

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

GABRIELLA SOARES CALDEIRA BRANT

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA EM
JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**

Belo Horizonte

2014

GABRIELLA SOARES CALDEIRA BRANT

**Influência do aporte térmico sobre a microestrutura em juntas soldadas de aço
inoxidável AISI 304**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro Silva

Coorientadora: Camila Soares Fonseca

Belo Horizonte

2014

GABRIELLA SOARES CALDEIRA BRANT

**Influência do aporte térmico sobre a microestrutura em juntas soldadas de aço
inoxidável AISI 304**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em 21 de fevereiro de 2014.

BANCA EXAMINADORA

Profa. Ivete Peixoto Pinheiro Silva- Orientadora

Camila Soares Fonseca – Coorientadora

Prof. Sidney Nicodemos da Silva

Prof. Wanderlei Ferreira de Freitas

AGRADECIMENTOS

À Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro Silva pela inestimável dedicação, orientação precisa, constante incentivo e dedicação recebidos durante a realização desse trabalho.

A Camila Soares Fonseca pelo apoio, ajuda e colaboração para a realização dos ensaios, assim como a orientação, paciência, e dedicação.

Ao Reginaldo Barbosa, da Aperam South America, pela disponibilização do material de estudo desse trabalho.

Ao Bruno Cordeiro Silva e ao Paulo Renato Paiva do Laboratório de Caracterização e Microscopia de Engenharia de Materiais pela colaboração.

A Leticia e Daniel pelo apoio incondicional e pelo carinho ao longo da minha vida.

A Marina Medioli pelo incentivo e apoio ao longo do último ano.

RESUMO

Os aços inoxidáveis podem estar sujeitos a vários problemas metalúrgicos quando expostos a determinadas faixas de temperatura. Na soldagem, o ciclo térmico é capaz de submeter a zona termicamente afetada destes materiais a estas faixas de temperatura críticas, as quais são responsáveis pela formação de fases intermetálicas como sigma (σ), chi (χ) e Laves, e precipitados indesejáveis. Muitas vezes a escolha adequada do tipo de aço e dos parâmetros de soldagem pode resultar num aumento da vida útil dos equipamentos. O objetivo desse trabalho é analisar a influência do aporte térmico na microestrutura de juntas soldadas do aço inoxidável AISI 304, por meio de caracterização química e metalográfica. O material analisado consiste em uma chapa de aço inoxidável AISI 304, fabricada pela Aperam South America. As chapas foram soldadas pelo processo de soldagem MAG, na ESAB, variando apenas o aporte térmico. Após essa etapa as chapas foram cortadas, preparadas para a análise metalográfica e de microdureza. As microestruturas do metal base, zona termicamente afetada e zona fundida foram caracterizadas e quantificadas nesse estudo. Foi verificado que quanto maior o aporte térmico, menor a quantidade de ferrita na região fundida.

PALAVRAS-CHAVE: aço AISI 304, microdureza, aporte térmico.

ABSTRACT

When exposure to different temperatures, stainless steels could suffer several metallurgical problems. In welding process, the heat affected zone is submitted to critical temperatures, which are responsible for phase sigma (σ), chi (χ) and Laves formation, that are harmful to the structure. Equipment life cycle can be increased when the right steel and welding parameters are chosen. This paper's goals are to study how the weld energy density affects the AISI 304 stainless steel microstructure, by chemical and metallographic characterization. The analyzed material is a stainless steel plate, made by Aperam South America. The plates are welded by GMAW process, in ESAB, changing only the energy density. After that, the plates were cut, and prepared for metallographic analysis and micro hardness. The microstructures of base metal, heat affected zone, and fusion zone were characterized. It was concluded that the ferrite quantity, in fusion zone, is decreased when the energy density increases.

KEYWORDS: stainless steels AISI 304, microhardness, heat input.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de Schaeffler.	13
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr.	13
Figura 3 - Expansão do campo austenítico no sistema Fe-Cr em função de diferentes teores de carbono e nitrogênio.	14
Figura 4 - Diagrama de fases do sistema Fe-Ni.	15
Figura 5 - Ferrita em uma placa de aço inoxidável austenítico 304L.	16
Figura 6 - Diagrama de Schaeffler adaptado para a soldagem.	22
Figura 7 - Seção transversal de uma solda.	24
Figura 8 - Zona fundida da solda GMAW.	27
Figura 9 - Relação do tipo de solidificação com a composição de aços austeníticos (L: fase líquida; δ : Ferrita; γ : Austenita)	27
Figura 10 - Equipamento para soldagem DX10/HP20D da YASKAWA MOTOMAN.	29
Figura 11 - Chapa de aço inoxidável AISI 304 soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm. ...	31
Figura 12 - Shimadzu, Difratorômetro de Raio-X XRD-7000.	33
Figura 13 - Cordão de solda de acordo com o aporte térmico (A) cordão soldado com 0,5kJ/mm (B) cordão soldado com 1,0kJ/mm (C) cordão soldado com 1,5kJ/mm.	34
Figura 14 - Transição entre ZF e MB do aporte de 0,5kJ/mm(A); 1,0kJ/mm(B); 1,5kJ/mm(C)	35
Figura 15 - Microestrutura do Metal Base (AISI 304), aumento de 400x.	36
Figura 16 - Microestrutura ZF solda, aporte térmico de 0,5kJ/mm. Aumento de 200 vezes. ...	37
Figura 17 - Microestrutura ZF solda, aporte térmico de 1,0kJ/mm. Aumento de 200 vezes. ...	37
Figura 18 - Microestrutura ZF solda, aporte térmico de 1,5kJ/mm. Aumento de 200 vezes. ...	38
Figura 19 - Resultado difração de raio X, aporte 0,5kJ/mm.	38
Figura 20 - Resultado difração de raio X, aporte 1,0kJ/mm.	39
Figura 21 - Resultado difração de raio X, aporte 1,0kJ/mm.	39
Figura 22 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico 0,5J/mm.	40
Figura 23 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico 1,0J/mm.	40
Figura 24 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico 1,5J/mm.	41
Figura 25 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com diferentes aportes térmicos.	41

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros utilizados na soldagem das chapas	30
Tabela 2 - Composição química do aço AISI 304.....	34
Tabela 3 - Tamanho médio da ZTA (μm)	36

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	9
2 OBJETIVOS	11
3 AÇOS INOXIDÁVEIS	12
4 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	16
5 SOLDAGEM	21
6 METALOGRAFIA	25
7 MICROESTRUTURA EM SOLDA	27
8 MATERIAIS E MÉTODOS	29
8.1 Material	29
8.2 Composição química	29
8.3 Processo de soldagem	29
8.4 Preparação das amostras	31
8.5 Análises metalográfica	32
8.6 Difração de Raios X	32
8.7 Ensaio de dureza	33
7 RESULTADOS E DISCUSSÕES	34
7.1 Composição Química	34
7.2 Processo de Soldagem	34
7.3 Análises metalográfica	35
7.4 Difração de Raios X	38
7.5 Ensaio de dureza	39
8 CONCLUSÃO	42
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	43

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis surgiram no começo do século XX, por meio de estudos realizados por metalurgistas franceses. Em 1909 os aços inoxidáveis começaram a serem classificados como ferrítico, martensítico e austenítico (DAVIS, 1996).

Devido às severas condições de serviço, tais como altas temperaturas e contato com fluidos que possuem alto grau de corrosividade, os equipamentos utilizados nas indústrias de processamento de petróleo e gás são fabricados com materiais que combinam boas propriedades mecânicas com excelente resistência à corrosão (FOLKHARD, 1989). Dentre os materiais que reúnem estas características, destacam-se os aços inoxidáveis, que podem ser aplicados integralmente na fabricação do equipamento ou somente como revestimento. A segunda opção em muitos casos é a mais atraente do ponto de vista econômico. Além de resistência à corrosão, os aços inoxidáveis devem possuir outras qualidades como boa soldabilidade, isso por que a soldagem é extensivamente empregada na fabricação e no reparo dos equipamentos da indústria do petróleo.

Os aços inoxidáveis podem estar sujeitos a vários problemas metalúrgicos quando expostos a determinadas faixas de temperatura. Na soldagem, o ciclo térmico é capaz de submeter a zona termicamente afetada (ZTA) destes materiais a estas faixas de temperatura críticas, as quais são responsáveis pela formação de fases intermetálicas como sigma (σ), chi (χ) e Laves, e precipitados indesejáveis (FOLKHARD, 1989). Muitas vezes a escolha adequada do tipo de aço e dos parâmetros de soldagem pode resultar num aumento da vida útil dos equipamentos. Silva et al. (2010) estudando o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre a resistência a corrosão em meio contendo petróleo, da ZTA de um aço inoxidável ferrítico, verificou que a corrosão ocorreu preferencialmente na região da ZTA e que o aumento do aporte térmico contribui para o aumento da corrosão, evidenciando a influência da soldagem sobre a resistência à corrosão do material.

Atualmente o aço inoxidável austenítico AISI 304 vem sendo empregado no setor petróleo e gás natural como revestimento interno de torres de destilação, por possuir boa resistência à corrosão. Entretanto, as informações sobre o comportamento deste aço em meio contendo petróleo pesado e os efeitos causados pela soldagem sobre a resistência à corrosão são bastante escassas. Espera-se com este trabalho contribuir para o estudo da soldabilidade de

aços inoxidáveis, além de fornecer informações ao setor industrial quanto à aplicação deste material, objetivando melhoria da confiabilidade e vida útil dos equipamentos, bem como redução de custos.

2 OBJETIVOS

Objetivo Geral

Estudar a influência do aporte térmico na microestrutura do aço AISI 304.

Objetivos Específicos

Analisar a zona fundida, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base por meio de análise metalográfica das juntas soldadas.

Caracterizar as fases presentes no aço inoxidável AISI 304 como recebido e após a soldagem por meio da difração de raios X.

Traçar o perfil de microdureza em função do aporte térmico utilizado na soldagem.

