

FACULDADES INTEGRADAS DE ARACRUZ
CURSO SUPERIOR DE ENGENHARIA MECÂNICA

ANDRÉ GALIMBERTI LOCATELLI
LUCAS VINÍCIUS DE BARROS FERREIRA

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS NAS JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO TIG
DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304**

Aracruz

2017

ANDRÉ GALIMBERTI LOCATELLI
LUCAS VINÍCIUS DE BARROS FERREIRA

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS NAS JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO TIG
DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Coordenadoria do Curso de Engenharia Mecânica
da FAACZ - Faculdades Integradas de Aracruz,
como requisito parcial para obtenção do título de
Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Me. João Paulo Calixto
da Silva

Aracruz

2017

**ANDRÉ GALIMBERTI LOCATELLI
LUCAS VINICIUS DE BARROS FERREIRA**

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS NAS JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO TIG
DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da FAACZ – Faculdades Integradas de Aracruz, como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Aprovado em 5 de dezembro de 2017.

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Me. João Paulo Calixto da Silva
Faculdades Integradas de Aracruz
Orientador

Prof. Esp. Anderson Fanchiotti da Silva
Faculdades Integradas de Aracruz

Prof. Me. Josimar Grippa
Instituto Federal do Espírito Santo

AGRADECIMENTOS

Agradecemos primeiramente a Deus pelo dom da vida e por ter nos proporcionados chegar até aqui.

Agradecemos em especial o nosso professor orientador João Paulo Calixto da Silva e aos outros professores que sempre estiveram dispostos a ajudar e contribuir para um melhor aprendizado.

Agradecemos também nossa instituição, ao Senai e ao Ifes, em especial ao Klayton, Patrick, Tiago, Walber e Warlen, que tiveram grande contribuição na preparação dos corpos de prova e realização dos ensaios.

As nossas famílias por toda a dedicação e paciência contribuindo diretamente para que pudéssemos ter um caminho mais fácil e prazeroso durante esses anos.

No fim tudo dá certo, se não
deu certo é porque ainda não
chegou no fim.

(SABINO, 1996, p. 611)

RESUMO

Um dos requisitos essenciais exigidos para que uma determinada liga metálica seja utilizada nas atividades ligadas à indústria, é a sua resistência mecânica, tendo em vista os diversos esforços aos quais os materiais serão submetidos. A partir da literatura revisada, foi verificado que com a utilização de menores energias de soldagem eram obtidas melhores propriedades mecânicas. No presente trabalho, placas retangulares de aço inoxidável AISI 304 foram soldadas pelo processo de soldagem TIG. O processo de soldagem foi aplicado variando as energias de soldagem (baixa, média e alta) para os diferentes corpos de prova, sendo que na baixa energia de soldagem foi utilizada 0,91 kJ/mm, onde o recomendado para aços inoxidáveis pelo processo TIG (CC-) é de 1,0 kJ/mm. A microestrutura e as propriedades mecânicas das amostras foram posteriormente avaliadas. Na análise microestrutural foi verificado a produção de maiores dendritas à medida que a energia de soldagem aplicada aumentava. As medições de microdureza foram realizadas transversalmente do centro da solda às suas extremidades. À medida que o indentador se afastava do centro da solda, foi verificado um aumento da dureza devido a taxa de resfriamento maior do exterior para o centro da solda. Os valores de microdureza no metal de solda aumentaram de 206,8 HV para 234,4, 195,1 HV para 220,5 HV e 177,6 HV para 214,4 HV, utilizando energias de baixa, média e alta intensidade, respectivamente. Os resultados de resistência à tração mostraram o aumento da resistência à medida que a energia aplicada diminuía, chegando a 720,36 Mpa para a baixa energia de soldagem.

Palavras chaves: Aço inoxidável AISI 304. Energia de soldagem. Propriedades mecânicas.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.....	17
Figura 2 – Ampliação do campo austenítico do sistema Fe-Cr para diferentes teores de carbono e nitrogênio.....	18
Figura 3 – Seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni (1000 a 1200°C).....	19
Figura 4 – Seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni (650 a 900°C).....	20
Figura 5 – Cortes do diagrama Fe-Cr-Ni-Mo para 70% de Fe.....	21
Figura 6 – Seção vertical do sistema Fe-Cr-Ni, para 70% Fe.....	22
Figura 7 – Efeitos dos principais elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos.....	25
Figura 8 – Diagrama de Schaeffler-Delong.....	27
Figura 9 – Processo TIG: (a) Visão geral; (b) Área de soldagem ampliada.....	29
Figura 10 – Diferentes tipos de juntas soldadas.....	31
Figura 11 – Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG.....	32
Figura 12 - Microestruturas das zonas afetadas pelo calor obtidas para energias de (a) baixa, (b) média e (c) alta energia de soldagem em 2011 (100x).....	33
Figura 13 – Microestruturas das zonas afetadas pelo calor obtidas para energias de (a) baixa, (b) média e (c) alta energia de soldagem em 2014.....	33
Figura 14 - Efeito da energia de soldagem na taxa de corrosão.....	35
Figura 15 – Formatos de poças de fusão durante o processo TIG de chapas de aço inoxidável.....	36
Figura 16 – Extremidade afiada de uma poça de um aço inoxidável 309 que foi resfriada com gelo durante o processo de soldagem.....	37
Figura 17 – Variação nas taxas de resfriamento com diferentes energias de soldagem (EI/V).....	37
Figura 18 – Ciclos térmicos de soldagens por (a) eletroescória e a (b) arco.....	38
Figura 19 – Efeito da distribuição de densidade de potência no formato de solda no processo TIG de alumínio 6061 de 3,2 mm com 880W e 4,23mm/s.....	39
Figura 20 – Chanfro utilizado nas amostras.....	40
Figura 21 – Características técnicas da fonte de soldagem.....	43
Figura 22 – Fonte de soldagem utilizada (Origo™ TIG 150 LiftArc).....	43
Figura 23 – Área analisada de cada amostra soldada.....	44

Figura 24 – Energia de soldagem recomendada pelos autores e a utilizada.....	46
Figura 25 – Amostra já polida.....	47
Figura 26 – Ataque eletroquímico para revelação da microestrutura da amostra.....	47
Figura 27 – Corpos de prova utilizados no ensaio de microdureza Vickers.....	48
Figura 28 – Esquematisação das medições de microdureza.....	48
Figura 29 – Durômetro utilizado para a realização do ensaio de microdureza Vickers.....	49
Figura 30 – Dimensões do corpo de prova de seção retangular para a realização do ensaio de tração.....	49
Figura 31 – Emic DL60000 utilizada no ensaio de tração.....	50
Figura 32 – Micrografias óticas das microestruturas dos metais de solda obtidas para as diferentes energias de soldagem ampliadas em 400x, utilizando (a) 0,91 kJ/mm (b) 1,06 kJ/mm (c) 1,20 kJ/mm, respectivamente.....	51
Figura 33 – Micrografias óticas das microestruturas dos metais de solda obtidas em 2011 (100x) utilizando respectivamente (a) baixa (b) média e (c) alta energia de soldagem.....	53
Figura 34 – Micrografia ótica da microestrutura do metal de solda obtida em 2013 (200x).....	53
Figura 35 – Microestruturas das zonas afetadas pelo calor obtidas para as diferentes energias de soldagem ampliadas em 400x, utilizando (a) 0,91 kJ/mm (b) 1,06 kJ/mm (c) 1,20 kJ/mm, respectivamente.....	54
Figura 36 – Corpos de prova após a realização do ensaio de tração.....	59
Figura 37 – Amostra tracionada evidenciando problemas durante o processo de soldagem.....	60

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Perfis de microdureza obtidos em 2011.....	34
Gráfico 2 – Perfis de microdureza obtidos em 2014.....	34
Gráfico 3 – Perfil de microdureza Vickers da região soldada das amostras.....	56
Gráfico 4 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda.....	57
Gráfico 5 – Tensão x deformação dos corpos de provas tracionados utilizando energias de soldagem de (a) baixa, (b) média e (c) alta intensidade.....	58

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Limites de resistência à tração obtidos por Kumar e Shahi em 2011.....	34
Tabela 2 – Limites de resistência à tração obtidos por Tabish et al. em 2014.....	35
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304.....	40
Tabela 4 – Composição química em peso do aço estudado.....	40
Tabela 5 – Composição química em peso do eletrodo revestido utilizado.....	41
Tabela 6 – Gases de proteção e tipos de corrente usuais na soldagem de diferentes ligas.....	41
Tabela 7 – Classificação de diferentes tipos de eletrodos para soldagem TIG.....	42
Tabela 8 – Parâmetros utilizados durante o processo de soldagem.....	44
Tabela 9 – Valores de microdureza Vickers obtidos nos corpos de prova confeccionados com energias de soldagem de baixa, média e alta intensidade.....	55
Tabela 10 – Resultados dos ensaios de tração.....	57

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A – Ampere

AISI – American Iron and Steel Institute

ANSI – American National Standards Institute

ASM – American Society for Metals

ASME – American Society of Mechanical Engineers

AWS – American Welding Society

C – Carbono

CC- – Corrente contínua polarizada negativamente

Cr – Cromo

Cu – Cobre

DIN – German Institute for Standardization

Fe – Ferro

GTAW – Gas-Shielded Tungsten Arc Welding

Mn – Manganês

N – Nitrogênio

Nb – Nióbio

Ni – Níquel

P – Fósforo

S – Enxofre

Se – Selênio

Si – Silício

Ti – Titânio

TIG – Tungsten Inert Gas

V – Volt

W – Watt

α – Alfa, ferrita alfa

γ – Gama, austenita

δ – Delta, ferrita delta

η – Fase de Laves

σ – Fase Sigma

χ – Fase Chi

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 OBJETIVOS	14
1.1 Objetivo Geral	14
1.2 Objetivos Específicos	14
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	15
2.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos	16
2.1.2 Constituição e diagramas de equilíbrio	16
2.1.2.1 Sistema Fe-Cr	17
2.1.2.2 Sistema Fe-Cr-Ni	18
2.1.2.3 Sistema Fe-Cr-Ni-Mo	21
2.1.3 Solidificação em equilíbrio	22
2.1.4 Precipitação de fases intermetálicas	23
2.1.4.1 Fase sigma (σ)	24
2.1.4.2 Fase qui (χ)	24
2.1.4.3 Fase de Laves (η)	24
2.1.5 Elementos de liga	25
2.1.6 Diagramas de Schaeffler-Delong	25
2.1.7 Estabilizadores	27
2.2 SOLDAGEM	28
2.2.1 Processo de soldagem TIG	29
2.2.2 Terminologia da soldagem	30
2.2.3 Eletrodos	31
2.2.4 Gases de proteção	31
2.2.5 Influência da energia e parâmetros de soldagem	32

2.2.5.1 Formato da poça	36
2.2.5.2 Taxa de resfriamento e gradiente de temperatura	37
2.2.5.3 Distribuição da densidade de potência.....	38
2.2.5.4 Efeito da dissipação de calor da peça de trabalho	39
3 METODOLOGIA	40
3.1 MATERIAIS UTILIZADOS	40
3.1.1 Metal de base	40
3.1.2 Vareta para a soldagem	41
3.1.3 Gás de proteção	41
3.1.4 Eletrodo.....	42
3.1.5 Fonte de soldagem.....	42
3.2 MÉTODOS	44
3.2.1 Procedimento de Soldagem	44
3.2.1.1 Preparação das amostras	44
3.2.1.2 Processo e parâmetros utilizados	44
3.2.1.3 Energia de soldagem.....	45
3.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	46
3.4 ENSAIO DE MICRODUREZA	48
3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO	49
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	51
4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	51
4.2 ENSAIO DE MICRODUREZA	55
4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO	57
5 CONCLUSÕES	61
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	62
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	63

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados como materiais estruturais nucleares para tubulações de resfriamento de reatores, corpos de válvulas e componentes internos de vasos devido às suas excelentes propriedades mecânicas (TABISH et al., 2014).

Esses aços são utilizados desde temperaturas criogênicas até altas temperaturas (até 1150°C), uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas por outros materiais (CARBÓ, 2008).

Segundo Padilha e Guedes (1994), a ampla utilização desses aços é devida a uma combinação favorável de suas propriedades mecânicas, tais como: resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, trabalhabilidade e soldabilidade.

No entanto, a soldagem frequentemente leva a um empobrecimento das propriedades mecânicas devido às mudanças metalúrgicas associadas com o processo de fusão da solda, processos como segregação, precipitação de fases secundárias, presença de porosidade, trincas durante o processo e o crescimento de grãos na zona afetada pelo calor (TABISH et al., 2014).

Para Zeng, Lucas e Fang (1993) e Tsai, Yeh e Tarng (1999), os aços inoxidáveis podem ser soldados de diferentes maneiras, entretanto é importante que seja escolhido o mais adequado método para obter juntas com boas propriedades. A qualidade do processo de soldagem TIG é caracterizada fortemente pelo formato da poça de fusão, e deve ser levado em conta a importância de sua geometria na determinação das propriedades mecânicas da soldagem.

O presente trabalho analisa detalhadamente as juntas fabricadas pelo processo TIG de aços inoxidáveis AISI 304 através de observações microestruturais e suas propriedades mecânicas.

1.1 OBJETIVOS

1.1 Objetivo Geral

- Analisar o efeito da energia de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldadas pelo processo TIG do aço inoxidável austenítico AISI 304.

1.2 Objetivos Específicos

- Analisar a microestrutura da junta soldada com a utilização de microscópio.
- Analisar as microdurezas das amostras após o processo de soldagem com a utilização do ensaio Vickers.
- Correlacionar os resultados do ensaio de tração com as microestruturas encontradas.
- Avaliar a utilização de uma energia de soldagem menor do que a recomendada para aços inoxidáveis austeníticos pelo processo TIG (CC-).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Segundo Kou (2003), os aços inoxidáveis são uma classe de ligas ferrosas que contêm de 12 a 27% de Cr e 1 a 2% de Mn em peso, com a adição de Ni em algumas classes. Uma pequena quantidade de carbono também está presente, tanto deliberadamente adicionada ou como uma impureza inevitável.

Para Carbó (2008), outros elementos metálicos também se encontram nestas ligas, mas o cromo é considerado o elemento mais importante porque é o que atribui a esses aços uma elevada resistência à corrosão.

Castro e De Cadenet (1974), afirmam que o cromo é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, portanto, os aços contendo cromo podem corroer, e especialmente oxidar, a uma taxa muito rápida quando não são cobertos por uma camada de óxido de cromo. No entanto, se essa camada puder ser formada, será altamente estável, homogênea e praticamente insolúvel em diversos reagentes. Os filmes que são formados em meios oxidantes, como é o caso do ácido nítrico, são mais resistentes.

Carbó (2008), explica que a elevada resistência à corrosão destes materiais e a grande quantidade de alternativas que existem para a utilização dos mesmos é devida a sua capacidade de formar e conservar filmes passivos em uma grande variedade de meios.

Segundo Davis (2011), os aços inoxidáveis são utilizados em uma ampla variedade de aplicações. Grande parte das aplicações estruturais ocorrem nas indústrias de química e de engenharia de energia, onde representam mais de um terço do mercado de produtos de aço inoxidável.

Para Lippold e Kotecki (2005), a maioria dos aços inoxidáveis são soldáveis, mas muitos exigem procedimentos especiais. Em quase todos os casos, a soldagem resulta numa alteração significativa do metal de solda e da microestrutura da zona afetada pelo calor em relação ao metal de base. Isto pode constituir uma alteração no equilíbrio de fase desejado, formação de constituintes intermetálicos, crescimento de grãos, segregação de elementos de liga e impureza e outras reações. No geral, isso leva a algum grau de degradação nas propriedades e no desempenho, e deve ser resolvido através do design e da fabricação.

2.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Segundo Chiaverini (1998), os aços inoxidáveis austeníticos podem ser divididos em dois grupos: aços ao cromo-níquel e aços ao cromo-níquel-manganês. E suas principais características são: não magnéticos, não endurecíveis (por serem austeníticos) e quando encruados, o aumento de dureza é bastante superior ao que se encontraria em outros aços submetidos a mesma deformação. Aumento esse que é atribuído à instabilidade da austenita, que quando encruada, se transforma parcialmente e paulatinamente em ferrita. Essa ferrita, que se encontra superfaturada de carbono, nas mesmas condições que a martensita, contribui para esse grande aumento na dureza do aço.

Kou (2003), exemplifica que para um aço inoxidável com 15-16% de Cr, é necessário cerca de 6-8% de Ni. O aço inoxidável mais utilizado é o aço inoxidável 304. Também é conhecido como aço inoxidável 18-8 devido à sua composição de 18% de Cr e 8% de Ni.

