



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

GERBSON DE QUEIROZ CAETANO

SOLDAGEM SIMILAR DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS
PELO PROCESSO “FRICTION STIR WELDING”

FORTALEZA

2016

GERBSON DE QUEIROZ CAETANO

**SOLDAGEM SIMILAR DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS
PELO PROCESSO “FRICTION STIR WELDING”**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

C131s Caetano, Gerbson de Queiroz.
Soldagem similar de aços Inoxidáveis ferríticos e austeníticos pelo processo "friction stir welding" /
Gerbson de Queiroz Caetano. – 2016.
170 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-
Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2016.
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva .

1. Soldagem. 2. FSW. 3. Aços. 4. Microestrutura. 5. Propriedades. I. Título.

CDD 620.11


GERBSON DE QUEIROZ CAETANO


**SOLDAGEM SIMILAR DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS
PELO PROCESSO “FRICTION STIR WELDING”**


Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Aprovado em 22/02/2016.

BANCA EXAMINADORA


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


Prof. Marcelo Ferreira Motta
Universidade Federal do Ceará (UFC)


Prof. Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues
Universidade Federal Rural do Semi-Árido (UFERSA)

A Deus.

Aos meus pais.

AGRADECIMENTOS

À Deus pela vida.

À minha Família, por toda dedicação e apoio ao longo desses anos de estudo.

Ao professor e orientador Cleiton Carvalho Silva, pela paciência, dedicação e incentivo durante a execução do trabalho e apoio na vida acadêmica.

Aos professores Dr. Marcelo Ferreira Motta, Dr. Willys Machado Aguiar e Dr. Hélio Cordeiro Miranda pela oportunidade de fazer parte do LPTS, pela confiança, apoio e orientação em outros trabalhos.

Aos integrantes do Helmholtz-Zentrum Geesthacht Jorge dos Santos e Luciano Bergmann pela orientação durante as soldagens FSW e ao HZG Team 2012/2013 composto pela Leticia Pegoraro, Natalia Manente, Natascha Borba e principalmente a Tathiane Caminha e o Eduardo Feistauer, pelas dúvidas tiradas sobre o processo e ajuda durante as soldagens.

Aos mestrandos Nathalia Cavalcante, Alexandre Barreto e Felipe Barros pela amizade e estudos em grupo.

Aos atuais e ex-bolsistas do LPTS, em especial a Marcela Rocha, Rafaella Silva, Carolynny Gomes e Kamilla Giló pelo agradável companheirismo e amizade ao longo desses anos.

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo, investigar a soldagem similar de diversos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (AISI 304L, AISI 316L, AISI 410S e AISI 444) pelo processo *friction stir welding* (FSW), avaliando aspectos operacionais e metalúrgicos para a produção de juntas sem defeitos. A soldagem FSW dos quatro materiais em estudo foi realizada no Helmholtz-Zentrum Geesthacht (Alemanha) devido ao estabelecimento de um acordo de cooperação com a Universidade Federal do Ceará. Os parâmetros de soldagem foram baseados em trabalhos anteriores, para outros tipos de aços inoxidáveis, diferentes deste estudo, e a variação realizada na busca de parâmetros que determinassem uma combinação entre acabamento superficial aceitável, ausência de trincas e boa penetração. As melhores condições soldadas para cada aço, com base no acabamento superficial e na ausência de defeitos, foram submetidas a avaliação das propriedades mecânicas através dos ensaios de dobramento, microdureza e tração. Da mesma forma, para as melhores condições soldadas, amostras foram extraídas para preparação metalográfica e avaliadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados da análise microscópica possibilitaram a correlação entre microestrutura com os perfis de microdureza, bem como as causas do baixo desempenho mecânico para os aços inoxidáveis austeníticos, com a identificação de defeitos na zona de mistura, tais como vazios e falta de penetração. Os aços inoxidáveis ferríticos apresentaram os melhores resultados na avaliação mecânica devido ao intenso refino de grão que ocorreu na zona de mistura e na zona termomecanicamente afetada. O cálculo do aporte térmico equivalente mostrou que para os aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 410S, elevados valores de aporte térmico determinam maiores incidências de precipitação de carbonetos de cromo e de outras possíveis fases deletérias na zona de mistura, entretanto a técnica EPR-DL e os ensaios mecânicos comprovaram que é possível soldar os aços inoxidáveis pelo processo FSW com excelente resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas.

Palavras-chave: Soldagem, FSW, Aços, Inoxidáveis, Microestrutura, Propriedades.

ABSTRACT

This study aimed to investigate the similar welding of several ferritic and austenitic stainless steels (AISI 304L, AISI 316L, AISI 410S and AISI 444) by the friction stir welding process (FSW), evaluating operational and metallurgical aspects to produce joints without defects. The FSW welding of four materials in this study was performed at the Helmholtz-Zentrum Geesthacht (Germany) due to the establishment of a cooperation agreement with the Universidade Federal do Ceará. The welding parameters range were based on papers found in literature, for the other kinds of stainless steel, different this study, changes the parameters were changed to determine an acceptable combination of surface finish, absence of cracks and good penetration. The better welding conditions based on surface finish and defects free for each welded steels were subjected to mechanical evaluation through tensile test, bending test and microhardness test. In the same way, for the better welded conditions, samples were extracted to metallographic preparation and evaluated by light microscopy and scanning electron microscopy. The results from microscopy techniques allows the correlation between microstructure with the microhardness profiles, as well as the causes of low mechanical properties for same welds by the identification of defects in the stir zone such, as voids and lack of penetration. The ferritic stainless steels welds showed the best results in mechanical assessment due to grain refinement that occurred in the stir zone and thermomechanical affected zone. The calculation of equivalent heat input showed that for stainless steel AISI 304L and AISI 410S, higher values of heat input determine the highest incidences of chromium carbide precipitation and other possible deleterious phases in the stir zone, however DL-EPR technique and mechanical testing have shown that it is possible to weld the stainless steels by FSW process with excellent corrosion resistance and good mechanical properties.

Keywords: Welding, FSW, Steel, Stainless Steel, Microstructure, Properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