3 AÇOS INOXIDÁVEIS

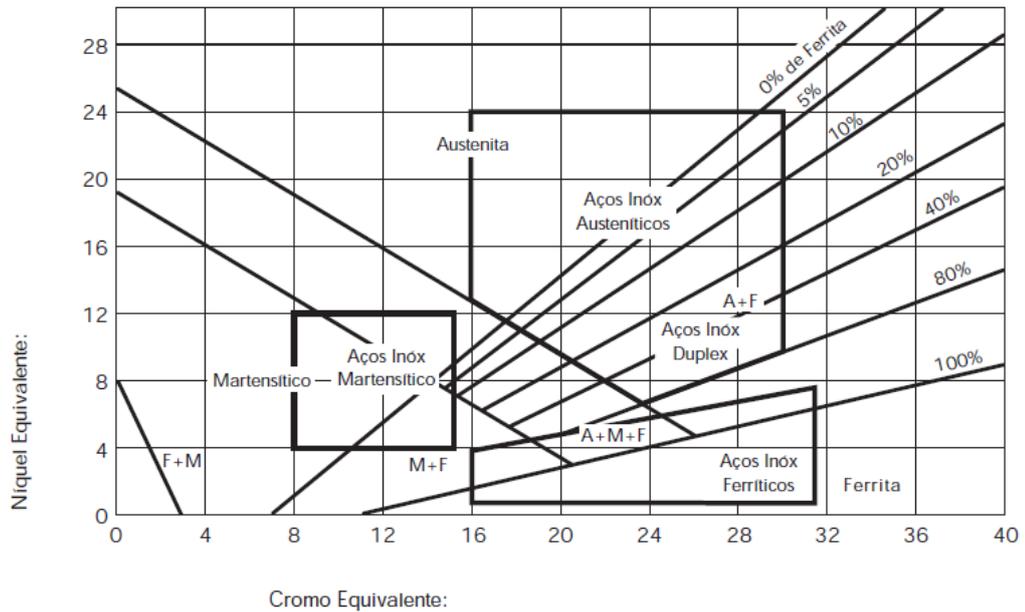
Um grande grupo de ligas especiais foi desenvolvido para ser resistentes à corrosão em vários meios, incluindo a atmosfera ambiente, sendo os aços inoxidáveis parte desse grupo. (KRAUSS, 1990). Com o teor de cromo acima de 12% em peso, cria-se uma fina camada de óxido aderida fortemente à superfície do aço. Essa resistência é aumentada pela adição de níquel e molibdênio. (CALLISTER, 2002).

Elementos de liga, intersticiais ou substitucionais, garantem aos aços inoxidáveis propriedades diversas e assim podem ser usados em várias aplicações: construção civil, indústria de alimentos, automotiva, de transporte, decoração, equipamentos industriais e petroquímica.

Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com a fase predominante na sua microestrutura, ferríticos, austeníticos, e martensíticos. Dentre eles os austeníticos, produzidos em larga escala, apresentam maior resistência à corrosão devido à alta concentração de cromo e níquel, o que aumenta significativamente seu preço final. Esses não são magnéticos, diferentemente dos ferríticos e martensíticos.

As diversas microestruturas dos aços são função da quantidade dos elementos de liga presentes. Existem basicamente dois grupos de elementos de liga: os que estabilizam a ferrita (Cr, Si, Mo, Ti e Nb); e os que estabilizam a austenita (Ni, C, N e Mn). Para facilitar, os elementos de liga com características semelhantes foram agrupados no cromo e no níquel equivalente. A partir deste agrupamento foi construído o diagrama de Schaeffler, que relaciona a microestrutura de um aço trabalhado com a sua composição química. Este diagrama está apresentado na figura 1.

Figura 1 - Diagrama de Schaeffler.

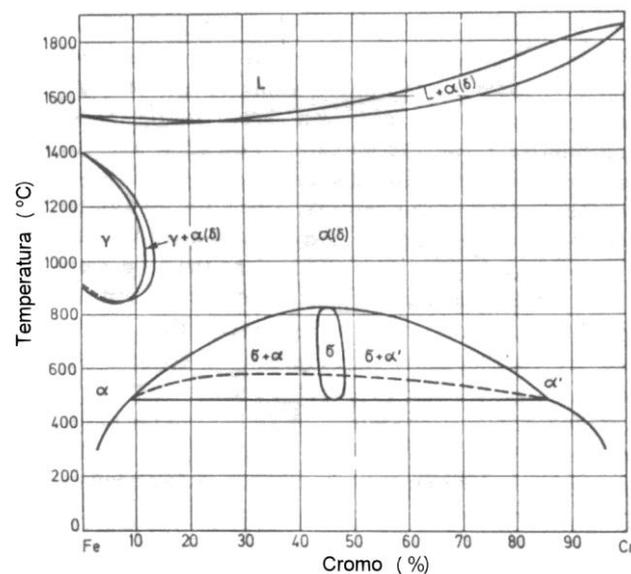


Fonte: Núcleo Inox, 1994

Analisando-se o diagrama de Schaeffler, percebe-se a presença de três regiões distintas e que possuem somente uma fase: região completamente austenítica, outra ferrítica e outra martensítica. O diagrama mostra também regiões de duas e até três fases presentes.

O diagrama de fase Cr-Fe (Figura 2) é usado de base para todos os aços inoxidáveis. (KRAUSS,1990).

Figura 2 - Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr.



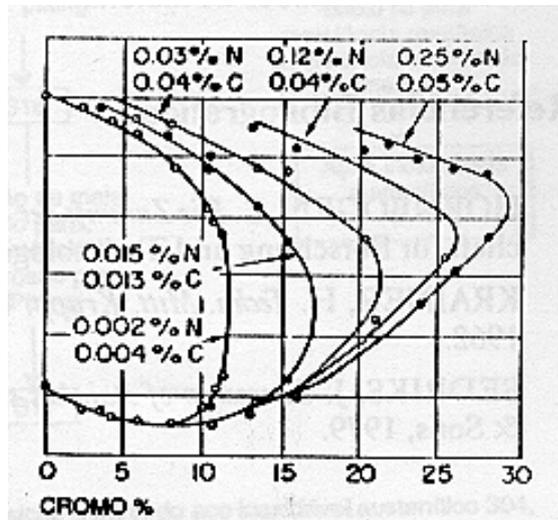
Fonte: Metals Handbook, v. 8.

Teores de cromo acima de 12,7% estabiliza a fase cúbica de corpo centrado (CCC) do ferro, o que causa a expansão dos campos de ferrita α e δ , e assim reduz a concentração de austenita (γ) (KRAUSS, 1990).

A fase austenítica fica restrita a uma faixa de temperaturas situada entre 850 e 1400°C e teor de cromo menor que 12,7%. Elementos como níquel, cobalto, manganês e cobre aumentam a estabilidade da austenita (PICKERING, 1976), assim como elementos intersticiais como carbono e nitrogênio (PADILHA, 2002).

Pequenos teores de carbono e nitrogênio são suficientes para ampliar o campo austenítico, aumentando a solubilidade do cromo na fase γ , podendo chegar até 26%. A figura 3 representa a influencia das concentrações de C e Ni na solubilidade do cromo, o que amplifica o domínio austenítico no sistema Cr-Fe. (PADILHA, 2002)

Figura 3 - Expansão do campo austenítico no sistema Fe-Cr em função de diferentes teores de carbono e nitrogênio.

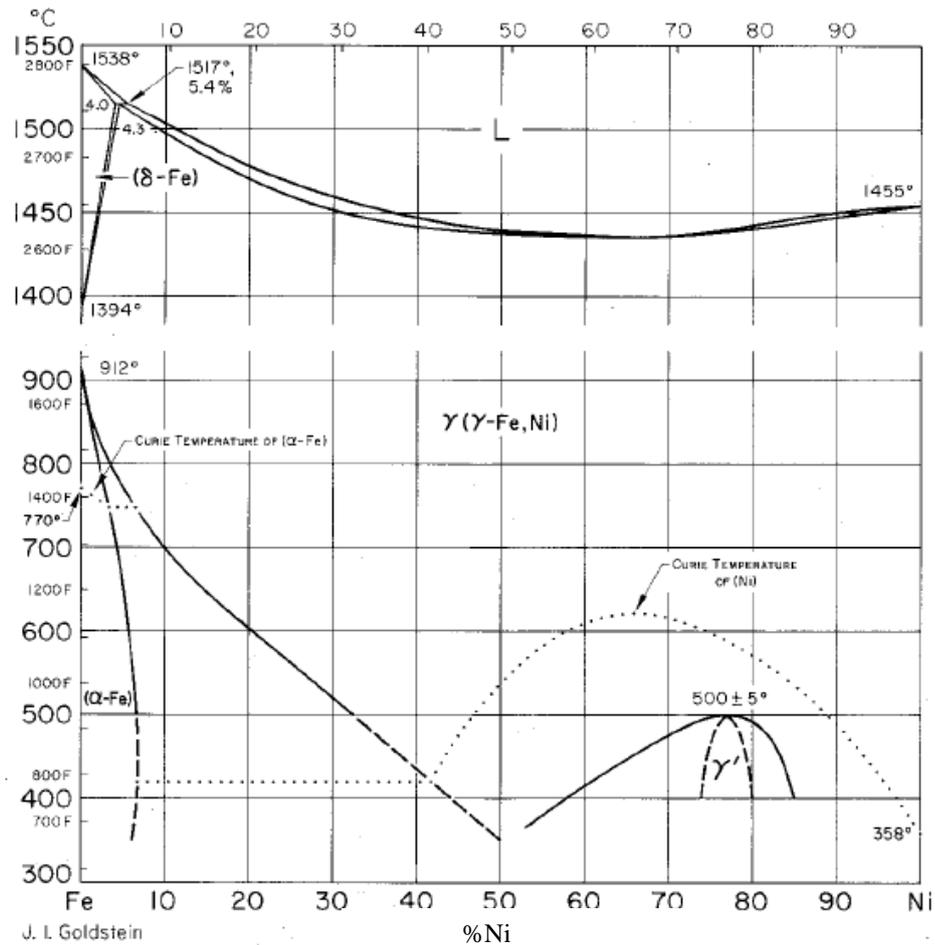


Fonte: Padilha, 2002.

Economicamente o carbono é mais viável que o nitrogênio, apesar de que algumas propriedades mecânicas como tenacidade, soldabilidade e resistência à corrosão, são prejudicadas pelo alto índice desse elemento. O que também acarretaria na necessidade de tratamentos térmicos para dissolução de carbonetos (PICKERING, 1976).

O níquel é também um elemento estabilizador da fase austenita, seu custo é um dos mais elevados. Na figura 4, diagrama Fe-Ni pode-se observar que a austenita se mantém estável em várias temperaturas, com pequeno teor de Ni.

Figura 4 - Diagrama de fases do sistema Fe-Ni.



Fonte: Metals Handbook, v.8

Em ligas ternárias tanto o níquel quanto o nitrogênio podem ser utilizados em baixos teores para estabilização da fase austenítica sem comprometer as propriedades ligadas à corrosão.