Para Castro e De Cadenet (1974), de um modo geral, os aços inoxidáveis austeníticos contêm pelo menos 15% de Cr e Ni suficiente para manter uma estrutura austenítica estável na faixa de temperatura de 1100°C até à temperatura ambiente sem formação de martensita.

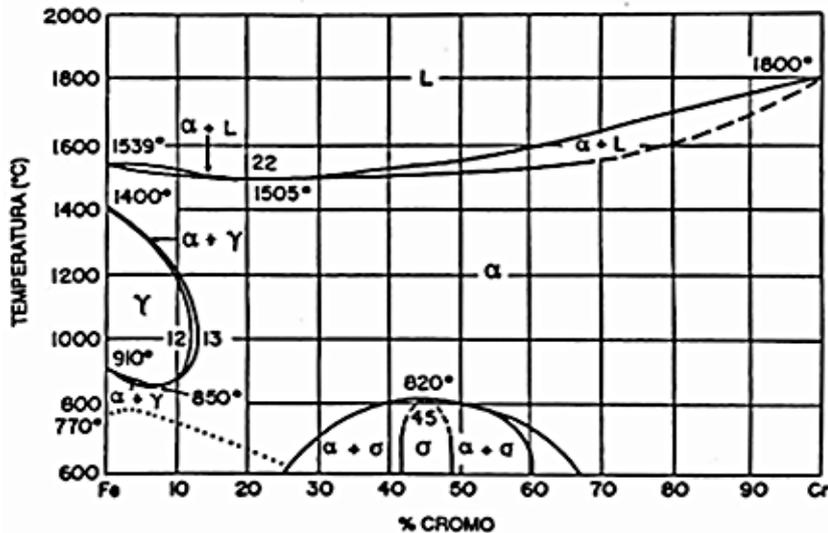
2.1.2 Constituição e diagramas de equilíbrio

Segundo Padilha e Guedes (1994), os diagramas de equilíbrio oferecem uma orientação preciosa sobre as possíveis fases que podem ocorrer em um material. Embora sua importância seja incontestável, seu uso apresenta algumas restrições. A primeira restrição é que na maioria das vezes, o equilíbrio dos sistemas é raramente atingido. Por outro lado, eles ignoram as fases metaestáveis, fases essas que têm propriedades interessantes e importância tecnológica muito grande. Outra dificuldade é que as ligas comerciais envolvem pelo menos seis elementos diferentes (Fe, Cr, Ni, Mn, Si e C). A disponibilidade de diagramas quaternários ou com mais elementos é bastante restrita.

2.1.2.1 Sistema Fe-Cr

Para Padilha e Guedes (1994), verifica-se que para qualquer relação de Fe-Cr, onde a solidificação inicia-se com a formação de uma fase cúbica centrada (α), denominada ferrita. Essa ferrita quando proveniente da solidificação é denominada ferrita δ . O cromo por ser um elemento ferritizante, reduz o campo de existência da austenita (γ), estabilizando a ferrita para teores acima de 13% no sistema Fe-Cr. Como ilustrado na *Figura 1*, o campo de existência da austenita no sistema é limitado a uma faixa de temperatura de 850°C a 1400°C e para teores máximos de cromo de 12%. A temperatura de transformação α/γ que para o ferro situa-se em 910°C e decresce à medida que se eleva o teor de cromo, até atingir um mínimo de 850°C, o valor de cromo corresponde a 8%. Teores crescentes de cromo elevam a temperatura de transformação α/γ gradativamente até 1000°C, para composições contendo 13% de cromo.

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr

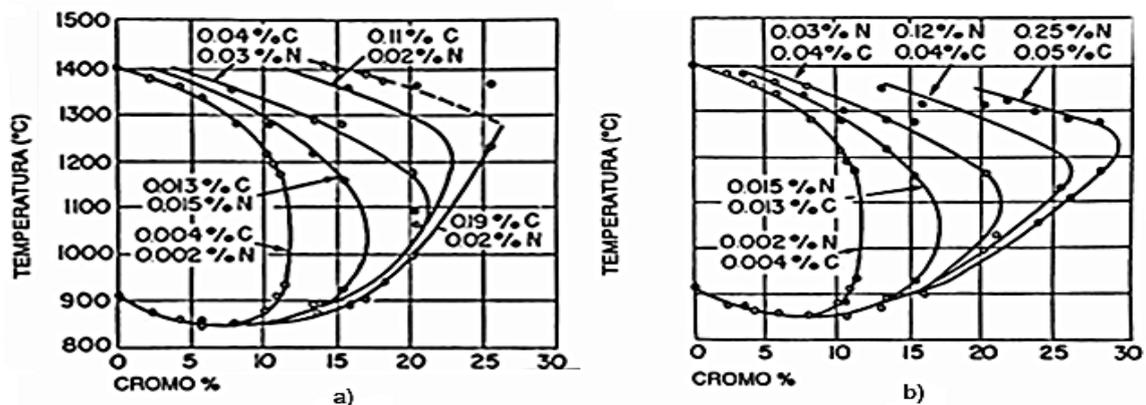


Fonte: Padilha e Guedes (1994).

Os autores afirmam também, que os campos de existência de austenita e austenita + ferrita no sistema Fe-Cr podem ser alongados para maiores teores de cromo na presença de elementos austenitizantes, como exemplo, os elementos intersticiais C e N, que normalmente estão presentes em ligas comerciais. Como apresentado na *Figura 2*, a presença de baixos teores de C e N já são suficientes para expandir o

campo austenítico, que pode chegar a cerca de 26% Cr na presença de combinações de 0,19% C e 0,02% N ou 0,25% N e 0,05 % C. Consta-se também, que a temperatura de transformação α/γ aumenta à medida que os campos γ e $\alpha + \gamma$ são movidos para teores maiores de cromo, atingindo até 1250° C como apresentado nos exemplos, em que a transição $\gamma + \alpha/\alpha$ ocorre para 26% Cr.

Figura 2 – Ampliação do campo austenítico do sistema Fe-Cr para diferentes teores de carbono e nitrogênio



Fonte: Padilha e Guedes (1994).

Pereira (2009), conclui que há uma redução na obtenção do endurecimento total por têmpera devido a alteração da composição das ligas Fe-Cr-C à medida que aumenta a porcentagem de cromo. Para teores de cromo sobre 13% uma quantidade de carbono deve ser inserida para garantir a formação de uma estrutura completamente austenítica em uma faixa de temperatura. Para isso, quanto maior o teor de cromo, mais deve ser o de carbono. Alguns tipos de aços inoxidáveis com teores de cromo de 16% a 20% podem tornar-se quebradiços pelo esfriamento muito lento, admitindo-se que esse fenômeno seja associado a uma precipitação de carbonetos. No entanto, essa fragilidade pode ser anulada com o reaquecimento a temperaturas entre 790°C e 850°C, seguido de um resfriamento razoavelmente rápido.

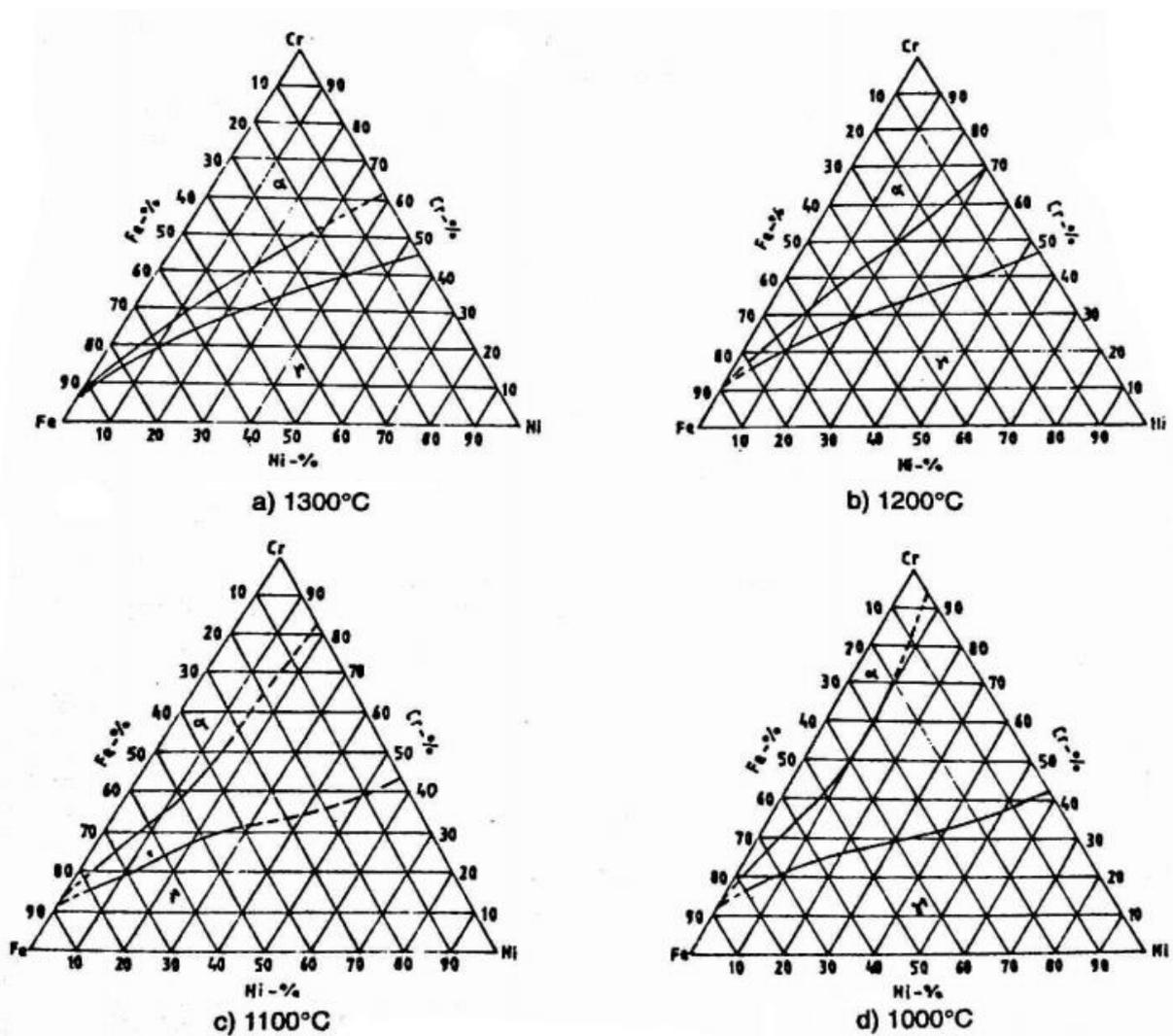
2.1.2.2 Sistema Fe-Cr-Ni

Para Padilha e Guedes (1994), o sistema Fe-Cr-Ni constitui a base dos aços inoxidáveis e resistentes ao calor com matriz predominante austenítica. As ligas que compõem este grupo podem apresentar, no estado bruto de fundição, estrutura

parcialmente ferrítica ou totalmente austenítica. Além da ferrita e da austenita pode ainda estar presente a fase sigma.

A *Figura 3* ilustra seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni a 1300°C, 1200°C, 1100°C e 1000°C. As fases presentes nestas temperaturas são a ferrita e a austenita, o campo ferrítico localiza-se próximo às composições ricas em níquel, e o campo de coexistência das duas fases em composições intermediárias, cujos limites ampliam-se, à medida que a temperatura diminui.

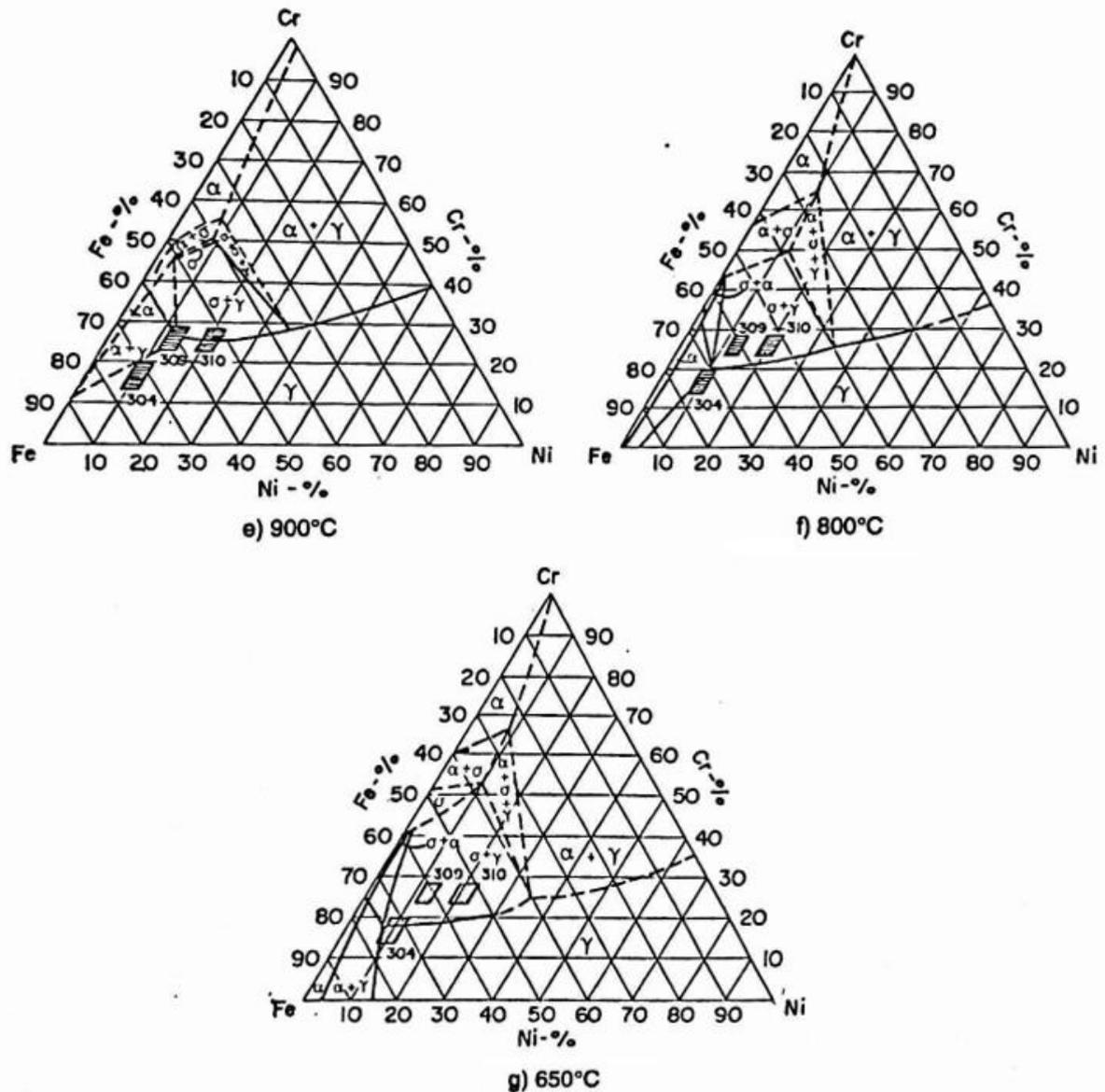
Figura 3 – Seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni (1000 a 1200°C)



Fonte: Padilha e Guedes (1994).

As seções isotérmicas nas temperaturas de 900°C, 800°C e 650°C, além de ferrita e austenita, nota-se também a presença da fase sigma, em composições próximas a 50% Fe e 50% Cr, como mostrado na *Figura 4*.

