



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

TATHIANE CAMINHA ANDRADE

ANÁLISE DE PARÂMETROS DE SOLDAGEM EM JUNTAS DISSIMILARES
DE AÇOS INOXIDÁVEIS UNIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR
ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL

FORTALEZA

2013

TATHIANE CAMINHA ANDRADE

**ANÁLISE DE PARÂMETROS DE SOLDAGEM EM JUNTAS DISSIMILARES
DE AÇOS INOXIDÁVEIS UNIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR
ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL**

Monografia apresentada ao
Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Universidade Federal do Ceará, como
requisito parcial à obtenção do título de
bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de
Miranda.

FORTALEZA

2013

TATHIANE CAMINHA ANDRADE

**ANÁLISE DE PARÂMETROS DE SOLDAGEM EM JUNTAS DISSIMILARES
DE AÇOS INOXIDÁVEIS UNIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR
ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL**

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: 02/01/2014.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)

AGRADECIMENTO

À Deus, pela vida.

Aos meus pais, Angela Caminha Andrade e Paulo Roberto Andrade, pelo apoio incondicional, amor e dedicação.

À minha irmã, Camile Caminha Andrade, pelo companheirismo.

Ao meu namorado, Yuri Cruz da Silva, pela motivação, amor, conselhos e por toda a ajuda.

Ao meu orientador, Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, por todos os ensinamentos durante minha vida acadêmica.

Aos professores Dr. Marcelo Ferreira Motta, Dr. Cleiton Carvalho Silva e Dr. Willys Machado Aguiar, pela oportunidade de fazer parte do ENGESOLDA e pelos ensinamentos durante a minha graduação.

Ao Dr. Jorge dos Santos, pela oportunidade de conhecer e de trabalhar no HZG.

Ao engenheiro Luciano Bergmann, pela supervisão durante seis meses no HZG.

À secretária Dagmar Koschek, por todo o apoio durante minha viagem.

À minha grande amiga e companheira de curso, Nathália Escóssio Cavalcante, pelos estudos, discussões e amizade durante esses cinco anos.

À todos os meus companheiros de viagem e de trabalho do HZG, principalmente aos que me ajudaram e discutiram comigo este trabalho: Bruna Nayara Pereira Cavalcanti, Eduardo Eitzberger Feistauer, Guilherme Paz e Natália do Vale.

À todos os amigos e colaboradores do ENGESOLDA, especialmente aos que me ajudaram a concluir este trabalho: Everton Nunes, Gerbson Queiroz, Marcela Rocha.

RESUMO

Na indústria do petróleo e gás, existem ambientes extremamente corrosivos devido à natureza do petróleo e seus contaminantes. Esta natureza exige a seleção de materiais de elevada resistência à corrosão e alta tenacidade, propriedades presentes nos diversos aços inoxidáveis. Aços inoxidáveis são ligas com teor de cromo de, no mínimo, 10,5%. Os mais utilizados dentre esta classe são os com uma microestrutura austenítica. Porém, existem aplicações que exigem propriedades presentes em materiais distintos, o que pode resultar em uma união de materiais diferentes. Uma solução alternativa ao uso de processos convencionais de soldagem, que, muitas vezes, prejudicam as propriedades mecânicas de alguns materiais, é a soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) vem obtendo grandes resultados na soldagem similar de aços inoxidáveis. Portanto, a fim de investigar o comportamento desses materiais em conjunto, o objetivo desse trabalho é avaliar parâmetros de soldagem no comportamento de soldas dissimilares entre chapas de aço inoxidáveis ferrítica e austenítica quando soldadas por SAPNC. Chapas de AISI 444 e AISI 316L foram soldadas em juntas sobrepostas e chapas de AISI 410S e AISI 304L foram soldadas em juntas de topo, variando a força axial. Corpos de prova foram retirados da seção transversal da solda. Foi realizada a caracterização metalúrgica por microscopia ótica e avaliado o perfil de microdureza. Concluiu-se que a força axial teve influência na produção de defeitos ao longo da solda bem como na mistura entre os materiais. As zonas de soldagem foram caracterizadas e observaram-se grãos refinados na zona de mistura e zona termomecanicamente afetada, devido à recristalização dinâmica. Foi constatada uma provável transformação martensítica no aço ferrítico da junta soldada AISI 410S/304L, pela morfologia e microdureza das fases presentes.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis. SAPNC. Força axial.

ABSTRACT

There are atmospheres extremely corrosive in the oil and gas industry due to the nature of the oil and its contaminants. This nature requires the selection of the materials with high corrosion resistance and high toughness properties present in stainless steels. Stainless steels are alloys with at least 10.5 % of chromium. The most widely used among this class are austenitic stainless steels. However, there are applications that require properties present in several materials, which can result in a joint of different materials. An alternative solution to the use of conventional welding processes, which often affect the mechanical properties of some materials, is the friction stir welding (FSW) that has achieved great results in similar welding stainless steels. Therefore, in order to investigate the behavior of these materials together, the objective of this study is evaluating the welding parameters on the behavior of dissimilar welds between ferritic and austenitic stainless steels by FSW. Plates of AISI 444 and AISI 316L were welded overlap joints and plates of AISI 410S and AISI 304L were welded butt joints, with different axial force. Specimens were taken from the cross section of the weld. Analysis in optical microscopy and microhardness were performed. It was concluded that the axial force has influence on the production of defects along the weld as well as the mixing of the materials. The welding zones were characterized and refined grains were observed in the mixing zone and thermomechanically affected zone due to dynamic recrystallization. It was concluded a probable martensitic transformation in ferritic steel weld AISI 410S/304L, the morphology and microhardness of the phases present.

Keywords: Stainless Steels. FSW. Axial Force.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	9
1.1	SOBRE O PROJETO	9
1.2	MOTIVAÇÃO.....	9
2	OBJETIVOS.....	11
2.1	OBJETIVO GERAL.....	11
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	11
3	REVISÃO DA LITERATURA.....	12
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	12
3.1.1	Influência dos Elementos de Liga nos Aços Inoxidáveis.....	14
3.1.2	Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	16
3.1.3	Aços Inoxidáveis Ferríticos	17
3.2	FENÔMENOS DE FRAGILIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.....	19
3.2.1	Fragilização a 475°C.....	19
3.2.2	Fragilização por Fase Sigma (σ).....	20
3.2.3	Sensitização.....	21
3.3	SOLDAGEM POR ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL (SAPNC) 22	
3.3.1	Ferramenta de Soldagem.....	25
3.3.2	Vantagens e Desvantagens do Processo de SAPNC	25
4	METODOLOGIA.....	26
4.1	MATERIAIS	27
4.2	EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM SAPNC	27
4.3	FERRAMENTA DE SOLDAGEM.....	28
4.4	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.....	28
4.5	MEDIÇÃO DE TEMPERATURA.....	29
4.6	MICRODUREZA.....	30

4.7	CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA.....	31
5	RESULTADOS	32
5.1	MEDIÇÃO DE TEMPERATURA.....	32
5.1.1	Junta de Topo AISI 410S/304L	32
5.1.2	Junta de Sobreposição AISI 444/316L.....	33
5.2	CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA.....	34
5.3	MICRODUREZA.....	43
6	CONCLUSÃO.....	45
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	46

1 INTRODUÇÃO

1.1 SOBRE O PROJETO

Este trabalho é uma colaboração entre o instituto alemão, Helmholtz Zentrum Geesthacht (HZG), e o Laboratório de Engenharia de Soldagem (Engesolda) da Universidade Federal do Ceará (UFC). O processo de Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC), do inglês “Friction Stir Welding” (FSW), foi utilizado para produzir juntas dissimilares entre aços inoxidáveis ferrítico e austenítico.

O procedimento de soldagem e os resultados de microdureza foram feitos no instituto alemão, enquanto que os resultados de análise metalúrgica foram feitos no Engesolda.

1.2 MOTIVAÇÃO

A indústria do petróleo e gás enfrenta ambientes extremamente corrosivos, devido à natureza do petróleo e de seus contaminantes que apresentam um elevado grau de corrosividade, como compostos nitrogenados, sulfurados, oxigenados, sais minerais e areia. Esta natureza exige a seleção de materiais de elevada resistência à corrosão e alta tenacidade, propriedades presentes nos diversos aços inoxidáveis. No Brasil, o uso destes materiais vem crescendo, principalmente, com a descoberta de novos campos com maiores teores de contaminantes.

Aços inoxidáveis são materiais com diferentes aplicações, desde utensílios domésticos até a indústria do petróleo e gás. Essas aplicações estão relacionadas com uma excelente resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas. Existem diversos tipos de aços inoxidáveis, incluindo austeníticos, ferríticos, duplex e endurecidos por precipitação. Este projeto está centrado na análise de chapas de aços inoxidáveis ferrítico e austenítico em juntas dissimilares produzidas por soldagem por atrito com pino não consumível.

Na soldagem convencional a arco de aços inoxidáveis ferríticos, alguns problemas podem ocorrer devido ao intenso crescimento de grão e transformações de fase durante o ciclo térmico de soldagem. Então, a ductilidade e resistência ao impacto diminuem. Assim, diversas técnicas estão sendo desenvolvidas para minimizar e controlar os efeitos adversos causados pela soldagem a arco.

Então, com a SAPNC existe a possibilidade de produção de juntas com alto desempenho em metais que apresentam problemas associados à soldagem a arco. Para aços inoxidáveis, alguns estudos recentes têm mostrado que a SAPNC é um processo de soldagem promissor do ponto de vista de propriedades mecânicas. Assim, investigações sobre diversos aços inoxidáveis e suas juntas dissimilares por SAPNC representam um novo desafio a ser estudado.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo geral avaliar a influência da força axial no comportamento dos defeitos ocorridos durante a soldagem, bem como avaliar o efeito desse parâmetro de soldagem na microestrutura e microdureza de juntas dissimilares de chapas de aço inoxidáveis ferrítica e austenítica quando soldadas por SAPNC.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar as características metalúrgicas de juntas dissimilares de topo dos materiais AISI 444/ AISI 316L e sobrepostas dos materiais AISI 410S/ AISI 304L;

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são materiais com uma excelente resistência a corrosão devido à adição de cromo de, no mínimo, 10,5% em sua composição (HANDBOOK, 1993). Alguns aços inoxidáveis possuem mais de 30% de Cr ou menos de 50% de Fe. A adição de Cr a esta liga possibilita a formação de uma película de óxido rica neste elemento na superfície do material, denominada filme passivo. Se este filme passivo for removido, o material estará sujeito ao ataque corrosivo (HANDBOOK, 1994).

Esta camada passiva possui características essenciais (RAMOS, 1978):

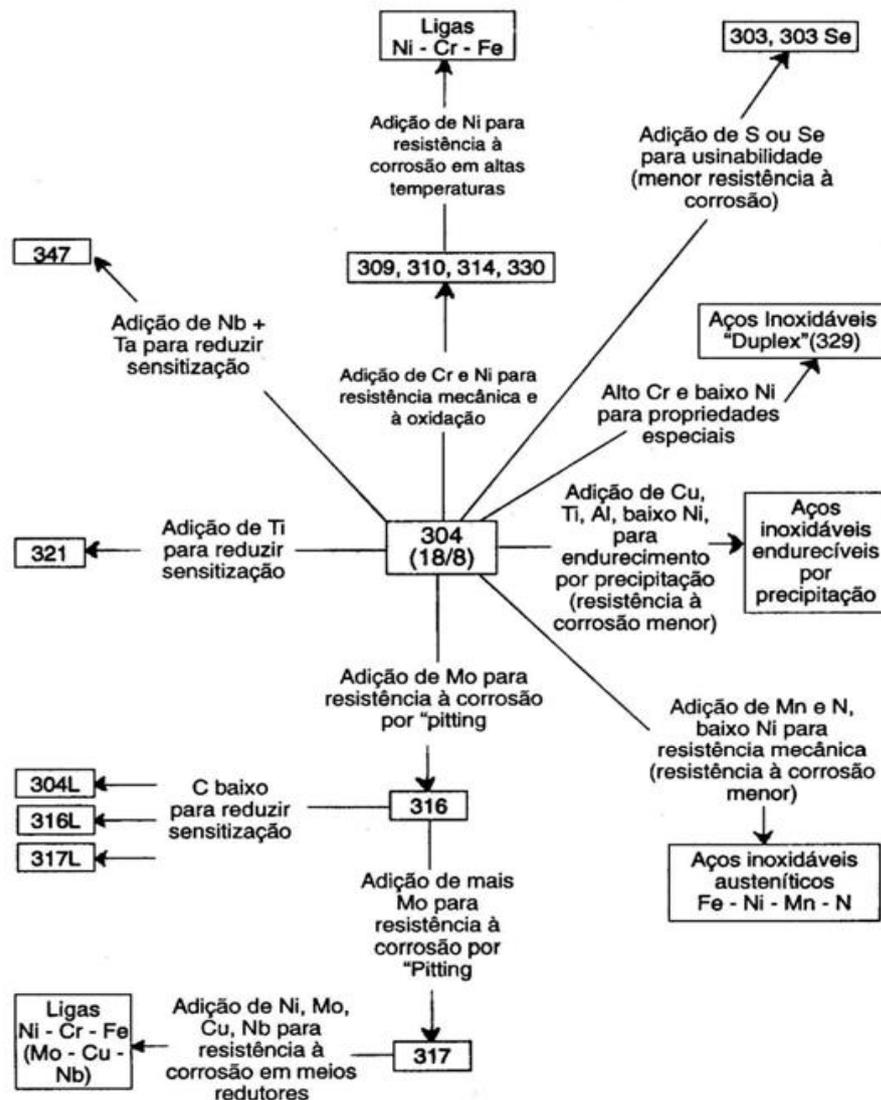
- Boa aderência e boa plasticidade;
- Baixa solubilidade;
- Baixa porosidade;
- Baixa volatilidade;
- Alta resistividade elétrica;
- Difícil transporte catiônico.