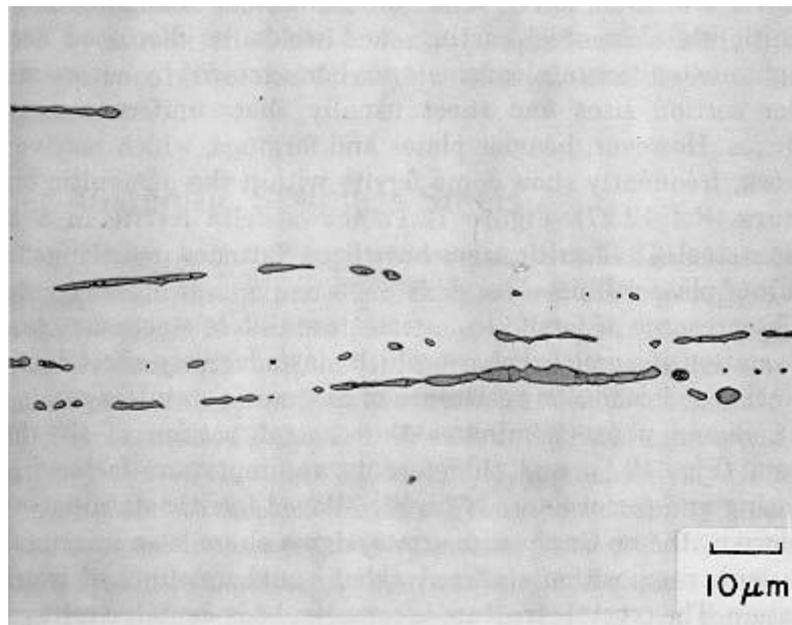
4 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Essa classe aços apresenta excelente resistência à corrosão e grande ductilidade, propriedades que são bem vistas para várias aplicações. Equipamentos que trabalham em ambientes de temperatura variável são uma dessas aplicações devido à estabilidade estrutural e a inexistência da temperatura de transição dúctil-frágil dos aços inoxidáveis austeníticos.

A composição de tais aços é geralmente de 18 a 25% de cromo, 8 a 20% de níquel e baixa quantidade de carbono (PICKERING, 1978).

Durante a solidificação, tende a formação da fase ferrita δ , devido à segregação (KRAUSS, 1990). A presença dessa fase pode levar a formação da fase sigma (σ) o que acarreta variações na ductibilidade, tenacidade e resistência mecânica (NOVAK,1977). Segue na figura 5 abaixo a micrografia da ferrita δ :

Figura 5 - Ferrita em uma placa de aço inoxidável austenítico 304L.



Fonte: Krauss, 1990.

A fase sigma (σ) é uma fase intermetálica de rede cristalina complexa (tetragonal de corpo centrado) com 30 átomos por célula unitária (ANSELMO, 2006) que se precipita nos contornos de grãos, especialmente em junções triplas, exaurindo a matriz adjacente em cromo e molibdênio e assim, causando a dissolução de carbonetos nesta região (PADILHA; RIOS, 2002).

A presença dessa fase nos aços inoxidáveis austeníticos pode causar sua fragilização. A formação dessa fase é promovida por trabalho a frio, porque as deslocamentos atuam como sítios para sua nucleação.

As fases Laves e Chi, intermetálicas também podem estar presentes na microestrutura dependendo do processamento sofrido pelo aço. Os carbonetos, nitretos e inclusões fazem parte da constituição dos aços inoxidáveis austeníticos.

Dentre os carbonetos que influenciam substancial sobre a resistência a corrosão, o $M_{23}C_6$ é o de maior importância (HONEYCOMBE, 1981). O cromo é o principal metal na sua composição, mas podendo ser parcialmente substituído por ferro, molibdênio, e níquel.

A resistência à corrosão é muito prejudicada com a precipitação do carboneto de cromo nos contornos de grãos da austenita. Isso porque consome o cromo para a formação do carboneto. Esse fenômeno é conhecido com a sensitização dos aços inoxidáveis (KRAUSS, 1990). A precipitação é catalisada em temperaturas entre 800 e 900°C, temperaturas atingidas em um processo de soldagem.

O nitrogênio tem uma influência antagônica na precipitação do carboneto. Ao mesmo tempo que reduz a difusividade do cromo e do carbono, assim retardando a coalescência do $M_{23}C_6$, ele também pode substituir o carbono, formando o composto $M_{23}(C,N)_6$, o que acelera a precipitação (HONEYCOMBE, 1981).

Embora os aços inoxidáveis austeníticos, praticamente, não sejam susceptíveis à transformação de fases martensíticas por têmpera, como são os aços carbono comuns, é fato conhecido (NOVAK, 1977) que esses materiais podem sofrer transformações martensíticas quando são deformados plasticamente em temperaturas baixas (próximas ou inferiores à ambiente). Isso pode ocorrer com maior ou menor intensidade, dependendo da composição química do material e do estado de tensões aplicado. Através dessa transformação, um aço completamente austenítico passa a conter duas fases martensíticas: a fase α' e a fase ϵ .

Assim, torna-se importante ter uma medida do grau de estabilidade do aço quanto à sua tendência a essas transformações de fases. Os principais elementos de liga que geralmente fazem parte da composição química dos aços inoxidáveis austeníticos e cujo efeito na

estabilidade da austenita já foi discutido previamente são o carbono, o nitrogênio e o níquel. No entanto, outros elementos de liga presentes nas composições químicas dos aços podem contribuir para a estabilização das fases ferrítica e austenítica.

Os efeitos desses elementos são, frequentemente, avaliados através de índices de estabilidade, como o Ni equivalente, Cr equivalente e o índice de estabilidade de Post e Eberly (PICKERING, 1972), que são fórmulas determinadas empiricamente e aplicáveis somente nas condições nas quais foram estabelecidas. De qualquer maneira, os valores determinados por elas servem como uma primeira aproximação para a avaliação do nível de estabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis.

No caso do Ni e Cr equivalentes, foi atribuído um coeficiente a cada elemento representando sua tendência a estabilizar ou a austenita ou a ferrita. Estes coeficientes foram definidos em relação ao níquel (para os elementos estabilizadores da austenita) e ao cromo (para os estabilizadores da ferrita) para os quais os coeficientes foram arbitrariamente definidos como um (NILSSON, 1997). Segundo Pickering, (1976), as equações para o cálculo do Cr e Ni equivalentes são:

Cr equivalente =

$$(\%Cr) + 2(\%Si) + 1,5(\%Mo) + 5(\%V) + 5,5(\%Al) + 1,75(\%Nb) + 1,5(\%Ti) + 0,75(\%W) \quad (1)$$

Ni equivalente =

$$(\%Ni) + (\%Co) + 0,5(\%Mn) + 5(\%V) + 0,3(\%Cu) + 1,75(\%Nb) + 25(\%N) + 30(\%C) \quad (2)$$

As fórmulas empíricas para o cálculo do Cr e Ni equivalentes e os diagramas construídos para prever a constituição dos aços inoxidáveis austeníticos são restritivos e são aplicáveis somente nas condições experimentais nas quais foram estabelecidos .

O Índice de Estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica induzida por deformação proposto por Post e Eberly foi definido como a diferença entre o teor de níquel do material e o menor teor de níquel que, teoricamente, seria suficiente para tornar o aço estável, em função dos outros elementos químicos presentes em sua composição (NILSSON, 1997).

Quando o índice de estabilidade fosse positivo, significaria que o aço teria níquel equivalente em excesso para garantir a sua estabilidade quanto à transformação martensítica e, em caso contrário, seria instável. O parâmetro Índice de Estabilidade foi definido como:

$$\text{Índice de Estabilidade} = (\%Ni) + 3,5(\%C) + 0,5(\%Mn) - 0,0833[(\%Cr) + 1,5(\%Mo) - 20]2 - 15 \quad (3)$$

As equações de Cr equivalente e Ni equivalente são aplicadas, principalmente, na área de soldagem. As equações são empregadas na forma de diagrama de Schaeffler que são comumente usados para obter indicações da estrutura e da quantidade de ferrita presente nos cordões de solda.

Na temperatura ambiente e no estado recozido, os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304, devido a sua estrutura monofásica, possuem o limite de escoamento 0,2% de aproximadamente 240MPa e o limite de resistência e o alongamento total variam entre 450 e 750MPa e 35 a 45%, respectivamente (PADILHA; GUEDES, 1994).

Estes aços podem ter sua resistência elevada por encruamento, devido à diferença acentuada entre os valores do limite de resistência e do limite de escoamento. Também é possível, através de solução sólida da austenita, aumentar a resistência destes aços. Nesse mecanismo, têm grande destaque alguns elementos como o carbono e o nitrogênio (PADILHA; GUEDES, 1994).

Por não sofrerem transformações alotrópicas estes aços são favoráveis ao surgimento de grãos quando aquecidos e desprovidos de tratamento térmico adequado. Porém ao contrário dos aços ferríticos, o surgimento de grãos nos aços austeníticos não os fragilizam.

Essa característica é usada para aumentar a resistência à fluência dos aços austeníticos resistentes ao calor (SILVA, 2010).

Os aços inoxidáveis a, a temperatura ambiente, são ligas de alta ductibilidade, e permanecem com esta característica em baixas temperaturas, sendo amplamente utilizados em processos criogênicos, sem que haja perda da resistência ao impacto. Por sua vez, em altas temperaturas

esta liga perde quase completamente sua ductibilidade, e os limites de resistência e escoamento são reduzidos (SILVA, 2010).

Por fim os aços inoxidáveis austeníticos possuem também boa tenacidade, permitindo sua utilização em operações de conformação mecânica a frio e temperatura ambiente (PADILHA; GUEDES, 1994).

5 SOLDAGEM

Existem diversas maneiras de unir duas partes metálicas. Entre elas está a soldagem, que é um processo de junção, utilizando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão (HOULDCROFT,1990).

Um processo de soldagem deve ter as seguintes características, de acordo Brandi, Wainer e Mello (1992):

- a) produzir uma quantidade de energia suficiente para unir dois materiais, similares ou não, com ou sem fusão entre as partes.
- b) evitar o contato da região aquecida e/ou fundida com o ar atmosférico.
- c) remover eventuais contaminações das superfícies que estão sendo unidas, oriundas do metal de base ou do metal de adição.
- d) propiciar o controle das transformações de fase na junta soldada que podem afetar o seu desempenho.

Os processos de soldagem podem ser classificados de acordo com o tipo de fonte de energia ou de acordo com a natureza da união. Industrialmente, os processos de soldagem mais empregados são os que utilizam a eletricidade como geração da energia para realizar a união. Para promover a fusão entre as duas partes que serão unidas pode-se utilizar o arco elétrico ou a resistência elétrica, através do aquecimento por efeito Joule. A soldagem por resistência envolve as seguintes variantes de processo: soldagem a ponto, soldagem com costura, soldagem topo-a-topo e soldagem com ressalto. Já a soldagem com arco elétrico pode ser subdividida entre soldagem com eletrodo consumível e soldagem com eletrodo não consumível. No primeiro caso estão englobados os processos de soldagem com eletrodo revestido, processo de soldagem MIG/MAG, processo de soldagem com eletrodo tubular e processo de soldagem com arco submerso. Os processos que utilizam eletrodo não consumível são soldagem TIG e soldagem com plasma. (WAINER; BRANDI; MELLO,1992).