Figura 4 – Seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni (650 a 900°C)



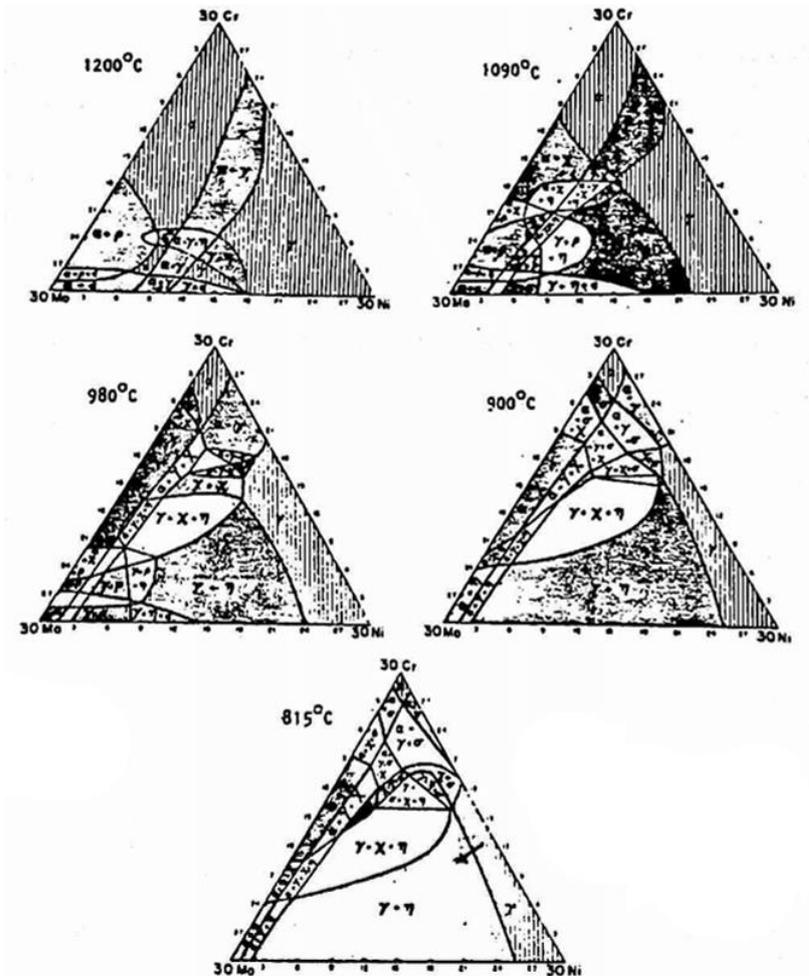
Fonte: Padilha e Guedes (1994).

Considerando-se apenas os teores de ferro, cromo e níquel, Padilha e Guedes (1994), ressaltam que o aço AISI 304 estaria adjunto ao limite dos campos austeníticos e austenítico-ferrítico a 800°C e 900°C, podendo localizar-se a 650°C nos campos austenítico, austenítico-ferrítico ou apresentar coexistência de austenita e fase sigma, conforme as combinações de cromo e níquel dentro de sua faixa de especificação.

2.1.2.3 Sistema Fe-Cr-Ni-Mo

A adição de molibdênio ao sistema Fe-Cr-Ni, além de estabilizar a ferrita, provoca o aparecimento de várias fases intermetálicas, sendo duas delas a fase de Laves (η) e a fase χ , como mostrado nos diagramas da *Figura 5*.

Figura 5 – Cortes do diagrama Fe-Cr-Ni-Mo para 70% de Fe



Fonte: Padilha e Guedes (1994).

Segundo Padilha e Guedes (1994), para que se interpretem corretamente as microestruturas obtidas na solidificação dos aços inoxidáveis e resistentes ao calor austenítico, torna-se necessária uma análise mais detalhada da solidificação das ligas Fe-Cr-Ni e das variáveis mais importantes que atuam nesse processo, como a composição química e a velocidade de resfriamento.

2. A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação da ferrita.
3. A ferrita é a primeira fase a se solidificar, na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, reação eutética envolvendo 3 fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, com a consequente segregação de elementos que promovem a ferrita tanto para o interior da dendrita como para o líquido, podendo, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.
4. A ferrita é a única fase formada na solidificação, tendo-se formação posterior de austenita somente no estado sólido.

Padilha e Guedes (1994), afirmam que uma dada liga pode não se solidificar obrigatoriamente de acordo com apenas uma das sequências apresentadas, podendo suceder a nucleação simultânea de ferrita e austenita, em diversas regiões da massa líquida devido a flutuações de composição química durante a solidificação ou por variações na taxa de resfriamento.

Segundo Pereira (2009), vale ressaltar que, as ligas que ocorrem a transição da fase ferrítica para austenítica durante o processo de solidificação necessitam de atenção especial, pois esse tipo de liga – que iniciam sua solidificação com a formação de ferrita – possuem menor probabilidade de ocorrer trincas à quente durante sua solidificação e em processos de soldagem.

2.1.4 Precipitação de fases intermetálicas

Os três tipos de fases intermetálicas que ocorrem mais frequentemente em aços inoxidáveis austeníticos são: a fase σ , a fase χ e a fase de Laves. A presença das fases σ e χ é geralmente considerada negativa devido a fragilização do material e o empobrecimento da matriz em Cr, Mo, Ti, Nb e V. Enquanto a fase de Laves, mesmo acarretando na perda de ductibilidade e empobrecimento da matriz em Mo, Ti e Nb, causa considerável endurecimento por precipitação (PADILHA, 1989).

2.1.4.1 Fase sigma (σ)

É a fase intermetálica mais estudada, constatada no sistema Fe-Cr em 1907 por Tamman e Treischke, sendo identificada em 1927 por Bain e Griffiths. Sua estrutura é tetragonal compacta com 30 átomos por célula unitária.

Para Hansen e Aderko (1959), Elliott (1965) e Shunk (1969) (apud PADILHA; GUEDES, 1994), essa fase apresenta empacotamento atômico definido por fatores eletrônicos e ocorre em numerosos sistemas binários e ternários com uma relação elétron/átomo entre 5 e 7 relações de raio (para sistemas binários) entre 0,93 e 1,16. Os átomos da fase σ apresentam-se comprimidos, por apresentarem distância menor que a soma dos raios atômicos, entre o centro de dois átomos.

Segundo Padilha e Guedes (1994), sua cinética de precipitação é bastante lenta, pois apresenta dificuldade de nucleação (nucleia sempre incongruentemente com a matriz em locais de alta energia) e de crescimento (necessita de baixa difusividade dos elementos substitucionais. Como ela não dissolve elementos intersticiais, há obrigação do empobrecimento prévio da matriz nestes elementos (através da precipitação de carbonetos e boretos) para sua posterior precipitação.

Para Jeglitsch, Maier e Wallner (1972), sua morfologia e comportamento sob ataque metalográfico, além da sua composição, são bastante variáveis, o que dificulta sua identificação.

2.1.4.2 Fase chi (χ)

A fase χ também tem empacotamento determinado por fatores eletrônicos (TCP-Phase) e ocorre com relações elétron/átomo entre 6,3 e 7,8 e relações de raio entre 1,017 e 1,207. Tem composição parecida com a fase σ , no entanto, tem a capacidade de dissolver carbono, sendo classificada como carboneto do tipo $M_{18}C$. A fase χ é frequentemente identificada nos aços inoxidáveis austeníticos (PADILHA; GUEDES, 1994).

2.1.4.3 Fase de Laves (η)

Estas fases ocorrem preferencialmente para uma relação ideal de raios atômicos igual a 1,225 (são encontrados na faixa de 1,10 a 1,46) e relações elétron/átomo entre 6,33

e 8. É certo que fatores eletrônicos, além dos geométricos, também exercem influência na sua ocorrência (PADILHA; GUEDES, 1994)

Segundo Pereira (2009), poderá haver um conflito com elementos estabilizadores (Nb, Ti, V, Zr) entre as fases sigma e de Laves. Entretanto, a fase de Laves também dissolve carbono, assim como a fase chi, e então sua precipitação é mais beneficiada com relação a sigma. A formação deste precipitado é favorecida em aços de maiores teores de carbono.

2.1.5 Elementos de liga

Cada elemento de liga tem seu efeito específico sobre as propriedades dos aços inoxidáveis, como conferido na *Figura 7*. A combinação entre os elementos de liga e as impurezas, determinam o perfil de propriedade de uma determinada classe de aço (LEFFLER, 2000).

Figura 7 – Efeitos dos principais elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos

<i>Elemento</i>	<i>Efeitos</i>
C	Promove fortemente a formação de austenita. Pode formar carboneto com o cromo e resultar em corrosão intergranular.
Cr	Promove a formação de ferrita. Aumenta a resistência à oxidação e à corrosão.
Ni	Promove a formação da austenita. Aumenta resistência a alta temperatura, resistência à corrosão e ductilidade.
Nb, Ti	Reduzem sensibilidade à corrosão intergranular combinados com o C. Agem como refinadores de grão. Promovem a formação de ferrita. Aumentam a resistência à fluência.
Mn	Aumenta a resistência a alta temperatura. Aumenta a resistência à corrosão em meios redutores. Promove a formação de ferrita.
P, Se, S	Melhoram a usinabilidade, mas promovem fissuração de solidificação. Diminuem ligeiramente a resistência à corrosão.
Si	Aumenta a resistência à formação de carepa e promove a formação de ferrita. Sempre adicionado em pequenas quantidades para desoxidação.
Cu	Aumenta a resistência à corrosão em certos meios. Diminui a sensibilidade à corrosão sob tensão. Causa efeitos endurecedores por envelhecimento.

Fonte: MODENESI, 2001.

2.1.6 Diagramas de Schaeffler-Delong

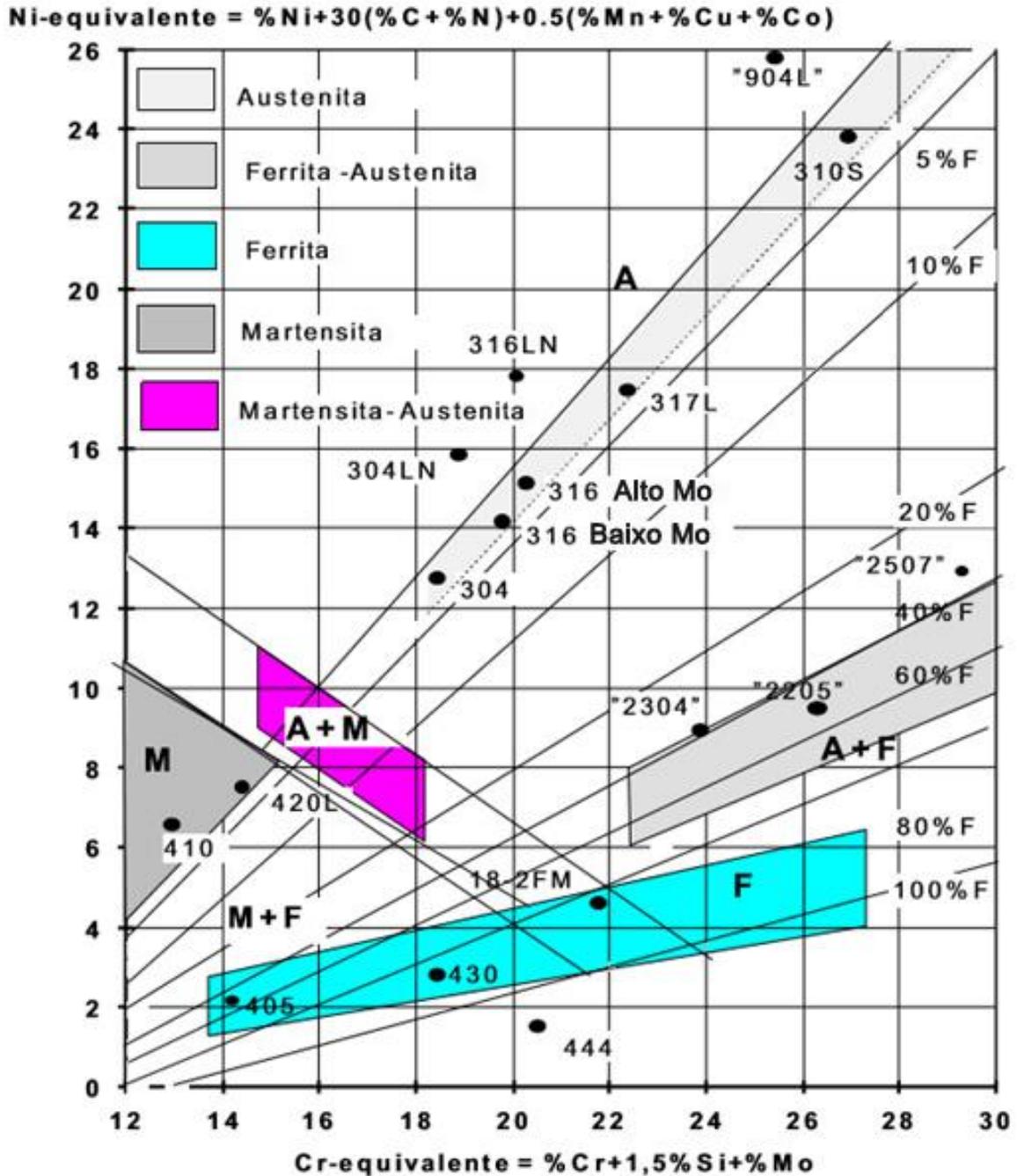
Segundo Leffler (2000), o efeito dos elementos de liga sobre a estrutura de aços inoxidáveis é resumido no diagrama de Schaeffler-Delong. O diagrama baseia-se no fato de que os elementos de liga podem ser divididos em estabilizadores de ferrita e austenita. Isso significa que eles favorecem a formação de ferrita ou austenita na

estrutura. Se a capacidade dos estabilizadores de austenita promoverem a austenita está relacionada com a de Ni, e os estabilizadores de ferrita também comparados com o Cr, torna-se possível calcular o efeito total de estabilização da ferrita e austenita nos elementos de liga no aço. Isto dá os assim chamados equivalentes de Cr e Ni do diagrama de Schaeffler-Delong:

- Cromo equivalente = $\%Cr + 1.5 \times \%Si + \%Mo$
- Níquel equivalente = $\%Ni + 30 \times (\%C + \%N) + 0.5 \times (\%Mn + \%Cu + \%Co)$

Deste modo é possível ter em consideração o efeito combinado dos elementos de liga. O diagrama de Schaeffler-Delong foi originalmente desenvolvido para metal de solda, isto é, descreve a estrutura após fusão e arrefecimento rápido, mas o diagrama foi encontrado para dar uma imagem útil do efeito dos elementos de liga também para materiais forjados e tratados termicamente. No entanto, na prática, os aços forjados ou tratados termicamente com conteúdo de ferrita na gama de 0 a 5% de acordo com o diagrama, contêm quantidade menores de ferrita do que a prevista pelo diagrama. Também deve ser mencionado que o diagrama de Schaeffler-Delong não é o único diagrama para avaliação do conteúdo de ferrita na estrutura dos aços inoxidáveis.

Figura 8 – Diagrama de Schaeffler-Delong



Fonte: LEFFLER, 2000.

2.1.7 Estabilizadores

Para Padilha e Guedes (1994), a adição de elementos como o Nb, Ti, V e W tem como principal objetivo aumentar a resistência à corrosão e à fluência de aços inoxidáveis e resistentes ao calor austeníticos. São responsáveis em formar carbonetos mais estáveis que o cromo, evitando a corrosão intergranular causada pelo empobrecimento de cromo das regiões próximas aos contornos de grão devido a

precipitação de $M_{23}C_6$. Além de modificarem a forma e a distribuição dos carbonetos presentes no material, fatores estes que afetam a resistência à fluência.

Segundo Pereira (2009), é necessário um cuidado especial com a proporção correta destes elementos, pois uma adição em excesso tenderá a reduzir as propriedades mecânicas e formar precipitados intermetálicos, enquanto uma quantidade insuficiente poderá formar precipitados de cromo e, com isso, existência de problemas com a corrosão.

2.2 SOLDAGEM

“Denomina-se soldagem ao processo de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão. A solda é o resultado desse processo” (WAINER; BRANDI; MELO, 2000, p. 1).

Segundo Houldcroft (1979, apud WAINER; BRANDI; MELO, 1992), um processo de soldagem deve gerar uma quantidade de energia capaz de juntar dois materiais, iguais ou não, remover as contaminações das superfícies a serem unidas, evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem e proporcionar o controle da transformação de fase, para que a solda alcance as propriedades pretendidas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas.

Os processos de soldagem podem ser classificados de acordo com o tipo de fonte de energia ou pela natureza da união. Dentre eles, industrialmente, os processos mais empregados são os que utilizam a eletricidade como geração da energia para realizar a união.