| | |
|--|----|
| FIGURA 1 - ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DO PROCESSO COM A DENOMINAÇÃO DE FERRAMENTA E AS ÁREAS DE SOLDA, BEM COMO OS PARÂMETROS DO PROCESSO. | 26 |
| FIGURA 2 - DIFERENTES FORMATOS DE OMBRO. | 28 |
| FIGURA 3 - DIFERENTES TIPOS DE PINOS. | 29 |
| FIGURA 4 - SISTEMA DE ACOPLAMENTO DA FERRAMENTA NECESSÁRIO PARA SOLDAGEM FSW DE LIGAS FERROSAS E NÃO FERROSAS DE SOLDA DE ALTO PONTO DE FUSÃO. | 30 |
| FIGURA 5 - FERRAMENTA FSW PCBN. | 31 |
| FIGURA 6 - AUMENTO DA PENETRAÇÃO EM FUNÇÃO DA MUDANÇA DO ÂNGULO DA FERRAMENTA. | 34 |
| FIGURA 7 - PERFIL MICROESTRUTURAL COMUM EM LIGAS DE ALUMÍNIO. | 36 |
| FIGURA 8 - PERFIL MICROESTRUTURAL COMUM EM LIGAS DE MAGNÉSIO. | 37 |
| FIGURA 9 - PERFIL MICROESTRUTURAL COMUM EM LIGAS DE TITÂNIO. | 37 |
| FIGURA 10 - PERFIL MICROESTRUTURAL COMUM EM AÇOS INOXIDÁVEIS. | 37 |
| FIGURA 11 - DIAGRAMA TERNÁRIO FE-CR-NI. | 43 |
| FIGURA 12 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA AÇOS INOXIDÁVEIS. | 44 |
| FIGURA 13 - FLUXOGRAMA DAS VARIAÇÕES DE COMPOSIÇÃO A PARTIR DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 304, VISANDO MELHORES PROPRIEDADES. | 46 |
| FIGURA 14 - MICROESTRUTURA TÍPICA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L. TAMANHO DE GRÃO. | 47 |
| FIGURA 15 - MICROESTRUTURA TÍPICA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L. TAMANHO DE GRÃO. | 49 |
| FIGURA 16 - VARIAÇÕES DE COMPOSIÇÃO A PARTIR DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430, VISANDO MELHORES PROPRIEDADES. | 51 |
| FIGURA 17 - MICROESTRUTURA TÍPICA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 410S. TAMANHO DE GRÃO. | 53 |
| FIGURA 18 - MICROESTRUTURA TÍPICA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444. TAMANHO DE GRÃO. | 55 |
| FIGURA 19 - (A) DESENHO ESQUEMÁTICO DO EMPOBRECIMENTO DE CR EM REGIÕES ADJACENTES AOS CONTORNOS DE GRÃO. (B) MEV DO AÇO AISI 444 NA QUAL SÃO OBSERVADAS VALAS E PRECIPITADOS NOS CONTORNOS DE GRÃO. | 58 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 20 - DIFERENÇA DA CINÉTICA DE SENSITIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS..... | 59 |
| FIGURA 21 - FLUXOGRAMA DAS ETAPAS PARA A REALIZAÇÃO DO PROJETO. | 60 |
| FIGURA 22 - EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA A SOLDAGEM FSW COM GÁS IMERTE ACOPLADO JUNTO À FERRAMENTA. | 62 |
| FIGURA 23 - FERRAMENTA A BASE DE PCBN UTILIZADA NO TRABALHO..... | 62 |
| FIGURA 24 - (A) CONFIGURAÇÃO DAS JUNTAS 304L, 316L E 410S COM 4 MM (BUTT JOINTS). (B) CONFIGURAÇÃO DAS JUNTAS 444 COM 2 MM (OVERLAP)..... | 63 |
| FIGURA 25 – CONFIGURAÇÃO USADA NO ENSAIO DE DOBRAMENTO E DISTÂNCIA ENTRE OS SUPORTES BASEADA NA NORMA ASTM E290-09. | 67 |
| FIGURA 26 - DISTÂNCIA ENTRE AS LINHAS DE IDENTIFICAÇÕES. | 68 |
| FIGURA 27 - EQUIPAMENTO DE MICRODUREZA ZWICK/ROELL ZHV. | 68 |
| FIGURA 28 - EQUIPAMENTO ZWICK/ROELL E GEOMETRIA DO CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO. | 69 |
| FIGURA 29 - MICROSCÓPIO ÓTICO LEICA DM IRM. | 71 |
| FIGURA 30 - MICROSCÓPIO ELETRÔNICA DE VARREDURA FEI QUANTA 250. | 71 |
| FIGURA 31 - ENSAIO ERP-DL EM SOLDAS FSW..... | 72 |
| FIGURA 32 - SOLDAGENS PRELIMINARES COM A VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM NO AÇO AISI 304L. | 74 |
| FIGURA 33 - SOLDAGENS PRELIMINARES COM A VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO NO AÇO AISI 316L. | 75 |
| FIGURA 34 - APORTE TÉRMICO EQUIVALENTE CALCULADO PARA AS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM APLICADAS AO AÇO AISI 304L PELO PROCESSO FSW..... | 77 |
| FIGURA 35 - VARIAÇÃO DO TORQUE AO LONGO DO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 304L (A) CONDIÇÃO 1 COM UMA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO DE 800 RPM (B) CONDIÇÃO 6 COM UMA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO DE 450 RPM. | 78 |
| FIGURA 36 - VARIAÇÃO DA FORÇA AXIAL DURANTE A SOLDAGEM PELO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 304L. | 79 |
| FIGURA 37 - ACABAMENTO SUPERFICIAL DAS DIFERENTES SOLDAS FSW PRODUZIDAS PARA O AÇO AISI 304L EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO E FORÇA AXIAL APLICADA. | 80 |
| FIGURA 38 - SEÇÃO TRANSVERSAL DAS SOLDAS FSW DO AÇO AISI 304L..... | 81 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 39 - CONDIÇÃO 1 (A) FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>). (B) DEFEITOS SUPERFICIAIS (<i>SURFACE DEFECT</i>). (AUMENTO 50X)..... | 82 |
| FIGURA 40 - (A) CONDIÇÃO 2 FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) (AUMENTO 50X). (B) CONDIÇÃO 6 FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) (AUMENTO 200X)..... | 83 |
| FIGURA 41 - (A) VAZIO (VOIDS) NA CONDIÇÃO 2. (B) VAZIOS (VOIDS) CONDIÇÃO 3. (AUMENTO 50X)..... | 83 |
| FIGURA 42 - (A) CONDIÇÃO 4 REBARBAS (<i>FLASH</i>). (B) CONDIÇÃO 5 FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) DEVIDO FALTA DE PENETRAÇÃO DA FERRAMENTA (AUMENTO 50X). | 84 |
| FIGURA 43 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 2 DO AÇO AISI 304L (A) MB (AUMENTO 200X). (B) ZTA (AUMENTO 1000X)..... | 85 |
| FIGURA 44 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DO AÇO AISI 304L (A) ZTMA CONDIÇÃO 2 (AUMENTO 1000X). (B) ZTMA CONDIÇÃO 6 (AUMENTO 1000X)..... | 86 |
| FIGURA 45 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 6 DO AÇO AISI 304L (A) ZM SUPERIOR (AUMENTO 200X). (B) ZM INFERIOR (AUMENTO 200X).... | 87 |
| FIGURA 46 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DO AÇO AISI 304L (A) CONDIÇÃO 2 ZM SUPERIOR (AUMENTO 200X). (B) CONDIÇÃO 6 ZM SUPERIOR (AUMENTO 200X). | 87 |
| FIGURA 47 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 2 DO AÇO AISI 304L..... | 88 |
| FIGURA 48 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 6 DO AÇO AISI 304L..... | 89 |
| FIGURA 49 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 2 DO AÇO AISI 304L. | 90 |
| FIGURA 50 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 2 DO AÇO AISI 304L (A) B SUPERIOR (B) D INFERIOR (C) G SUPERIOR (D) I SUPERIOR..... | 91 |
| FIGURA 51 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DA CONDIÇÃO 2 DO AÇO AISI 304L MOSTRANDO A BANDA ENTRE ZONA DE MISTURA SUPERIOR E INFERIOR (AUMENTO 500X)..... | 92 |
| FIGURA 52 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DA CONDIÇÃO 2 DO AÇO AISI 304L, MOSTRANDO A FORMAÇÃO DE PITES (AUMENTO 10000X)..... | 93 |
| FIGURA 53 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DO AÇO AISI 304 MOSTRANDO A FORMAÇÃO DE FASE SIGMA NO CONTORNO DE GRÃO E A REDUÇÃO DE CROMO NESSAS REGIÕES..... | 93 |
| FIGURA 54 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 6 DO AÇO AISI 304L. | 94 |

| | |
|--|-----|
| FIGURA 55 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 6 DO AÇO AISI 304L (A) D INFERIOR (B) E INFERIOR (C) F SUPERIOR 9 (D) L INFERIOR. | 95 |
| FIGURA 56 - AMOSTRAS DO MATERIAL AISI 304L SUBMETIDAS AO ENSAIO DE DOBRAMENTO. | 96 |
| FIGURA 57 - PERFIL DE MICRODUREZA DAS AMOSTRAS AISI 304L. | 98 |
| FIGURA 58 - COMPARAÇÃO ENTRE OS GRÁFICOS TENSÃO VESUS DEFORMAÇÃO DAS CONDIÇÕES 2 E 6 E O METAL BASE DO AÇO AISI 304L. | 99 |
| FIGURA 59 - CORPOS DE PROVA APÓS O ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL (A) CONDIÇÃO 2 (B) CONDIÇÃO 6. | 100 |
| FIGURA 60 - APORTE TÉRMICO EQUIVALENTE CALCULADO PARA AS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM APLICADAS AO AÇO AISI 316L PELO PROCESSO FSW. | 101 |
| FIGURA 61 - VARIAÇÃO DO TORQUE AO LONGO DO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 316L. | 102 |
| FIGURA 62 - VARIAÇÃO DA FORÇA AXIAL DURANTE A SOLDAGEM PELO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 316L. | 103 |
| FIGURA 63 - ACABAMENTO SUPERFICIAL DAS DIFERENTES SOLDAS FSW PRODUZIDAS PARA O AÇO AISI 316L EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO E FORÇA AXIAL APLICADA. | 104 |
| FIGURA 64 - SEÇÃO TRANSVERSAL DAS SOLDAS FSW DO AÇO AISI 316L. | 105 |
| FIGURA 65 - (A) VAZIO (<i>VOIDS</i>) E DEFEITO DE TÚNEL (<i>WORM HOLE</i>) NA CONDIÇÃO 2. (B) VAZIOS (<i>VOIDS</i>) CONDIÇÃO 3. (AUMENTO 50X). | 106 |
| FIGURA 66 - (A) EXCESSO DE REBARBAS (<i>FLASH</i>) NA CONDIÇÃO 4. (B) DIMINUIÇÃO DAS REBARBAS (<i>FLASH</i>) NA CONDIÇÃO 6. (AUMENTO 50X). | 107 |
| FIGURA 67 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 316L (A) ZTA (AUMENTO 200X). (B) ZTMA (AUMENTO 200X). | 108 |
| FIGURA 68 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 316L (A) ZTA (AUMENTO 200X). (B) ZTMA (AUMENTO 200X). | 108 |
| FIGURA 69 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DO AÇO AISI 316L (A) CONDIÇÃO 1 ZTA LADO DE AVANÇO (AUMENTO 200X). (B) CONDIÇÃO 4 ZTA LADO DE AVANÇO (AUMENTO 200X). | 109 |
| FIGURA 70 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 316L (A) ZM SUPERIOR (AUMENTO 1000X). (B) ZM INFERIOR (AUMENTO 1000X). | 109 |

| | |
|--|-----|
| FIGURA 71 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 316L (A) ZM SUPERIOR (AUMENTO 1000X). (B) ZM INFERIOR (AUMENTO 1000X). | 110 |
| FIGURA 72 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 316L. | 111 |
| FIGURA 73 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 316L. | 112 |
| FIGURA 74 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 316L. | 113 |
| FIGURA 75 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 316L (A) B SUPERIOR (B) D INFERIOR (C) E INFERIOR 9 (D) F INFERIOR..... | 114 |
| FIGURA 76 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 316L. | 114 |
| FIGURA 77 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 316L (A) B SUPERIOR (B) D INFERIOR (C) E INFERIOR 9 (D) F INFERIOR..... | 115 |
| FIGURA 78 - AMOSTRAS DO MATERIAL AISI 316L SUBMETIDAS AO ENSAIO DE DOBRAMENTO. | 116 |
| FIGURA 79. PERFIL DE MICRODUREZA DAS AMOSTRAS AISI 316L. | 117 |
| FIGURA 80 - COMPARAÇÃO ENTRE OS GRÁFICOS TENSÃO VERSUS DEFORMAÇÃO DAS CONDIÇÕES 1 E 4 E O METAL BASE DO AÇO AISI 316L. | 119 |
| FIGURA 81 - CORPOS DE PROVA APÓS O ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL (A) CONDIÇÃO 1 (B) CONDIÇÃO 4 | 119 |
| FIGURA 82 - APORTE TÉRMICO EQUIVALENTE CALCULADO PARA AS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM APLICADAS AO AÇO AISI 410S PELO PROCESSO FSW. | 120 |
| FIGURA 83 - VARIAÇÃO DO TORQUE AO LONGO DO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 410S. | 121 |
| FIGURA 84 - VARIAÇÃO DA FORÇA AXIAL DURANTE A SOLDAGEM PELO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 410S. | 122 |
| FIGURA 85 - ACABAMENTO SUPERFICIAL DAS DIFERENTES SOLDAS FSW PRODUZIDAS PARA O AÇO AISI 410S EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO E FORÇA AXIAL APLICADA. | 124 |
| FIGURA 86 - MACROGRAFIAS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS DIFERENTES CONDIÇÕES SOLDADAS DO AÇO AISI 410S..... | 125 |
| FIGURA 87 - (A) EXCESSO DE REBARBAS (<i>FLASH</i>) NA CONDIÇÃO 1. (B) DIMINUIÇÃO DAS REBARBAS (<i>FLASH</i>) NA CONDIÇÃO 3. (AUMENTO 50X). | 126 |