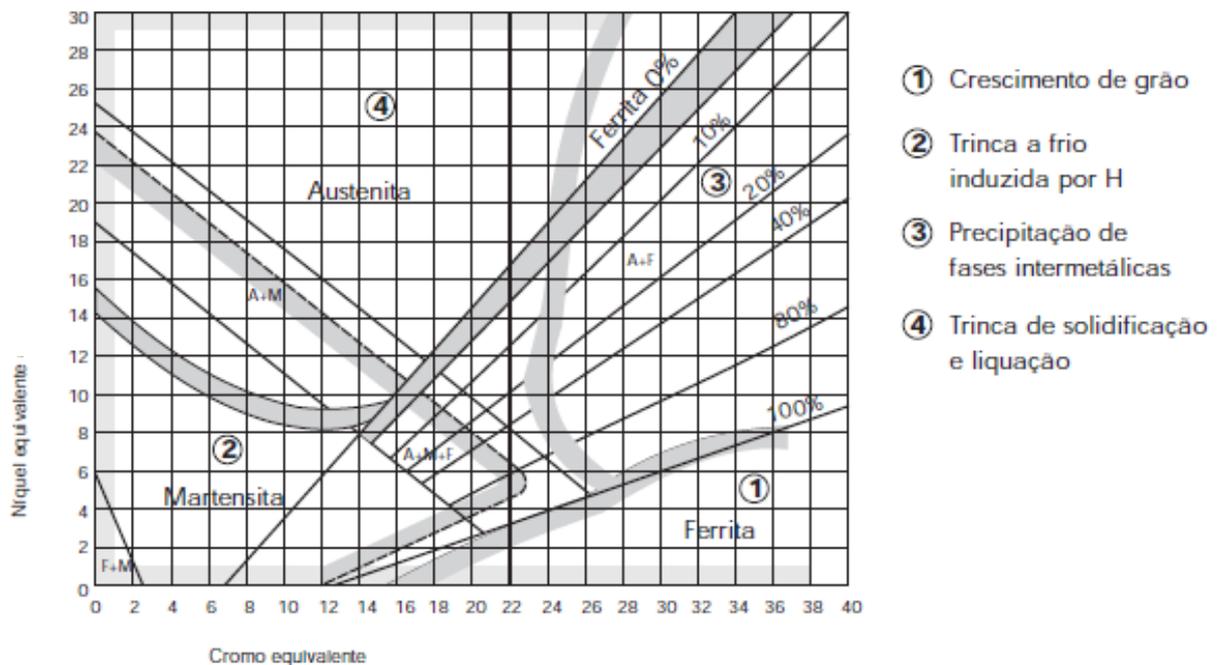
A soldabilidade dos aços inoxidáveis é função do tipo de aço. Cada um dos grupos apresenta características próprias com relação à soldabilidade.

Aços inoxidáveis ferríticos apresentam na soldagem problemas como sensitização, fragilização por hidrogênio e crescimento de grão. Para os martensíticos o principal problema é a fragilização por hidrogênio.

Para soldar aços austeníticos deve-se ter como ponto de atenção a energia de soldagem e a composição do metal de adição para evitar a sensitização e trincas a quente.

Num processo de soldagem a escolha do metal de adição é muito importante. Para aços inoxidáveis essa pode ser feita utilizando-se o diagrama de Schaeffler, com pequenas modificações. Apresenta-se na figura 6 o diagrama com as regiões prováveis de ocorrer algum tipo de fragilização (FOLKHARD, 1989).

Figura 6 - Diagrama de Schaeffler adaptado para a soldagem.



Fonte: Brandi; Wainer; Mello, 1992.

Analisando-se a figura 6 percebe-se quatro regiões que apresentam algum tipo de fragilização: região de crescimento de grão na ZTA acima de 1150°C (região 1); trinca a frio induzida por hidrogênio (região 2); precipitação de fase sigma entre 600 e 950°C (região 3) e trinca de

solidificação e liquação (região quatro). Entre estas quatro regiões existe uma quinta região que é isenta de qualquer tipo de problema, que está ao redor do ponto 21%Cr e 10%Ni (BRANDI; WAINER; MELLO, 1992).

Na soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) a junção das peças ocorre através do aquecimento das mesmas com um arco elétrico localizado entre um eletrodo metálico nu e a peça (MARQUES, 2002). Por sua vez, quando o processo é realizado com a utilização de um gás inerte, o processo de soldagem é denominado MIG (Metal Inert Gas). Da mesma forma, quando se utiliza um gás ativo, o processo é denominado MAG (Metal Active Gas).

Normalmente, para o processo de soldagem por fusão usa-se uma fonte de calor localizada e intensa, este processo pode danificar o metal base, gerando alterações de composição química e de microestrutura, degradação de propriedade, aparecimento de um elevado nível de tensões residuais e formação de descontinuidades (MARQUES, 2002).

Dentre as maneiras mais utilizadas para controlar o tamanho de grão, está a utilização de estabilizadores, como o Ti e o Nb, além disto é possível ter este controle através da energia de soldagem. Que quanto menor o seu valor, menor será o tamanho de grão. É recomendável soldar com a menor energia de soldagem possível para obter grãos menores e uma ZTA com tamanho de grão próxima a do metal base. A energia de soldagem é determinada pela quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear, é também conhecida como aporte térmico ou aporte de calor, e é expresso em kJ/mm (OLIVEIRA; FARIA, 2000).

Para a soldagem a arco, pode ser considerado o arco como a única fonte de calor definida por sua energia de soldagem, conforme mostrado na Equação 4 abaixo:

$$E = \frac{\eta V \cdot I}{v} \quad (4)$$

onde:

E = energia de soldagem em J/cm;

η = eficiência térmica ou rendimento do processo;

V = tensão no arco, em V;

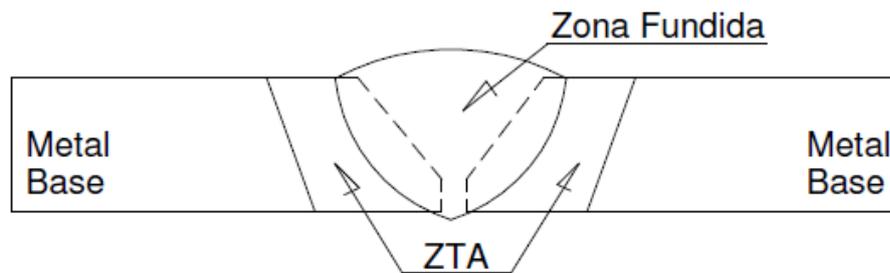
I = corrente de soldagem, em A;

v = velocidade de soldagem, em cm/s.

No processo de soldagem GMAW praticamente não há formação de escória como nos processos com eletrodo revestido e arco submerso. Além disso, o GMAW possui alta eficiência e taxa de deposição. Neste processo as correntes de ar devem ser consideradas e há necessidade de proteção contra ventos, além disto lugares estreitos apresentam empecilhos para a soldagem, que também exige equipamentos complexos e maior investimento (MARQUES, 2002).

A região da solda, após ser solidificada, é constituída de três regiões: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB) (WELDING HANDBOOK , 2004). Na Figura 7 é possível observar essas regiões.

Figura 7 - Seção transversal de uma solda.



Fonte: Welding Handbook, 2004.

Na ZF as temperaturas são maiores que a temperatura de fusão do metal e o material funde-se e solidifica-se durante o processo de soldagem. A composição química depende da intensidade das interações entre o metal base e o metal de adição (MARQUES,2002).

A zona termicamente afetada é a região não fundida do metal base que tem sua microestrutura e/ou propriedades modificadas pelo ciclo térmico de soldagem. Nessa região, ocorre o rápido aquecimento localizado que provoca variações na microestrutura que variam de acordo com o tipo de material utilizado, a temperatura local e as taxas de aquecimento e de resfriamento localizados. Para exemplificar estas variações observa-se o crescimento de grãos ao longo da ZTA e concluí-se que a região localizada mais longe do cordão de solda, geralmente não é afetada pelo processo de soldagem (OLIVEIRA; FARIA, 2000).

6 METALOGRAFIA

O procedimento metalográfico tem por objetivo a identificação de fases, precipitados e segregados em produtos oriundos dos mais diversos processos da indústria mecânico-metalúrgica, como fundição, conformação, soldagem, tratamentos térmicos e outros. Por meio da análise metalográfica verifica-se informações práticas e fundamentais quanto à relação entre as propriedades, a microestrutura e o processamento dos mais diferentes tipos de produção de peças metálicas (CALLISTER, 2002)

A metalografia está dividida em macrografia e micrografia.

A macrografia examina o aspecto de uma superfície e proporciona uma ideia do conjunto do material no que se refere à homogeneidade, distribuição de falhas internas bem como sua natureza, impurezas e ao próprio processo de fabricação. (ASM HANDBOOK, 1993)

A micrografia é análise dos materiais metálicos por meio de um microscópio e por meio dessa pode-se observar e identificar a granulação do material, a natureza, a forma, a quantidade e a distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões.(CHIAVERINE, 2008)

A preparação do material a ser submetido ao processo metalográfico e feita de forma minuciosa inicia-se pela preparação da amostra. Primeiramente um corte é feito no material para diminuir a área a ser analisada. Este corte deve ser feito de forma a propiciar que os dados e informações que se deseja obter ou analisar sejam alcançados. Usualmente são feitos cortes longitudinais ou transversais (COLPAERT, 2009).

O embutimento é feito na intenção de facilitar o manuseio da amostra, evitar a danificação da lixa ou do pano de polimento e o abaulamento da superfície, pois acarretam sérias dificuldades ao observador. O embutimento a frio é feito com resinas poliméricas com a adição de um catalisador. Depois que se mistura a resina e o catalisador essa é despejada dentro de uma pequena “forma plástica” sólida na qual irá envolver a amostra do material e após certo tempo polimerizar-se. Já o embutimento a quente é feito por meio de uma máquina de embutimento. Esse procedimento baseia-se no controle de pressão e temperaturas as quais um termoplástico é submetido quando em contato com duas prensas. Materiais comuns a este uso são o baquelite e o lucite.

Uma vez estando pronta a amostra inicia-se a preparação do material através do lixamento. Este processo tem por objetivo eliminar riscos e marcas presentes na superfície do material para que o mesmo possa ser polido posteriormente. Existem dois tipos de lixamento: o manual e o automático. O primeiro consiste em lixar a amostra sucessivamente em lixas distintas e com granulometria cada vez menores girando sempre 90° (noventa graus) quando trocar de lixa até que os riscos desapareçam. E o segundo é feito praticamente da mesma forma, com a diferença que é feito por uma máquina de lixar e não necessita de um operador assim como a primeira. Usualmente a sequência de lixas em um processo metalográfico com aços é 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, encerrando-se esta última lixa, a amostra é lavada em água corrente, posteriormente, lavada com álcool, secada com o auxílio de um secador e levadas para o processo de polimento.