Esta camada protetora é formada espontaneamente devido ao percentual de cromo presente no aço em contato com o ar ou, com maior velocidade, se o material for imerso em uma solução de ácido nítrico por poucos minutos, por um tratamento de passivação. Contudo, estes materiais podem se tornar susceptíveis a corrosão se esta película protetora for dissolvida (COSTA E SILVA e MEI, 2006). Fenômenos como sensibilização e a presença de íons cloreto podem romper a camada passivadora, facilitando a perda da resistência à corrosão (POURBAIX, 1974).

Diversos elementos podem ser adicionados para melhorar as características destes materiais, controlando a microestrutura e/ou melhorar suas propriedades, como níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre e selênio (HANDBOOK, 1994).

Os aços inoxidáveis são geralmente divididos em grupos: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação. Estes materiais são classificados pela “American Iron Steel Institute” (AISI) de acordo com a composição química. Os aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni-Mn são da série 2XX, os austeníticos ao Cr-Ni são da série 3XX e os aços inoxidáveis ferríticos ao cromo e os martensíticos pertencem à série 4XX. Os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação, também classificados pela série 2XX, são caracterizados com base nos teores de cromo e níquel presentes (HANDBOOK, 1994).

Figura 1- Modificações de composição a partir do aço inoxidável 304 visando diferentes propriedades



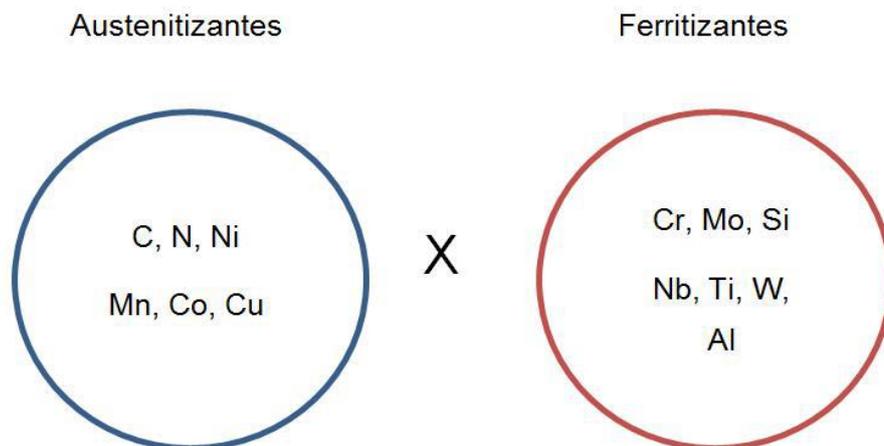
Fonte: (PADILHA e GUEDES, 2004)

3.1.1 Influência dos Elementos de Liga nos Aços Inoxidáveis

Os elementos de liga possuem diversos efeitos nos materiais. Entretanto, é a combinação de todos os elementos de liga e das impurezas do material que determinam as propriedades do material.

Para aços inoxidáveis, existem elementos primordiais na estabilização das estruturas. Os elementos austenitizantes, promovem o aumento da região de formação da austenita e ampliam o campo austenítico no diagrama de fases. Os elementos ferritizantes ampliam o campo de estabilidade da ferrita. A combinação de elementos estabilizantes pode fazer com que o material sofra transformação parcial a altas temperaturas. A Figura 2 ilustra os principais elementos austenitizantes e ferritizantes.

Figura 2 - Principais elementos austenitizantes e ferritizantes



Fonte: (TAVARES, 2011)

Assim, os principais elementos de liga e suas influências no material são citados a seguir:

- Cromo: é o elemento essencial dos aços inoxidáveis. Promove a resistência à corrosão básica do material, devido à formação da camada passiva. A resistência à corrosão aumenta com o aumento do teor de cromo. Favorece a estrutura ferrítica.

- Molibdênio: É um elemento que aumenta o campo de formação da ferrita. Para ligas ferrítica, austeníticas e duplex, a adição de molibdênio eleva a resistência à corrosão por pite e por fresta. Entretanto, a adição deste elemento pode dificultar o trabalho a quente da liga (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).
- Níquel: elemento essencial nos aços inoxidáveis austeníticos. Portanto, é um elemento austenitizante. Este elemento não é um forte formador de carboneto e, geralmente, não promove a formação de compostos intermetálicos, embora haja evidências de que a sua presença na liga pode influenciar a cinética de precipitação. Geralmente aumenta a ductilidade e a tenacidade.
- Manganês: é geralmente utilizado para melhorar a ductilidade a quente de aços inoxidáveis. É geralmente considerado um elemento estabilizador da austenita. Porém, o nível de estabilização da austenita pode variar com a quantidade de manganês e níquel presentes (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). O manganês aumenta a solubilidade do nitrogênio e é utilizado para obter aços inoxidáveis austeníticos com altos teores de nitrogênio (LEFFLER, 2008).
- Silício: Promove a estrutura ferrítica. Verificou-se um aumento da resistência à corrosão, quando presente a níveis de 4-5% em peso.
- Elementos formadores de carbonetos: Outros elementos além do Cr e Mo podem ser adicionados aos aços inoxidáveis para promover a formação de carbonetos, como titânio, nióbio, tungstênio, tântalo e vanádio. Nióbio e titânio são adicionados aos aços inoxidáveis austeníticos para estabilizar o carbono e, assim, evitar a corrosão intergranular. Esses elementos formam um carboneto que resiste à dissolução a altas temperaturas e, assim, impede a formação de carbonetos de cromo, que são associados à corrosão intergranular (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Tungstênio, tântalo e vanádio são adicionados a aços inoxidáveis especiais para proporcionar um aumento da resistência através da formação de uma fina dispersão de carbonetos.
- Elementos que promovem o endurecimento por precipitação: Elementos como alumínio, cobre, molibdênio e titânio podem ser adicionados para promover um endurecimento por precipitação.

- Elementos intersticiais: O carbono e o nitrogênio são os dois principais elementos intersticiais. O primeiro quando se encontra em solução proporciona um efeito de reforço intersticial, particularmente a temperaturas elevadas. Na maioria das ligas, o carbono combina-se com outros elementos para formar carbonetos, como discutido anteriormente. Já o nitrogênio é geralmente visto como impureza. Porém, em muitos aços inoxidáveis este elemento é adicionado propositalmente. Assim como o carbono, o nitrogênio aumenta a resistência de aços inoxidáveis em solução sólida. Uma adição de apenas 0,15% em peso pode aumentar drasticamente a resistência de aços inoxidáveis austeníticos (CAMPBELL e THOMAS, 1946).

3.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais utilizados dessa classe de materiais. Representam, em média, de 60 a 70% da produção mundial de aços inoxidáveis, formando o maior grupo de aços inoxidáveis em uso. A vasta utilização desta classe de materiais se justifica por características próprias e propriedades como uma excelente resistência a corrosão e uma boa resistência mecânica. Numerosas fases podem estar presentes na estrutura destes materiais como ferrita δ , carbonetos, nitretos, sulfetos, boretos, martensitas induzidas por deformação, fases intermetálicas, entre outras.

Possuem, principalmente, uma microestrutura austenítica caracterizado por um cristal cúbico de face centrada (FCC). Os aços inoxidáveis austeníticos mais comuns são os da série 300 que são, basicamente, ligas de Fe-Cr-Ni. A presença do níquel melhora a propriedade de resistência à corrosão, ajudando na formação da película passiva. Além disso, este elemento é utilizado para estabilizar a austenita, em temperatura ambiente, o que causa uma variação no custo do material, já que o níquel é um dos mais onerosos elementos de liga, com uma alta flutuação no mercado.

Dentre os aços inoxidáveis austeníticos, o AISI 304 é o mais comercializado e utilizado. O aço AISI 316, além da composição do AISI 304, possui uma adição de 2 a 3% de Mo, o que aumenta sua resistência à corrosão por pites. Devido à adição de Mo, é necessário um maior teor de Ni, para contrabalancear a tendência ferritizante do primeiro material. Os aços inoxidáveis 304L e 316L, assim como todos os que possuem a letra “L” após o número, são os aços 304 e 316 com menor teor de carbono (no

máximo 0,03%). Assim, a letra “L” justifica-se do inglês, “Low Carbon”. O menor teor de carbono desses aços aumenta sua resistência à corrosão intergranular.

3.1.3 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são caracterizados por uma microestrutura principalmente ferrítica em um cristal cúbico de corpo centrado (CCC), isso se justifica pela adição de elementos como cromo, alumínio, nióbio, molibdênio e titânio, que inibem a formação de austenita no aquecimento (WELDING HANDBOOK, 1991). Em alguns materiais desta classe, os elementos carbono e nitrogênio são considerados residuais e se encontram normalmente na forma de precipitados, nitretos e carbonetos de cromo, respectivamente (FILHO e FERRARESI, 2006).

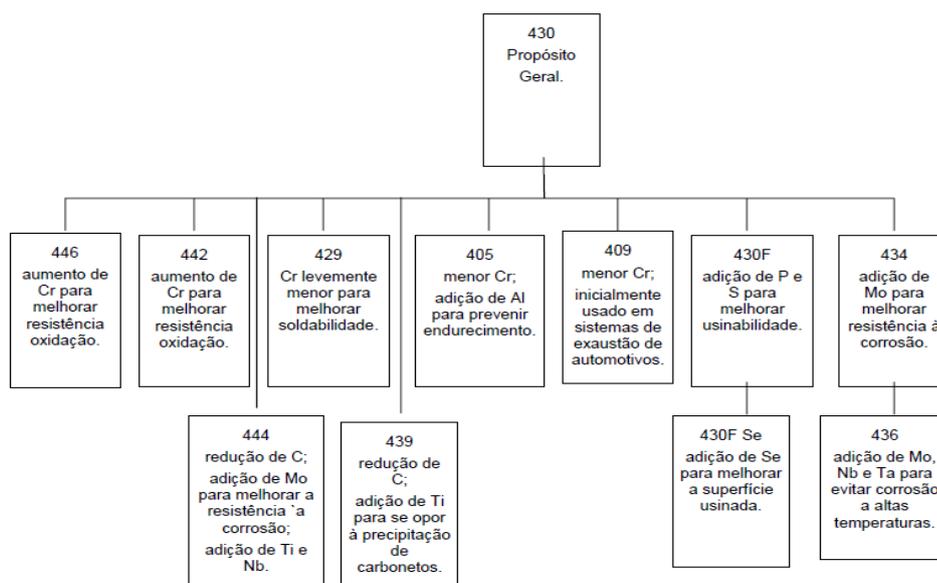
Os aços inoxidáveis ferríticos podem ser divididos em cinco famílias, sendo três delas consideradas padrão, as quais representam grande parte do volume produzido de aços inoxidáveis, e as outras duas são ditas especiais. Estas cinco famílias são (ISSF, 2007):

- Grupo 1 (tipo 409/410L): apresentam menor teor de cromo, mas possuem uma grande quantidade de elementos formadores de ferrita na fusão. Possuem carbonetos e nitretos produzidos pela adição de estabilizantes que auxiliam na resistência ao crescimento de grão. São aplicáveis a ambientes com pouca ou nenhuma corrosão, ou onde é aceitável uma pequena corrosão localizada. Utilizados em sistemas de exaustão, vagões de trem e metrô, containers, ônibus e, mais recentemente, a molduras de monitores LCD;
- Grupo 2 (tipo 430): é a família mais utilizadas entre as ligas ferríticas. Possuem um teor mais elevado de cromo e, portanto, apresentam uma melhor resistência à corrosão, se comportando como o aço inoxidável austenítico 304. Porém, estão sujeitos à corrosão intergranular após a soldagem a menos que um tratamento térmico posterior seja utilizado (WELDING HANDBOOK, 1991). Suas aplicações incluem utensílios domésticos e lavadoras de roupa;

- Grupo 3 (tipo 430Ti, 439, 441, etc.): possuem o mesmo teor de cromo que o grupo 2, porém com melhor soldabilidade e formabilidade. Comportamento estável, em muitos casos, melhor que o austeníticos 304. As aplicações comuns incluem pias, sistemas de exaustão e peças soldadas de máquinas de lavar roupa;
- Grupo 4 (tipo 434, 436, 444, etc.): Possuem uma resistência a corrosão maior devido à adição de molibdênio. Possuem níveis de carbono e nitrogênio baixos, tipicamente 0,02% e estabilizadores, como titânio e nióbio são frequentemente adicionados. A resistência do aço inoxidável 444 é similar ao austenítico 316. Exemplos de aplicações são aquecedor solar, elementos de fornos de micro-ondas, tanques de água quente, guarnições automotivas e painéis externos;
- Grupo 5 (tipo 446, 445/447, etc): possuem adições de cromo e molibdênio para elevar a resistência a corrosão e a descamação (oxidação superficial). No que diz respeito a estas propriedades, estes aços são superiores ao austeníticos 316. Usos comuns são ambientes marítimos e outros altamente corrosivos.

A Figura 3 mostra relações entre as diferentes famílias de aços inoxidáveis ferríticos.