| | |
|--|-----|
| FIGURA 88 - (A) FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) DEVIDO AO EXCESSO DE PENETRAÇÃO NA CONDIÇÃO 1. (B) FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) DEVIDO À FALTA DE PENETRAÇÃO NA CONDIÇÃO 2 (AUMENTO 50X)..... | 127 |
| FIGURA 89 - (A) DEFEITO DE TÚNEL (<i>WORM HOLE</i>) NA CONDIÇÃO 5. (B) VAZIOS (<i>VOIDS</i>) E DEFEITO DE TÚNEL (<i>WORM HOLE</i>) NA CONDIÇÃO 6. (AUMENTO 50X). | 128 |
| FIGURA 90 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 410S (A) MB (AUMENTO 1000X). (B) ZTA (AUMENTO 500X). | 129 |
| FIGURA 91 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 410S (A) MB (AUMENTO 500X). (B) ZTA (AUMENTO 500X). | 129 |
| FIGURA 92 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 410S (A) ZM SUPERIOR (AUMENTO 200X). (B) ZM INFERIOR (AUMENTO 200X). | 130 |
| FIGURA 93 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DO AÇO AISI 410S (A) ZTMA CONDIÇÃO 3 LADO DE AVANÇO (AUMENTO 500X). (B) ZTMA CONDIÇÃO 4 LADO DE AVANÇO (AUMENTO 500X)..... | 131 |
| FIGURA 94 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DO AÇO AISI 410S (A) ZTMA CONDIÇÃO 3 LADO DE RECUO (AUMENTO 500X). (B) ZTMA CONDIÇÃO 4 LADO DE RECUO (AUMENTO 500X). | 131 |
| FIGURA 95 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 410S. | 132 |
| FIGURA 96 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 410S. | 133 |
| FIGURA 97 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 410S. | 134 |
| FIGURA 98 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 410S (A) B SUPERIOR (B) D INFERIOR (C) E INFERIOR 9 (D) F INFERIOR..... | 134 |
| FIGURA 99 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DA CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 410S (A) PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS (AUMENTO 5000X). (B) PROVÁVEL FORMAÇÃO DE FASES DELETÉRIAS (AUMENTO 10000X).. | 135 |
| FIGURA 100 - ANÁLISE REALIZADA POR EDS (<i>ENERGY DISPERSIVE X-RAY DETECTOR</i>) APRESENTANDO PRECIPITADOS COM (A) 16,44 WT% DE CROMO (B) 21,06 % WT DE CROMO..... | 136 |
| FIGURA 101 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 4 DO AÇO AISI 410S. | 137 |
| FIGURA 102 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 410S (A) A INFERIOR (B) C SUPERIOR (C) F SUPERIOR 9 (D) S SUPERIOR..... | 137 |

| | |
|---|-----|
| FIGURA 103 - AMOSTRAS DE DOBRAMENTO DEPOIS DO ENSAIO, AMOSTRAS AISI 410S. | 138 |
| FIGURA 104 - PERFIL DE MICRODUREZA DAS AMOSTRAS AISI 410S. | 140 |
| FIGURA 105 - COMPARAÇÃO ENTRE OS GRÁFICOS TENSÃO VERSUS DEFORMAÇÃO DAS CONDIÇÕES 3 E 4 E O METAL BASE DO AÇO AISI 410S. | 141 |
| FIGURA 106 - CORPOS DE PROVA APÓS O ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL (A) CONDIÇÃO 3 (B) CONDIÇÃO 4. | 142 |
| FIGURA 107 - APORTE TÉRMICO EQUIVALENTE CALCULADO PARA AS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM APLICADAS AO AÇO AISI 444 PELO PROCESSO FSW. | 143 |
| FIGURA 108 - VARIAÇÃO DO TORQUE DURANTE A SOLDAGEM PELO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 444. | 144 |
| FIGURA 109 - VARIAÇÃO DA FORÇA AXIAL DURANTE A SOLDAGEM PELO PROCESSO FSW PARA O AÇO AISI 444. | 145 |
| FIGURA 110 - ACABAMENTO SUPERFICIAL DAS DIFERENTES SOLDAS FSW PRODUZIDAS PARA O AÇO AISI 444 EM FUNÇÃO DA VARIAÇÃO DA FORÇA AXIAL PARA O AÇO AISI 444. | 146 |
| FIGURA 111 - MACROGRAFIAS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS DIFERENTES CONDIÇÕES SOLDADAS DO AÇO AISI 444. | 147 |
| FIGURA 112 - (A) EXCESSO DE REBARBAS (<i>FLASH</i>) NA CONDIÇÃO 1. (B) DIMINUIÇÃO DAS REBARBAS (<i>FLASH</i>) NA CONDIÇÃO 3. (AUMENTO 50X). | 148 |
| FIGURA 113 - (A) FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) NA CONDIÇÃO 1. (B) FALHAS NA RAIZ (<i>ROOT FLAWS</i>) NA CONDIÇÃO 2. (AUMENTO 50X). | 148 |
| FIGURA 114 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 444 (A) MB (AUMENTO 200X). (B) ZTA (AUMENTO 200X). | 149 |
| FIGURA 115 - MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓTICA DA CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 444 (A) ZM SUPERIOR. (B) ZM INFERIOR (AUMENTO 200X). | 150 |
| FIGURA 116 - TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 444. | 151 |
| FIGURA 117 - RELAÇÃO IR/IA PARA A CONDIÇÃO 3 DO AÇO AISI 444. | 152 |
| FIGURA 118 - GRÁFICOS DE TENSÃO VERSUS CORRENTE OBTIDOS NOS ENSAIO EPR-DL PARA CONDIÇÃO 1 DO AÇO AISI 444 (A) B INFERIOR (B) F INFERIOR (C) J SUPERIOR 9 (D) L INFERIOR. | 153 |
| FIGURA 119 - AMOSTRAS DE DOBRAMENTO DEPOIS DO ENSAIO, AMOSTRAS AISI 444. | 155 |
| FIGURA 120 - PERFIL DE MICRODUREZA DAS CONDIÇÕES SOLDADAS COM O AÇO AISI 444. ... | 156 |

| | |
|---|-----|
| FIGURA 121 - COMPARAÇÃO ENTRE OS GRÁFICOS TENSÃO VERSUS DEFORMAÇÃO DAS CONDIÇÕES 3 E O METAL BASE DO AÇO AISI 444..... | 158 |
|---|-----|

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|-----|
| TABELA 1 - PROPRIEDADES FÍSICAS E MECÂNICAS DA FERRAMENTA PCBN..... | 31 |
| TABELA 2 - IMPERFEIÇÕES EM JUNTAS FSW E ACEITAÇÃO DE ACORDO COM A NORMA PN-EM ISO 25239-5..... | 40 |
| TABELA 3 - PROPRIEDADES FÍSICAS AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 304L..... | 47 |
| TABELA 4 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L. | 47 |
| TABELA 5 - PROPRIEDADES FÍSICAS AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L..... | 48 |
| TABELA 6 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L. | 48 |
| TABELA 7. PROPRIEDADES FÍSICAS AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 410S..... | 52 |
| TABELA 8 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 410S. .. | 52 |
| TABELA 9 - PROPRIEDADES FÍSICAS AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444..... | 54 |
| TABELA 10 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444. .. | 54 |
| TABELA 11 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS (% EM PESO). | 61 |
| TABELA 12 - TESTES PRELIMINARES PARA AJUSTE DE VELOCIDADE DE SOLDAGEM AISI 304L . | 64 |
| TABELA 13 - TESTES PRELIMINARES PARA AJUSTE DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO AISI 316L ... | 64 |
| TABELA 14 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM AISI 304L | 65 |
| TABELA 15 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM AISI 316L | 65 |
| TABELA 16 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM AISI 410S..... | 66 |
| TABELA 17 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM AISI 444 | 66 |
| TABELA 18 - ETAPAS METALGRÁFICAS..... | 70 |
| TABELA 19 - SOLUÇÕES ELETROQUÍMICAS PARA OS DIFERENTES AÇOS INOXIDÁVEIS..... | 73 |
| TABELA 20 - VALORES OBTIDOS NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA O AÇO AISI 304L..... | 99 |
| TABELA 18 - VALORES OBTIDOS NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA O AÇO AISI 316L..... | 118 |
| TABELA 19 - VALORES OBTIDOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA O AÇO AISI 410S..... | 141 |
| TABELA 20 - VALORES OBTIDOS DOS ENSAIOS DE CISLHAMENTO PARA O AÇO AISI 444..... | 157 |