O processo de polimento é realizado no intuito de eliminar os riscos e marcas menos profundos na superfície do material a fim de torná-la uma superfície especular. Para tal efeito usa-se pasta de diamante ou alumina. A limpeza é feita da mesma forma como no lixamento e depois submetida à secagem feita com um secador. Existem cinco tipos de processo de polimento, sendo eles o processo mecânico – que será usado no desenvolver do trabalho, semiautomático em sequência, eletrolítico, mecânico eletrolítico e químico. O mecânico ocorre em uma politriz e pode ser manual – realizado por um operador, ou automático – realizado por uma máquina, neste a amostra é submetida à pasta de diamante com diferentes granulometrias, uma por vez, da maior para a menor. Usualmente usa-se pasta de diamante nas granulometrias de 9 µm (nove micrômetros), 3 µm (três micrômetros) e 1 µm (um micrômetro).

Feita a preparação, a amostra do material está pronta para ser analisada metalograficamente.

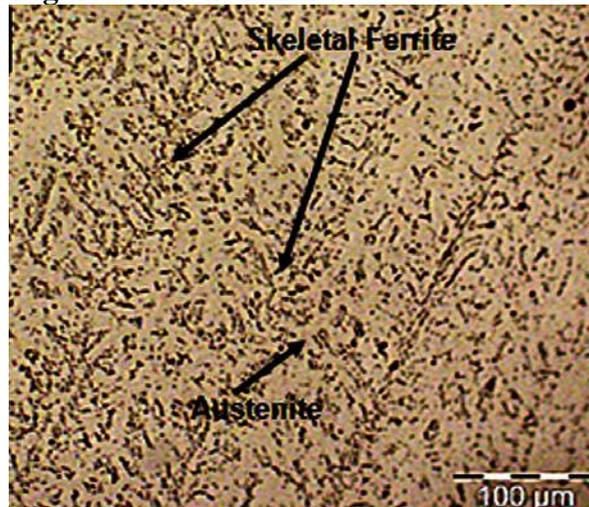
Os reativos químicos utilizados nos ensaios metalográficos, são importantes para as análises microestruturais, pois alguns deles são seletivos e revelam somente determinados microconstituintes, outros revelam a estrutura como um todo, por isso, no mínimo, dois tipos de reagentes diferentes devem ser utilizados nessas análises.

Reativos para usar no aço AISI 304 são utilizados com o objetivo de identificar as fases de ferrita ou para os contornos de grão de austenita.

7 MICROESTRUTURA EM SOLDA

De acordo com Andrés, Galvis e Hormaza em 2011, quando se trata de solda GMAW, a zona fundida apresenta-se com ferrita δ em duas formas “skeletal” e “lathy”, além da austenita como matriz, assim mostra a figura 8:

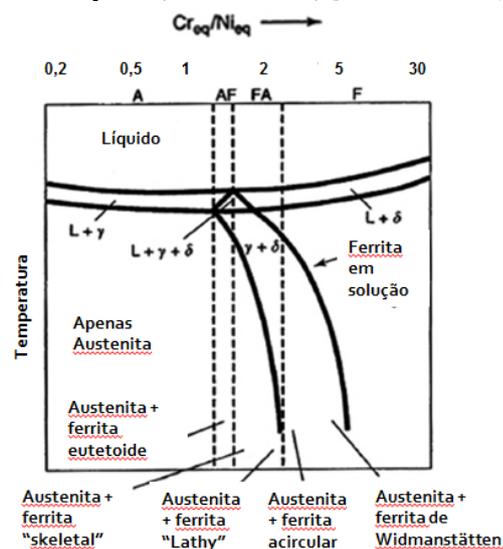
Figura 8 - Zona fundida da solda GMAW.



Fonte: Galvis; Hormaza, 2011

A solidificação primária nos aços inoxidáveis austeníticos ocorre tanto como ferrita e austenita. A morfologia da ferrita é influenciada pela taxa de resfriamento e a relação Cr/Ni, assim como a quantidade de ferrita em relação a austenita. (POURALIAKBAR, HAMEDII, KOKABII, NAZARI, 2013). Como observado na figura 9:

Figura 9 - Relação do tipo de solidificação com a composição de aços austeníticos (L: fase líquida; δ : Ferrita; γ : Austenita)



Fonte: Pouraliakbar, Hamedii, Kokabii, Nazari, 2013.

Quando a relação Cr/Ni é alta, a solidificação primária ocorre como ferrita δ , já quando essa relação é menor, a solidificação ocorre como austenita. Quando uma liga se solidifica como ferrita, pode-se ter apenas ferrita no final da solidificação ou uma mistura entre ferrita e austenita. Em um resfriamento lento toda ferrita é transformada em austenita, mas quando a taxa de resfriamento aumenta, como no caso de processos de soldagem, a transformação é suprimida e encontra-se ferrita remanescente. (POURALIAKBAR, HAMEDII, KOKABII, NAZARI, 2013)

8 MATERIAIS E MÉTODOS

8.1 Material

O material analisado consiste em uma chapa do aço AISI 304 laminada a frio, fabricada pela Aperam South America. O material estava com espessura de 4 mm cada chapa.

8.2 Composição química

A análise da composição química do aço AISI 304 foi realizada na Aperam South America.

8.3 Processo de soldagem

As chapas, sem nenhuma preparação prévia, foram soldadas pelo processo de soldagem MAG, no laboratório de soldagem da ESAB. O equipamento utilizado para a solda foi o DX10/HP20D da YASKAWA MOTOMAN (Figura 10).

Figura 10 - Equipamento para soldagem DX10/HP20D da YASKAWA MOTOMAN.



Fonte: autor (Laboratório ESAB)

Definiram-se os parâmetros da soldagem e os mesmos foram mantidos constantes, variando apenas o aporte térmico. Foi utilizada uma tensão de 27 volts e uma corrente de 181 ampères.

Utilizando os parâmetros definidos e a Equação 4, foi calculada a velocidade de alimentação do arame sólido durante a soldagem para cada aporte térmico.

$$E = \frac{\eta V \cdot I}{v} \quad (4)$$

Na tabela 1 é possível analisar os parâmetros usados na soldagem para cada aporte térmico.

Tabela 1 - Parâmetros utilizados na soldagem das chapas

Chapa	Aporte térmico (kJ/mm)	Tensão (volts)	Corrente (ampéres)	Velocidade de alimentação (cm/min)
A	0,5	27,0	181,0 (+ ou - 30)	46,91
B	1,0	27,0	181,0 (+ ou - 30)	23,46
C	1,5	27,0	181,0(+ ou - 30)	15,64

Fonte: Autor.

As chapas foram soldadas utilizando o arame sólido OK Autrod 308LSi, este possuía em sua composição química: <0,03% C; 0,80% Si; 1,80% Mn; 20,00% Cr; 10,00% Ni; de acordo com o catalogo de Soldagem MIG/MAG Arames Sólidos ESAB. O gás de proteção utilizado foi STARGOLD FLEX da WHITE MARTINS, composição: 98% Ar e 2%. O processo foi realizado com um passe de solda, em posição plana. Durante a soldagem o aporte térmico foi variado em 0,5 kJ/mm, 1,0 kJ/mm, 1,5 kJ/mm. Foram soldadas três chapas, uma chapa para cada aporte térmico utilizado. Primeiramente foi realizado um cordão de solda no centro de cada chapa e posteriormente os outros cordões de solda foram feitos equidistante da solda já realizada e das laterais de cada chapa, com seus respectivos aporte térmicos (Figura 11), para todos os cordões soldados verificou-se a temperatura da chapa antes do processo com um termopar específico do laboratório.

Figura 11 - Chapa de aço inoxidável AISI 304 soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.



Fonte: autor

8.4 Preparação das amostras

Os corpos de prova foram confeccionados nas dimensões 25mm x 50mm. Para realização do corte da chapa, na posição perpendicular ao cordão de solda, com largura de 25mm, foi utilizado o equipamento Serra de Fita Horizontal do CEFET-MG. Foi realizado um corte para retirar a borda do cordão de solda para descarte de, aproximadamente 15mm, após esse procedimento iniciaram-se os cortes das amostras na posição perpendicular ao cordão de solda. Para o corte da chapa na posição paralela ao cordão de solda, com comprimento de 50mm, foi utilizado o equipamento de corte CUTOFF do Laboratório de Metalografia do CEFET-MG. Depois de realizado os dois cortes (na posição perpendicular e paralela ao cordão de solda) as amostras foram identificadas de acordo com o aporte térmico utilizado na soldagem da chapa, com o cordão de solda e com a altura do corte do cordão de solda em relação ao início desse.

8.5 Análises metalográfica

Para as análises metalográficas, as amostras foram embutidas a quente com resina baquelite, lixadas manualmente com lixas de granulometria 120, 220, 320, 400 e 600 mesh, polidas com pasta de diamante de granulometria de 9, 3 e 1 μ m e atacadas com o reativo Kalling (5gr CuCl_2 + 100ml HCl + 100ml Álcool Etilico). Assim as análises metalográficas foram realizadas no material base, na ZTA e na zona fundida, utilizando o microscópio óptico Fortel do Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, para identificar o tamanho da ZTA. As amostras foram analisadas e fotografadas por meio de microscopia óptica, com aumento de 100 vezes. Depois impressas em folhas A4 medidas 4 distâncias com um escalímetro de escala 1/100.

Depois das primeiras análises, as amostras passaram novamente pelo polimento, com pasta de diamante de granulometria de 9, 3 e 1 μ m e atacadas com o reagente Behara (25ml HCl , 3g de bifluoreto de amônia, 125ml de água, 0,2g de metabissulfito de potássio) a temperatura ambiente. As análises metalográficas foram realizadas no material base, na ZTA e na zona fundida, utilizando o microscópio óptico Fortel do Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, a fim de identificar e avaliar a diferença de microestrutura de todas as áreas analisadas. As amostras foram analisadas e fotografadas através de microscopia óptica, com aumento de 200 400 e 800 vezes.

Como a ZTA do aço inoxidável é pequena em relação aos aços carbono, toda análise de estrutura foi feita pela micrografia.

8.6 Difração de Raios X

O ensaio de difração de raios X foi realizado em uma amostra do cordão de solda e da ZTA de cada aporte térmico. Todas as amostras foram cortadas com 25 mm de largura e o comprimento utilizado para cada amostra foi o mesmo do cordão de solda do seu respectivo aporte térmico. As amostras foram lixadas com lixa de granulometria 240 mesh para retirar as rebarbas e lavadas com água corrente. Após esse procedimento, foi realizado o ensaio de difração de raios X no Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, com o aparelho Difrátômetro de Raio-X, modelo Shimadzu XRD-7000 (Figura 12). Utilizando o

software Origin8.0 foi realizada uma análise quantitativa por meio da técnica das intensidades integradas.