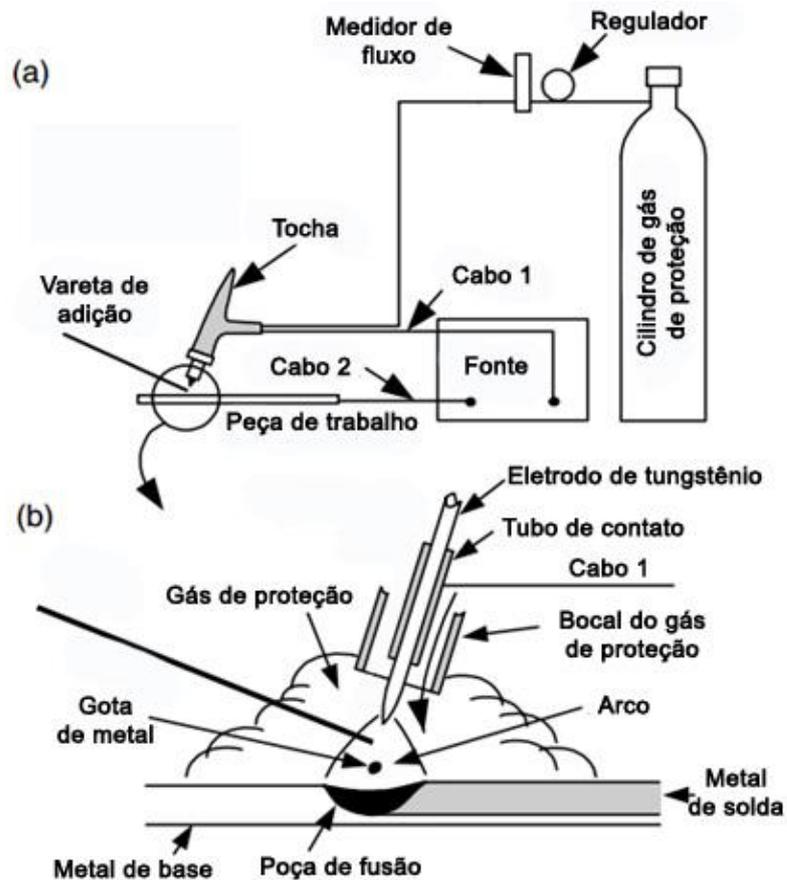
Pereira (2009), afirma que para realizar a fusão entre duas partes que serão unidas pode-se empregar o arco elétrico ou a resistência elétrica, através do aquecimento pelo efeito Joule. No primeiro caso, as determinadas variáveis estão envolvidas: soldagem a ponto, soldagem com costura, soldagem topo-a-topo e soldagem com ressalto. Já no segundo caso, é composta por uma subdivisão entre soldagem com eletrodo consumível que contém os processos de soldagem eletrodo revestido, MIG/MAG, eletrodo tubular e arco submerso e soldagem com eletrodo não-consumível que engloba os processos TIG e a plasma. E ambos os processos podem ser utilizados na soldagem de aços inoxidáveis.

2.2.1 Processo de soldagem TIG

Segundo Pereira (2009), a soldagem TIG “é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida pelo aquecimento e conseqüente fusão destas, através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo e as peças a unir”. Um fluxo de gás inerte protege a região da soldagem, que pode ser feita com ou sem metal de adição.

Os equipamentos utilizados no processo de soldagem TIG são mostrados na *Figura 9*.

Figura 9 – Processo TIG: (a) Visão geral; (b) Área de soldagem ampliada



Fonte: KOU, 2003.

Para Sedriks (1996, apud LIMA, 2011), a fonte de energia é sempre de corrente constante e pode ser gerador, retificador ou transformador, dependendo do metal a ser soldado. A unidade de alta frequência é fundamental para a soldagem em corrente alternada, e deve ter intensidade regulável e controle de pré e pós-vazão do gás inerte, quando não incluído na fonte de energia. A tocha TIG é o dispositivo que fixa o

eletrodo de tungstênio, conduz a corrente elétrica e proporciona a proteção gasosa necessária à região circundante do arco elétrico e à poça de fusão.

Segundo Kou (2003), a soldagem TIG é adequada para juntar seções finas por causa de suas entradas de calor limitadas. A taxa de alimentação do metal de adição é de algum modo independente da corrente de soldagem, permitindo assim uma variação na quantidade relativa da fusão do metal de base e da fusão do metal de adição. Portanto, o controle da diluição e entrada de energia para a solda pode ser alcançado sem alterar o tamanho da solda. Ele também pode ser usado para soldar juntas de topo de chapas finas por fusão sozinho, isto é, sem a adição de metais de enchimento ou soldagem autógena. Como o processo TIG é um processo de solda muito limpo, ele pode ser usado para soldar metais reativos como titânio e zircônio, alumínio e magnésio. No entanto, a taxa de deposição é baixa. Correntes de soldagem excessivas podem causar a fusão do eletrodo de tungstênio e resulta em inclusões de tungstênio frágeis no metal de solda. No entanto, utilizando metais de enchimento pré-aquecidos, a taxa de deposição pode ser melhorada. No processo TIG de fio quente, o fio é alimentado e em contato com a poça de fusão de modo que o aquecimento por resistência pode ser obtido passando uma corrente elétrica através do fio.

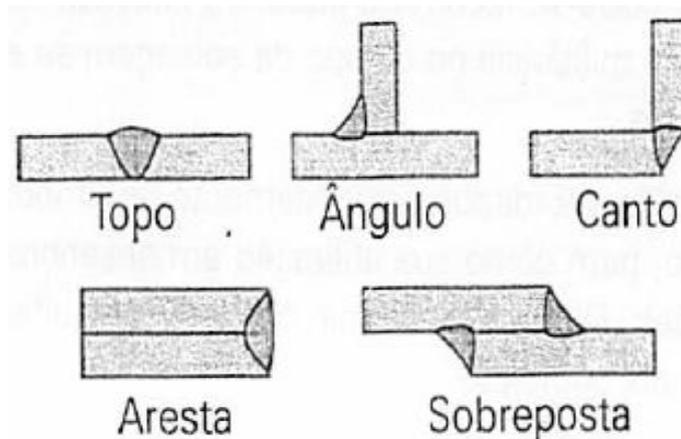
2.2.2 Terminologia da soldagem

Soldabilidade: De acordo com a AWS, é a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço (MODENESE, 2000).

Junta: Região onde as peças serão unidas por soldagem (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A *Figura 10* nos mostra alguns dos principais tipos de juntas soldadas.

Figura 10 – Diferentes tipos de juntas soldadas



Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2011).

Metal de base: Material da peça, ou peças, que está sendo soldada é o metal de base (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Metal de adição: Frequentemente, na soldagem por fusão, um material adicional é fornecido para a formação da solda, este é o metal de adição (MARQUES, MODENESI & BRACARENSE, 2011).

2.2.3 Eletrodos

Os eletrodos de tungstênio com 2% de cério ou tório têm melhor emissividade de elétrons, capacidade de transporte de corrente e resistência à contaminação, quando comparados aos eletrodos de tungstênio puro. Como resultado, a abertura do arco é facilitada e o arco torna-se mais estável. A emissividade dos elétrons refere-se à capacidade da ponta do eletrodo de emitir elétrons. Uma emissividade de elétrons inferior implica uma temperatura de ponta de eletrodo mais elevada necessária para emitir elétrons e, conseqüentemente, um maior risco de fusão da ponta (KOU, 2003).

2.2.4 Gases de proteção

Tanto o argônio quanto o hélio podem ser utilizados. Apresentam um potencial de ionização de 15,7 e 24,5 eV respectivamente. Uma vez que é mais fácil ionizar argônio do que o hélio, a abertura do arco é mais fácil e a queda de tensão é menor com o argônio. Além disso, o argônio é mais pesado que o hélio, com isso oferece maior

proteção durante o processo da soldagem. Independente da polaridade, o argônio também tem uma maior ação de limpeza que o hélio. Essas vantagens mais o menor custo do argônio o tornam mais atrativo para o processo de soldagem TIG (KOU, 2003).

Figura 11 – Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG

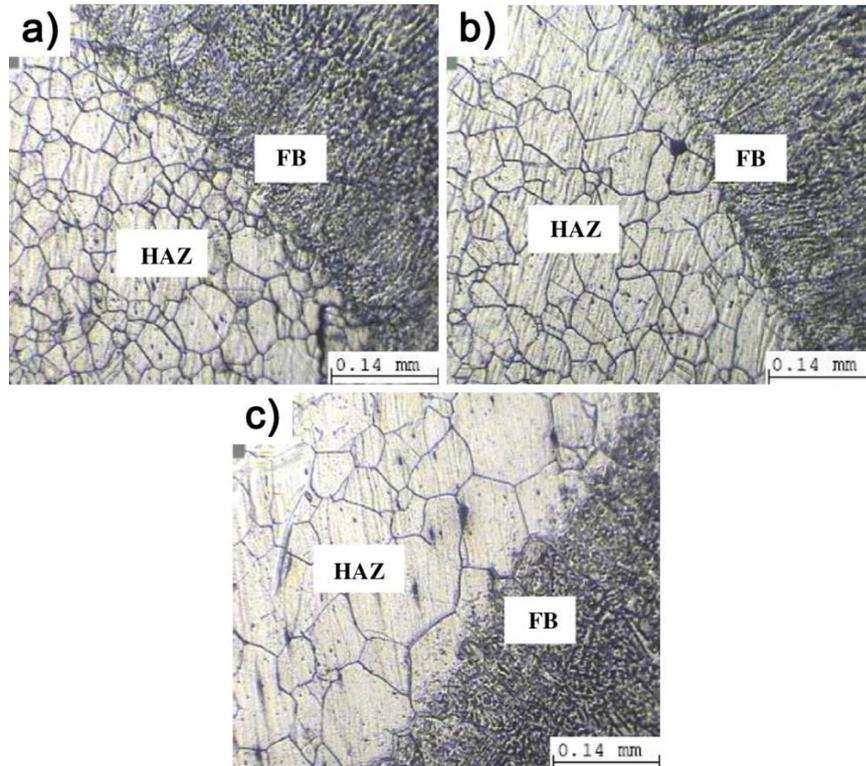
<i>Argônio</i>	<i>Hélio</i>
Baixa tensão de arco	Elevada tensão de arco
Menor penetração	Maior penetração
Adequado à soldagem de chapas finas	Adequado à soldagem de grandes espessuras
Soldagem manual devido ao pequeno gradiente de tensão	Soldagem automática
Maior ação de limpeza	Menor ação de limpeza
Arco mais estável	Arco menos estável
Fácil abertura de arco	Dificuldade na abertura do arco
Custo reduzido	Custo elevado
Vazão para proteção pequena	Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que argônio
Maior resistência à corrente de ar lateral	Menor resistência à corrente de ar lateral
Utilizado em CC e CA	

Fonte: Solomon (1984, adaptado por LIMA, 2011).

2.2.5 Influência da energia e parâmetros de soldagem

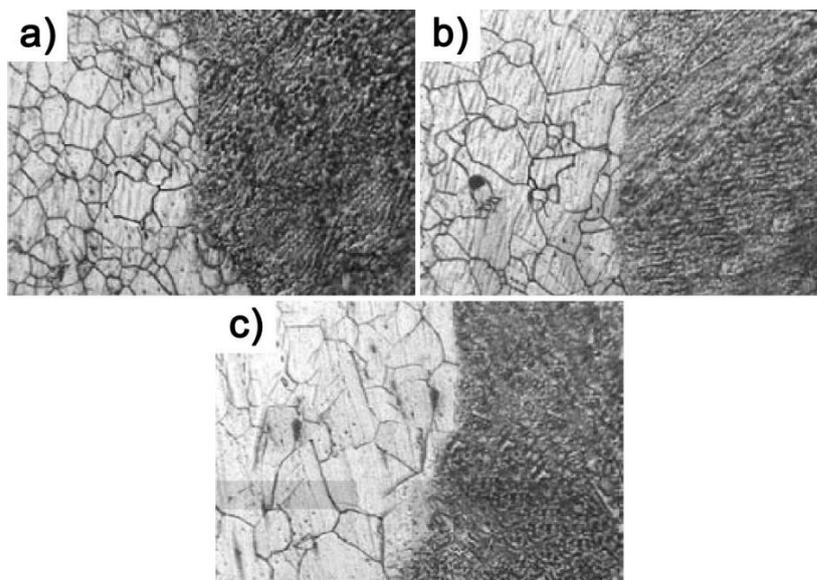
Outras investigações foram feitas utilizando o mesmo processo de soldagem em aços inoxidáveis AISI 304, os autores analisaram a microestrutura em juntas soldadas deste metal e suas propriedades mecânicas, utilizando energias de soldagem de baixa, média e alta intensidade. Nesses estudos, foram verificados que com as menores energias foram obtidos os melhores resultados de dureza e resistência a tração, devido a uma microestrutura dendrítica mais fina, como conferidas na *Figura 12* e *Figura 13*.

Figura 12 - Microestruturas das zonas afetadas pelo calor obtidas para energias de (a) baixa, (b) média e (c) alta energia de soldagem em 2011 (100x)



Fonte: Kumar e Shahi (2011).

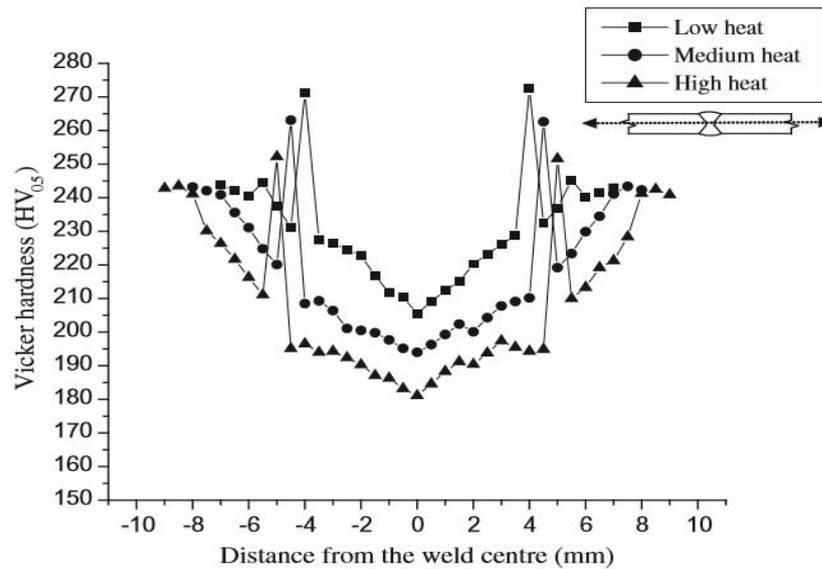
Figura 13 – Microestruturas das zonas afetadas pelo calor obtidas para energias de (a) baixa, (b) média e (c) alta energia de soldagem em 2014



Fonte: Tabish et al. (2014).

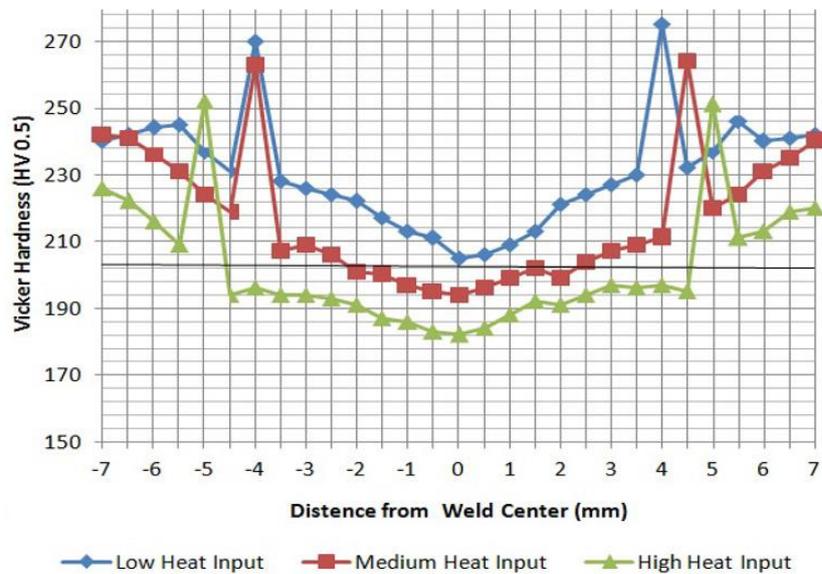
Os resultados obtidos pelos autores, tanto os perfis de microdureza quanto os limites de resistência à tração são conferidos no *Gráfico 1*, *Gráfico 2*, *Tabela 1* e *Tabela 2*.

Gráfico 1 – Perfis de microdureza obtidos em 2011



Fonte: Kumar e Shahi (2011).

Gráfico 2 – Perfis de microdureza obtidos em 2014



Fonte: Tabish et. al (2014).

Tabela 1 – Limites de resistência à tração obtidos por Kumar e Shahi em 2011

Identificação	Limite de resistência à tração	Alongamento	Local da fratura
Metal de base	610,80 Mpa	38,57%	-
Baixa ES*	657,32 Mpa	24,28%	Metal de base
Média ES*	639,45 Mpa	22,85%	Metal de base
Alta ES*	622,80 Mpa	21,42%	Metal de base

*ES = Energia de soldagem.

Fonte: Kumar e Shahi (2011).