SUMÁRIO

| | | |
|---------|--|----|
| 1. | INTRODUÇÃO | 21 |
| 2. | OBJETIVOS | 24 |
| 2.1 | OBJETIVO GERAL | 24 |
| 2.2 | OBJETIVOS ESPECÍFICOS | 24 |
| 3. | REVISÃO DA LITERATURA | 25 |
| 3.1 | FRICION STIR WELDING (FSW)..... | 25 |
| 3.1.1 | VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO | 26 |
| 3.1.2 | PARÂMETROS DO PROCESSO | 27 |
| 3.1.2.1 | GEOMETRIA DA FERRAMENTA..... | 27 |
| 3.1.2.2 | VELOCIDADE DE ROTAÇÃO..... | 32 |
| 3.1.2.3 | VELOCIDADE DE AVANÇO..... | 32 |
| 3.1.2.4 | ÂNGULO DE INCLINAÇÃO DA FERRAMENTA | 33 |
| 3.1.2.5 | PENETRAÇÃO DA FERRAMENTA..... | 34 |
| 3.1.2.6 | FORÇA AXIAL | 34 |
| 3.1.3 | PERFIL MICROESTRUTURAL..... | 35 |
| 3.1.4 | DEFEITOS EM SOLDAGENS FSW | 38 |
| 3.1.5 | EQUIPAMENTOS PARA SOLDAGEM FSW | 41 |
| 3.2 | AÇOS INOXIDÁVEIS..... | 41 |
| 3.2.1 | AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS | 44 |
| 3.2.1.1 | AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L | 46 |
| 3.2.1.2 | AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L | 48 |
| 3.2.2 | AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS | 49 |
| 3.2.2.1 | AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 410S | 51 |
| 3.2.2.2 | AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444 | 53 |
| 3.3 | SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS | 55 |
| 3.3.1 | FASE SIGMA..... | 56 |
| 3.3.2 | SENSITIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS | 57 |
| 4. | METODOLOGIA..... | 60 |
| 4.1 | MATERIAL..... | 61 |
| 4.2 | EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM..... | 61 |
| 4.2.1 | PROCESSO | 63 |

| | | |
|---------|--|-----|
| 4.2.2 | PARÂMETROS | 63 |
| 4.2.2.1 | TESTES PRELIMINARES | 63 |
| 4.2.2.2 | SOLDAGEM DEFINITIVA | 64 |
| 4.3 | AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS | 67 |
| 4.3.1 | DOBRAMENTO | 67 |
| 4.3.2 | MICRODUREZA | 67 |
| 4.3.3 | TRAÇÃO..... | 69 |
| 4.4 | CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA..... | 70 |
| 4.4.1 | ANÁLISE MICROESTRUTURAL | 70 |
| 4.4.2 | ENSAIO DE CORROSÃO EPR-DL..... | 72 |
| 5. | RESULTADOS E DISCUSSÕES | 74 |
| 5.1 | SOLDAGENS PRELIMINARES | 74 |
| 5.2 | AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS AISI 304L..... | 76 |
| 5.2.1 | ANÁLISE DE PARÂMETROS | 76 |
| 5.2.2 | ACABAMENTO SUPERFICIAL..... | 79 |
| 5.2.3 | CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA..... | 80 |
| 5.2.3.1 | DETALHAMENTO MACROESTRUTURAL | 80 |
| 5.2.3.2 | DETALHAMENTO MICROESTRUTURAL..... | 84 |
| 5.2.3.3 | ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO..... | 88 |
| 5.2.3.4 | ENSAIO DE CORROSÃO | 89 |
| 5.2.4 | AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS | 95 |
| 5.2.4.1 | DOBRAMENTO | 95 |
| 5.2.4.2 | MICRODUREZA..... | 97 |
| 5.2.4.3 | TRAÇÃO..... | 98 |
| 5.3 | AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L | 100 |
| 5.3.1 | ANÁLISE DE PARÂMETROS | 100 |
| 5.3.2 | ACABAMENTO SUPERFICIAL..... | 103 |
| 5.3.3 | CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA..... | 104 |
| 5.3.3.1 | DETALHAMENTO MACROESTRUTURAL | 104 |
| 5.3.3.2 | DETALHAMENTO MICROESTRUTURAL..... | 107 |
| 5.3.3.3 | ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO..... | 110 |
| 5.3.3.4 | ENSAIO DE CORROSÃO | 112 |
| 5.3.4 | AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS | 115 |

| | |
|--|-----|
| 5.3.4.1 DOBRAMENTO | 115 |
| 5.3.4.2 MICRODUREZA | 116 |
| 5.3.4.3 TRAÇÃO..... | 118 |
| 5.4 AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 410S | 119 |
| 5.4.1 ANÁLISE DE PARÂMETROS | 119 |
| 5.4.2 ACABAMENTO SUPERFICIAL..... | 123 |
| 5.4.3 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA..... | 124 |
| 5.4.3.1 DETALHAMENTO MACROESTRUTURAL | 124 |
| 5.4.3.2 DETALHAMENTO MICROESTRUTURAL | 128 |
| 5.4.3.3 ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO..... | 131 |
| 5.4.3.4 ENSAIO DE CORROSÃO | 133 |
| 5.4.4 AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS | 138 |
| 5.4.4.1 DOBRAMENTO | 138 |
| 5.4.4.2 MICRODUREZA..... | 138 |
| 5.4.4.3 TRAÇÃO..... | 140 |
| 5.5 AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444..... | 142 |
| 5.5.1 ANÁLISE DE PARÂMETROS | 142 |
| 5.5.2 ACABAMENTO SUPERFICIAL..... | 145 |
| 5.5.3 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA..... | 146 |
| 5.5.3.1 DETALHAMENTO MACROESTRUTURAL | 146 |
| 5.5.3.2 DETALHAMENTO MICROESTRUTURAL | 149 |
| 5.5.3.3 ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO..... | 150 |
| 5.5.3.4 ENSAIO DE CORROSÃO | 151 |
| 5.5.4 AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS | 154 |
| 5.5.4.1 DOBRAMENTO | 154 |
| 5.5.4.2 MICRODUREZA..... | 155 |
| 5.5.4.3 ENSAIO DE CISALHAMENTO..... | 157 |
| 6. CONCLUSÕES | 159 |
| 7. REFERÊNCIAS | 162 |

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são conhecidos pela sua elevada resistência à corrosão, baixa resistência à deformação, com alta resistência à tração e um bom alongamento, oferecendo as melhores propriedades para trabalho a frio. Sendo empregados em muitas aplicações industriais que exigem excelente combinação entre resistência à corrosão e propriedades mecânicas. Entretanto, apesar de serem considerados materiais de boa soldabilidade, quando submetidos à soldagem por processos por fusão, estes aços sofrem alterações microestruturais que prejudicam sua performance, a exemplo o fenômeno da sensitização, o qual provoca um decréscimo da resistência à corrosão e das propriedades mecânicas. Outros problemas são a susceptibilidade a trinca a quente durante a solidificação, bem como, problemas de distorções relacionados ao seu maior coeficiente de expansão térmica.

Já os aços inoxidáveis ferríticos fornecem aproximadamente a mesma resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos, e superior resistência à corrosão sob-tensão, dependendo do meio corrosivo e temperatura de aplicação, tendo como grande vantagem a ausência de níquel em sua composição, visto que o níquel é um dos elementos de liga mais caros, o que diminui consideravelmente o preço da referida liga. No entanto, estes aços têm sido preteridos pela indústria, especialmente por apresentar menor tenacidade quando comparado aos austeníticos. Contudo, em várias aplicações seria possível substituir completa ou parcialmente os aços inoxidáveis austeníticos por ferríticos, barateando os custos do projeto, a não ser por problemas relacionados à soldagem destes materiais. De fato, estes aços quando soldados pelos processos de soldagem por fusão sofrem com o crescimento exagerado dos grãos na zona fundida e zona termicamente afetada, resultando em prejuízos para as suas propriedades mecânicas, além de serem submetidos a temperaturas elevadas o suficiente para provocarem a sensitização do material.

Neste contexto, o processo *Friction Stir Welding* (FSW) surge como uma interessante alternativa para a soldagem de aços inoxidáveis, o qual, por suas características particulares pode superar os problemas encontrados na soldagem convencional destes aços para aplicações especiais. Trata-se de um processo de soldagem no estado sólido

desenvolvido pelo *The Welding Institute* (TWI) na década de 90, sendo considerado um dos mais significativos desenvolvimentos na união de metais das últimas décadas. Neste processo, uma ferramenta rotativa com pino não consumível é inserida na junta a ser soldada gerando calor e intensa deformação plástica. A combinação do movimento de rotação e translação da ferramenta resulta no deslocamento do material da parte dianteira para a parte traseira do pino, consolidando a soldagem por fricção. O processo FSW foi originalmente desenvolvido para materiais de baixo ponto de fusão, tais como Al, Mg e Cu, mas o significativo progresso no desenvolvimento de ferramentas para possibilitar a soldagem de materiais com alto ponto de fusão gerou uma série de investigações sobre o uso adequado dos parâmetros para desenvolver soldas FSW de diferentes tipos de aços com alta qualidade.

Acredita-se que o aprimoramento do processo FSW para os aços inoxidáveis pode resultar em boa resistência e ductilidade das soldas produzidas, com tensão residual e distorção mínima e uma menor transferência de calor à peça, quando comparado com técnicas de soldagem por fusão convencional. Essas menores temperaturas geram velocidades de resfriamento mais rápidas diminuindo a extensão da zona afetada pelo calor e evitando que estes aços sejam submetidos a temperaturas sensitizantes. Estas altas velocidades de resfriamento combinadas com a intensa deformação plástica ainda auxiliam no processo de refino de grão, podendo gerar soldas com excelentes propriedades mecânicas.

Mesmo com o desenvolvimento das ferramentas, a soldagem FSW de aços não progrediu tão rapidamente quanto para o alumínio, devido o fluxo do material, durante a soldagem por fricção de aços ser mais complexo, e ainda não totalmente compreendido. Apesar dos avanços, ainda existem poucos trabalhos na literatura sobre a soldagem FSW de aços inoxidáveis, especialmente dos que apresentam microestrutura ferrítica. Como consequência, o efeito das transformações de fase nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão não foram estudadas em profundidade suficiente para tornar o processo comercialmente atraente para a fabricação de equipamentos industriais, navios, tubos, caminhões, vagões, dentre outros, chamando a atenção em larga escala de diferentes setores industriais. Estes distintos setores industriais precisam da otimização dos parâmetros do processo, gerando soldas com boas propriedades mecânicas sem perdas na principal

característica dos aços inoxidáveis que é a sua combinação de boas propriedades mecânicas com elevada resistência à corrosão.

Baseado nesses fatores, a presente dissertação buscou o desenvolvimento de soldas similares dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e 316L e dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 410S e 444, utilizando o processo FSW. Avaliando os parâmetros necessários para o desenvolvimento de juntas com uma boa combinação entre acabamento superficial aceitável, ausência de trincas e boa penetração, e correlacionando a interferência dos parâmetros do processo FSW sobre as alterações microestruturais ao longo das diferentes zonas e na formação de defeitos. Avaliando as soldas FSW dos diferentes aços inoxidáveis, tanto em relação as suas propriedades mecânicas quando em relação à resistência à corrosão intergranular.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O desenvolvimento de soldas similares dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e 316L e dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 410S e 444, utilizando o processo “friction stir welding” (FSW), avaliando aspectos operacionais e metalúrgicos.