Figura 12 - Shimadzu, Difratorômetro de Raio-X XRD-7000.



Fonte: Autor.

8.7 Ensaio de dureza

Foi realizado o ensaio de microdureza Vickers das amostras, em um microdurômetro Shimadzu HMV-2. A microdureza foi feita com replicação de 3 vezes. A carga utilizada foi de 0,980N (100gf) por 15 segundos. As medições foram realizadas a uma distância de 1,0mm da superfície de topo e com espaçamento de 0,3mm na zona fundida e no metal base e espaçamento de 0,1mm na ZTA. Foi realizada a média dos 3 grupos de medições.

7 RESULTADOS E DISCUSSÕES

7.1 Composição Química

O resultado da análise da composição química realizada na Aperam South América pode ser observado na tabela 2 abaixo.

Tabela 2 - Composição química do aço AISI 304.

	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S
AISI304	0.08	19.00	8.00	2.00	1.00	0.045	0.030

Fonte: autor.

Com esses valores foi possível calcular o Cr e o Ni equivalente, usando as equações 1 e 2 obtendo os resultados respectivamente de 21,0% e 11,4%, que pelo diagrama de Schaeffler é esperado 10% de ferrita na microestrutura. Esses valores também indicam no gráfico da figura 6, que o processo de soldagem dificilmente apresentará algum defeito.

7.2 Processo de Soldagem

Foi observado que devido às chapas possuírem espessura muito fina (4mm) e área superficial pequena ao ser realizado o primeiro cordão de solda no centro, as chapas empenavam.

Ao analisar a tabela 1, é possível observar que, para tensão e corrente constante, ao aumentar o aporte térmico utilizado durante a soldagem, a velocidade de alimentação do arame é reduzida. A análise dos cordões de solda, respectivos a cada aporte térmico, possibilita perceber que quanto maior o aporte térmico maior será a espessura do cordão de solda (Figura 13).

Figura 13 - Cordão de solda de acordo com o aporte térmico (A) cordão soldado com 0,5kJ/mm (B) cordão soldado com 1,0kJ/mm (C) cordão soldado com 1,5kJ/mm.

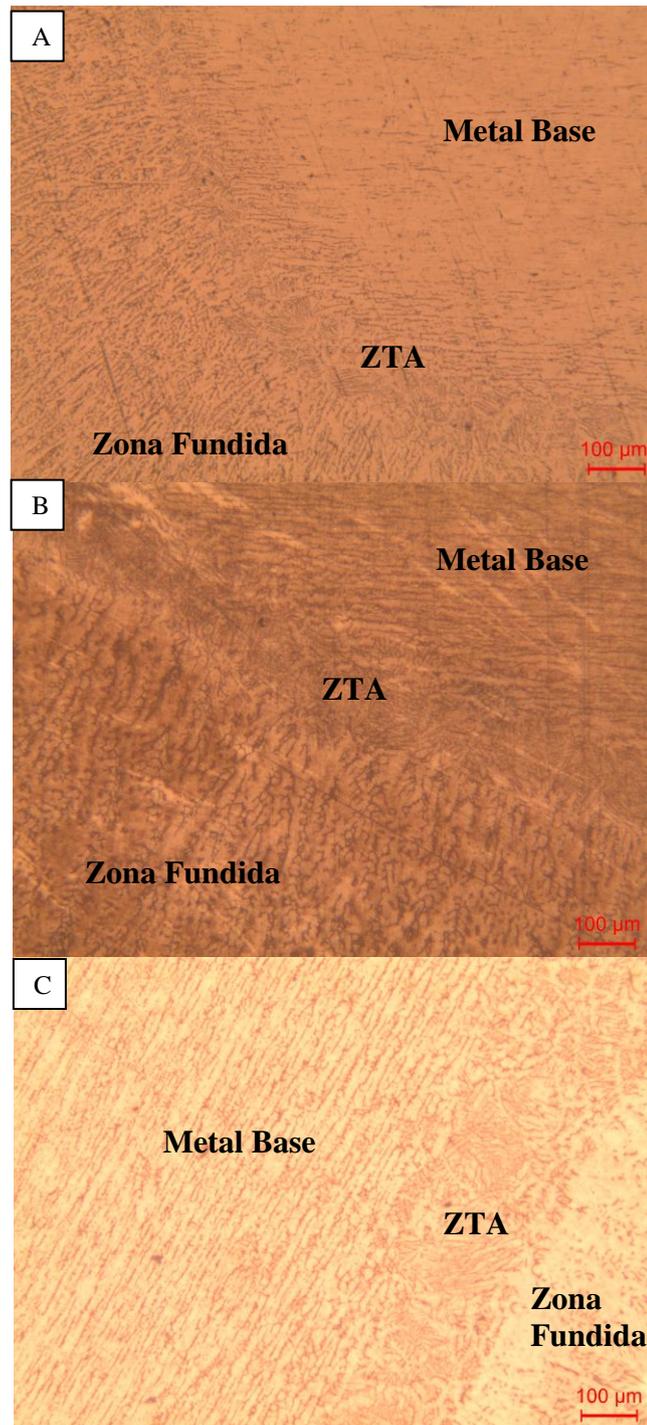


Fonte: Autor.

7.3 Análises metalográfica

Na figura 14 pode se observar a ZTA de cada aporte térmico.

**Figura 14 - Transição entre ZF e MB do aporte de 0,5kJ/mm(A);
1,0kJ/mm(B);1,5kJ/mm(C)**



Fonte: Autor.

Os valores medidos de tamanho da ZTA encontram-se na tabela 3 abaixo:

Tabela 3 - Tamanho médio da ZTA (μm)

Aporte	0,5kJ/mm	1,0kJ/mm	1,5kJ/mm
Tamanho da ZTA (μm)	110 \pm 10	154 \pm 10	220 \pm 10

Por esse resultado pode-se estabelecer uma relação direta entre a razão de crescimento do aporte térmico com a relação de aumento da ZTA. Sendo assim, de 0,5kJ/mm para 1,0kJ/mm equivale a uma relação de 200%, o aumento da ZTA, nesse caso, foi de 110 μm para 154 μm , equivale de 140%. Com esse raciocínio chega-se no fator de 70% entre as razões explicado pela equação 5 abaixo:

$$L_{ZTA2} = \frac{0,7 \cdot L_{ZTA1} \cdot Ap_2}{Ap_1} \quad (5)$$

Onde:

L_{ZTA2} = Tamanho da ZTA aporte 2

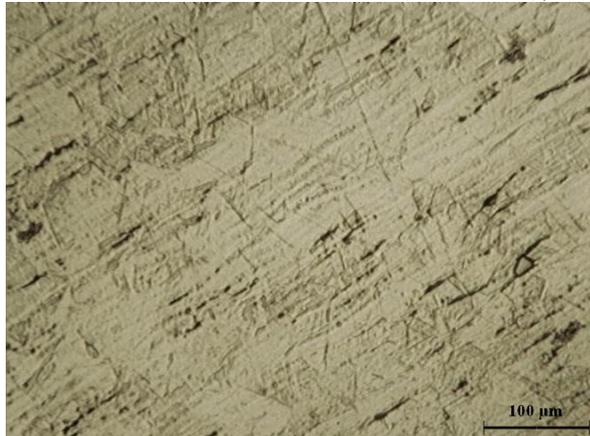
L_{ZTA1} = Tamanho da ZTA aporte 1;

Ap_2 = Aporte 2;

Ap_1 = Aporte 1;

A estrutura do metal base é apresentada na figura 15. Pela análise, é possível perceber a presença de ferrita, como previsto pela composição química, e os grãos de austenita levemente atacados. A ferrita está alongada no sentido da laminação sofrida pela chapa.

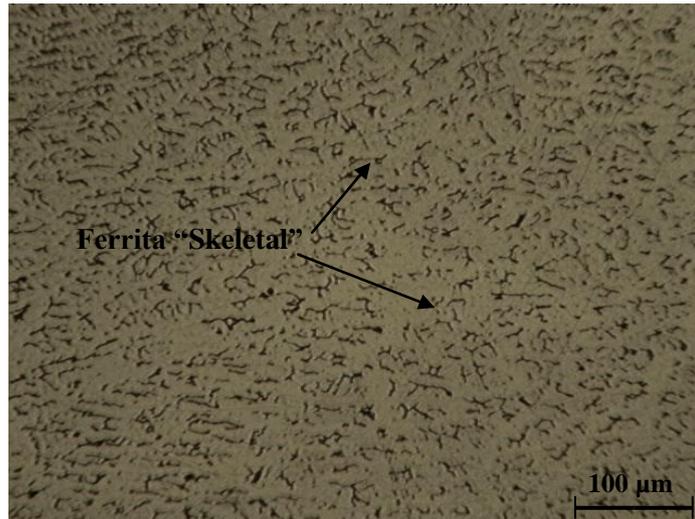
Figura 15 - Microestrutura do Metal Base (AISI 304), aumento de 400x



Fonte: autor

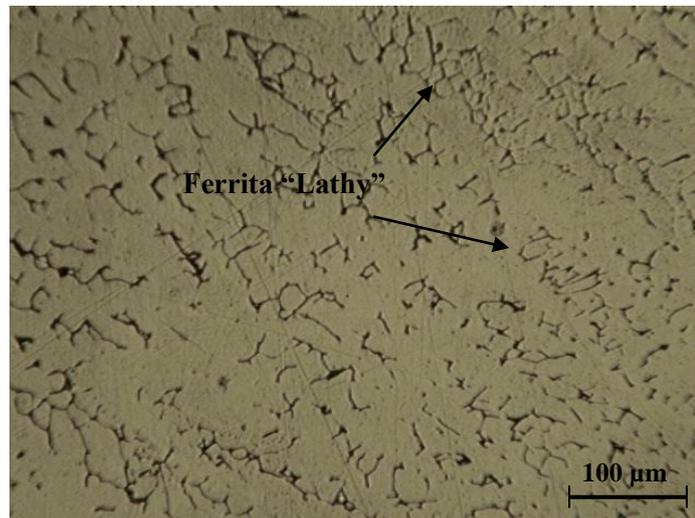
Nas figuras 16, 17 e 18 é possível comparar a presença de ferrita na ZF “skeletal”. Pelas imagens a concentração de ferrita diminui quando o aporte aumenta, e a dispersão é maior em aportes menores. Na figura 17, aporte de 1,0kJ/mm é possível perceber além da ferrita na forma “skeletal” também a ferrita na forma “Lathy”, diferente dos outros aportes.

Figura 16 - Microestrutura ZF solda, aporte térmico de 0,5kJ/mm. Aumento de 200 vezes.