Figura 3 - Relações entre as famílias de aços inoxidáveis ferríticos



Fonte: (HANDBOOK, 1994)

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem grande parte das propriedades mecânicas comparáveis aos aços inoxidáveis austeníticos, chegando a superá-los em algumas características, sendo inclusive mais baratos (ISSF, 2007). Porém, em algumas aplicações são de uso mais restrito que os austeníticos, pois possuem baixa ductibilidade e soldabilidade (SMITH, 1993).

Segundo ISSF (2007), as principais características desses materiais são:

- São ferromagnéticos;
- Excelente resistência à corrosão e a oxidação em alta temperatura com uma menor susceptibilidade a escamação que os austeníticos;
- Alta condutibilidade térmica, maior que os austeníticos;
- Maior limite de escoamento que o AISI 304;
- Apresentam baixa expansão térmica, sendo inclusive menor que a dos austeníticos;
- Não é suscetível a corrosão sob tensão ao contrário dos austeníticos.

Entretanto, em processos de soldagem a arco elétrico, possuem baixa soldabilidade pelo intenso crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e uma subsequente diminuição da tenacidade e da ductilidade devido à ausência de transformação de fases que possibilita um refinamento de grão.

Então, a substituição desses materiais não é tão fácil e muitos estudos estão propondo diversas maneiras para realizar tal fato.

3.2 FENÔMENOS DE FRAGILIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

3.2.1 Fragilização a 475°C

Os aços inoxidáveis ferríticos contendo teores de cromo acima de 12% estão sujeitos a uma fragilização quando aquecidos por um determinado período de tempo em uma temperatura entre 370°C e 540°C. Porém, a 475°C a cinética de precipitação é mais acelerada, ocorrendo a fragilização mais rapidamente. Este fenômeno aumenta o limite de escoamento do material e a dureza e diminui a ductilidade, resistência ao impacto, resistividade elétrica e resistência à corrosão.

Este problema não ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos, apenas em ferríticos e duplex. Existem diversas teorias que explicam esse fenômeno. A teoria mais aceita versa sobre a precipitação de uma fase α' rica em cromo, que endurece e fragiliza o aço (LEFFLER, 2008).

A precipitação ocorre por um mecanismo de nucleação e crescimento em ligas com mais baixo cromo (14 a 18%). Em ligas de alto cromo (27 a 39%), a precipitação de α' ocorre por decomposição espinoidal, ou seja, a ferrita é decomposta em duas outras, uma com baixo teor de cromo e a outra rica em cromo, inicialmente sem interface definida entre as duas. Com relação a composição química, o aumento do teor de cromo, a presença de elementos intersticiais e elementos como Mo e Ti, aceleram a precipitação de fase α' . Processos de soldagem podem facilitar ou agravar este tipo de fragilização. Entretanto, este fenômeno é um processo reversível. Se a liga for tratada termicamente acima de 516°C e resfriada rapidamente (SEDRICKS, 1996), suas propriedades podem ser regeneradas.

3.2.2 Fragilização por Fase Sigma (σ)

Este tipo de fragilização ocorre em intervalos de 500°C a 800°C. A fase σ é um composto intermetálico rico em cromo de elevada dureza, não magnético e frágil. Esta fase afeta as propriedades do aço inoxidável, diminuindo a ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão. O comprometimento da resistência à corrosão se deve pelo empobrecimento de cromo presente ao redor da fase σ formada na matriz.

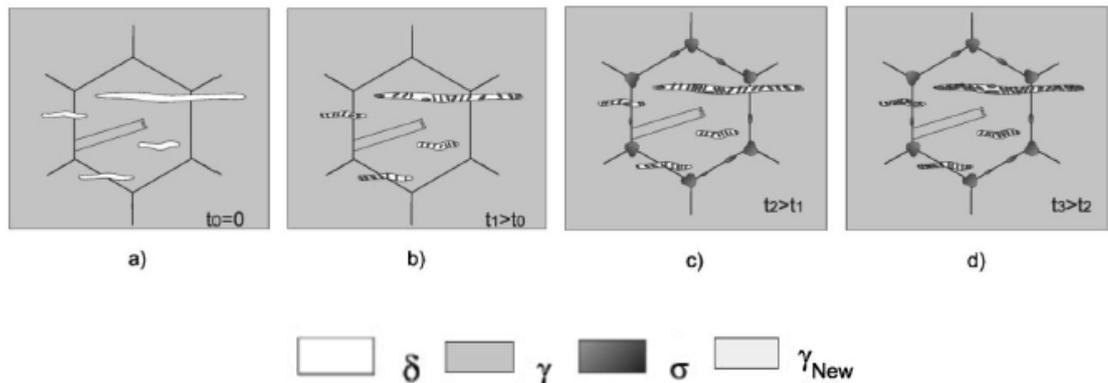
A formação desta fase é proporcional ao teor de cromo, porém, inversamente proporcional ao teor de níquel. Portanto, aços inoxidáveis com matriz austenítica possuem uma cinética de formação muito mais lenta do que os que não possuem níquel em sua composição. De acordo com diversos trabalhos, VILLANUEVA (2006), KIM (2011) e PADILHA (2007) é necessário um grande período de tempo para que esta fase se forme em aços inoxidáveis austeníticos. Existem justificativas para tal afirmação:

- A fase σ se precipita após carbonetos e/ou nitretos, já que o carbono e o nitrogênio são insolúveis nesta fase;
- A fase σ é formada por elementos de solução sólida substitucional no aço e a difusão desses elementos na matriz austenítica é muito lenta;

- A fase σ possui uma estrutura cristalina complexa, incoerente com a estrutura austenítica, acarretando novamente uma formação mais lenta.

Entretanto, em aços inoxidáveis que possuem certo teor de ferrita δ em sua composição, a precipitação da fase σ se dá, preferencialmente e mais rapidamente, através de uma reação eutetóide da ferrita δ ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma_{\text{secundária}}$), como mostra a Figura 4.

Figura 4 - Esquema de precipitação da fase σ através da ferrita δ .



Fonte: (PADILHA, 2007)

Entretanto, a fase σ pode ser dissolvida na austenita ou convertida em ferrita por meio de um tratamento térmico com temperatura superior a 900°C .

Os aços de alto cromo são os mais susceptíveis a este tipo de fragilização. Em relação à anterior, a fase σ possui uma cinética mais acelerada do que a fase σ' .

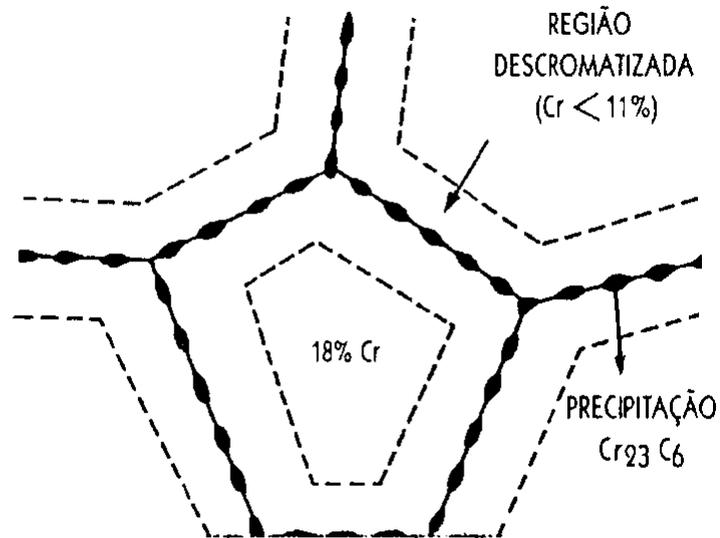
3.2.3 Sensitização

Os aços inoxidáveis estão sujeitos à corrosão intergranular quando submetidos a altas temperaturas por determinados tempos. O mecanismo de corrosão intergranular mais aceito é a teoria de empobrecimento de cromo. Esta teoria explica o empobrecimento de cromo na matriz pelo aparecimento de precipitados, carbonetos de cromo Cr_{23}C_6 , ricos neste elemento nos contornos de grão, o que reduz localmente o teor de cromo nas regiões adjacentes ao precipitado.

Átomos de cromo que se encontravam em solução sólida no aço difundem-se para os contornos de grão, formando carbonetos e diminuindo a resistência à corrosão.

Essa região pobre em cromo geralmente possui teores menores que 11% deste elemento, impedindo a formação da película passiva e afetando a resistência à corrosão desses aços.

Figura 5 - Esquema da precipitação de carbonetos de cromo



Fonte: (TAVARES, 2011)

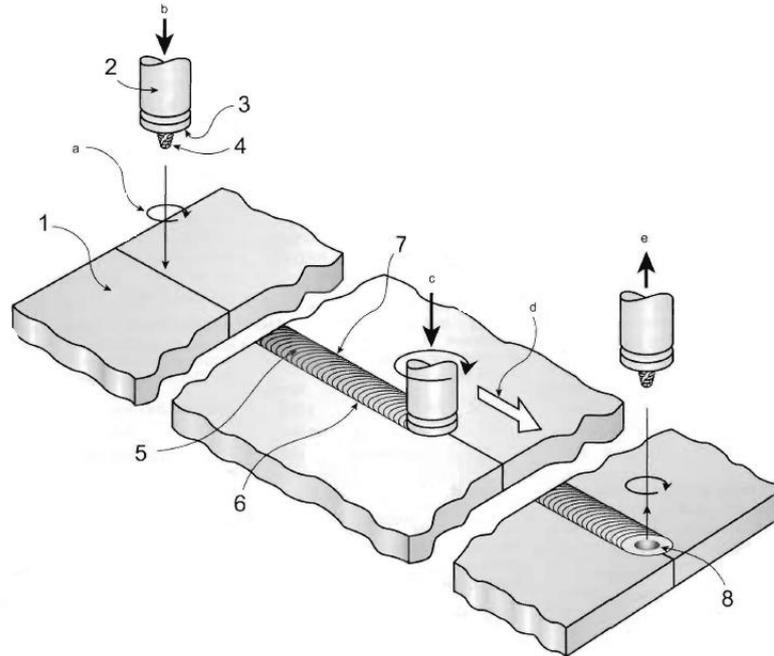
3.3 SOLDAGEM POR ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL (SAPNC)

O processo de soldagem por atrito com pino não consumível ou soldagem por fricção e mistura mecânica, vem do inglês, “Friction Stir Welding”. Este método de soldagem foi desenvolvido pelo Instituto de Soldagem (The Welding Institute, TWI) em Cambridge, Inglaterra em 1991 e é um processo de união em estado sólido que foi inicialmente aplicado em ligas de alumínio.

O conceito chave do FSW é uma ferramenta não consumível que entra em contato e penetra na superfície dos materiais a serem soldados. O atrito entre esta ferramenta e o material gera calor e deformação, levando o material a um regime plástico, que é misturado pela própria ferramenta em rotação. Portanto, a ferramenta de soldagem possui duas funções primordiais: aquecimento da peça e movimento do material ao longo da soldagem. O lado da solda em que a ferramenta se movimenta na mesma direção da velocidade de soldagem é chamado de lado de avanço. O lado da

solda em que a ferramenta se movimenta em direção contrária à soldagem é chamado de lado de retrocesso.

Figura 6 - Detalhamento da soldagem por SAPNC

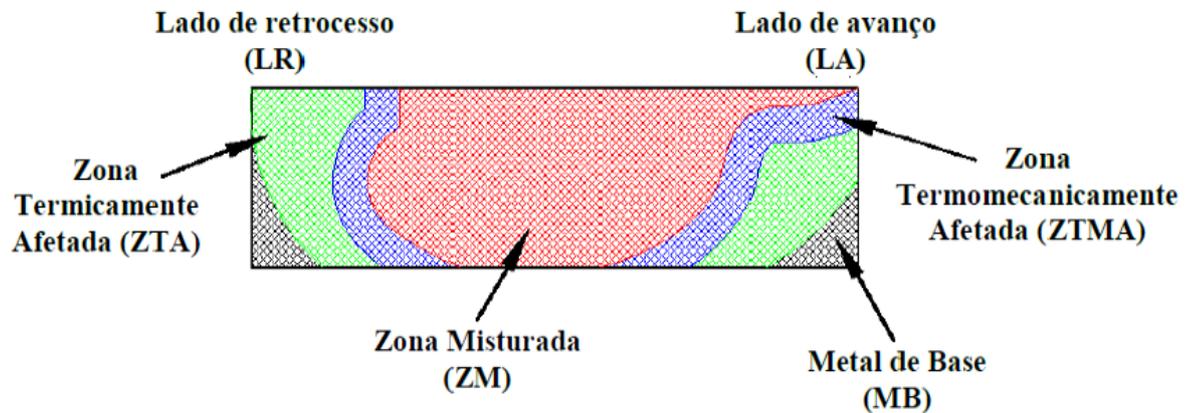


- | | |
|------------------------------------|--|
| 1) Peça de trabalho | a. Direção de rotação da ferramenta |
| 2) Ferramenta | b. Movimento descendente da ferramenta |
| 3) Ombro | c. Força axial |
| 4) Pino | d. Direção de soldagem |
| 5) Região soldada | e. Direção ascendente da ferramenta |
| 6) Lado de retrocesso | |
| 7) Lado de avanço | |
| 8) Orifício de saída da ferramenta | |

Fonte: (INTERNATIONAL STANDARD, 2011)

Uma macrografia de um material soldado por SAPNC (Figura 7) revela regiões diferentes das soldadas por outros métodos. Cada uma das regiões apresentam diferentes propriedades físicas e mecânicas devido à influência dos ciclos térmicos e da deformação ocorrida durante a soldagem.