2.2 Objetivos específicos

- Correlacionar a interferência dos parâmetros do processo FSW sobre as alterações microestruturais ao longo das diferentes zonas e na formação de defeitos.
- Avaliar os parâmetros necessários para o desenvolvimento de juntas com uma boa combinação entre acabamento superficial aceitável, ausência de trincas e boa penetração.
- Determinar o comportamento mecânico das juntas produzidas por FSW associando com as alterações metalúrgicas decorrentes do processo.
- Avaliar a resistência à corrosão intergranular das juntas soldadas pelo processo FSW.

3. REVISÃO DA LITERATURA

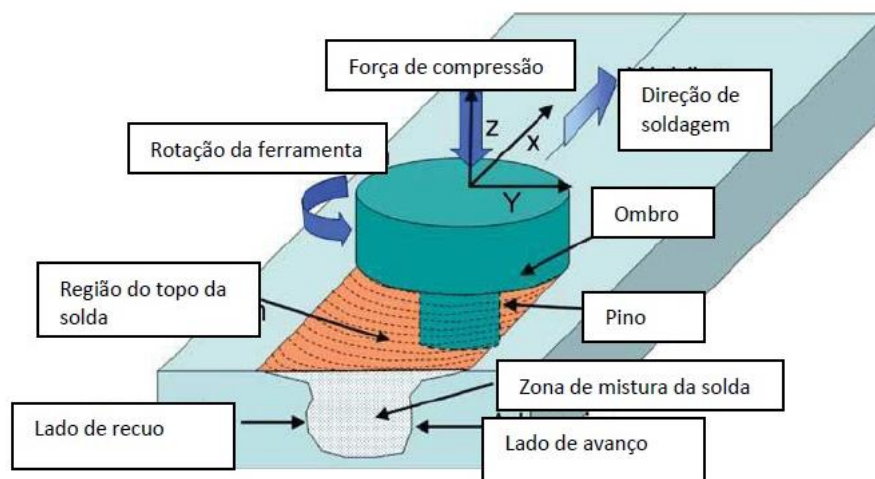
3.1 Friction Stir Welding (FSW)

A soldagem por fricção e mistura (FSW) é um processo de soldagem relativamente novo, desenvolvido e patenteado pelo Instituto de Soldagem (TWI) de Cambridge na Inglaterra, derivado das técnicas de soldagem de fricção convencionais e permite o uso das vantagens da soldagem em fase sólida para produzir juntas de topo e de sobreposição (THOMAS et al., 2003).

Ocorreram amplos benefícios resultantes da aplicação do processo FSW na união de componentes de alumínio na indústria aeroespacial, construção naval, automotivo e ferroviário. (MISHRA, et al., 2005; NANDAN, et al., 2008). Em comparação com os processos de soldagem por fusão tradicionais, o FSW causa menos distorções, reduz as tensões residuais associadas ao processo de soldagem e não apresentam os mesmos defeitos e falhas, como trincas, fissuras de hidrogênio, inclusões sólidas e falta de fusão (KOTECKI, 2005). Além disso, a entrada de calor é menor, assim, em geral, as dimensões da zona afetada pelo calor (ZAC) são menores, o que leva a melhores propriedades mecânicas.

Em essência, o FSW é um processo muito simples. As características principais são mostradas na Figura 1. O processo utiliza uma ferramenta rotativa composta por um ressalto cilíndrico denominado de ombro e um pino que é forçado para dentro da linha de junção, sob condições em que o atrito entre o material e a ferramenta promove o aquecimento a uma temperatura inferior ao ponto de fusão do metal e o material é deformado plasticamente durante o processo. O aquecimento localizado amolece o material em torno do pino e a combinação da rotação da ferramenta e a translação do material da parte da frente do pino para a parte de trás do pino promove a movimentação necessária para o desenvolvimento da soldagem. A rotação e o deslocamento da ferramenta produzem um fluxo de material em torno da ferramenta, que varia de acordo com a geometria da ferramenta e com a velocidade transversal e de rotação, permitindo a ligação de fase sólida entre as duas peças. (MISHRA et al., 2005)

Figura 1 - Ilustração esquemática do processo com a denominação de ferramenta e as áreas de solda, bem como os parâmetros do processo.



Fonte: MISHRA et al., (2005).

3.1.1 *Vantagens e desvantagens do processo*

A soldagem por FSW apresenta algumas vantagens quando comparada aos métodos convencionais por fusão, tais como TIG, MIG/MAG e laser. A união ocorre sem que se atinja a temperatura de fusão do material da junta, isto é, no estado sólido. Isto leva a isenção de defeitos comuns aos processos de fusão e solidificação como trincas, porosidade e segregações; podem ser observados baixos índices de empenamento e distorção, devido o baixo aporte térmico do processo; apresenta uma capacidade de soldagem de espessuras que vão até 50 mm, em passe único, ou até 100 mm em duplo passe para alumínio (TWI, 2015); geralmente não necessita de metal de adição ou proteção gasosa; não gera respingos, resíduos, fumaça, radiação ultravioleta; pode ser executado por dispositivos ou robôs, o que torna o processo automatizável; possibilita a junção em qualquer posição; processo de elevada robustez, reprodutibilidade e repetitividade; é energeticamente eficiente, requer somente 2,5% da energia requerida na soldagem a laser por exemplo. (MISHRA et al., 2005); e capaz de produzir juntas com elevada eficiência mecânica com uma resistência ao impacto

1,7 vezes maior do que a do metal original, e 2,4 vezes mais forte do que as juntas soldadas pelo processo MIG (HITACHI, 2015).

Embora o processo seja altamente recomendável devido às vantagens apresentadas, algumas limitações ou desvantagens são atribuídas ao processo como a necessidade de um sistema altamente rígido de fixação devido às forças envolvidas no processo (axial e transversal); presença de um furo no final da solda e dificuldade de soldagem de materiais de alto ponto de fusão, a qual vem sendo minimizada pelo desenvolvimento de ferramentas e parâmetros adequados a estes materiais (MISHRA et al., 2005; WILLIAMS, 2001).

3.1.2 Parâmetros do processo

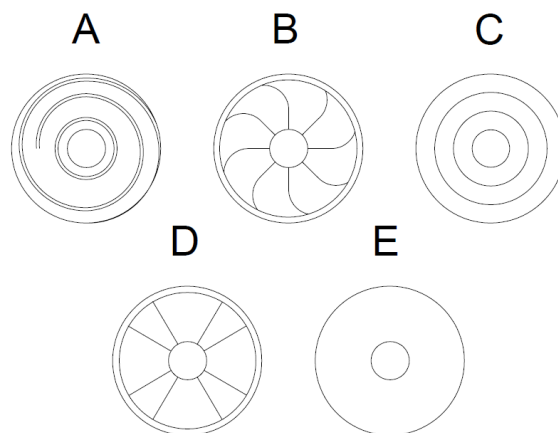
3.1.2.1 Geometria da Ferramenta

A ferramenta e a sua geometria têm um papel crítico no processo, visto que são responsáveis pelo aquecimento das peças, pela movimentação e pelo subsequente fluxo de material. A função principal da ferramenta é a de criar um aquecimento localizado (UDAY *et al.*, 2010). Durante o início da imersão da ferramenta, o atrito entre o pino e a peça de trabalho gera calor, amolecendo o material. A maior parte do calor é fornecida quando o ombro da ferramenta está a tocar a peça de trabalho, devido ao atrito entre eles (UDAY *et al.*, 2010). O ombro deve conter também o volume de material aquecido e plastificado, a fim de evitar perda de material amolecido na zona plastificada e também para evitar a formação de poros ou defeitos de túnel.

A geometria da ferramenta evoluiu significativamente, com o objetivo de alcançar melhores resultados como a redução da força, mais fácil penetração do pino, o aumento da interface entre o pino e o material plastificado, fluxos de materiais mais regulares, entre outros (GIBSON *et al.*, 2014). Dependendo da conicidade da ferramenta, da presença ou ausência de roscas, do passo e do sentido dessas roscas, do comprimento do pino e do diâmetro do ombro, dentre outros, pode haver mais calor, mais atrito e mais deformação do material e o escoamento do material pode ser mais complexo ou mais intenso. (MISHRA et al., 2005).

O perfil inferior do ombro tem a função mecânica de forjamento de material, por sua vez também possui responsabilidade sobre as rebarbas geradas durante o processo. Assim, foram desenvolvidas ferramentas com reentrâncias negativas, na qual o material no estado de escoamento plástico assume este volume negativo do suporte, fazendo com que menos material seja expelido para fora da região de contato da face, o que melhora o fechamento do cordão de solda e reduz a formação de rebarbas. Alguns perfis com diferentes geometrias de reentrâncias podem ser observados na Figura 2.

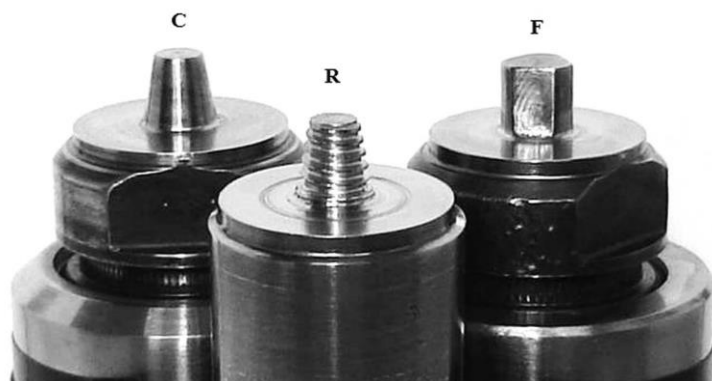
Figura 2 - Diferentes formatos de ombro.



Fonte: DAWES et al., (1999).