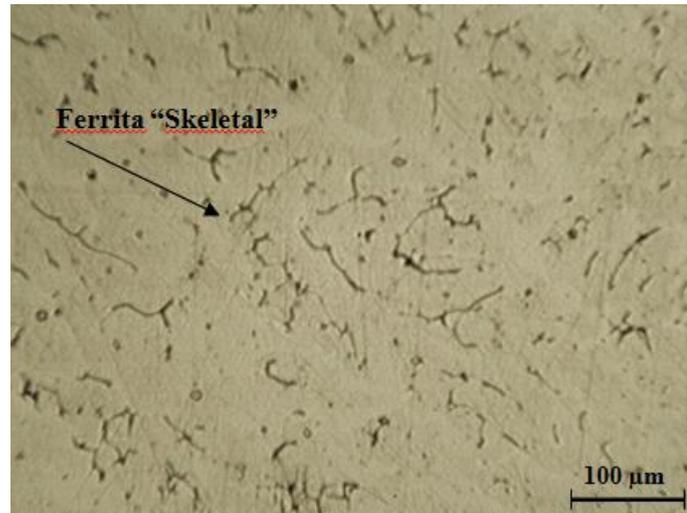
Fonte: Autor

Figura 17 - Microestrutura ZF solda, aporte térmico de 1,0kJ/mm. Aumento de 200 vezes.



Fonte: Autor

Figura 18 - Microestrutura ZF solda, aporte térmico de 1,5kJ/mm. Aumento de 200 vezes.

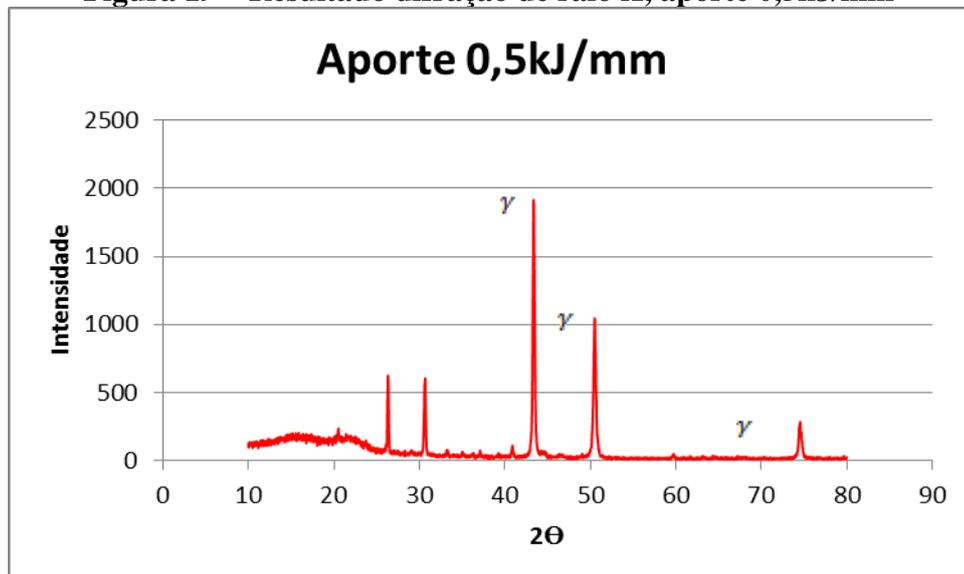


Fonte: Autor

7.4 Difração de Raios X

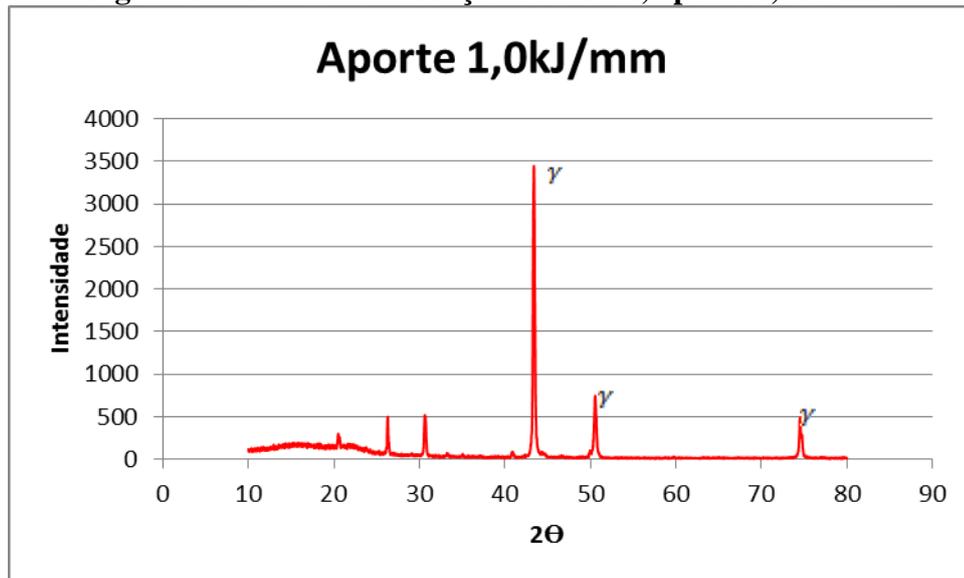
Os resultados da difração de raios X (Figuras 19, 20, 21), mostra a grande presença de austenita, os primeiros picos são característicos do material usado para embutimento, mas sem a presença da fase sigma, esperada no alcance de 50 a 60 graus.

Figura 19 – Resultado difração de raio X, aporte 0,5kJ/mm



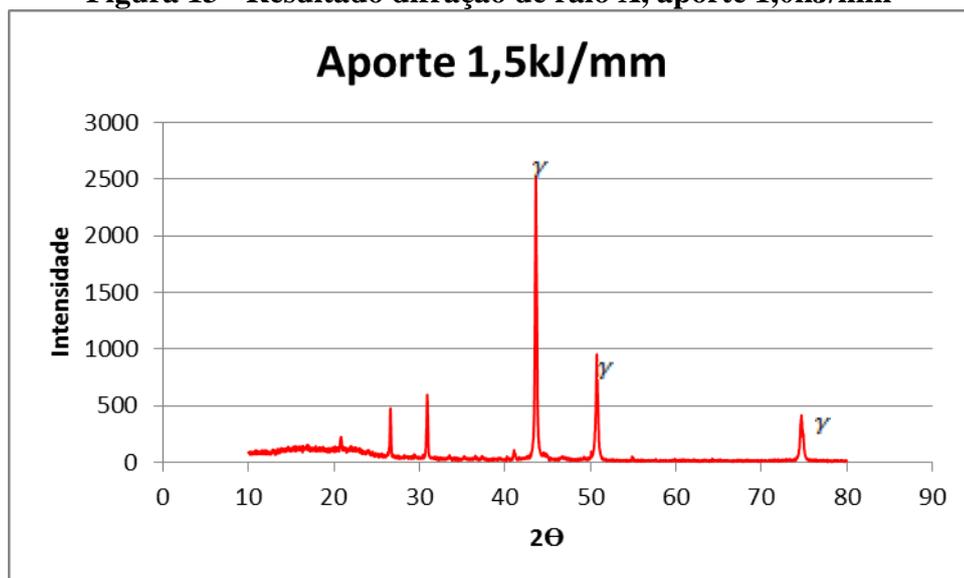
Fonte: Autor

Figura 20 - Resultado difração de raio X, aporte 1,0kJ/mm



Fonte: Autor

Figura 13 - Resultado difração de raio X, aporte 1,0kJ/mm



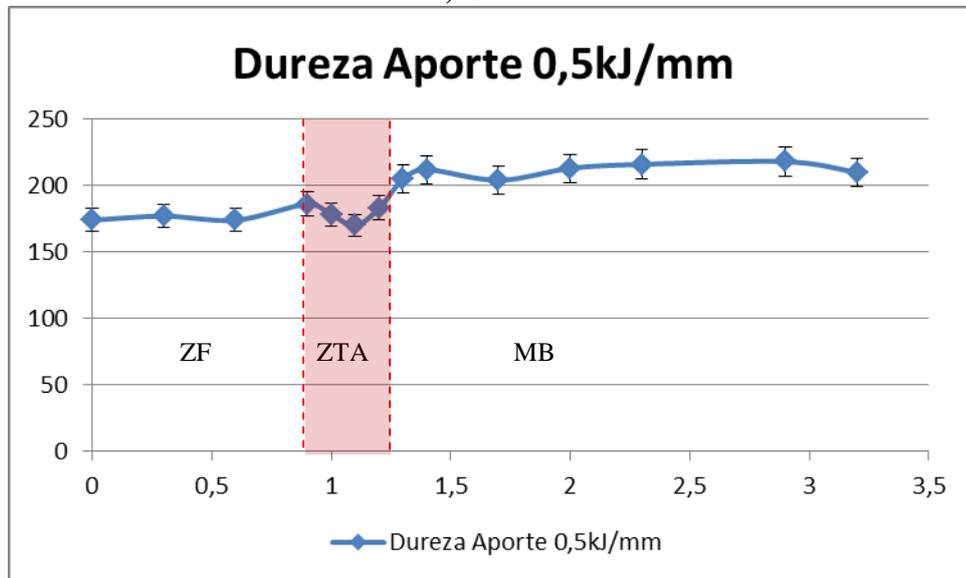
Fonte: Autor

7.5 Ensaio de dureza

O aço inoxidável inox AISI 304 sem ter sofrido nenhum tratamento térmico ou mecânico possui a dureza igual a 180HV. A dureza obtida para o material como recebido foi igual 210 ($\pm 3,5$)HV. O maior valor de dureza encontrado pode ser justificado, uma vez que o material recebido é uma chapa laminada a frio, processo de conformação que resulta no encruamento do material, portanto, proporciona um aumento de dureza.

Observa-se na figura 22 que o perfil de dureza da amostra com aporte térmico de 0,5kJ/mm variou pouco na ZTA.