Figura 7 - Regiões de uma junta soldada por SAPNC



Fonte: (SU, 2003) apud (PLAINE, 2013)

Elas são divididas em:

- Zona de Mistura (ZM): região central da solda, formada por grãos finos e equiaxiais;
- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): região caracterizada pela deformação plástica do material;
- Zona Termicamente Afetada (ZTA): região afetada somente pelo calor, sem deformação plástica;
- Metal Base (MB): material original, que não é afetado pelo calor ou deformação plástica oriundos da soldagem.

Como resultado do processo, uma junta soldada em processo autógeno é produzida em estado sólido, com uma temperatura que não excede 80% da temperatura de fusão da liga. Devido as diferentes geometrias encontradas nas ferramentas, o movimento do material pela ferramenta pode ser complexo. Durante o processo, o material sofre intensa deformação plástica a elevadas temperaturas resultando em grãos finos e recristalizados.

3.3.1 Ferramenta de Soldagem

A ferramenta e a sua geometria têm um papel crítico no processo, porque eles são responsáveis para o aquecimento das peças, a agitação do material e ao fluxo de material subsequente. Hoje em dia, várias geometrias de ferramenta para FSW são empregadas, mas, em geral, a ferramenta é constituída de um ombro e um pino.

O atrito entre o ombro e a peça de trabalho resulta na maior componente de aquecimento. O ombro proporciona também isolamento para o volume de material aquecido. A segunda função da ferramenta é a de movimentar o material. A uniformidade da microestrutura é regida pelo desenho da ferramenta.

3.3.2 Vantagens e Desvantagens do Processo de SAPNC

O processo de SAPNC possui diversas vantagens em relação a processos tradicionais de soldagem:

- Baixa distorção, com baixos níveis de tensão residual;
- Boa estabilidade e repetitividade;
- Ausência de trinca a quente;
- Estrutura com grãos mais finos.

O processo de SAPNC é conhecido por sua eficiência energética e versatilidade. Não são necessários materiais consumíveis e qualquer posição pode ser soldada sem a presença de fumos e com menor nível de ruído comparado a processos tradicionais.

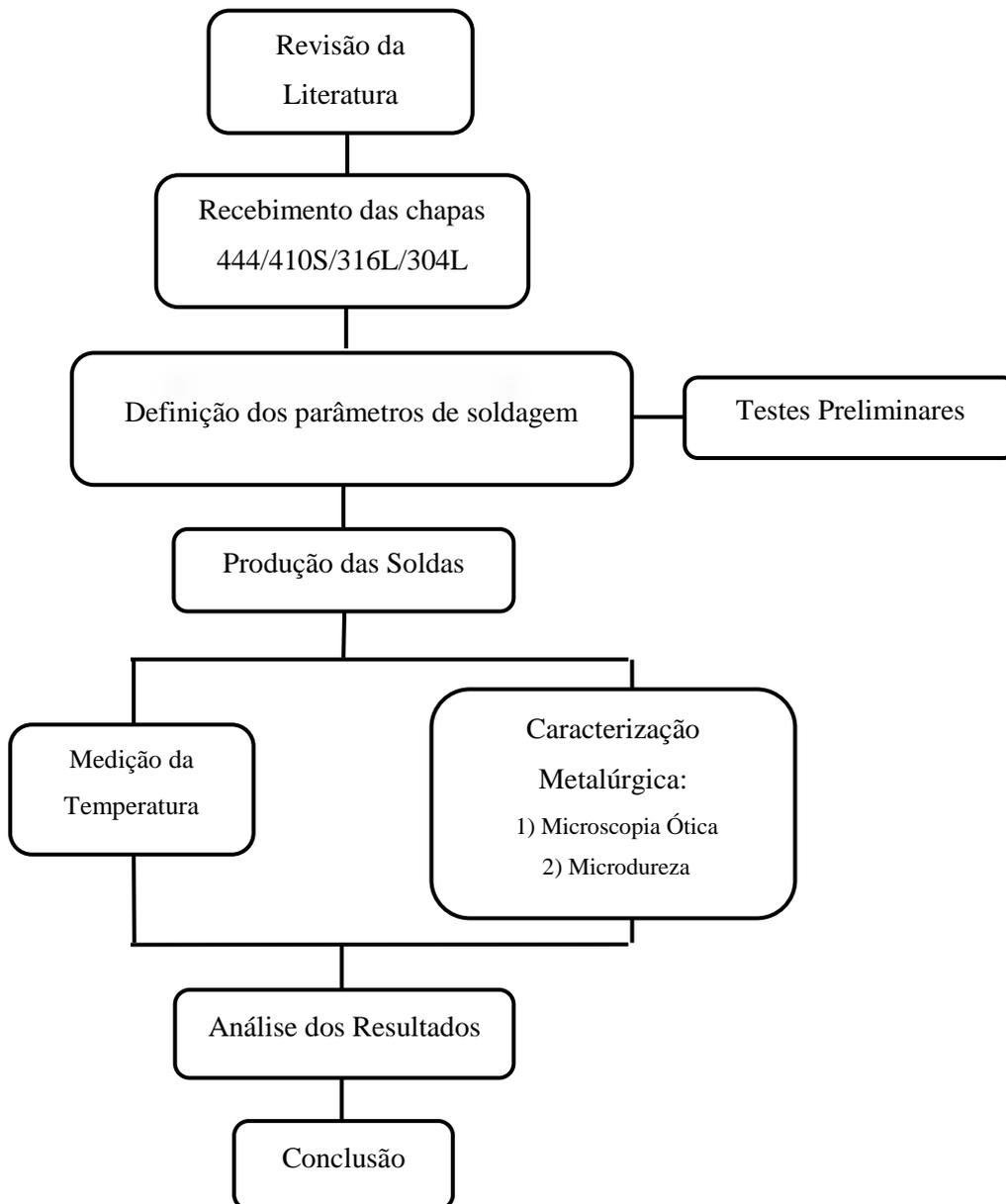
Porém, o processo de SAPNC também possui algumas desvantagens, como:

- Pode possuir velocidade de soldagem menor do que alguns processos a arco;
- O material a ser soldado precisa ser rigidamente preso, para evitar fuga de material, quando é necessário penetração total;
- Há limitações quando existem aplicações em que um equipamento portátil é necessário. O problema neste caso é que o equipamento precisa suportar altas forças de reação.

4 METODOLOGIA

O procedimento experimental seguiu a metodologia descrita no fluxograma da Figura 8. Os materiais foram recebidos, caracterizados o material de base e, logo após, foram produzidas juntas similares que serviram de base para as primeiras soldagens dissimilares. Após as soldagens, foram produzidas amostras para análise metalúrgica. A caracterização metalúrgica foi feita por microscopia ótica (MO) e microdureza.

Figura 8 - Fluxograma das etapas do trabalho



Fonte: autoria própria

4.1 MATERIAIS

Foram utilizadas chapas de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L, com espessura de 4 mm, e ferríticos AISI 410S, com 4 mm de espessura, e AISI 444, com 2 mm de espessura. A composição química está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química dos materiais recebidos (% em massa)

Material	C	Cr	Mn	Ni	P	Si	S	Mo	Ti
304L	0.026	18.5	1.21	7.94	0.029	0.32	<0.010	0.29	-
316L	0.026	17.1	0.84	9.97	0.029	0.56	<0.010	1.96	-
410S	0.025	12.8	0.3	0.21	0.023	0.37	<0.010	0.014	-
444	0,015	17,85	0,16	0,27	0,05	0,54	<0.010	1,76	0,16

4.2 EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM SAPNC

O equipamento de soldagem SAPNC opera em dois modos de controle: força e posição. O ângulo de soldagem é ajustado manualmente e a rotação da ferramenta pode ser tanto anti-horária como horária. A força normal e a velocidade de soldagem podem ser ajustada durante a soldagem. Ao equipamento é acoplado a um sistema de injeção de gás inerte (Ar) para a proteção do material durante o processo, visto que para temperaturas mais altas, os aços inoxidáveis podem reagir com o oxigênio e outros elementos presentes na atmosfera.

Figura 9 - Bancada Robotizada



Fonte: Cortesia HZG

Características da Bancada Robotizada:

- Força Axial: máximo 80 kN;
- Torque: máximo 240 N.m;
- Velocidade de Soldagem: variável entre 0,01 e 4 mm/s;
- Velocidade de Rotação do Eixo: variável entre -4500 a 4500 rpm;
- Sistema de Refrigeração: Óleo

4.3 FERRAMENTA DE SOLDAGEM

O material da ferramenta de soldagem consiste de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN). Ela possui um pino de 3,75 mm e um ombro de 36,8 mm. Este material é usado pela sua estabilidade termal, dureza, resistência ao desgaste e resistência a elevadas temperaturas e é classificado como um material superabrasivo. Algumas propriedades estão listadas na Tabela 2.

Tabela 2 - Propriedades da ferramenta de soldagem PCBN

Propriedade	Coefficiente de Fricção	Coefficiente de Expansão Térmica ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	Condutividade Térmica (W/mK)	Resistência à Compressão (N/mm^2)	Resistência a Fratura ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	Dureza Vickers (kg/mm^2)
PCBN Material	0,1 – 0,15	4,6 – 4,9	100 – 250	2700 – 3500	3,5 – 3,7	2600 – 3500

Fonte: (MEGASTIR)

4.4 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Duas diferentes combinações de materiais foram soldadas, a primeira consistiu em uma junta de topo de AISI 410S e AISI 304L e a segunda, uma junta sobreposta, de AISI 316L e AISI 444. O principal motivo para a soldagem dissimilar desses materiais é a similaridade em termos de resistência à corrosão e aplicações parecidas.

Os parâmetros de soldagem estão na Tabela 3. Esses parâmetros foram baseados em soldagens similares preliminares, não mostrados nesse trabalho. Não houve variação da velocidade de soldagem e do ângulo, que foram mantidas iguais a 1 mm/s e $1,5^{\circ}$, respectivamente. A junta sobreposta foi feita inicialmente com o material AISI 444 no topo, porém, observou-se a formação de trincas e vazios em toda a região soldada. Então, mudou-se a configuração para o material AISI 316L no topo. Como a ferramenta

de soldagem só possui geometria para soldar, no máximo, 4 mm de espessura, foi retirado 1 mm do material de topo.

As amostras soldadas foram identificadas neste trabalho utilizando uma metodologia constante. As primeiras letras localizam o equipamento utilizado na soldagem (FSW), posteriormente, o número da solda produzida no equipamento.

Na soldagem de juntas sobrepostas, houve duas configurações: a primeira com chapa de AISI 316L no topo e a segunda com chapa de AISI 444 no topo. Essas amostras foram identificadas segundo a chapa de topo. Então, amostras identificadas como AISI 444/316L possuem a chapa de AISI 444 no topo da junta sobreposta.

Em todas as amostras de junta de topo AISI 410S/304L, a chapa de AISI 410S se localizou no lado de avanço e a chapa de AISI 304L no lado de retrocesso.

Tabela 3 - Parâmetros de soldagem

Amostra	Material	Configuração da junta	Rotação (rpm)	Força (kN)
FSW-966	410S/304L	Topo	450	30
FSW-967	410S/304L	Topo	450	25
FSW-1006	410S/304L	Topo	450	40
FSW-948	316L/444	Sobreposição	450	25
FSW-949	316L/444	Sobreposição	450	20
FSW-950	316L/444	Sobreposição	450	30
FSW-971	444/316L	Sobreposição	450	45
FSW-973	444/316L	Sobreposição	450	50
FSW-974	444/316L	Sobreposição	350	50

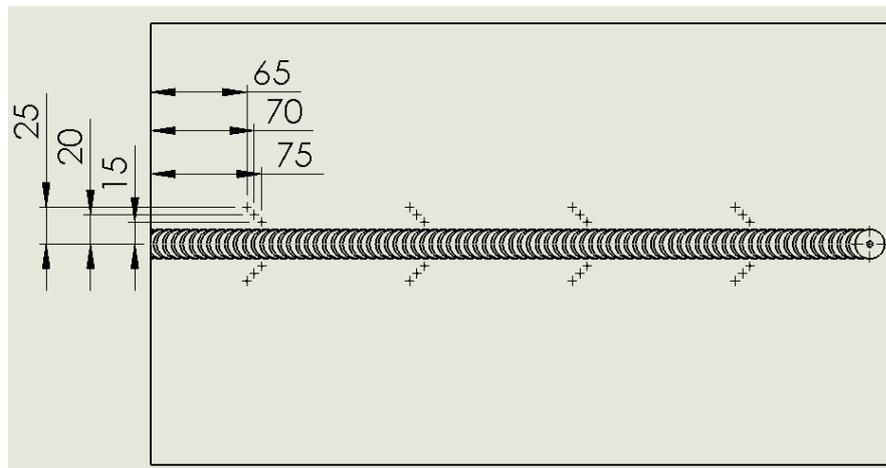
Fonte: autoria própria

4.5 MEDIÇÃO DE TEMPERATURA

A medição de temperatura foi realizada utilizando um sistema composto de vinte e quatro termopares tipo K (níquel-cromo/níquel-alumínio) com 0,5 mm de diâmetro postos no material e conectados a um sistema de aquisição de dados. O software Labview possui uma aquisição em tempo real com uma taxa de 10 Hz.

Após as soldagens preliminares, os principais parâmetros foram duplicados para medição de temperatura. Para a inserção dos termopares, 0,6 mm de diâmetro por 2 mm, orifícios foram perfurados na superfície superior do material em uma posição nominal de 15 mm a partir da linha de centro da junta soldada e em 75, 185, 295 e 405 mm a partir de o início da solda. Os mesmos locais dos termopares foram aplicados para os lados de avanço e retrocesso.