Conforme já mencionado, a geometria do pino afeta a geração de calor e o escoamento de material necessário à união, o qual indiretamente pode impactar também a forma e as propriedades mecânicas da solda. Os impactos da alteração da geometria do pino podem ser observados pela avaliação do cordão de solda, via análise macroscópica das regiões da solda e microscópica, em função de refino de grão, densidade de discordâncias e recristalização. Na Figura 3 é possível observar três diferentes tipos de pinos: o cônico liso, o cônico rosqueado e o facetado. Segundo o trabalho desenvolvido por (CAPELARI et al., 2006), que estuda a liga de alumínio AA5052, a ferramenta com pino de geometria cônica lisa não apresentou desempenho satisfatório com descontinuidades ao longo de toda a zona de mistura, sendo a ferramenta cônica com rosca a ferramenta que apresentou o melhor resultado, devido o auxílio das reentrâncias do pino no escoamento da liga.

Figura 3 - Diferentes tipos de pinos.

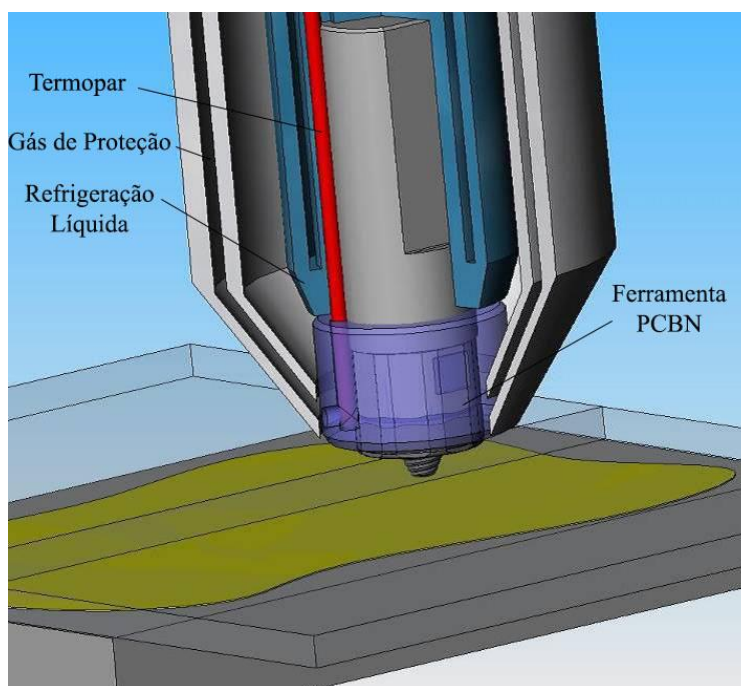


Fonte: CAPELARI et al., (2006).

Materiais de baixa temperatura de fusão são soldados pelo processo *friction stir welding* com ferramentas produzidas a partir de aços ferramenta endurecidos e que apresentam baixo custo de fabricação. Os aços ferramenta fornecem dureza e resistência à abrasão suficiente para a soldagem FSW de ligas de alumínio e outros materiais de baixo ponto de fusão. Materiais de temperatura de fusão elevadas, tais como aço carbono, aço inoxidável, ligas a base de níquel, dentre outros, não foram inicialmente aplicados ao processo FSW devido principalmente à limitação dos materiais que constituíam as primeiras ferramentas. As que eram feitas de ligas refratárias contendo tungstênio, háfnio, rênio, molibdênio, nióbio e zircônio apresentavam altas temperaturas de fusão, mas faltava dureza, e resistência à abrasão para soldar aços, pois durante a soldagem FSW com essa ferramenta ocorria a contaminação por esses elementos de liga na zona de mistura (STEEL, et al, 2014).

Entretanto, atualmente a soldagem por fricção de ligas ferrosas e não ferrosas com alto ponto de fusão é possível graças aos desenvolvimentos em tecnologia de materiais, bem como equipamentos FSW destinados especificamente para essas ligas. Uma soldagem FSW bem sucedida de materiais com temperatura de fusão elevada exige um cuidadoso controle das variáveis do processo (STEEL et al., 2014). Pensando nisso, um sistema de acoplamento da ferramenta foi projetado com um porta ferramenta com refrigeração líquida e gás de proteção e com um preciso sistema de medição de temperatura (Figura 4).

Figura 4 - Sistema de acoplamento da ferramenta necessário para soldagem FSW de ligas ferrosas e não ferrosas de solda de alto ponto de fusão.



Fonte: STEEL et al., (2014).

Como a soldagem FSW de metais ferrosos e não ferrosos requer uma ferramenta que suporte temperaturas de aproximadamente 900°C e 1000°C e altas cargas durante o processo de soldagem, uma ferramenta foi desenvolvida para produzir soldagens com essas temperaturas e mantendo uma alta resistência à abrasão. Essa ferramenta é constituída de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN), a qual é mostrada na Figura 5 e suas propriedades físicas e mecânicas são mostradas na Tabela 1 em comparação a outras ferramentas.

Inúmeros estudos comprovam a alta eficiência do uso da ferramenta PCBN para soldagem FSW com aços inoxidáveis mesmo usando altas velocidades de rotação e de soldagem e, assim, suportando elevadas temperaturas. No estudo desenvolvido por WANG *et al.*, (2014) com o aço inoxidável austenítico AISI 304, usando 800 rpm e 100 mm/min, foram produzidas juntas com resistência mecânica semelhante ao metal base. As análises realizadas por AHN *et al.*, (2012) utilizando o aço inoxidável ferrítico AISI 409L, com 700

rpm e 60 mm/min, obteve soldas com propriedades mecânicas e de resistência a corrosão intergranular semelhante ao metal base.

Figura 5 - Ferramenta FSW PCBN.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 1 - Propriedades físicas e mecânicas da ferramenta PCBN.

| Propriedades | Unidades | PCBN | Tungstênio | Aço 4340 |
|---|-------------------------------|---------------|---------------|-----------|
| Coefficiente de Fricção | - | 0,10-0,15 | 0,2 | 0,78 |
| Coefficiente de Expansão Térmica | 10 ⁶ /° C | 4,6-4,9 | 4,9-5,1 | 11,2-14,3 |
| Condutividade Térmica | W/mK | 100-250 | 95 | 48 |
| Resistencia a compressão | N/mm ² | 2700-3500 | 6200 | 690 |
| Tenacidade a Fratura | MPa√m | 3.5-6.7 | 11 | 100 |
| Dureza | Vickers Kg/mm ² | 2600- 3500 | 1300- 1600 | 280 |
| Resistência a Tração | N/mm ² | - | 1.100 | 620 |
| Tensão de ruptura transversal | N/mm ² | 500-800 | 2.200 | - |

Fonte: STEEL, et al., (2014).

3.1.2.2 Velocidade de rotação

A velocidade de rotação é o parâmetro relacionado à força de atrito e fricção na interface entre o material e a ferramenta, e está intimamente ligada à geração de calor durante o processo de soldagem, pois o acoplamento friccional da superfície da ferramenta com a junta governa o mecanismo de aquecimento e a rotação da ferramenta resulta na agitação e mistura do material ao redor do pino. Quanto maior a velocidade de rotação, maior será a temperatura atingida no processo, devido ao aumento do aquecimento por atrito. (MISHRA et al., 2005).

Avaliando a microestrutura e as propriedades mecânicas de ligas de alumínio utilizando o processo FSW, é possível verificar que, à medida que aumenta-se a velocidade de rotação, a dureza na zona de mistura aumenta gradualmente, devido ao aumento da densidade de discordâncias. O limite de resistência à tração aumenta conforme há o aumento da velocidade de rotação de 600 rpm para 800 rpm, chegando a uma estabilização para uma larga faixa de rotação. Em seguida, com velocidades de rotação de 1400 rpm, uma diminuição notável é verificada no limite de resistência a tração devido à formação de vazios com o elevado aporte térmico. Em velocidades de rotação elevadas, as juntas FSW sem defeitos de ligas de alumínio tendem a deslocar a fratura para a zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) (ZHANG, et al., 2011).

No estudo de LAKSHMINARAYANAN et al., (2013) sobre a aplicação de diferentes velocidades de rotação para o aço inoxidável ferrítico em soldas FSW, variando a rotação de 800 rpm a 1200 rpm, foi possível observar que o melhor resultado de limite de resistência a tração foi para a velocidade de rotação de 840 rpm, similar a faixa na qual ocorreu a estabilização dos melhores resultados de limite de resistência a tração na liga de alumínio avaliada por ZHANG et al., (2011).

3.1.2.3 Velocidade de avanço

A velocidade de avanço da ferramenta ou de soldagem influencia as condições dinâmicas do fluxo de material ao redor do pino e também a geração de calor do processo, uma vez que aumenta ou diminui o tempo que o material fica exposto ao atrito da ferramenta.

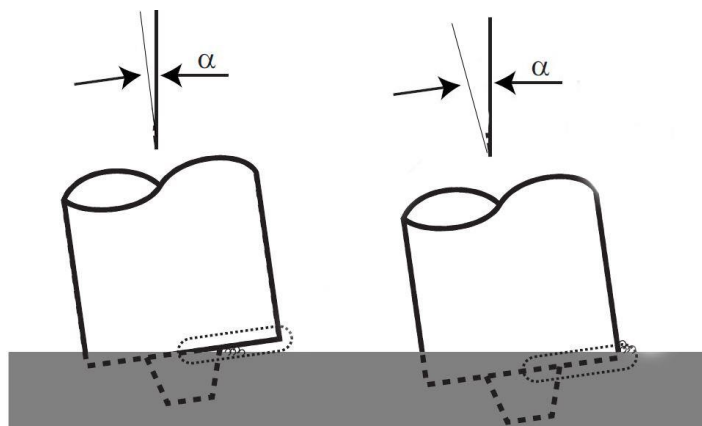
Assim, baixas velocidades de avanço implicam em maior aporte de calor durante o processo. De acordo com LAKSHMINARAYANAN *et al.*, (2013), em aços inoxidáveis a velocidade de soldagem é o fator que tem maior influência sobre o limite de resistência a tração e ao impacto, seguido da velocidade de rotação e diâmetro do ombro, pois a microestrutura do material é substancialmente alterada pela elevação da temperatura e intensa deformação plástica, sendo a velocidade de soldagem o parâmetro mais influente nesses fatores.