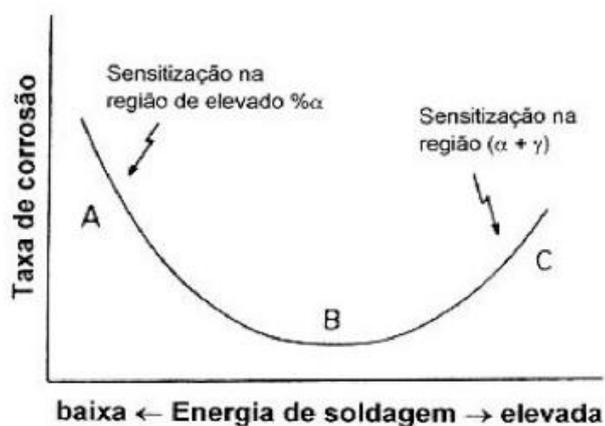
Tabela 2 – Limites de resistência à tração obtidos por Tabish et al. em 2014

Identificação	Limite de resistência à tração	Alongamento	Local de fratura
Metal de base	609,68 Mpa	40%	-
Baixa ES*	655,00 Mpa	25%	Metal de base
Média ES*	643,02 Mpa	23%	Metal de base
Alta ES*	620,40 Mpa	22%	Metal de base

*ES = Energia de soldagem.

Fonte: Tabish et al. (2014).

Além de suas propriedades mecânicas, a *Figura 14* demonstra as variações na taxa de corrosão por diferentes quantidades de energia. Em sua primeira região (A), ocorre a sensitização da zona termicamente afetada de alta temperatura de uma junta soldada que fora executada com uma menor energia de soldagem. Na região B, é observado o crescimento da resistência à corrosão intergranular – devido à redistribuição do cromo e a redução da precipitação de nitretos – a medida que a energia de soldagem é aumentada. Em sua terceira região, região essa de maior energia de soldagem (C), haverá a deterioração da resistência à corrosão intergranular ocasionado pela precipitação de nitretos nas interfaces α/γ da zona termicamente afetada de baixa temperatura.

Figura 14 - Efeito da energia de soldagem na taxa de corrosão

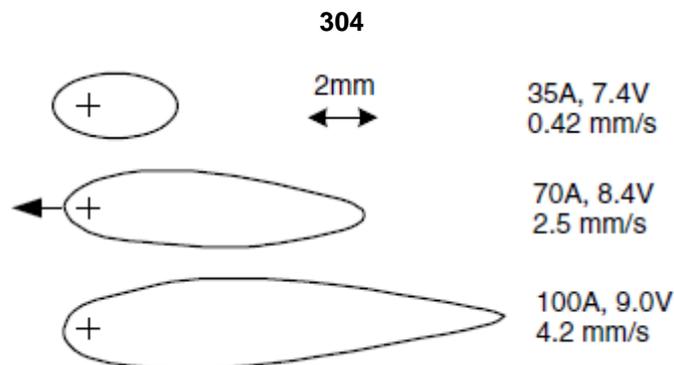
Fonte: Pereira (2009).

Os autores se discordam quanto às operações baseadas na energia de soldagem, pois é sabido que este parâmetro não é o único fator que influi na microestrutura obtida. A seguir, será comentado alguns parâmetros de soldagem que também colaboram na formação da microestrutura durante o processo da soldagem.

2.2.5.1 Formato da poça

À medida que a entrada de calor e a velocidade de soldagem aumentam, a poça de fusão se torna mais alongada, passando de elíptico para forma de lágrima. A *Figura 15* mostra as poças de fusão traçadas a partir de fotos tiradas durante o processo TIG autógeno de chapas de aço inoxidável 304 de 1,6 mm de espessura. Uma vez que as poças foram fotografadas em um ângulo inclinado (em vez de verticalmente), a barra de escala aplica-se apenas aos comprimentos na direção de soldagem. Em cada poça, a cruz indica a posição da ponta do eletrodo relativo à poça.

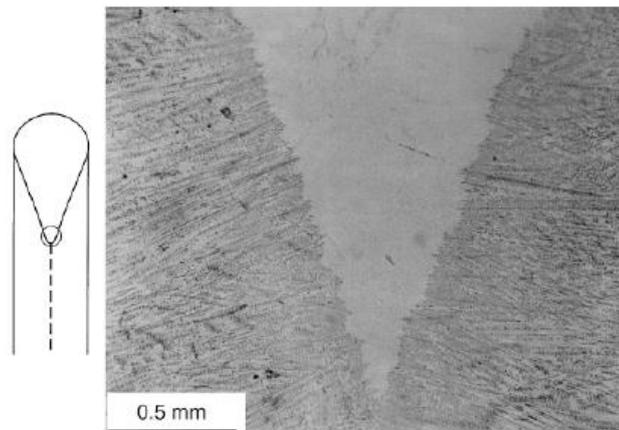
Figura 15 – Formatos de poças de fusão durante o processo TIG de chapas de aço inoxidável



Fonte: Smolik (1984, adaptado por KOU, 2003)

Kou e Le (1982) resfriaram a poça de fusão durante o processo TIG autógeno em chapas de aço inoxidável 309 de 1,6 mm e observaram a extremidade afiada da poça como mostrada na *Figura 16*. A corrente de soldagem era de 85 A, tensão de 10 V e velocidade de 4,2 mm/s. A característica da extremidade afiada de uma poça de fusão em forma de lágrima é evidente. Os efeitos dos parâmetros de soldagem sobre o formato da poça são mais significantes em chapas de aço inoxidável do que em chapas de alumínio. A condutividade térmica muito mais baixa nos aços inoxidáveis torna mais difícil para a poça de fusão a dissipar calor e solidificar-se.

Figura 16 – Extremidade afiada de uma poça de um aço inoxidável 309 que foi resfriada com gelo durante o processo de soldagem

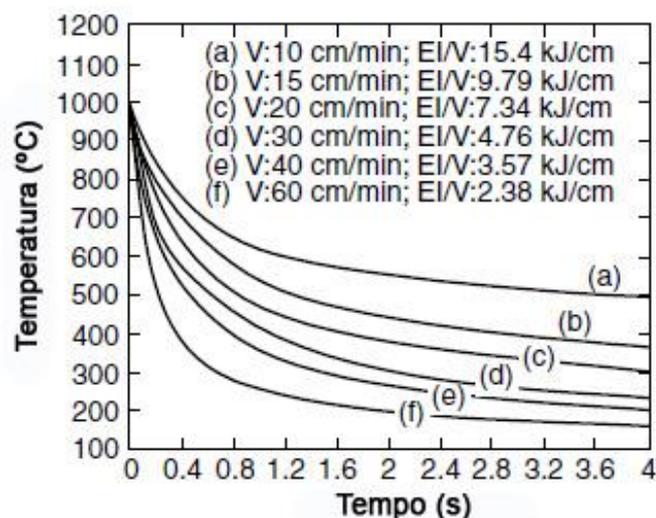


Fonte: Kou e Le (1982).

2.2.5.2 Taxa de resfriamento e gradiente de temperatura

Como mostrado na *Figura 17*, a relação EI/V representa a quantidade de energia de soldagem por unidade de comprimento da solda. Lee et al. (1996), mediram a taxa de resfriamento de um processo de soldagem TIG em um alumínio do tipo 2024, anexando um termopar na poça de fusão. A figura também mostra que o aumento da EI/V diminui a taxa de resfriamento (a inclinação). Kihara, Suzuki e Tamura(1957), mostraram que a taxa de resfriamento diminui com o aumento da EI/V e um pré-aquecimento.

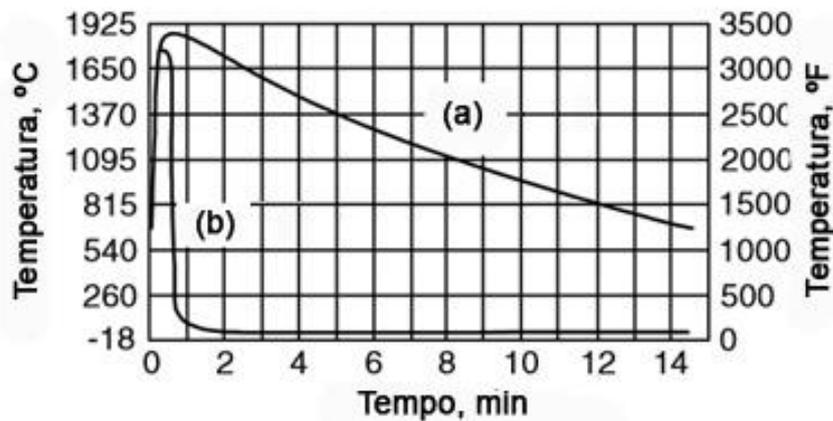
Figura 17 – Variação nas taxas de resfriamento com diferentes energias de soldagem (EI/V)



Fonte: Lee et al. (1996)

A *Figura 18* revela que a taxa de resfriamento no processo de eletroescória – que é conhecida por ter um Q/V muito alto – é muito menor que na soldagem a arco. É evidente que a taxa de resfriamento é significativamente reduzida pelo pré-aquecimento. O pré-aquecimento é uma prática comum na soldagem de aços de alta resistência, pois reduz o risco de fissuração na zona afetada pelo calor (KOU, 2003).

Figura 18 – Ciclos térmicos de soldagens por (a) eletroescória e a (b) arco

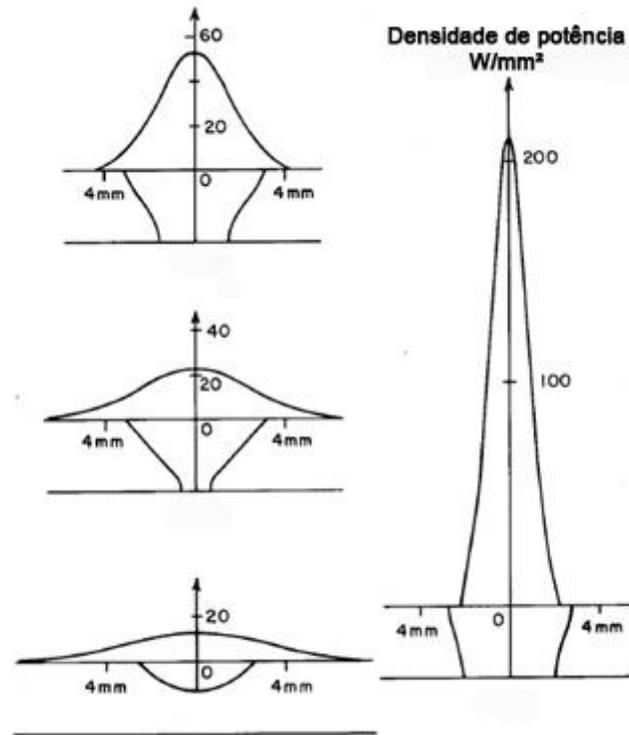


Fonte: Liu et al. (1993)

2.2.5.3 Distribuição da densidade de potência

A *Figura 19* mostra o efeito da distribuição de densidade de potência da fonte de calor no formato da solda. Com a mesma energia e velocidade de soldagem, a penetração da solda diminui com a diminuição da densidade de potência da fonte de calor.

Figura 19 – Efeito da distribuição de densidade de potência no formato de solda no processo TIG de alumínio 6061 de 3,2 mm com 880W e 4,23mm/s



Fonte: Kou e Le (1982).

2.2.5.4 Efeito da dissipação de calor da peça de trabalho

Kihara, Suzuki e Tamura (1957), mostraram que a velocidade de resfriamento aumenta com a espessura da peça de trabalho. Isso ocorre porque uma peça de trabalho mais grossa atua como um dissipador de calor melhor para esfriar a solda. Inagaki e Sekiguchi (1960), mostraram que, sob a mesma energia de soldagem e espessura da placa, o tempo de resfriamento é menor para uma junta de ângulo do que para a soldagem do tipo cordão sobre chapa devido ao maior efeito da dissipação do calor.

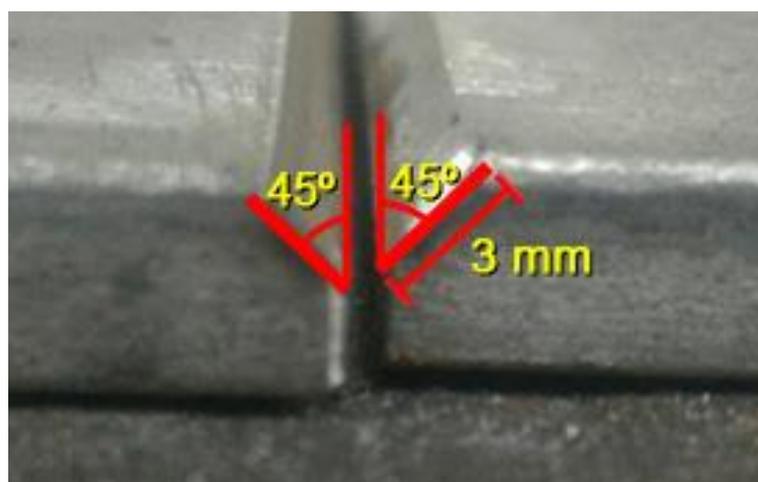
3 METODOLOGIA

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

3.1.1 Metal de base

Neste trabalho, foram utilizadas placas retangulares de 100 milímetros de largura, 100 milímetros de comprimento e 6,35 milímetros de espessura. As chapas foram inicialmente chanfradas em suas respectivas superfícies, sendo utilizado o chanfro em “V” de 45°, de aproximadamente 3 mm, como mostrado na *Figura 20*. As propriedades mecânicas e composições químicas do aço inoxidável austenítico AISI 304 encontram-se na *Tabela 3* e *Tabela 4*.

Figura 20 – Chanfro utilizado nas amostras



Fonte: Autor

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304

<i>Material</i>	<i>Módulo de Elasticidade</i>	<i>Tensão de escoamento</i>		<i>Limite de resistência</i>		<i>Alongamento</i>
		Tração	Compressão	Tração	Compressão	
AISI 304	193 GPa	207 MPa	207 MPa	515 MPa	515 MPa	40%

Fonte: ASM Metals Handbook.

Tabela 4 – Composição química em peso do aço estudado

<i>(%p.)</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>P</i>	<i>S</i>
AISI 304	0,15	2,0	1,0	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03

Fonte: ASM Metals Handbook.

3.1.2 Vareta para a soldagem

De acordo com a AWS / ASME SFA 5.9 é utilizada a vareta ER 308L para a soldagem do aço inoxidável austenítico AISI 304 pelo processo TIG, dentre outros. Na investigação, utilizou-se a vareta TIG em questão como fora recomendado, produzida pela ESAB com diâmetro de 2,4 e 3,2 mm, sendo utilizada a de 2,4 mm devido a espessura das amostras. A composição química do consumível é conferida na *Tabela 5*.

Tabela 5 – Composição química em peso do eletrodo revestido utilizado

(%p.)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu
ER 308L	< 0,03	1,8	0,5	20,3	10,0	< 0,3	< 0,3

Fonte: Catálogo de consumíveis ESAB (Anexo A).

3.1.3 Gás de proteção

De acordo com a norma AWS A 5.32 que trata de gases de proteção para soldagem, o gás de proteção utilizado foi a mistura argônio-hélio. Os gases de proteção e os tipos de correntes utilizados usualmente para a soldagem de diferentes ligas são indicado na *Tabela 6*.

Tabela 6 – Gases de proteção e tipos de corrente usuais na soldagem de diferentes ligas

Material	Espessura (mm)	Gás de proteção e tipo de corrente*	
		Soldagem manual	Soldagem mecanizada
Al e suas ligas	<3,2	Ar, CA	Ar, CA ou He, CC-
	>3,2	Ar, CA	Ar-He, CA ou He,CC-
Aço Carbono	<3,2	Ar, CC-	Ar,CC-
	>3,2	Ar, CC-	Ar-He, CC- ou He,CC-
Aços Inoxidáveis	<3,2	Ar, CC-	Ar-He, CC- ou Ar-H ₂ , CC-
	>3,2	Ar-He, CC-	He,CC-
Ni e suas ligas	<3,2	Ar, CC-	Ar-He, CC- ou He, CC-
	>3,2	Ar-He, CC-	He,CC-
Cu e suas ligas	<3,2	Ar-He, CC-	Ar-He, CC-
	>3,2	He, CC-	He, CC
Ti e suas ligas	<3,2	Ar, CC	Ar,CC- ou Ar-He, CC
	>3,2	Ar-He, CC-	He,CC

*Misturas Ar-He com até 75% de He, e Ar-H₂ com até 15% de H₂. CA: corrente alternada, CC: corrente contínua e CC-: corrente contínua e eletrodo negativo.

Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2011).