Figura 10 - Esquema de localização dos termopares



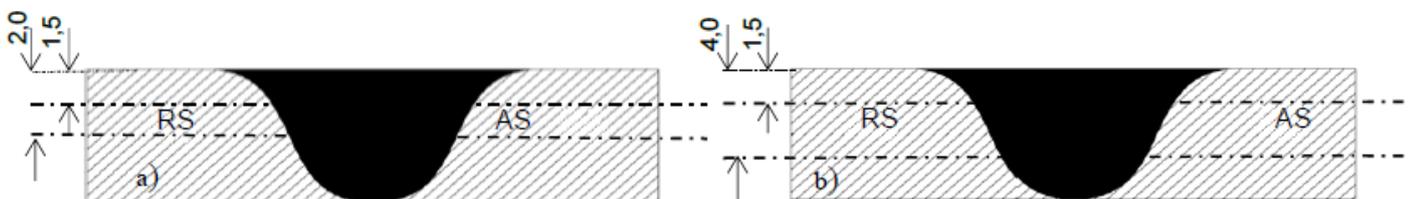
Fonte: autoria própria

4.6 MICRODUREZA

Os testes de Microdureza Vickers foram realizados com uma carga de 5 N (HV 0,5) durante 10 s. Foram feitas duas linhas na direção transversal à junta soldada. O espaçamento entre as linhas foi de 0,5 mm para juntas de topo e 2,5 mm para juntas de sobreposição (Figura 11). A maior distância entre as linhas de juntas de sobreposição visou garantir que cada uma das linhas de microdureza estivesse em materiais diferentes.

A distância entre duas medições foi de 0,5 mm ao longo de 30 mm pela junta soldada, o que corresponde a 61 pontos. A Figura 12 ilustra o equipamento utilizado.

Figura 11 - Esquema das linhas de microdureza: a) juntas de topo e b) juntas de sobreposição



Fonte: autoria própria

Figura 12 - Equipamento para ensaio de microdureza



Fonte: cortesia do HZG

4.7 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

A análise microestrutural foi feita por um procedimento normal de metalografia. Após as soldagens, as amostras foram retiradas da secção transversal da junta soldada. As amostras foram retiradas com uma cortadeira automática, Discotom-6, com dimensões de 40 mm x 10 mm x espessura. Após o corte, realizou-se um embutimento a frio em resina. Então, as amostras foram lixadas e polidas para adiquirir uma superfície plana e polida para o posterior ataque.

Foram realizados dois tipos de ataque, um para cada tipo de junta. Para a junta de sobreposição AISI 444/316L, a revelação da microestrutura foi com HNO₃ 40% e ácido oxálico 10%. Já para a junta de topo AISI 410S/304L, foi utilizado Vilella (1g de ácido pícrico, 100 mL de álcool e 5 mL de ácido clorídrico) e ácido oxálico 10%.

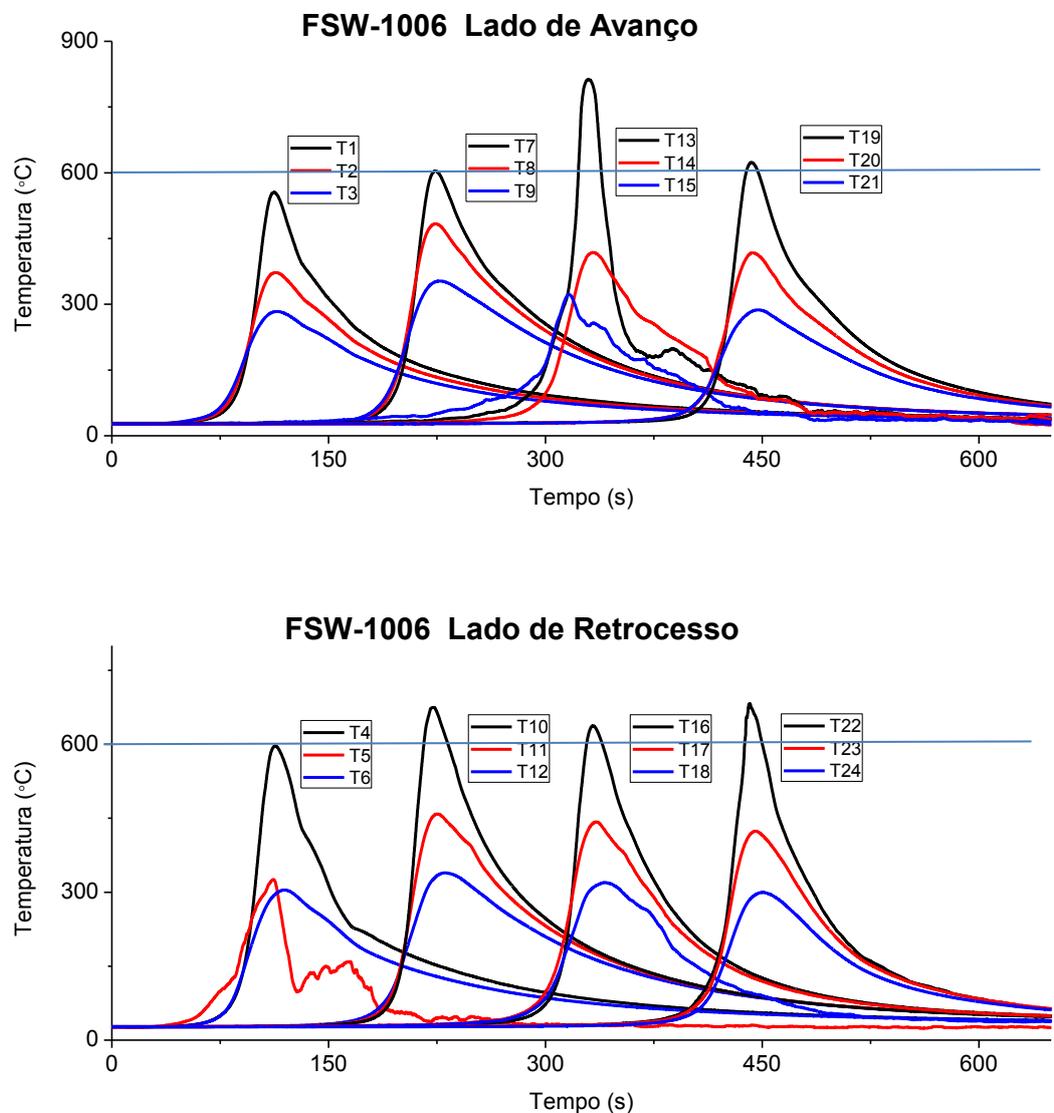
5 RESULTADOS

5.1 MEDIÇÃO DE TEMPERATURA

Os testes de medição de temperatura foram divididos em dois gráficos para uma melhor compreensão: um para o lado de avanço e outro para o lado de retrocesso. Os dois melhores parâmetros foram escolhidos para repetição com medição de temperatura. Alguns termopares tiveram problemas na aquisição e foram retirados dos gráficos.

5.1.1 Junta de Topo AISI 410S/304L

Figura 13 - Resultados da medição de temperatura para a junta de topo FSW-1006 dos materiais AISI 410S/304L com chapa de 410S no lado de avanço e chapa de AISI 304L no lado de retrocesso

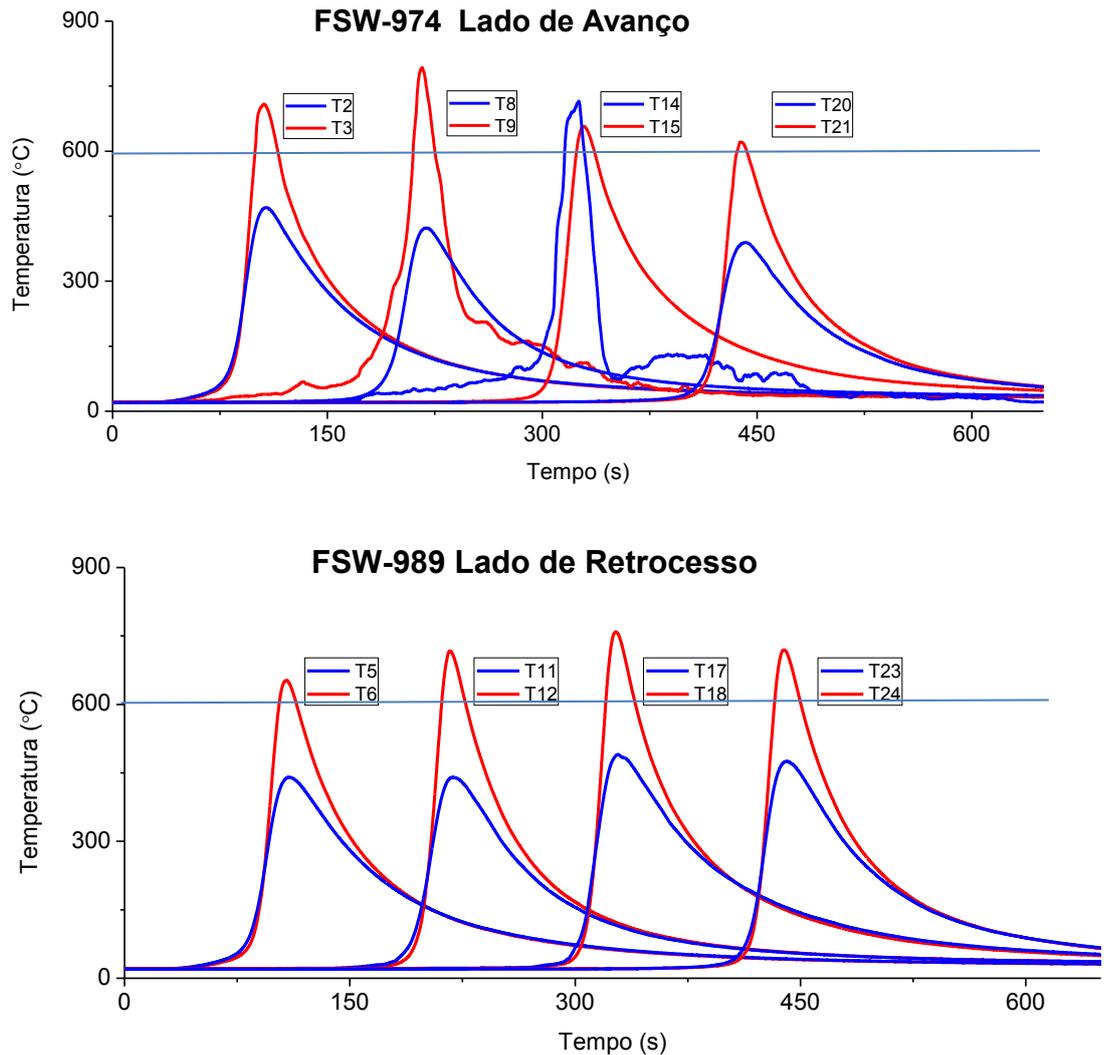


Fonte: autoria própria

A máxima temperatura medida foi 813 °C no décimo terceiro termopar localizado no lado de avanço. A máxima temperatura no lado de retrocesso foi de 682,7 °C no vigésimo segundo termopar.

5.1.2 Junta de Sobreposição AISI 444/316L

Figura 14 - Resultados de medição de temperatura para a junta de sobreposição FSW-974 dos materiais 444/316L



Fonte: autoria própria

Para o lado de avanço, a máxima temperatura medida foi 793 °C no oitavo termopar e para o lado de retrocesso, o décimo sétimo termopar acusou a máxima temperatura de 759 °C.

Observando os ciclos térmicos, nota-se que as temperaturas foram superiores às temperaturas de formação de diversos precipitados. Muitos desses precipitados podem

ser deletérios ao material, como os carbonetos de cromo. Esses precipitados empobrecem a matriz de Cr e prejudicam a resistência do material.

5.2 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

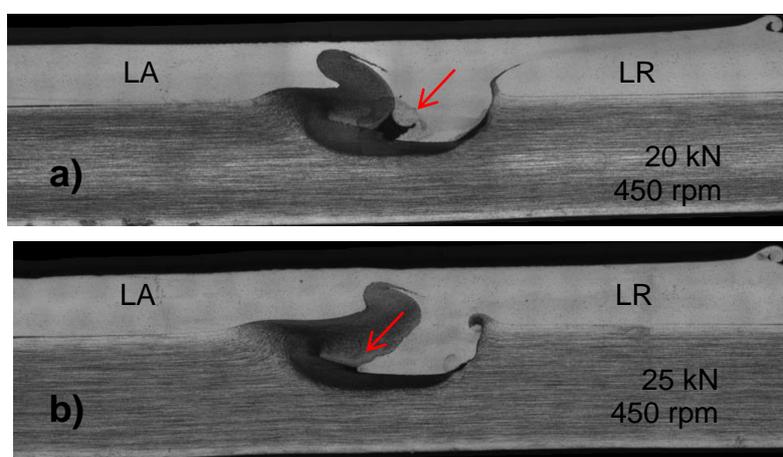
Para a caracterização metalúrgica, observou-se primeiramente a macrografia das amostras.

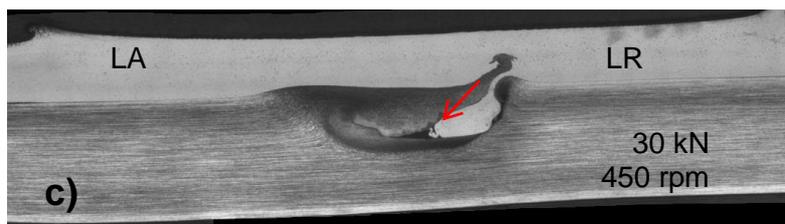
As amostras de junta sobreposta 444/316L com a chapa de 444 no topo (Figura 15) mostraram diversos defeitos internos como trincas e vazios internos, como mostrado nas setas em vermelho. Em geral, Esses defeitos prejudicam as propriedades mecânicas da junta, principalmente, pelo efeito de concentração de tensão provocada pela falta de material no interior da junta soldada.