A variação da velocidade de soldagem implica consideravelmente nas propriedades mecânicas e no tamanho e forma das diferentes zonas em ligas de magnésio como observado no trabalho de ABBASI GHARACHEH *et al.*, (2006), bem como no tamanho de grão de ligas de alumínio (HIRATA *et al.*, 2007), pois quanto maior a velocidade de soldagem, maiores serão as taxas de resfriamento, restringindo o crescimento de grão e diminuindo as zonas termomecanicamente afetadas (ZTMA) e zonas termicamente afetadas (ZTA) pelo calor.

3.1.2.4 Ângulo de inclinação da ferramenta

A inclinação da ferramenta exerce uma função importante na soldagem FSW, pois auxilia na movimentação do material da frente para trás do pino, e também na consolidação do material plastificado após a passagem do mesmo, devido a maior pressão existente na região de mistura (CAPELARI, 2006). Aumentando o ângulo da ferramenta tem-se uma maior imersão da ferramenta sobre o material e um aumento da estabilidade do processo FSW (GIBSON *et al.*, 2013). O aumento da penetração em função da mudança do ângulo da ferramenta (α) é exemplificado pela Figura 6.

Figura 6 - Aumento da penetração em função da mudança do ângulo da ferramenta.



Fonte: SHULTZ *et al.*, (2010).

3.1.2.5 Penetração da ferramenta

A penetração da ferramenta é uma função do comprimento do pino e do ângulo de inclinação adotado, e define a pressão que é exercida sobre o material na parte posterior da ferramenta durante a soldagem. Quando o pino é excessivamente comprido, o ombro da ferramenta apresenta pouco contato com a chapa a ser soldada. Isto diminui a temperatura de soldagem e reduz a pressão na parte posterior do ombro sobre a chapa, resultando frequentemente em soldas defeituosas. Isto se deve ao fato de que a fricção entre o ombro e a superfície da chapa é a principal fonte de calor para a soldagem (ZHU *et al.*, 2004). A dimensão ideal do pino é aquela que evita o contato com o suporte de fixação abaixo da chapa e, para um dado ângulo de inclinação, permite uma pressão suficiente do ombro sobre a chapa resultando em uma solda com penetração total.

3.1.2.6 Força axial

A força axial tem uma influência considerável na distribuição e no fluxo de material ao longo da junta soldada além da sua participação na geração de calor durante a soldagem. Segundo KIM *et al.*, (2006), para cada força axial, existe uma velocidade de rotação e de avanço apropriadas que resulta em uma solda livre de defeitos. Uma força axial

elevada resulta em uma maior quantidade de rebarba e perdas na estabilidade de sua aplicação implicam na formação de defeitos volumétricos. (KIM *et al.*, 2006).

3.1.3 *Perfil Microestrutural*

A microestrutura comum de FSW apresenta algumas diferenças em relação à microestrutura das juntas de soldas convencionais. Durante o processo de FSW a temperatura e a deformação plástica gerada por uma entrada de energia fornecida, principalmente, pelo atrito entre a ferramenta e o material, resultam em significativa evolução microestrutural em determinados aspectos, incluindo o tamanho do grão, contorno de grão, dissolução e endurecimento de precipitados, dissolução e redistribuição de dispersóides, bem como a modificação da textura (GENEVOIS *et al.*, 2006).

Visualizando a seção transversal de uma junta FSW é possível observar uma disposição assimétrica das diferentes zonas formadas. O lado da soldagem, onde a direção de deslocamento é a mesma direção de rotação da ferramenta é chamada "lado de avanço". Da mesma forma, o lado onde as direções são opostas, é denominado "lado de recuo". O TWI estabeleceu uma convenção há muitos anos que o sentido de rotação da ferramenta é, por padrão o sentido horário em equipamentos TWI, assim o lado de avanço é quase sempre o lado direito de macrografias de seções transversais (THREADGILL, 2007).

Ao classificar as zonas de soldas produzidas por friction stir welding em ligas de alumínio, é possível visualizar zonas microestruturais que raramente são semelhantes aos encontrados em outros materiais. No entanto, o sistema de classificação deve ser capaz de acomodar todos os materiais.

Assim, a seção transversal de juntas soldadas por FSW é dividida em três regiões principais, como indicado na Figura 7 em ligas de alumínio. A área "A" é o metal base (MB) região não afetada pelo calor ou taxa de deformação induzida pela ferramenta de soldagem durante o processo FSW. Nessa região, os grãos se deformam de acordo com o processamento e o tratamento térmico da liga. A área "B" só é a zona afetada pelo calor (ZAC), região afetada pelo ciclo térmico durante a soldagem, o que leva a modificação microestrutural e de propriedades mecânicas, porém sem deformação plástica residual na microestrutura. A área 'C' é afetada tanto pelo calor como pela deformação plástica

denominada zona termomecanicamente afetada (ZTMA), na qual o material foi plasticamente deformado pela ferramenta e o fluxo de calor resultante exerceu algum tipo de influência no material, resultando na recuperação e/ou recristalização do material (THREADGILL, 2007).

A quarta área "D" se estende ao centro entre as zonas termicamente afetadas do lado de avanço e recuo correspondendo a largura do ombro da ferramenta. A zona de mistura (ZM) também chamada de “nugget” corresponde à região central da solda em que grãos originais e contornos de subgrãos favorecem a formação de finos grãos equiaxiais, oriundos da recristalização, devido a ação combinada do suporte e pino da ferramenta como fontes geradoras de calor por atrito e deformação plástica simultaneamente, resultando em alterações nas propriedades mecânicas do material. (FRATINI, et al., 2005)

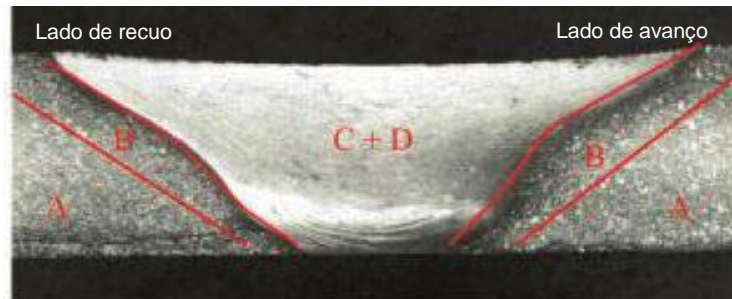
Figura 7 - Perfil microestrutural comum em ligas de alumínio.



Fonte: THREADGILL, (2007).

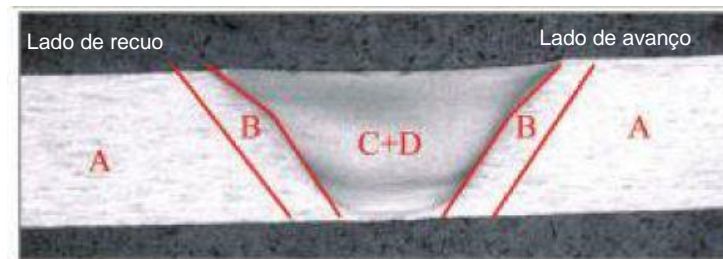
A disposição destas zonas ao longo da seção transversal varia de acordo com o material utilizado para a soldagem FSW como apresentado na Figura 8 para as ligas de magnésio de 6 mm AM50, ligas de titânio TI-6ALV com 5 mm Figura 9 e para os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L com 5 mm Figura 10.

Figura 8 - Perfil microestrutural comum em ligas de magnésio.



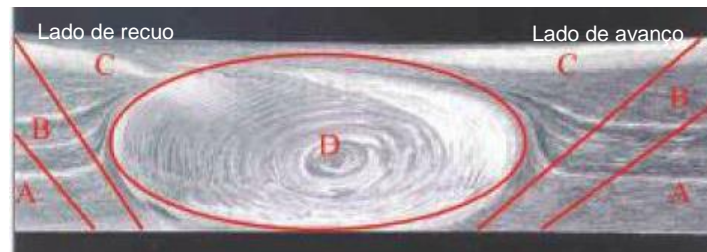
Fonte: THREADGILL, (2007).

Figura 9 - Perfil microestrutural comum em ligas de titânio.



Fonte: THREADGILL, (2007).

Figura 10 - Perfil microestrutural comum em aços inoxidáveis.



Fonte: THREADGILL, (2007).

As diferentes regiões na junta soldada por FSW, para os distintos materiais apresentados, são determinadas pelo grau de deformação e a temperatura máxima atingida resultante dos parâmetros do processo. Entretanto, outro elemento importante na formação dessas regiões é a energia de falha de empilhamento (EFE) do material a ser soldado, já que esta determina a tendência do metal de recuperar ou recristalizar dinamicamente.

A recristalização é a geração de novos grãos, a partir do metal deformado, pela formação e migração de contornos de alto ângulo (CAA), promovida pela energia armazenada no material durante a deformação, em forma de discordâncias. Segundo KOU, 2003, o fenômeno da recristalização, para a maioria das ligas metálicas, ocorre a uma temperatura em torno de 40% a 50% da temperatura de fusão em graus Celsius, mas esta temperatura de recristalização pode ser afetada pela quantidade de deformação plástica e pela composição da liga.

Enquanto a recuperação é todo processo de amaciamento ocorrido no metal deformado sem envolver a migração de CAA; a força motriz para esta transformação é a redução da energia acumulada durante a deformação, através do rearranjo das discordâncias, o qual leva à formação de contornos de baixo ângulo (CBA) (PORTER, et al., 2009).

3.1.4 Defeitos em Soldagens FSW

Geralmente há confusão nas diferenças entre imperfeições, falhas e defeitos. Assim, neste trabalho, as definições dadas pela ASME B31.1⁶ são adotadas. A norma define uma “imperfeição” como sendo um desvio de uma característica em relação à qualidade pretendida e uma “falha” como "uma imperfeição... detectável por ensaio não destrutível". E “defeito” é definido como "uma falha... de tal tamanho, forma, localização, orientação ou propriedades que é intolerável para determinada aplicação".