3.1.4 Eletrodo

O eletrodo utilizado foi selecionado de acordo com ANSI/AWS A5.12-92, sendo o de tungstênio com 2% de tório (ponta vermelha) EWTh-2. O mesmo pode ser visualizado na *Tabela 7*, bem como os demais tipos de eletrodos de tungstênio.

Tabela 7 – Classificação de diferentes tipos de eletrodos para soldagem TIG

Classificação AWS	W %	CeO ₂ %	La ₂ O ₃ %	ThO ₂ %	ZrO ₂ %	Outros* % (Max.)	Cor da ponta
EWP	99,5	-	-	-	-	0,5	Verde
EWCe-2	97,5	1,2 – 2,2	-	-	-	0,5	Laranja
EWL _a -1	98,3	-	0,9 – 1,2	-	-	0,5	Preta
EWTh 1 (1%)	98,5	-	-	0,8 – 1,2	-	0,5	Amarela
EWTh 2 (2%)	97,5	-	-	1,7 – 2,2	-	0,5	Vermelha
EWZr-1	99,1	-	-	-	0,15 – 0,40	0,5	Marrom
EWG	94,5	#	#	#	#	#	Cinza

*: Outros óxidos ou elementos / #: Não especificado / Os números 1 e 2 apresentam a quantidade de material adicionado.

Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2011).

3.1.5 Fonte de soldagem

A soldagem foi realizada no laboratório do departamento de mecânica da própria instituição. A máquina de soldagem utilizada foi a Origo™ TIG 150 LiftArc da ESAB. As características técnicas da máquina podem ser visualizadas na *Figura 21* e a máquina utilizada, na *Figura 22*.

Figura 21 – Características técnicas da fonte de soldagem

Origo™ TIG 150 LiftArc							
		IEC/EN 60974-1 EN 50199					
	8 A / 20 V - 150 A / 26 V						
		X	25%	35%	60%	100%	
		U _∞	I _z	150A	140A	110A	90A
		58-75V	U _z	26V	25,5V	24,5V	23,5V
	3 A / 10 V - 150 A / 16 V						
		X		35%	60%	100%	
		U _∞	I _z	150A	120A	95A	
		58-75V	U _z	16V	15V	14V	
	U, 220/230V 50/60Hz	I _{1max} 36A	I _{1off} 21A				
U _{pl} = 11,5kV		IP 23C					

Fonte: ESAB

Figura 22 – Fonte de soldagem utilizada (Origo™ TIG 150 LiftArc)



Fonte: ESAB.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Procedimento de Soldagem

3.2.1.1 Preparação das amostras

Neste processo, foram soldadas duas amostras para cada energia de soldagem, a geometria do cordão de solda e a área analisada de ambas as amostras pode ser verificadas na *Figura 23*. O processo, os parâmetros e a energia utilizada serão descritos abaixo.

Figura 23 – Área analisada de cada amostra soldada



Fonte: Autores.

3.2.1.2 Processo e parâmetros utilizados

Juntas com penetração total foram confeccionadas com o processo de soldagem TIG (CC-) no departamento de Engenharia Mecânica da própria instituição. As velocidades dos processos foram controladas com a utilização de um cronômetro. Os parâmetros utilizados no processo de soldagem, tais como corrente, voltagem e velocidade são mostrados na *Tabela 8*.

Tabela 8 – Parâmetros utilizados durante o processo de soldagem

<i>Identificação</i>	<i>Corrente</i>	<i>Voltagem</i>	<i>Velocidade*</i>
ES1	90 A	14 V	0,9 mm/s
ES2	120 A	15 V	1,1 mm/s
ES3	150 A	16 V	1,3 mm/s

*Valores Médios.

Fonte: Autor

3.2.1.3 Energia de soldagem

A energia de soldagem é uma medida da quantidade de calor cedida à peça e é definida como razão entre energia fornecida pela velocidade de soldagem, de acordo com a fórmula a seguir:

$$ES = \frac{I \cdot V \cdot \eta}{v}$$

Onde:

ES = Energia de soldagem (J/mm).

I = Corrente (A).

V = Voltagem (V).

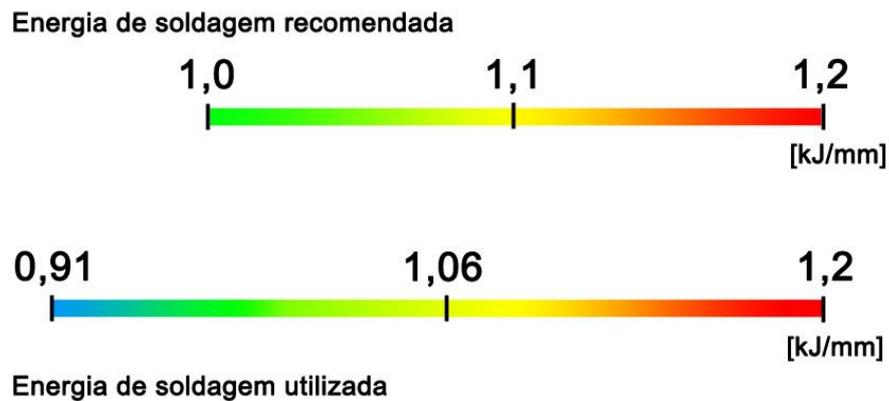
η = Eficiência de transmissão de calor.

v = Velocidade de soldagem (mm/s).

Segundo a literatura revisada, para o aço inoxidável austenítico AISI 304, a energia de soldagem recomendada é de 1,0 a 1,2 kJ/mm quando se utilizado o processo de soldagem TIG (CC-). Analisando os estudos anteriores conduzidos por Kumar e Shahi (2011), Kurt e Samur (2013) e Tabish et al. (2014), foi possível verificar resultados mais interessantes nas menores energias de soldagem. Atribuindo os valores à fórmula da energia de soldagem, e assumindo 65% de eficiência para o processo utilizado, obtivemos 0,91 kJ/mm para a ES1, 1,06 kJ/mm para a ES2 e 1,20 kJ/mm para a ES3, como mostrado na *Figura 24*.

Sendo assim, foi utilizado uma ES1 inferior ao recomendado, procurando correlacionar as propriedades mecânicas com essa diminuição da energia de soldagem. Enquanto isso, as energias de soldagem de média e alta intensidade utilizadas foram próximas as adotadas por outros estudiosos afim de obter comparações dos resultados.

Figura 24 – Energia de soldagem recomendada pelos autores e a utilizada



Fonte: Autores.

Para o cálculo da energia de soldagem, as correntes utilizadas foram selecionadas na máquina de solda, onde as voltagens eram diretamente proporcionais a tensão escolhida. Mais informações técnicas da máquina de solda são mostradas na *Figura 17*. Para a obtenção das velocidades, os processos de soldagem foram devidamente cronometrados durante suas realizações. A eficiência de transmissão de calor utilizada foi de 0,65 (65%), sendo este o valor médio para a eficiência do processo de soldagem TIG (CC-).

3.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural foi realizada no laboratório do departamento de Engenharia Mecânica da FAACZ. As amostras foram primeiramente lixadas utilizando lixadeiras metalográficas em várias granulometrias até a lixa 1200, onde posteriormente foram polidas com a utilização de Alumina para a remoção de quaisquer imperfeições, como mostrado na *Figura 25*.

Figura 25 – Amostra já polida



Fonte: Autor

Para a revelação da microestrutura foi utilizado Ácido Oxálico 10% como reativo, as amostras foram mergulhadas no reativo durante 30 segundos para realização do ataque eletroquímico, como visto na *Figura 26*. Em seguida foram submetidas à água corrente para interrupção do reativo, e posteriormente secas através da evaporação do álcool etílico, utilizando um secador de ar quente para otimização do processo.

Figura 26 – Ataque eletroquímico para revelação da microestrutura da amostra



Fonte: Autor

As amostras foram posteriormente analisadas no microscópio da própria instituição.

3.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

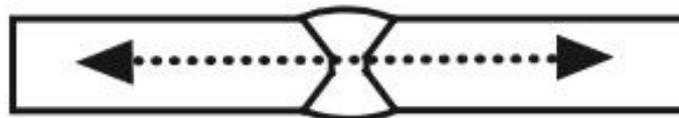
O ensaio de microdureza foi realizado no laboratório de mecânica do Instituto Federal do Espírito Santo. Para a realização do mesmo, foi utilizado a norma ASTM E384-89. Em cada amostra, as medições de microdureza foram realizadas partindo do centro do cordão de solda, até atingir o metal de base. As medições foram realizadas utilizando-se de um espaçamento de 1 mm para cada medição para a construção do perfil de dureza. Os corpos de prova utilizados no ensaio são mostrados na *Figura 27* e a esquematização das medições é conferida na *Figura 28*. Na *Figura 29* é possível visualizar o durômetro (Mitutoyo HM-100) utilizado para a realização do ensaio.

Figura 27 – Corpos de prova utilizados no ensaio de microdureza Vickers



Fonte: Autores.

Figura 28 – Esquematização das medições de microdureza



Fonte: Autores.

Figura 29 – Durômetro utilizado para a realização do ensaio de microdureza Vickers

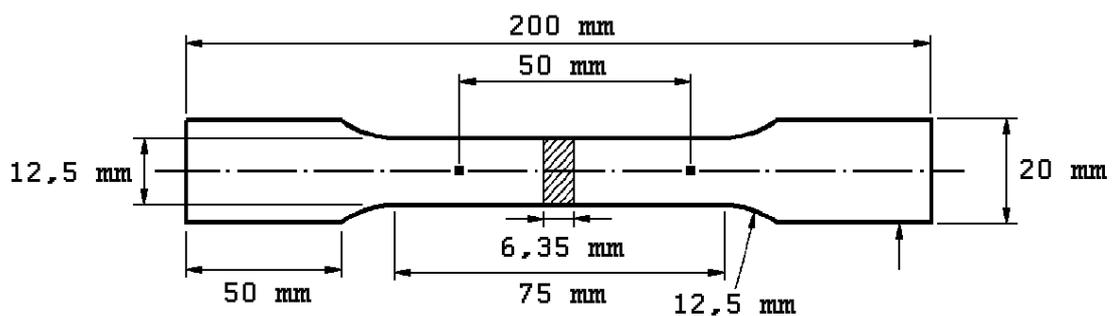


Fonte: Autores.

3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado no laboratório no departamento de mecânica do Senai. Para a realização do ensaio, os corpos de prova foram confeccionados segunda a norma ABNT NBR 6152. A forma e as dimensões do corpo de prova de seção retangular utilizado para o ensaio são conferidas na *Figura 30*.

Figura 30 – Dimensões do corpo de prova de seção retangular para a realização do ensaio de tração



Fonte: Autores.

Para a plotagem do gráfico de tensão x deformação foi utilizada a máquina Emic DL60000 em conjunto com o programa Tesc v. 3.04. A velocidade do tracionamento foi de 10 mm/min. A máquina utilizada pode ser conferida na *Figura 31*.

Figura 31 – Emic DL60000 utilizada no ensaio de tração



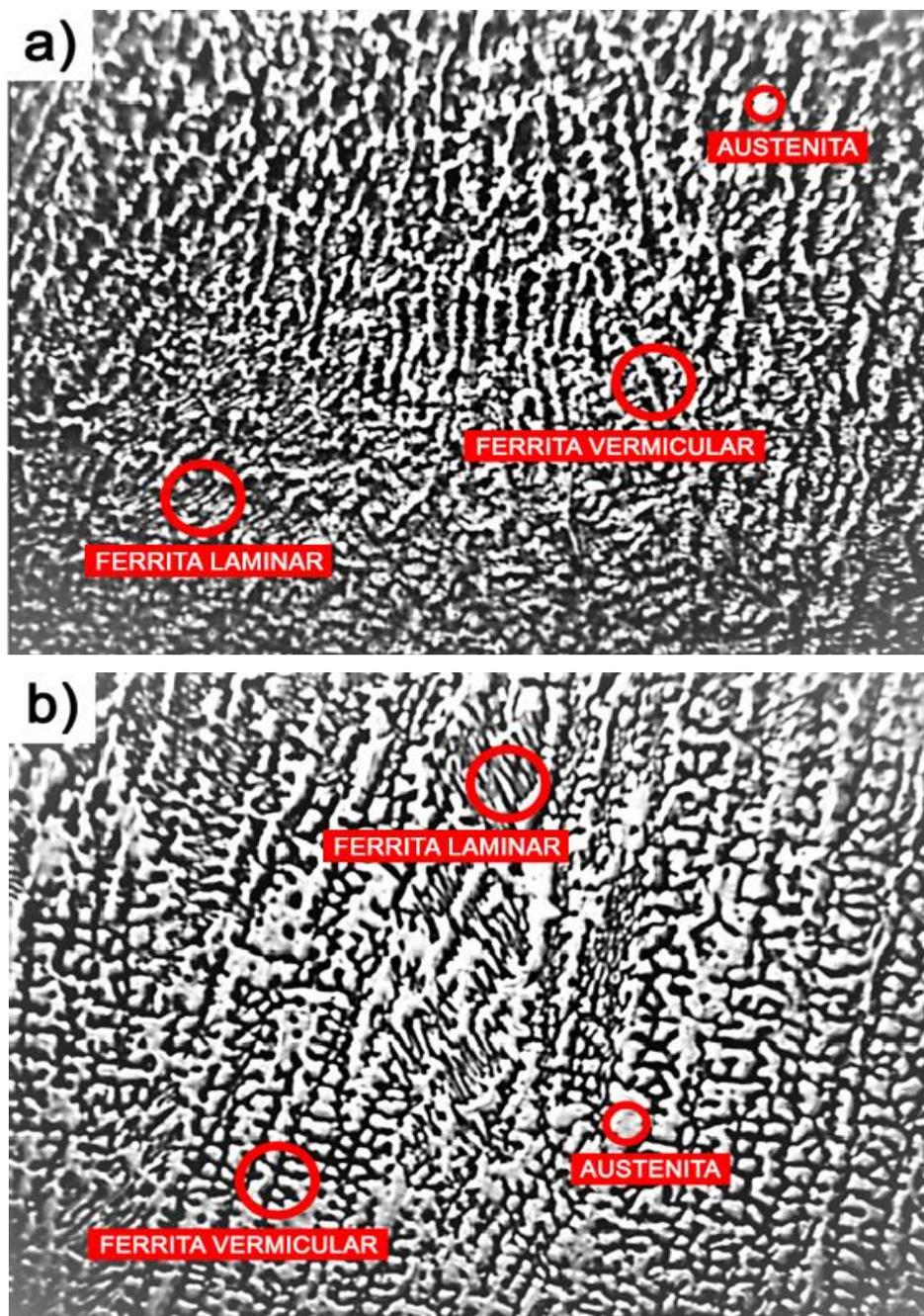
Fonte: Autores.

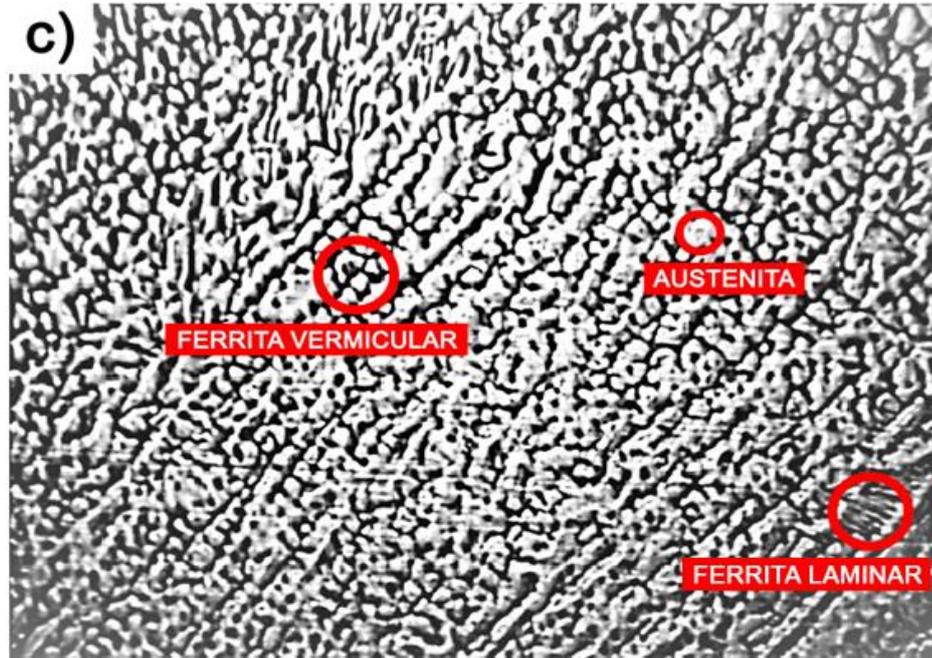
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A *Figura 32* ilustra as microestruturas dos metais de solda para as determinadas energias de soldagem.