Segundo (LEONARD e LOCKYER, 2003), uma diminuição na força axial pode provocar trincas longitudinais ao longo da solda, o que pode ser observado nas amostras de sobreposição. Uma das justificativas para tal acontecimento é que não houve um fluxo de material eficiente. Observa-se, também, que os vazios internos estão localizados no lado de avanço e em regiões de interfaces entre os dois materiais. Alguns fatores como a presença de materiais distintos e a possível presença de zonas de estagnação, podem também interferir na formação desses defeitos. Portanto, é necessário um estudo mais aprofundado para gerar discussões a esse respeito.

As três amostras apresentaram zonas de misturas bem diferenciadas. O aumento da força axial ocasionou a diminuição de vazios internos, bem como uma menor mistura entre os aços ferrítico e austenítico.

Figura 15 - Macrografias das juntas sobrepostas AISI 444/316L com chapa de AISI 444 no topo: a) Amostra 949, b) Amostra 948 e c) Amostra 950.





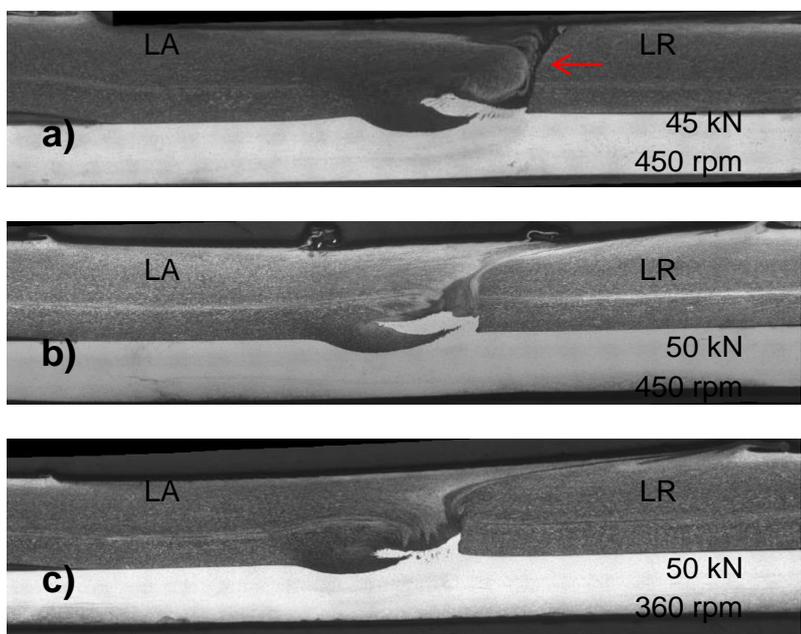
Fonte: autoria própria

Para as amostras de sobreposição com a chapa de AISI 316L no topo (Figura 16) e 50 kN de força destaca-se um melhor acabamento com ausência de defeitos, com exceção da amostra 971, com 45 kN de força, observa-se a formação de um vazio interno.

Para as duas configurações apresentadas, nota-se diferenças na mistura dos materiais. Para as amostras com o aço AISI 444 no topo, nota-se uma maior mistura entre os materiais com relação à outra configuração.

Para as amostras FSW-973 e FSW-974, a força axial manteve-se constante, variando apenas a velocidade de rotação. A diminuição da rotação melhorou o acabamento superficial da junta soldada, apresentando menos defeitos conhecidos como rebarbas, comuns na soldagem por SAPNC.

Figura 16 - Macrografias das juntas sobrepostas AISI 444/316L com chapa de AISI 316L no topo: a) Amostra 971, b) Amostra 973 e c) Amostra 974.

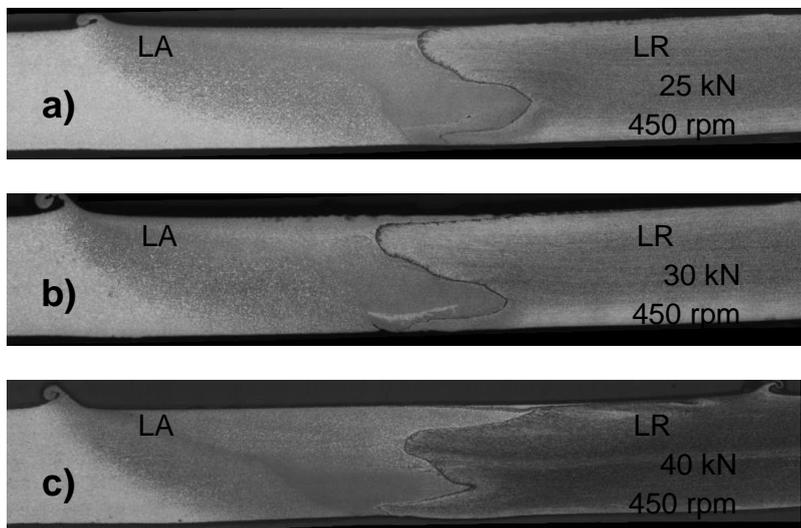


Fonte: autoria própria

As amostras de topo 410S/304L (Figura 17) apresentaram ausência de defeitos e com um preenchimento completo da zona de mistura. Observa-se também que para

todas as juntas soldadas, houve mudanças na mistura dos materiais de acordo com a variação da força. O aumento da força ocasionou geometrias diferentes na zona misturada.

Figura 17 - Macrografias das juntas soldadas de topo AISI 410S/304L: a) Amostra 967, b) Amostra 966 e c) Amostra 1006.



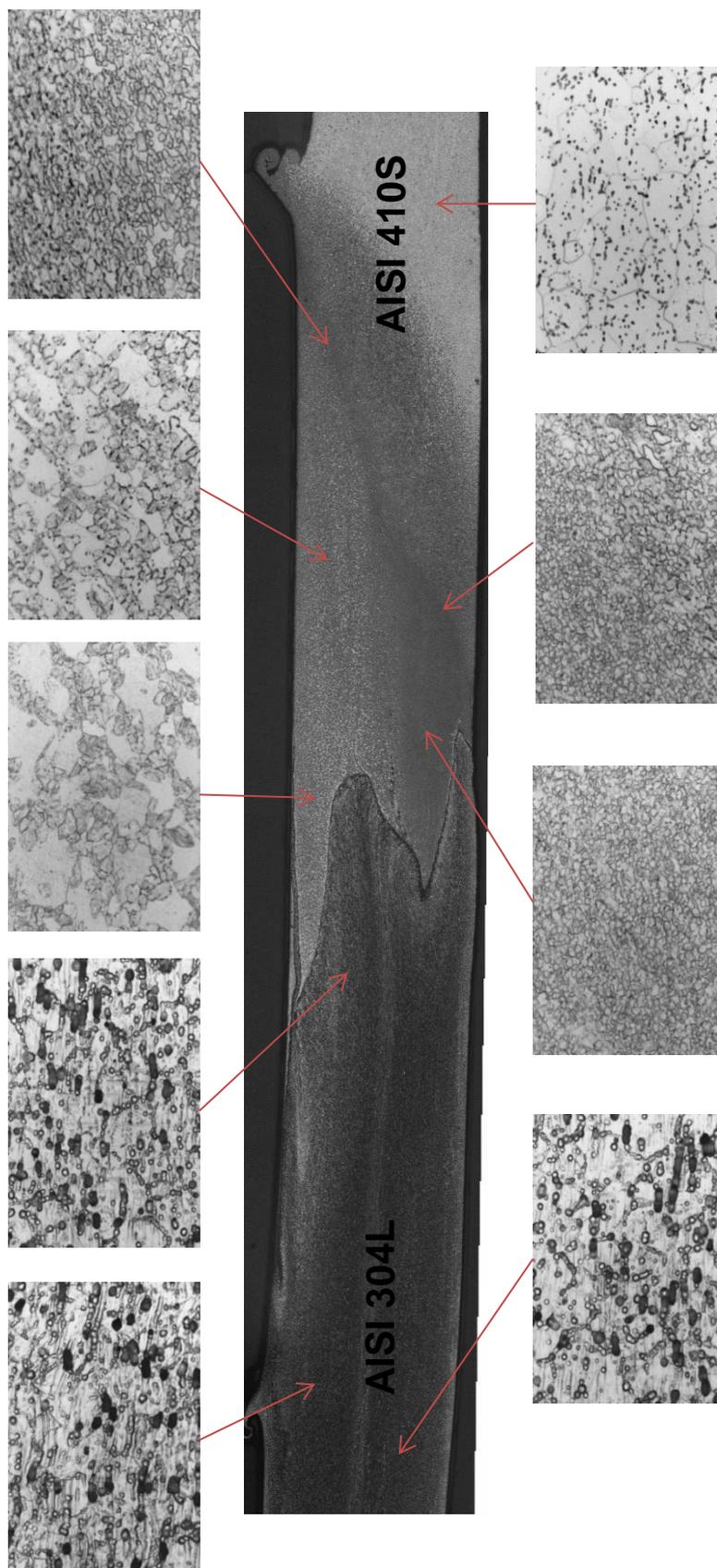
Fonte: autoria própria

Foram escolhidas duas amostras, 1006 (Figura 18) para junta de topo 410S/304L e 974 (Figura 21) para junta de sobreposição 444/316L, para uma análise microestrutural mais detalhada. Os resultados encontrados nessas amostras se repetiram nas seguintes. Segundo as análises realizadas, não foi detectada a presença de fase σ , uma fase de elevada dureza e fragilidade que afeta as propriedades do aço inoxidável.

A mudança na força axial não afetou nas microestruturas formadas. Porém, segundo PLAINE (2013) a velocidade de rotação influencia na extensão da ZTMA. Maiores velocidades de rotação envolvem um aporte maior de calor com maiores deformações, influenciando na formação e extensão da ZTMA. Então, é necessário que em um trabalho futuro seja feita essa investigação em relação à força axial.

Em todas as amostras notou-se um refinamento de grão na zona de mistura. Segundo SATO (2005) e CHO (2012), o refinamento de grão nas fases austenítica e ferrítica em aços inoxidáveis soldados pelo processo de SAPNC ocorre pela recristalização dinâmica. Essa recristalização justifica-se pela intensa deformação e quantidade de calor significativa inerente ao processo. Como um resultado de grãos menores na zona de mistura nas fases austenítica e ferrítica, a dureza pode aumentar.

Figura 18 - Macrografia da junta de topo FSW-1006 dos materiais AISI 410S/304L com caracterização das zonas de soldagem



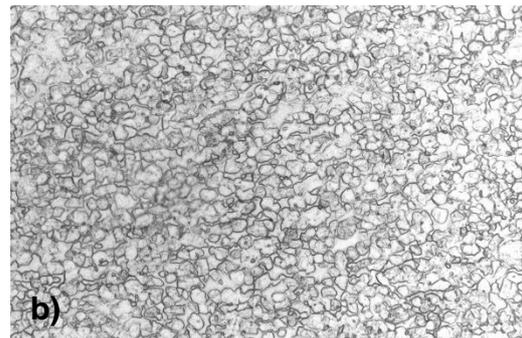
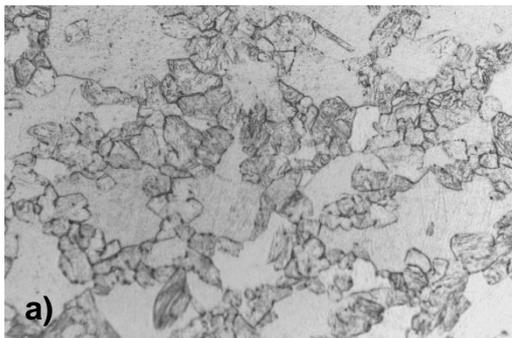
Fonte: autoria própria

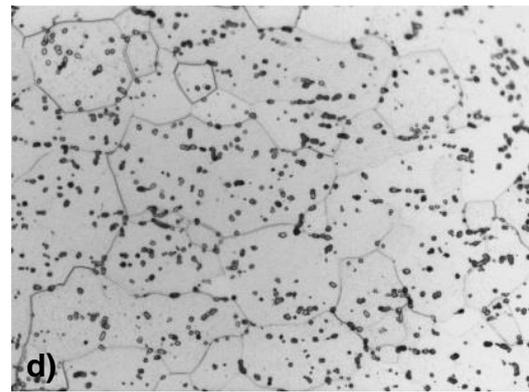
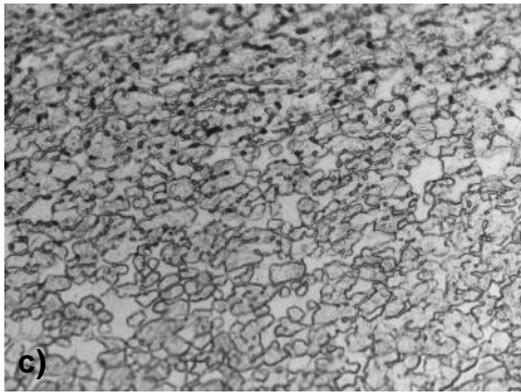
Para a mesma região da zona de mistura no material ferrítico, encontramos uma região com grãos maiores, perto da superfície da amostra, e outra com grãos mais refinados mais próximos a base (Figura 20a e Figura 20b). Nota-se a presença de duas fases diferentes em toda a região da solda. FIGUEIREDO *et al* (2012) e SILVA *et al* (2006) verificaram o aparecimento de martensita com morfologia semelhante em amostras de AISI 410S submetidos a processos de soldagem a arco.