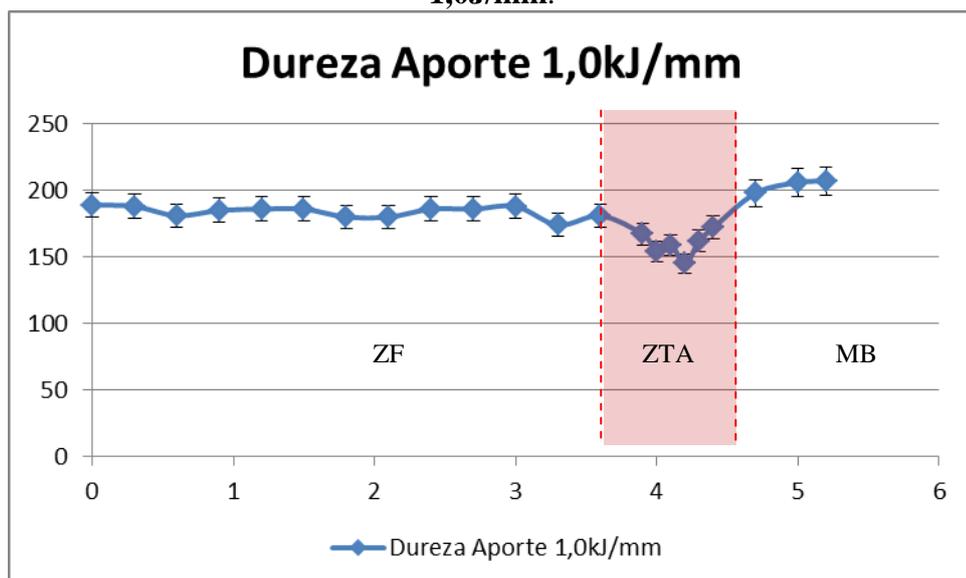
Figura 14 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico 0,5J/mm.



Fonte: Autor

Para a amostra com aporte térmico de 1,0kJ/mm a dureza apresentou um decréscimo na ZTA (Figura 23).

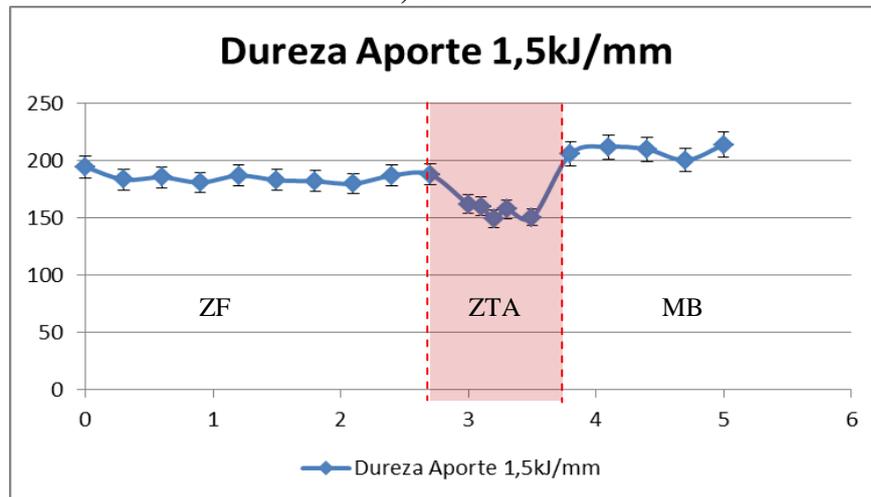
Figura 15 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico 1,0J/mm.



Fonte: Autor

Para a amostra com aporte térmico de 1,5kJ/mm a dureza apresentou um decréscimo na ZTA (Figura 24).

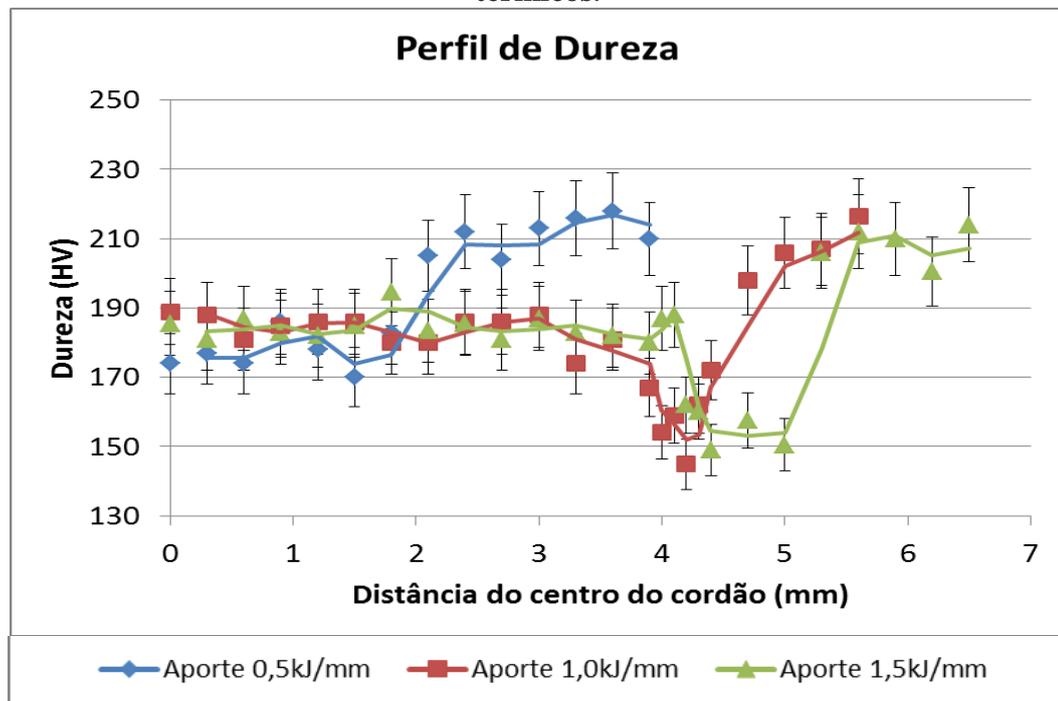
Figura 16 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico 1,5J/mm.



Fonte: Autor

A figura 25 apresenta os perfis de dureza para os três aportes térmicos estudados. Em todos os aportes, a dureza do MB é maior que da ZF.

Figura 17 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com diferentes aportes térmicos.



Fonte: Autor

8 CONCLUSÃO

Através da análise dos resultados obtidos é possível concluir que:

- O aporte térmico influencia nas características finais do cordão de solda. Quanto maior o aporte térmico durante a soldagem maior será a espessura do cordão de solda.
- A zona termicamente afetada no aço inoxidável AISI 304, durante o processo de soldagem, é pequena, resultando na pouca alteração da microestrutura nessa região.
- A análise das micrografias das amostras, conclui-se que o tamanho da ZTA cresce 70% em relação ao aumento do aporte térmico, como explicado pela equação 5.
- Quanto maior o aporte térmico utilizado durante o processo de soldagem menor é a quantidade de ferrita na zona fundida. Esse fato pode ser justificado pelo fato de que aumentando o aporte térmico, e consequentemente a energia fornecida ao processo, ocorre a redução da velocidade de resfriamento, resultando no aumento da austenita.
- Por meio do perfil de dureza foi observado que o valor de dureza para todas as amostras ficaram próximas do valor do material conforme recebido. A ZF apresenta-se mais macia que o MB, possivelmente pelo teor de carbono ser menor. A ZTA apresenta menor dureza tanto em comparação a ZF, quanto ao MB. Para uma análise mais cuidadosa desse perfil de dureza, será necessária uma análise metalográfica quantitativa.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANDRÉS R., GALVIS E., HORMAZA W. **Characterization of failure modes for different welding processes of AISI/SAE 304 stainless steels.** Elsevier Ltd. 2011
- ANSELMO, N. et al. Corrosion behavior of supermartensitic stainless steel in aerated and CO₂-saturated synthetic seawater. **Materials Science and Engineering A**, v.428, p. 7379, 2006.
- ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures.** v. 9, p. 228-293,1993.
- BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. **Soldagem - processos e metalurgia.** Sao Paulo: Edgard Blucher, 1992.
- CALLISTER, W. D., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** John Wiley & Sons, Inc., 2002
- CHIAVERINE ,V. **Aços e ferros fundidos.** 7. ed.. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2008.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comum: tratamentos térmicos convencionais noções básicas.** 4 ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2009.
- DAVIS, J.R. Stainless Steel. **ASM specialty handbook.** ASM International. EUA. 2. ed., p. iii, 1996.
- FOLKHARD E. **Welding metallurgy of stainless steels.** Springer-Verlag, 1989.
- FU J.W., YANG Y.S., **Orientalional dependence of lathy ferrite in Fe–Cr–Ni alloy during directional solidification,** Elsevier B.V., 2012.
- HONEYCOMBE, R.W.K., **Steels microstructure and properties.** London: Edward Arnol, 1981.
- HOULDCROFT P., **Which process?** Inglaterra: Abington Publishing, 1990.
- KRAUSS, G., Steels, **Heat treatment and processing principles.** 2. ed. Ohio: ASM International, 1990.
- LUCAS, W. TIG and PLASMA **Welding process techniques, recommended pratices and applications.** Crambridge - UK: Abington Publishing, 1990.
- MARQUES, P.V. **Tecnologia de soldagem.** Fundação Cristiano Otoni – FCO. ESAB. Belo Horizonte, 2002. 352p.
- MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A890 / A890M Grau 6^a.** Tese (Doutorado)- Universidade de São Paulo, Interunidades EESC-IFSC-IQSC, 2006.

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, p.685-700, Agu. 1992.

NILSSON, J. O. Physical metallurgy of duplex stainless steels. IN: DUPLEX STAINLESS STEEL 97, 5, World Conference, Maastricht, Holanda, p. 73-82, Oct.1997.

NOVAK, C.J. Structure and constitution of wrought austenitic stainless steels. In: _____ **Handbook of Stainless Steels**, McGraw Hill, New York, 1977

NORMA ASTM G48. Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution. Designation: G48 - 03, p. 1-4, 7-8.

PICKERING, F.B., Physical metallurgy of stainless steel developments – Review 211 – **International Metals Reviews**, Dec, 1976.

PICKERING, F.B. **Physical metallurgy and the design of steels**. London: Applied Science Publishers Ltd, 1978.

PICKERING, F.B. **Towards improved ductility and toughness**. Climax Molybdenum Co, Symp., Kyoto, v. 9, 1972.

PICKERING, F.B. **Physical metallurgical developments of stainless steels**. In: CONF. STAINLESS STEELS, 84, Gothenburg, p. 2-28, 1984.

PRINCIPAIS processos de soldagem dos aços inoxidáveis. Publicação Técnica n.209401, Núcleo Inox, 6 p., 1994.

POURALIAKBAR, H.; HAMEDI, M; KOKABII, A. H.; NAZARI A., **Designing of CK45 carbon steel and AISI 304 stainless steel dissimilar welds**. Mat. Res., Epub , 2013.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. C. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Blucher, 2010, 776p.

TIPOS de corrosão. 2011. Disponível em: <<http://www.elinox.com.br/aco-inox/tipos-de-corrosao>>. Acesso em: 18 nov. 2011.

WAINER E.; BRANDI S.D.; MELLO F.D.H. **Soldagem: metalurgia e processos**. Edgar Blucher, 1992.

WELDING HANDBOOK (AWS). Fundamentals of Welding. 9. ed., v.1, 2004, 373p.

PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. **Aços inoxidáveis austeníticos microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1994.

PADILHA, A.F.; RIOS, P.R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. **ISIJ International**, v. 42, p. 325-337, 2002.