Figura 32 – Micrografias óticas das microestruturas dos metais de solda obtidas para as diferentes energias de soldagem ampliadas em 400x, utilizando (a) 0,91 kJ/mm (b) 1,06 kJ/mm (c) 1,20 kJ/mm, respectivamente





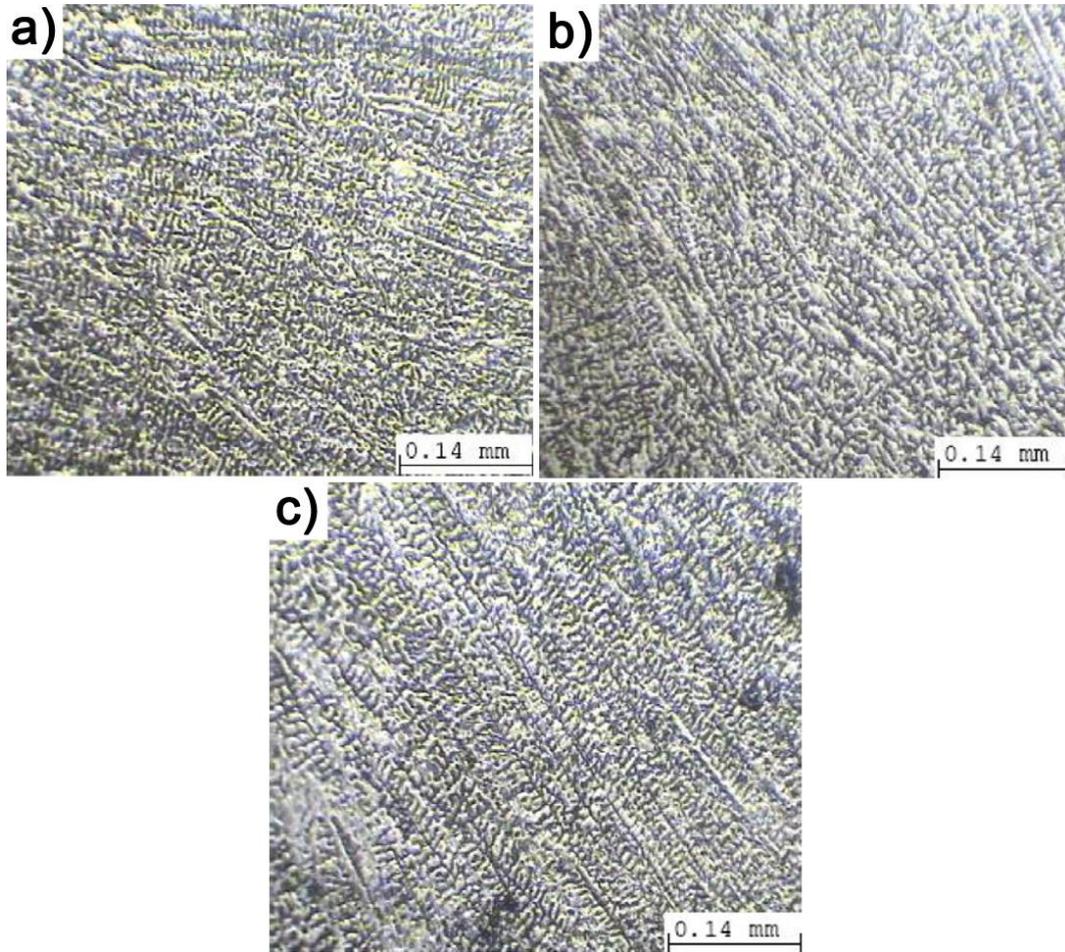
Fonte: Autores.

Como observado nas micrografias, a morfologia do metal de solda é composta de uma matriz austenítica e a ferrita δ , apresentando na zona fundida as morfologias de ferrita vermicular e ferrita laminar. Brooks, Williams e Thompson (1983) afirmam que a ferrita vermicular ou *skeletal ferrite* é bastante comum na microestrutura do metal de solda de aços inoxidáveis austeníticos. Um estudo mais detalhado foi conduzido por Lyman et al. (1978) em soldas no AISI 304.

Para Davis (1994), Rajasekhar (1997) e Lakshminarayanan, Balasubramanian e Shanmugam (2009), a ferrita laminar ou *lathy ferrite* é ocasionada devido a um maior teor de ferrita e/ou um tempo de resfriamento característico após o procedimento de soldagem.

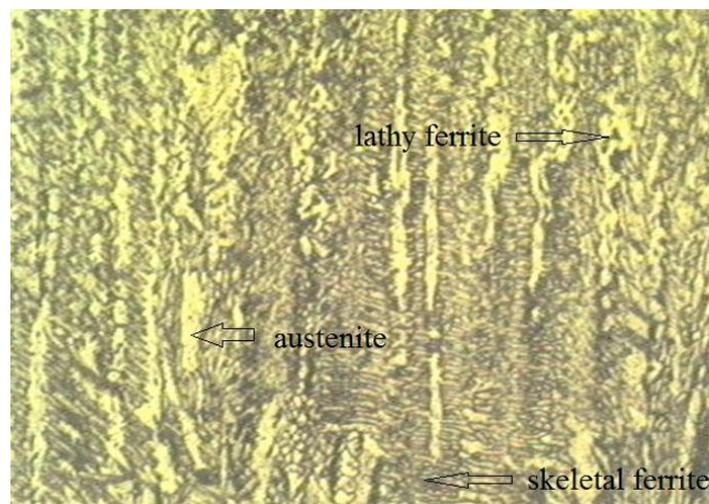
Microestruturas semelhantes foram encontradas por outros autores, como mostrado nas Figuras 33 e 34.

Figura 33 – Micrografias óticas das microestruturas dos metais de solda obtidas em 2011 (100x) utilizando respectivamente (a) baixa (b) média e (c) alta energia de soldagem



Autores: Kumar e Shahi (2011).

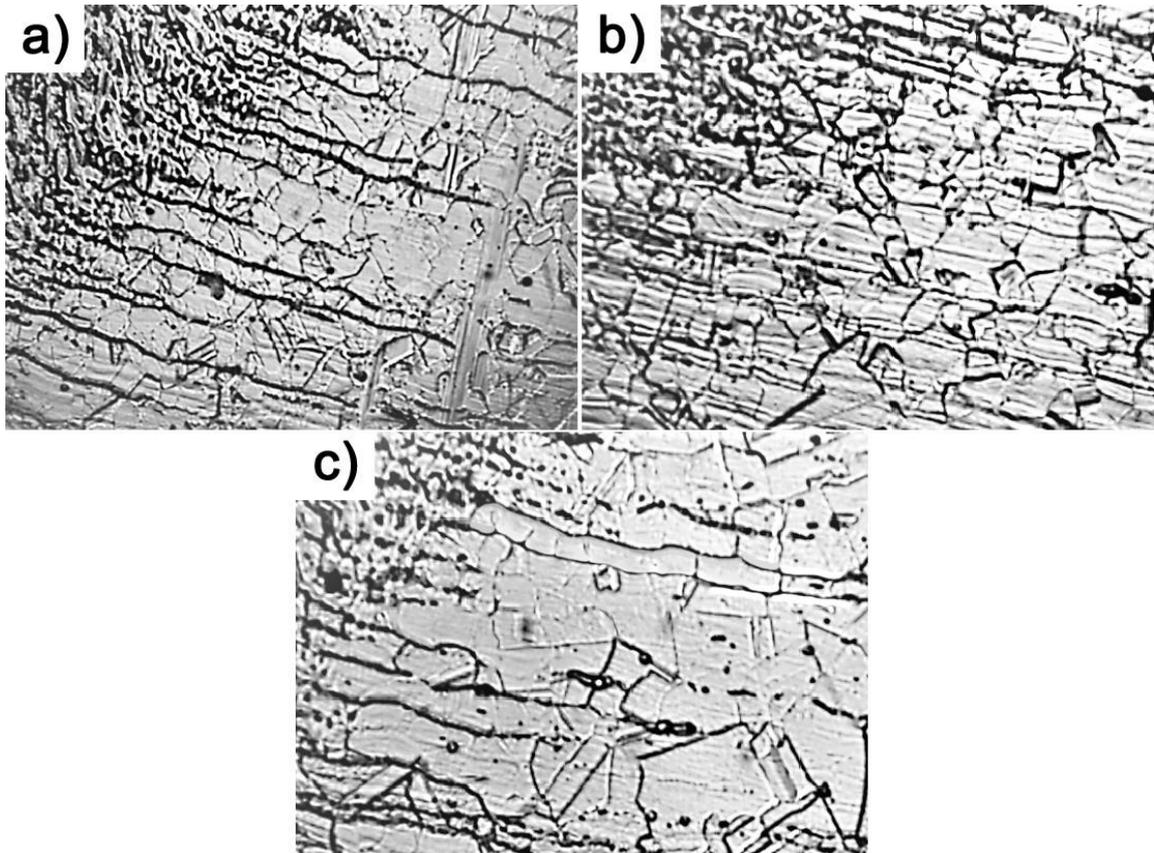
Figura 34 – Micrografia ótica da microestrutura do metal de solda obtida em 2013 (200x)



Fonte: Kurt e Samur (2013).

A *Figura 35* ilustra as microestruturas das ZTAs para as diferentes energias de soldagem.

Figura 35 – Microestruturas das zonas afetadas pelo calor obtidas para as diferentes energias de soldagem ampliadas em 400x, utilizando (a) 0,91 kJ/mm (b) 1,06 kJ/mm (c) 1,20 kJ/mm, respectivamente



Fonte: Autores.

A morfologia obtida é composta de duas fases, a ferrita e a austenita, onde a ferrita se apresenta sobre a matriz austenítica em forma de dendritas. Na *Figura 35a* é possível verificar uma estrutura dendrítica mais fina além de trincas intergranulares. Para Modenesi (2001), a formação de trincas de solidificação em soldas de aços inoxidáveis austeníticos são derivadas da estrutura de solidificação, os níveis de impurezas e as tensões desenvolvidas na solda durante a solidificação da poça de fusão. Nas *Figura 35b* e *35c*, é possível verificar o crescimento dos grãos austeníticos da estrutura à medida que a energia aumenta. Verifica-se o crescimento dos grãos em função da energia de soldagem, além de uma grande segregação de ferrita nas microestruturas, para Tabish et al. (2014), esse fenômeno é dado pelo tempo de resfriamento, sendo que na menor energia de soldagem não há tempo suficiente para

que a austenita se estabilize, gerando uma maior segregação de ferrita sobre a matriz austenítica, e do contrário, na maior energia de soldagem é verificado uma menor segregação de ferrita devido ao seu maior tempo de resfriamento. Um crescimento proporcional dos grãos fora encontrado por outros autores e estão ilustrados nas *Figura 12 e 13*.

4.2 ENSAIO DE MICRODUREZA

Os valores de microdureza para as determinadas energias de soldagem, foram obtidos através de médias das medições para uma melhor avaliação dos resultados, como podem ser conferidos na *Tabela 9*.

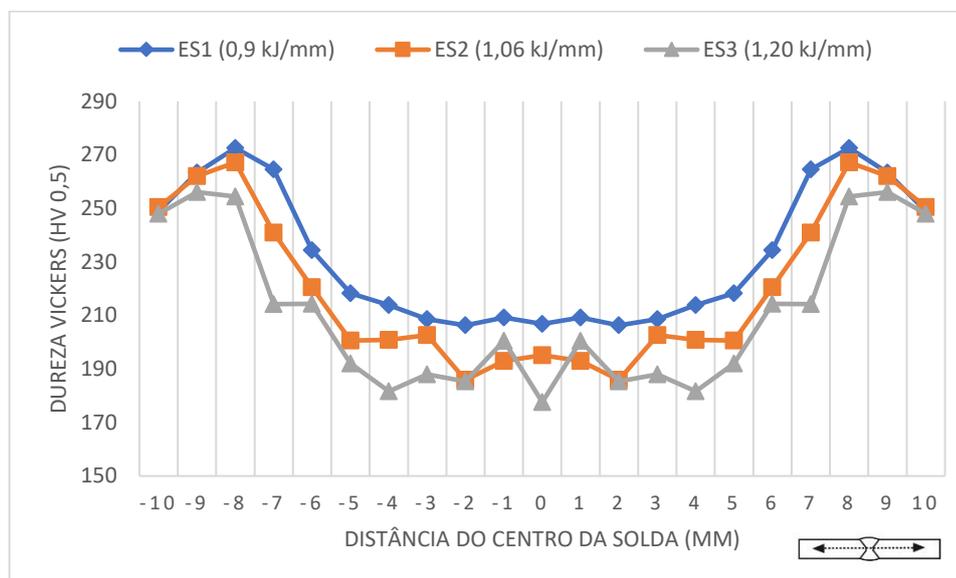
Tabela 9 – Valores de microdureza Vickers obtidos nos corpos de prova confeccionados com energias de soldagem de baixa, média e alta intensidade

<i>Y (mm)</i>	<i>ES1 (0,91 kJ/mm)</i>	<i>ES2 (1,06 kJ/mm)</i>	<i>ES3 (1,20 kJ/mm)</i>
-10	248,9	250,5	248
-9	263,4	262,1	256,1
-8	272,6	267,2	254,4
-7	264,6	240,9	214,2
-6	234,4	220,5	214,4
-5	218,3	200,6	192
-4	213,9	200,9	181,7
-3	208,6	202,6	188
-2	206,3	185,9	185,4
-1	209,2	193	200,5
0	206,8	195,1	177,6
1	209,2	193	200,5
2	206,3	185,9	185,4
3	208,6	202,6	188
4	213,9	200,9	181,7
5	218,3	200,6	192
6	234,4	220,5	214,4
7	264,6	240,9	214,2
8	272,6	267,2	254,4
9	263,4	262,1	256,1
10	248,9	250,5	248

Fonte: Autores.

A partir dos valores obtidos de microdureza do metal de base, foi possível plotar os perfis de microdureza para as diferentes energias de soldagem, como mostrado no *Gráfico 3*.

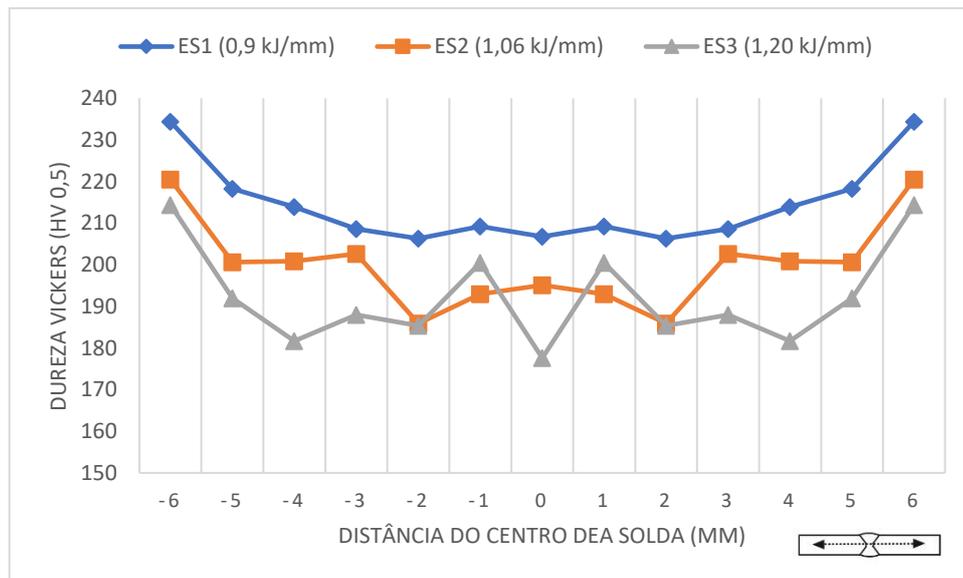
Gráfico 3 – Perfil de microdureza Vickers da região soldada das amostras



Fonte: Autores.

Analisando o gráfico plotado, ambas as amostras se mostraram proporcionais ao aumento da dureza em relação ao afastamento do centro da solda. Verifica-se um aumento abrupto da dureza nos pontos de $Y = \pm 8$ mm e ± 9 mm, chegando a 272,6 HV, 267,2 HV e 256,1 respectivamente. Para Tabish et al. (2014), esse aumento é localizado na região da linha de fusão e é devido à presença de grãos parcialmente fundidos que se originam durante o processo de soldagem. Depois de ser atingido o valor máximo de dureza é verificada uma diminuição da mesma na zona termicamente afetada. É possível comparar os perfis de microdureza obtidos pelo mesmo processo de soldagem, como ilustrados nos *Gráficos 1 e 2*.