Segundo SILVA *et al*,(2006), para aços com percentuais de cromo em torno de 12%, há uma região em que a ferrita se transforma em austenita. Esta região está a uma temperatura em torno de 850 °C. Como mostrado nos resultados de medição de temperatura, regiões próximas da solda neste material sofreram temperaturas elevadas, em torno de 813 °C. Neste caso, a austenita se forma nos contornos de grão da ferrita em temperaturas elevadas, seguindo seu crescimento para o interior do grão da ferrita primária. Esta austenita formada é altamente temperável e em processos como a soldagem, as velocidades de resfriamento são bastante elevadas, o que favorece a transformação da austenita em martensita.

A Figura 20c mostra a interface da ZTMA com a ZTA pode-se notar grãos deformados e com ferrita δ na ZTMA e grãos equiaxiais na ZTA. O metal base com grãos equiaxiais possui grãos maiores comparados à região de mistura (Figura 20).

Figura 19 - Microestruturas das zonas de soldagem da amostra FSW-1006 no material AISI 410S: a) Zona de mistura mais próxima da superfície, b) Zona de mistura mais próxima da raiz, c) Interface da ZTMA e ZTA e d) Metal base

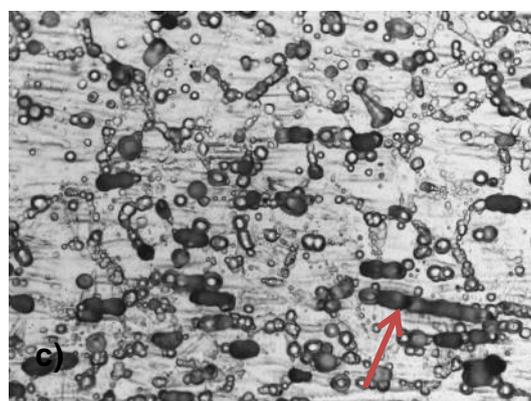
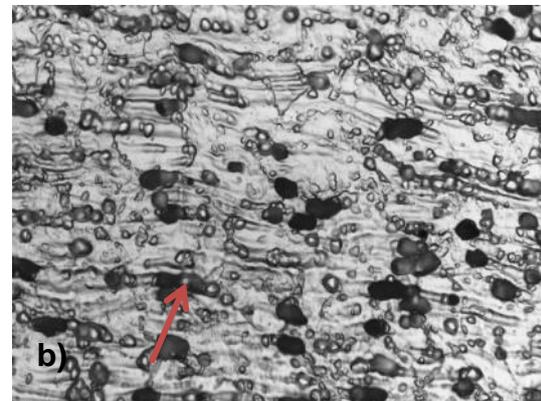




Fonte: autoria própria

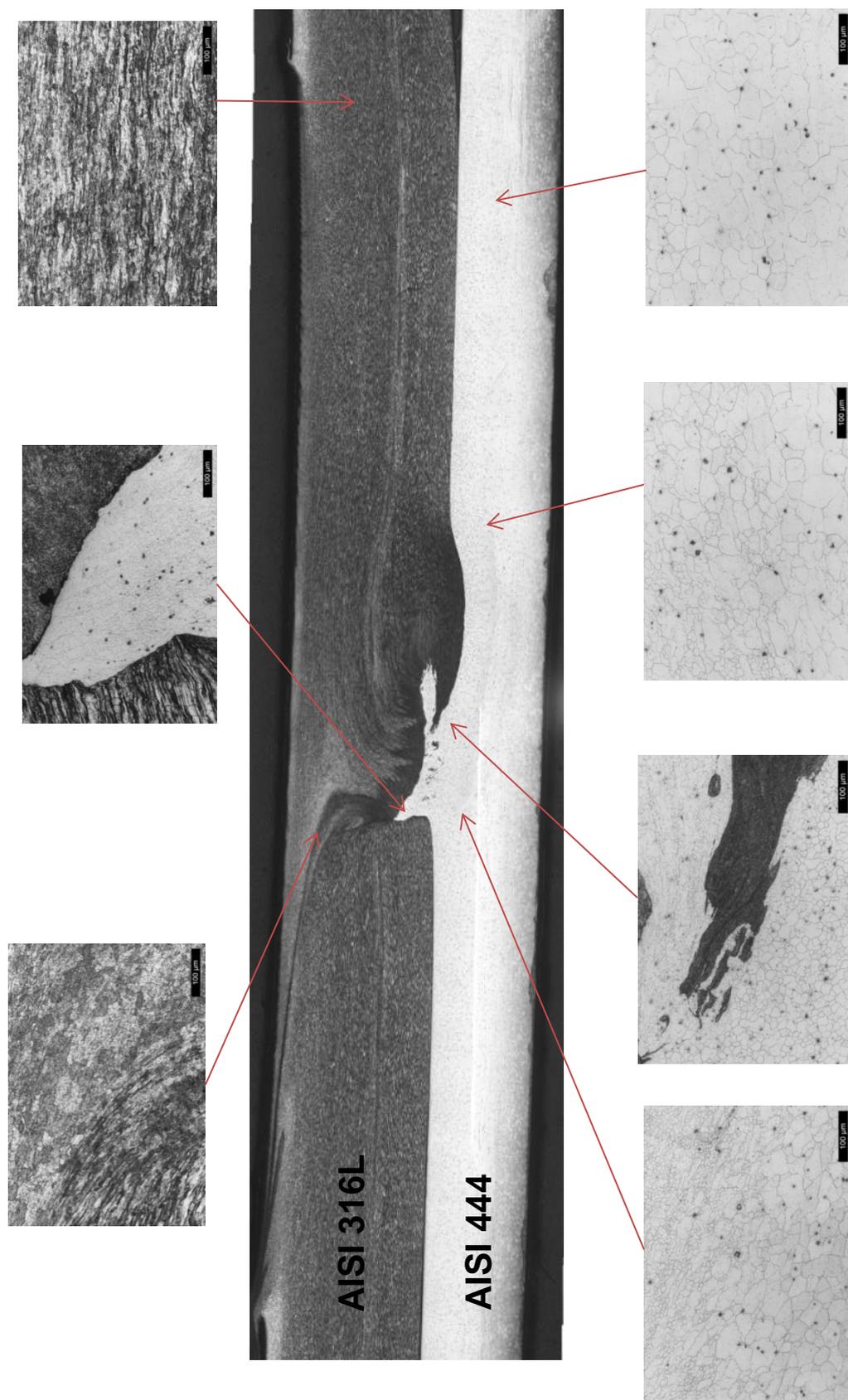
Para a região austenítica, nota-se que a ferrita δ (setas em vermelho na Figura 20) encontra-se dispersa em todo o material e que há precipitados nos contornos de grão, provavelmente do tipo $M_{23}C_6$ indicando uma sensitização do material. A ZM possui grãos parecidos com os do MB, já na ZTMA nota-se a presença de bandas de deformação e grãos alongados. Devido ao grande volume de ferrita δ encontrado neste material, não foi possível a caracterização da ZTA, por ser uma região muito fina na SAPNC.

Figura 20 - Caracterização das zonas de soldagem da amostra FSW-1006 no material AISI 304L: a) Zona de mistura, b) ZTMA e c) Metal base.



Fonte: autoria própria

Figura 21 -- Macrografia da junta de topo FSW-974 dos materiais AISI 444/316L com caracterização das zonas de soldagem

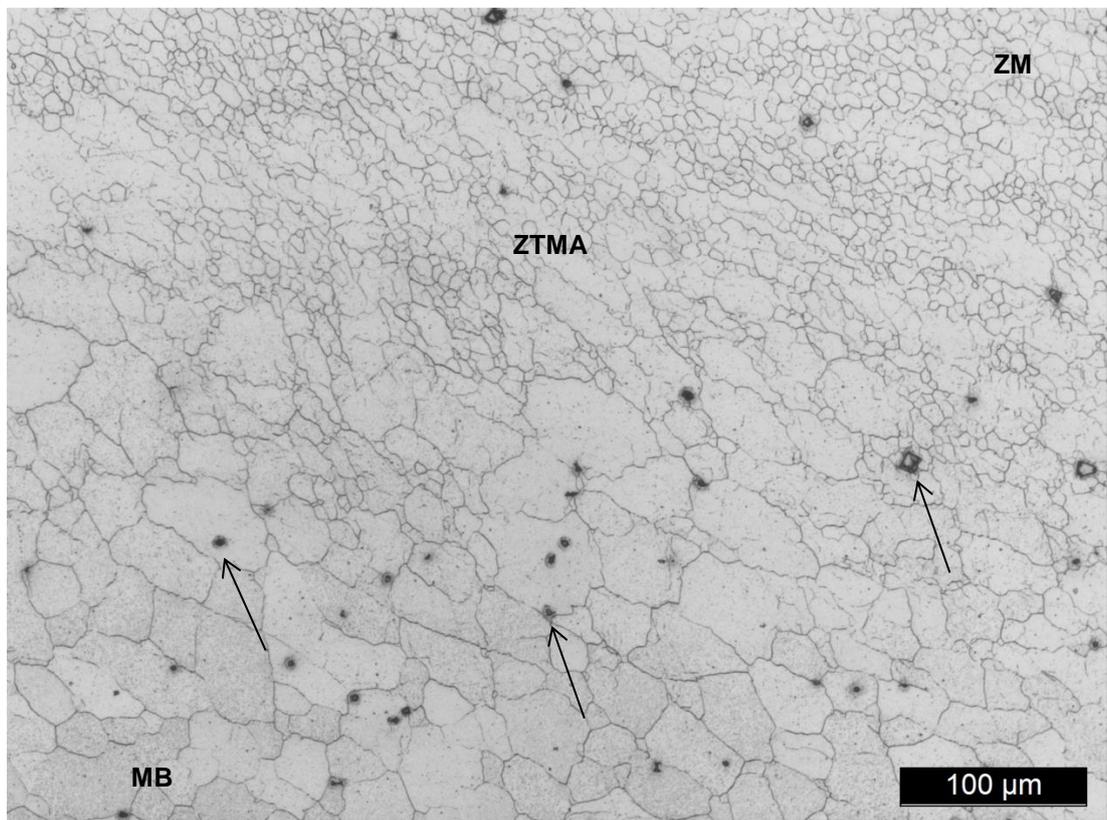


Fonte: autoria própria

Na Figura 22, material ferrítico AISI 444, nota-se interfaces entre as zonas de soldagem. A zona de mistura possui grãos pequenos e equiaxiais, a zona termomecanicamente afetada possui grãos pequenos e alongados, devido à intensa deformação do processo, e o metal base possui grãos maiores e equiaxiais, não influenciado por deformação ou calor.

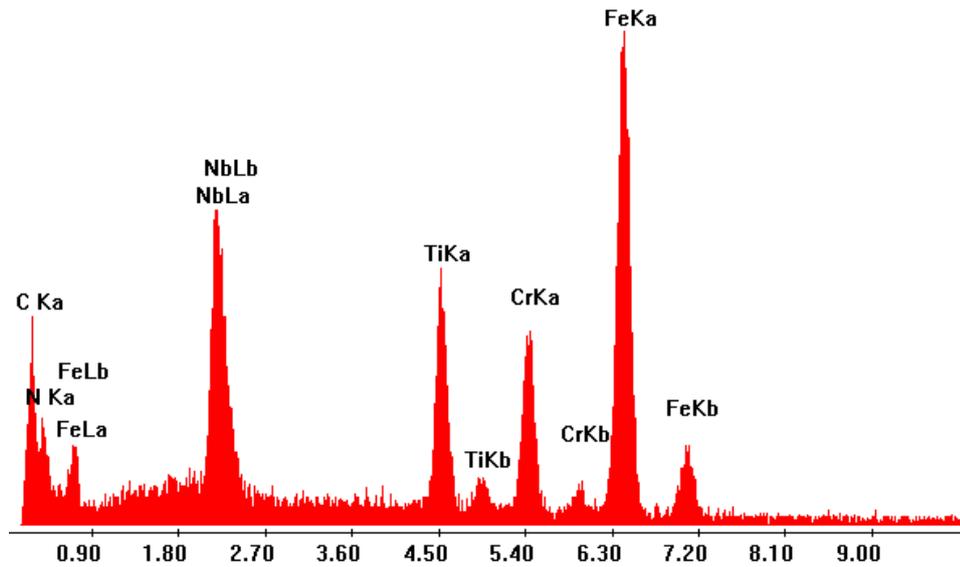
Observa-se, também, a presença de pequenos precipitados, que por análise dispersiva de raios-x (Figura 23), conclui-se que são carbonitreto de titânio e nióbio. Essas precipitações são comuns em aços inoxidáveis ferríticos, já que o elemento titânio e o nióbio funcionam como estabilizadores, combinando-se com o nitrogênio e o carbono e evitando a formação de carbonetos de cromo.

Figura 22 – Microestrutura evidenciando as interfaces entre as zonas de soldagem no aço AISI 444 e a presença de carbonitreto de titânio e nióbio.



Fonte: autoria própria

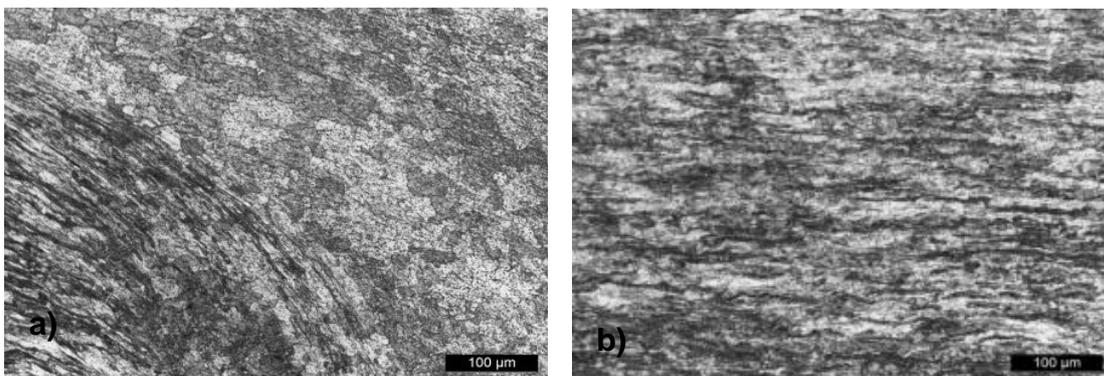
Figura 23 - Análise dispersiva de raios-x nas precipitações de carbonitreto de titânio e nióbio



Fonte: autoria própria

Na Figura 24, nota-se as regiões da junta soldada no material AISI 316L. Na Figura 24a, observa-se a interface entre a zona de mistura e a ZTMA. A ZTMA desse material possui, além de grãos deformados, a presença de bandas de deformação. O metal base, não apresentou deformação.

Figura 24 - Microestruturas das zonas de soldagem AISI 316L: a) interface entre ZM e ZTMA e b) Metal base



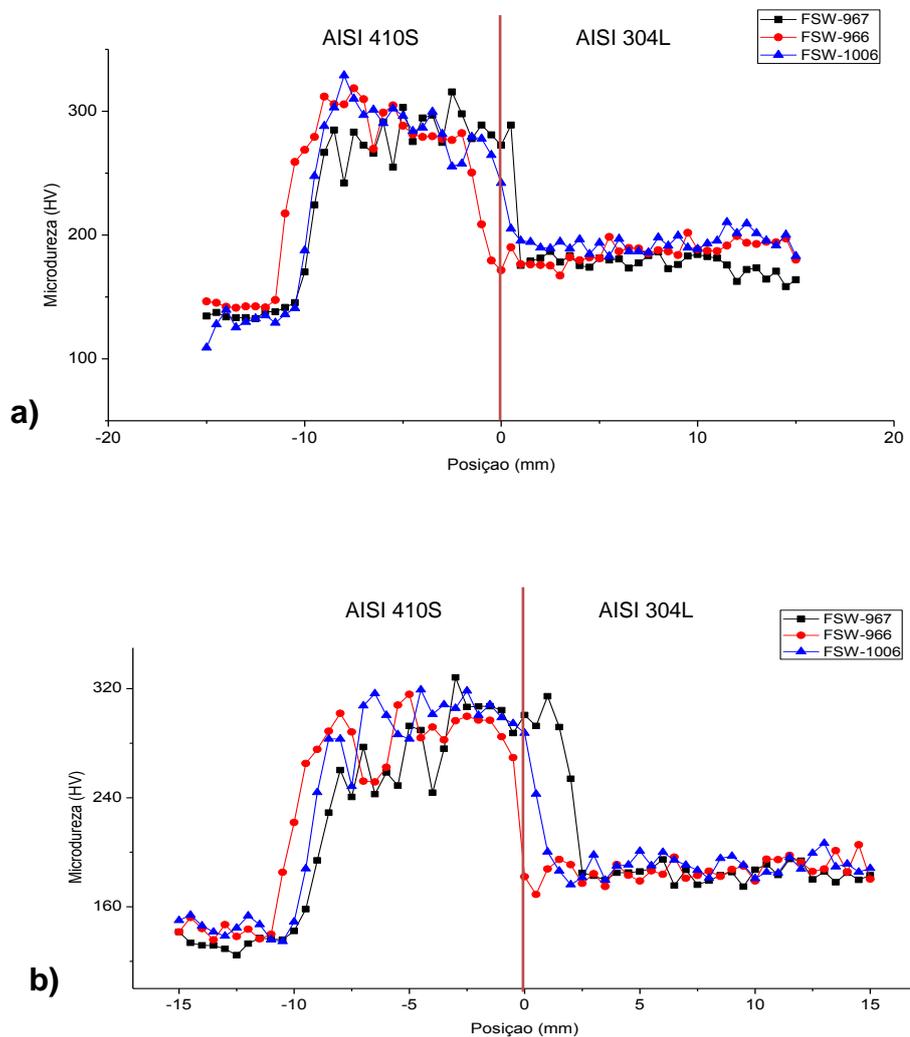
Fonte: autoria própria

5.3 MICRODUREZA

Para as amostras de junta de topo AISI 410S/304L, os resultados de microdureza são os mostrados na Figura 25. A linha marcada em vermelho evidencia o centro da amostra.

Observa-se um aumento da dureza em uma mesma região, que se localiza no lado de avanço, que é outro indício da presença de uma fase mais dura, como a martensita.

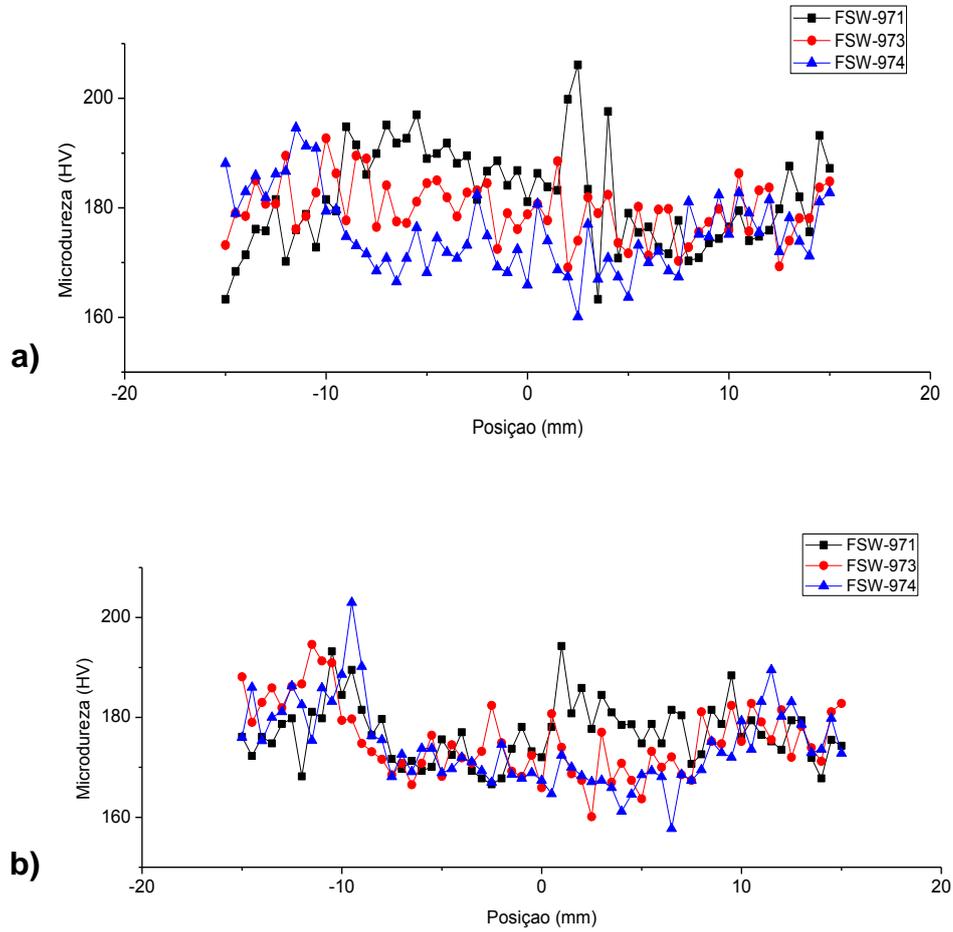
Figura 25 - Microdureza das amostras de junta de topo dos materiais AISI 410S/304L FSW 967, 966 e 1006: a) Primeira linha de indentações e b) Segunda linha de indentações



Fonte: autoria própria

Para as amostras de sobreposição (Figura 26), observa-se que não houve mudanças significativas durante soldagem.

Figura 26 - Microdureza das amostras de junta sobreposta AISI 444/316L FSW 971, 973 e 974: a) Primeira linha de indentações e b) Segunda linha de indentações



Fonte: autoria própria

Com relação aos resultados apresentados, a mudança na força axial na soldagem não resultou em uma diferença significativa da microdureza.

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos, foi possível concluir que:

- A força axial não mostrou influência nas microestruturas e microdurezas das juntas soldadas analisadas.
- O parâmetro de soldagem analisado, força axial, mostrou influência na diminuição de defeitos como vazios internos. Já que forças axiais muito baixas podem causar um fluxo de material ineficiente, provocando esses defeitos.
- Em relação aos defeitos na soldagem de sobreposição AISI 444/316L, observou-se que estão localizados no lado de avanço e nas interfaces entre os dois materiais.
- A ZM e ZTMA foram caracterizadas e observou-se uma recristalização dinâmica nessas regiões em todos os materiais, devido à intensa deformação e calor gerado pelo processo, o que pôde ser evidenciado pela presença de grãos menores nas zonas de mistura do que nos metais de base.
- Nas amostras de junta sobreposta AISI 444/316L FSW-973 e FSW-974, a diminuição da rotação melhorou o acabamento superficial, diminuindo defeitos comuns na soldagem por SAPNC como rebarbas.
- Para a junta soldada dos aços AISI 410S/304L, observou-se a presença de duas fases nas zonas de soldagem do material ferrítico. Segundo a morfologia da fase formada e a alta microdureza na região, é provável que tenha ocorrido uma transformação martensítica.
- A microdureza da junta soldada dos aços AISI 444/316L não mostrou mudanças significativas. Assim, as zonas de soldagem possuem microdurezas parecidas com o metal base.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

CAMPBELL, H. C.; THOMAS, R. D. The effect of alloying elements on the tensile properties of 25-20 weld metal. **Welding Journal**, p. 760-768, 1946.

CHO, H.-H. et al. Microstructural Analysis of Friction Stir Welded Ferritic Stainless Steel. **Material Science & Engineering**, 2012. 2889-2894.

COSTA E SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. São Paulo: Edgar Blucher, 2006.

FIGUEIREDO, N. C. et al. Avaliação do Desempenho da Soldagem em Liga de Aço 9Cr-5Mo. **Soldagem & Inspeção**, 2012. 49-57.

FILHO, D. F.; FERRARESI, V. A. Soldabilidade do aço inoxidável ferrítico. **16° POSMEC. FEMEC/UFU**, Minas Gerais, 2006.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**. ASM, v. 1, 1993.

ASM HANDBOOK. **Stainless Steels**. Materials Park, 1994.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 25239-1: Friction Stir Welding - Aluminium**. 2011.

ISSF. A solução Ferrítica – Guia essencial para o aço inoxidável ferrítico. **International Stainless Steel Forum (ISSF)**, 2007. Disponível em: <<http://www.nucleoinox.org.br>>. Acesso em: 28 nov. 2013.

KIM, Y. H. et al. The effect of sigma phases formation depending on Cr/Ni equivalent ratio in AISI 316L weldments. **Materials and Design**, v.32, 2011. 330-336.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. New York: John Wiley & Sons, 1987.

LEFFLER, B. Stainless - stainless steels and their properties, p. 1-45, 2008.

LEONARD, A. J.; LOCKYER, S. A. Flaw in friction stir welds. **4th International Symposium on Friction Stir Welding**, USA, 2003.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy of Stainless Steel**. USA: Wiley Interscience Publications, 2005.

MEGASTIR. Friction Stir Welding of High Melting Temperature Materials - Equipment Requirements. Disponível em: <<http://www.megastir.com/assets/docs/MegaStirWebEquipmentRequirements.pdf>>. Acesso em: 01 dez. 2013.

PADILHA, A. F. et al. Precipitation in 316L(N) during creep tests at 550 and 600 C up to 10 years. **Journal of Nuclear Materials**, v.362, 2007. 132-138.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos, microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hermus, 2004.

PLAINE, A. H. **Soldagem por fricção e mistura (FSW) no aço inoxidável austenítico AISI 304**. São Carlos, 2013.

POURBAIX, M. Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions. **NACE**, 1974.

RAMOS, M. A. **Principais tipos e utilizações de aços inoxidáveis**. Rio de Janeiro. 1978.

SATO, Y. S. et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. **Material Science & Engineering**, 2005. 376-384.

SEDRICKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steel**. New York: Wiley-Interscience, 1996.

SILVA, C. C. et al. Alterações Microestruturais na ZAC do aço inoxidável ferrítico 410S - Efeitos sobre a resistência à corrosão. **Soldagem & Inspeção** **11**, 2006.

SMITH, W. F. **Structure and properties of engineering alloys**. USA: McGraw-Hill, 1993.

SU, J. Q. et al. Microstructural Investigation of Friction Stir Welded 7050-T651 Aluminium. **Acta Materialia**, v. 51, p. 713-729, 2003.

TAVARES, S. S. M. **Curso - O maravilhoso mundo dos aços inoxidáveis**. Rio de Janeiro: Universidade Federal Fluminense, 2011.

VILLANUEVA, D. M. E. et al. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. **Materials Science and Technology**, v.22, 2006. 1098-1104.

WELDING HANDBOOK. **American Welding Society**. USA: [s.n.], v. 4, 1991.