Analisando o perfil de microdureza apenas do metal de solda, como ilustrado no *Gráfico 4*, os valores da microdureza aumentaram de 206,8 HV para 234,4 HV para a energia de 0,9 kJ/mm, de 195,1 HV para 220,5 HV para a energia de 1,06 kJ/mm e de 177,6 HV para 214,4 HV para a energia de 1,2 kJ/mm. Valores proporcionais de microdureza foram obtidos por Tabish et al. (2014), Kurtl e Samur (2013) e Kumar e Shahi (2011).

Gráfico 4 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda

Fonte: Tabish et al. (2014).

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

As tensões máximas de resistência à tração e o alongamento das juntas utilizando as diferentes energias de soldagem foram avaliadas. Para cada energia, dois corpos de prova foram tracionados para a obtenção das tensões e alongamentos médios, e podem ser conferidos na *Tabela 10*.

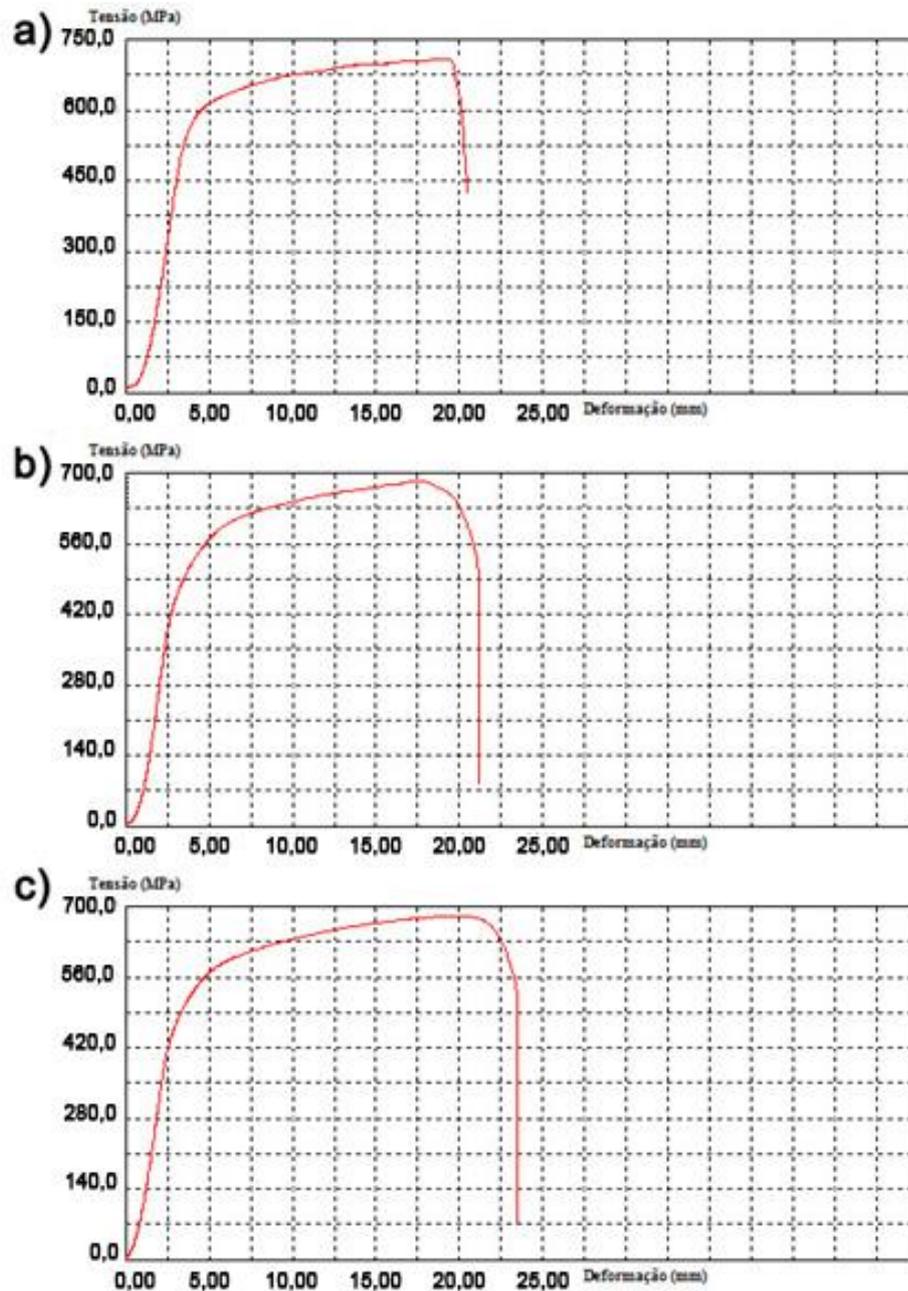
Tabela 10 – Resultados dos ensaios de tração

<i>Identificação</i>	<i>Limite de resistência à tração</i>	<i>Alongamento</i>	<i>Local da fratura</i>
Metal base	610 Mpa	40%	-
ES1	720,36 Mpa	7,50%	Metal de solda
ES2	695,84 Mpa	10,90%	ZTA
ES3	681,03 Mpa	11,50%	ZTA

Fonte: Autores.

As curvas de tensão x deformação obtidos nos ensaios de tração são conferidos abaixo no *Gráfico 5*.

Gráfico 5 – Tensão x deformação dos corpos de provas tracionados utilizando energias de soldagem de (a) baixa, (b) média e (c) alta intensidade



Fonte: Autores.

Os resultados dos ensaios de tração mostraram que o maior limite de resistência à tração de 720,36 Mpa foi obtido pela menor energia de soldagem (ES1), seguido de 695,84 Mpa da energia de média intensidade (ES2) e 681,03 Mpa da energia de alta intensidade. Considerando que o limite de resistência à tração do metal de base é de 610 Mpa, foi conferido um aumento significativo na resistência, que chegou a 71,03 Mpa para a alta energia de soldagem, 85,84 Mpa para a média e 110,36 Mpa para a

baixa. Os corpos de prova tracionados são conferidos na *Figura 36*. Para Kumar e Shahi (2011), o aumento do limite de resistência à tração é atribuído ao menor tamanho das dendritas e a presença de menos espaços interdendríticos na zona de fusão.

Figura 36 – Corpos de prova após a realização do ensaio de tração

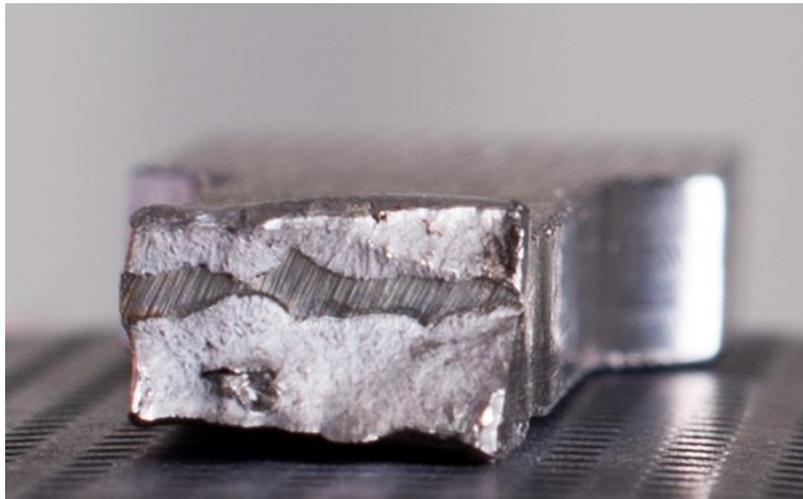


Fonte: Autores.

Quando comparados os resultados dos alongamentos com outros autores, onde os mesmos obtiveram cerca de 23 a 25% de alongamento, foi conferida uma drástica redução do mesmo no material. Para Pereira (2009), em situações de alta e baixa energia de soldagem, tanto a tenacidade quanto a resistência à corrosão do material serão severamente comprometidas. Em caso de alta energia de soldagem, haverá uma menor velocidade de resfriamento da junta, onde favorecerá a precipitação da austenita, o que ajuda a equilibrar a estrutura, e também a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento do grão. No caso de uma baixa energia de soldagem, ocasionará uma elevada velocidade de resfriamento, o que dificultará a precipitação da austenita e favorece a formação de uma fração elevada de ferrita, além da precipitação de nitretos de cromo na ferrita. Modenesi (2001), também afirma que problemas específicos são observados em aços inoxidáveis austeníticos, como a perda de tenacidade da ZTA ou na zona fundida e a formação de trincas de solidificação.

Como esperado, verificou-se que a amostra de menor energia de soldagem obteve o maior limite de resistência à tração, chegando à 720,36 Mpa, entretanto, tanto o corpo de prova primário quanto a repetição, romperam no metal de solda. Analisando os corpos de prova tracionados, é possível visualizar problemas durante o processo de soldagem, tais como trincas e falta de penetração *Figura 37*. Defeitos esses, que para os autores, são causados pela aplicação de uma energia de soldagem muito baixa.

Figura 37 – Amostra tracionada evidenciando problemas durante o processo de soldagem



Fonte: Autores.

5 CONCLUSÕES

Na análise microestrutural, foi verificada uma estrutura dendrítica mais fina à medida que a energia de soldagem diminuía. No ensaio de microdureza Vickers, os valores da microdureza aumentaram a partir da diminuição da energia de soldagem. No ensaio de tração, foi obtido o maior valor de limite de resistência à tração utilizando a menor energia de soldagem. Propriedades estas diretamente relacionadas com as microestruturas obtidas. Entretanto, mesmo obtendo os melhores resultados de microdureza e limite de resistência à tração, o corpo de prova de menor energia de soldagem rompeu na solda durante a realização do ensaio de tração, evidenciando trincas intergranulares e falta de penetração, problemas estes característicos de processos de soldagens realizadas com energias de soldagem insuficientes. Com a realização do presente estudo, houveram indícios de que a utilização de uma energia de soldagem em aços inoxidáveis austeníticos menor do que a recomendada (1,0kJ/mm) para o processo TIG (CC-), acarretará em vários problemas durante o processo de soldagem.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com a realização deste trabalho e a partir dos resultados obtidos, sugere-se como temas a serem abordados em trabalhos futuros:

- Utilizar microscopia eletrônica de transmissão para analisar as fases intermetálicas que são formadas e não vistas pela microscopia eletrônica de varredura.
- Estudo da variação da velocidade de soldagem utilizando as mesmas energias de soldagem.
- Realização dos ensaios utilizando soldagem por eletrodo revestido e MIG/MAG.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM Handbook. **Properties and selection: Irons, Steel and High-Performance Alloys.** 10^a ed, 1990.

BAIN, E. C; GRIFFITHS, W. E. **An Introduction to the Iron-Chromium-Nickel Alloys**, Trans. AIME. vol. 75, p.166, 1927.

BROOKS, J. A; WILLIAMS, J. C; THOMPSON, A. W. **Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds.** Metall. Trans. A 14, 1271 (1983).

CARBÓ, H. M. **Aços Inoxidáveis.** Apostila. Acesita SA., v. Aplicações e especificações, 2008.

CASTRO, R., J.J. De CADENET. **Welding Metallurgy of Stainless and Heat resisting Steels.** Cambridge University Press, Cambridge, 1974.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos.** 7^a ed. São Paulo: ABM, 1996.

DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook: Stainless Steels.** ASM International, 1994.

ELLIOTT, R. P. **Constitution of Binary Alloys, first supplement.** McGraw-Hill, 1965 apud PADILHA, A. F; GUEDES L. C; **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades.** São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1994.

HANSEN, M; ANDERKO, K. **Constitution of Binary Alloys.** New York, McGraw-Hill, 1959 apud PADILHA, A. F; GUEDES L. C; **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades.** São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1994.

HOULDCROFT, P. T. **Welding Process Technology;** Cambridge University Press, London, p. 1-15, 1979 apud WAINER, E; BRANDI, S. D; MELLO, F. D. H de. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** 2^a ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda. 2000.

INAGAKI, M; SEKIGUCHI, H. **Trans. Nat. Res. Inst. Metals,** Tokyo, Japan, 1960.

JEGLITSCH, F.; MAIER, K; WALLNER, J. **Sondraende der Praktischen Metallographie.** vol. 4, p. 112, 1972.

KIHARA, H., SUZUKI, H., and TAMURA, H., **Researches on Weldable High-Strength Steels**, 60th Anniversary Series, Vol.1, Society of Naval Architects of Japan, Tokyo, 1957.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2nd ed. Hoboken, NJ: Wiley & Sons, 2003.

KOU, S; LE, Y. **The effect of quenching on the solidification structure and transformation behavior of stainless steel welds**. Metall. Trans. A, 13A: 1141, 1982.

KUMAR, S; SHAHI A. S. **Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints**, Materials and Design 32 (2011) 3617–3623.

KURT, H. İ; SAMUR, R. **Study on Microstructure, Tensile Test and Hardness 304 Stainless Steel Jointed by TIG Welding**. In: International Journal of Science and Technology Volume 2 No. 2, 2013.

LAKSHMINARAYANAN, A. K; BALASUBRAMANIAN, V; SHANMUGAM K. **Effect of welding processes on tensile, impact, hardness and microstructure of joints made of AISI 409 FSS base metal and 308L ASS filler metals**, Iron mak steel mak., (2009)75–80.

LEE, J.Y., PARK, J. M., LEE, C. H., and YOON, E. P. **Synthesis/Processing of Lightweight Metallic Materials II**, Eds .C. M. Ward-Close, F. H. Froes, S. S. Cho, and D. J. Chellman, The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, 1996, p.49.

LEFFLER, B. **Stainless Steel and Their Properties**. Welding Journal, PP 5-9, Volume 1, 2000.

LIMA, D. B. P. L. de. **Efeitos da energia de soldagem na microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS S32750**. 138 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2011.

LIPPOLD, C. J; KOTECKI D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken, NJ: Wiley & Sons, 2005.

LIU, S; BRANDI, S, D; THOMAS, R. D. in **ASM Handbook**, vol. 6, ASM International, Materials Park, OH, 1993, p. 270.

LYMAN, C. E; MANNING, P. E; DUQUETTE, O. J; HULL, E. **Scanning Electron Microscopy**, vol. 1, 1978, pp. 213-220.

MARQUES, P.V; MODENESI, P.J; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Mig/Mag e com Arame Tubular**. In: MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia. 1a. ed., Belo Horizonte: UFMG, 2005.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo, SENAI-SP, 2001.

PADILHA, A. F; GUEDES L. C; **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1994.

PADILHA, A.F. **Influência do nióbio na microestrutura e nas propriedades da austenita inoxidável Fe-Cr-Ni**. 134 f. (Tese de Livre Docência) - Escola Politécnica da USP, 1989

PEREIRA, P. A. de S. **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex**. 119 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2009.

RAJASEKHAR K. **Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals**: a color metallographic and electron microprobe analysis study, Mater Charact, 38(2) (1997) 53–65.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steel**. John Wiley. New York, 1996. Cap 1.

SHUNK, F. A. **Constitution of Binary Alloys, second supplement**. New York, McGraw-Hill, 1969 apud PADILHA, A. F; GUEDES L. C; **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1994.

SMOLIK, G. **Private communication**, Idaho National Engineering Laboratories, Idaho Falls, Idaho, 1984 apud KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2nd ed. Hoboken, NJ: Wiley & Sons, 2003.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. **Duplex stainless steels – a tale of two phases**. In: Conference Duplex Stainless Steels 1994. Proceedings. Ohio, 1984, p. 693-757.

TABISH, T. A; ABBAS, T; FARHAN, M; ATIQ, S; BUTT, T. Z. **Effect of heat input on microestructure and mechanical properties of the TIG welded joints of AISI 304 stainless steel**. International Journal of Scientific & Engineering Research, Vol. 5, Issue 7, July-2014.

TARNG, Y. S; Tsai, H. L; Yeh, S. S. **Modeling, optimization and classification of weld quality in tungsten inert gas welding**. International Journal of Machine Tools & Manufacturing, 39(9), 1427-1438, 1999.

TREITSCHKE, W; TAMMANN, G. **Zeitschrift Anorganische Chemie**. vol. 55, p. 402, 1907.

WAINER, E; BRANDI, S. D; MELLO, F. D. H de. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. 2ª ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda. 2000.

ZENG, X. M; LUCAS, J; FANG, M. T. C; **Use of Neural Networks for Parameter Prediction and Quality Inspection in TIG Welding**, Transactions of the Institute of Measurement and Control, 15:2:87, 1993.