Uma vez que estruturas soldadas operam em diferentes tipos de serviços, é, portanto, possível que uma falha de um determinado tamanho pode ser tolerável em uma aplicação, e intolerável em outra, e, portanto, ser reclassificado como um defeito. É também importante reconhecer que, se uma falha é classificada como um defeito, por comparação com as exigências do código, pode, contudo, ser posteriormente reclassificada como uma falha tolerável pelo uso de uma análise detalhada da mecânica da fratura das soldas FSW produzidas (THREADGILL, 2007).

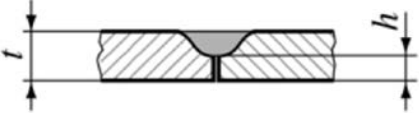
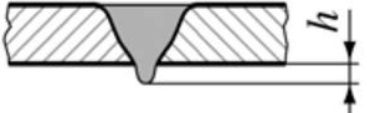

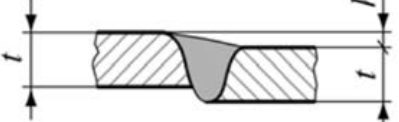
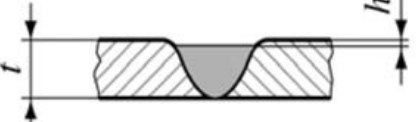
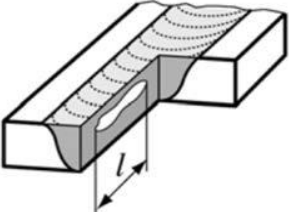
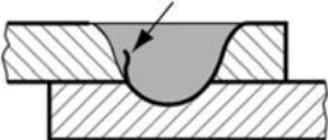
O processo FSW, de forma semelhante a outros métodos de soldagem, pode causar a formação dessas imperfeições ao longo da junta. Tais imperfeições podem resultar da fixação inadequada das chapas, controle do processo inadequado ou da instabilidade de aplicação dos parâmetros do próprio processo.

Autores dividiram as imperfeições presentes em soldas FSW em imperfeições externas que podem ser detectados através do teste visual. Em falta de preenchimento: incluindo as ranhuras que se formam quando o material é soldado com uma rotação excessiva da ferramenta, esta imperfeição ocorre no lado de avanço; a largura irregular da solda com possíveis ranhuras no lado de avanço formado devido à penetração da ferramenta insuficiente, inadequada entrada de calor para a mistura da junta ou a falta de uma interface apropriada entre a superfície do ombro e o material, e inclusões na região de mistura, sendo a fonte de inclusões podendo ser a própria ferramenta, quando usada por muito tempo ou fabricada de forma inadequada (PIETRAS et al., 2014).

Entre as imperfeições externas temos também a sobreposição metálica que ocorre quando o metal base adere à superfície do ombro devido à energia térmica gerada ser excessiva na região de mistura. As rebarbas que são formadas na fase inicial do processo FSW também são causadas pelo excessivo aporte térmico na zona de mistura. Nesta imperfeição externa, o material plastificado é empurrado acima da superfície da junta e imperfeições na raiz da solda: Incluindo a penetração incompleta causada pelo uso de uma ferramenta com pino curto, baixa pressão ou controle de processo inadequado; Excesso de penetração causada pelo excessivo comprimento de uma ferramenta e a deformação na raiz da solda devido a deformação excessiva da junta na área da raiz gerando uma protuberância (THREADGILL, 2007).

As imperfeições internas são aquelas não detectáveis pelos testes visuais incluindo as cavidades alongadas que são causadas por baixas temperaturas na zona de mistura, resultando em plastificação insuficiente do material e seu movimento fica instável em torno da ferramenta. Entre essas imperfeições temos a fusão incompleta, que é uma imperfeição formada no lado avanço, causada pela deformação do material em excesso devido as elevadas taxas de deformação e as inclusões internas que são observadas em amostras metalográficas, causadas pela excessiva quantidade de óxidos na superfície que não foram removidos antes da soldagem e as condições do processo não são capazes de desintegra-los e dissipá-los uniformemente na zona de mistura. Algumas imperfeições recorrentes em juntas FSW estão apresentadas na Tabela 2 e suas respectivas dimensões aceitáveis de acordo com a norma PN-EM ISO 25239-5 (PIETRAS, et al., 2014).

Tabela 2 - Imperfeições em juntas FSW e aceitação de acordo com a norma PN-EM ISO 25239-5.

| Imperfeições | Aceitação | |
|------------------------|--|--|
| Penetração Incompleta |  | Não Permitido |
| Excesso de Penetração |  | $\leq 3 \text{ mm}$ |
| Rebarbas |  | Depende da Junta |
| Desalinhamento Linear |  | $h \leq 0,2 t \text{ max. } 2 \text{ mm}$ |
| Falta de Preenchimento |  | $h \leq 0,1 t \text{ max. } 0,5 \text{ mm}$ |
| Cavidade Alongada |  | $l \leq 0,05 t \text{ max. } 0,5 \text{ mm}$ |
| Gancho |  | Depende da Junta |

Fonte: Norma PN-EM ISO 25239-5.

3.1.5 Equipamentos para soldagem FSW

Existem diferentes tipos de equipamentos utilizados para a soldagem de materiais através do processo FSW como máquinas fresadoras modificadas, máquinas fresadoras sem modificações e as máquinas voltadas especificamente à soldagem FSW denominadas de máquinas dedicadas e que fazem uso de um sistema de controle da força aplicada pela ferramenta sobre a chapa. (COOK *et al.*, 2004).

O controle sobre a força aplicada durante a soldagem é fundamental em situações as quais não se possa garantir rigidez suficiente do sistema durante o caminho programado, como no caso do uso de robôs, pois pequenas variações na posição da ferramenta implicam em grandes modificações na intensidade da força axial sobre as peças durante a soldagem. Todos os parâmetros de soldagem são constantes na soldagem empregando-se fresadoras convencionais adaptadas à soldagem FSW. Um dos problemas verificados nestes equipamentos é que durante o processo, fatores como os pequenos deslocamentos sofridos pela estrutura da máquina, que ocasionam uma deformação elástica em função dos grandes esforços e as próprias dilatações térmicas das peças e da ferramenta não são levados em consideração, e esses fatores podem modificar a penetração inicial aplicada à chapa a ser soldada (ZÄH, *et al.*, 2005).

Entretanto, diversas empresas licenciadas pela TWI disponibilizam máquinas especialmente projetadas para soldagem FSW, as quais podem proporcionar até 16 metros de solda contínua e estão cada vez mais modernas, podendo superar estas dificuldades com amplas funções de medição e supervisão já integradas ao sistema de controle, tornando-se bastante interessantes cientificamente por possibilitar a investigação da influência das variáveis do processo para diferentes materiais. (SRINIVASAN *et al.*, 2005).

3.2 Aços inoxidáveis

Por definição, os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro, contendo pelo menos 10,5% de cromo (PECKNER *et al.*, 1977). Esta composição permite a formação de uma película superficial de óxido de cromo extremamente aderente à superfície do metal, da ordem de 3 a 5 μm , impedindo a ação dos agentes agressivos, conferindo uma resistência à

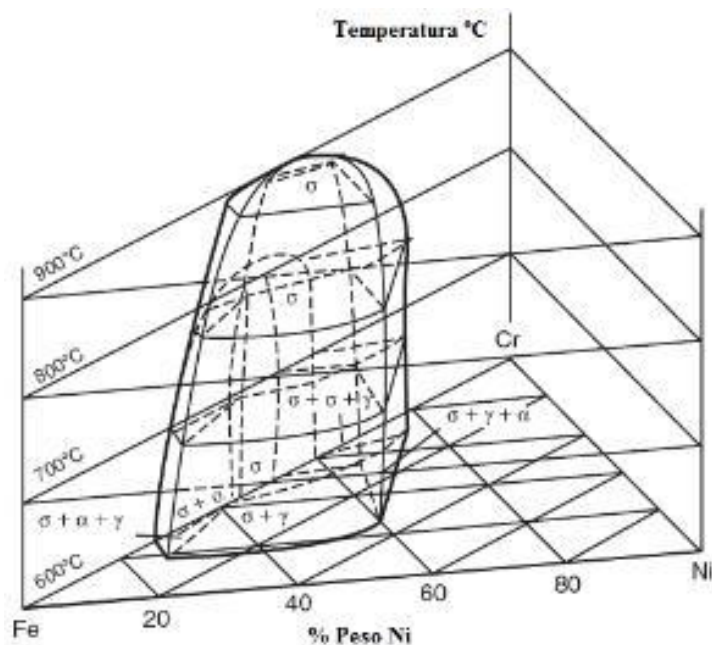
corrosão superior à dos outros aços e ainda podem ser adicionados elementos como níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio e nióbio para melhorar as suas propriedades (KOTECKI, D. J, 2005).

Inicialmente, os aços inoxidáveis eram denominados de acordo com os teores de cromo e níquel presentes na liga. Os primeiros tipos desenvolvidos, que continham 18% de Cr e 8% de Ni, eram denominados de aços inoxidáveis 18-8. À medida que novas ligas de aços inoxidáveis foram desenvolvidas, essa nomenclatura tornou-se inviável. Isso levou a AISI (*The American Iron and Steel Institute*) a estabelecer um sistema de classificação para os aços inoxidáveis (SILVA et al., 2011).

Segundo a AISI, os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco categorias de acordo com a fase constituinte predominante na sua microestrutura, além da composição química e mecanismos de endurecimento, que conferem características próprias, referentes às propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Assim, temos os aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação.

Os aços inoxidáveis mais comuns são os da série 300, que são essencialmente ligas de Fe-Cr-Ni. A presença do Ni melhora consideravelmente a resistência à corrosão em altas temperaturas, auxiliando na formação da camada de óxido de cromo. O elemento Ni é também estabilizador básico da austenita e o Cr da ferrita, deste modo, a proporção correta entre esses elementos vai definir o equilíbrio entre as fases. Basicamente, quatro fases sólidas estão presentes neste sistema: a austenita, a ferrita delta, a ferrita alfa e a fase sigma, conforme pode ser observado no diagrama ternário Fe-Cr-Ni da Figura 11 (PADILHA et al., 2002).

Figura 11 - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni.



Fonte: PADILHA et al., (2002).

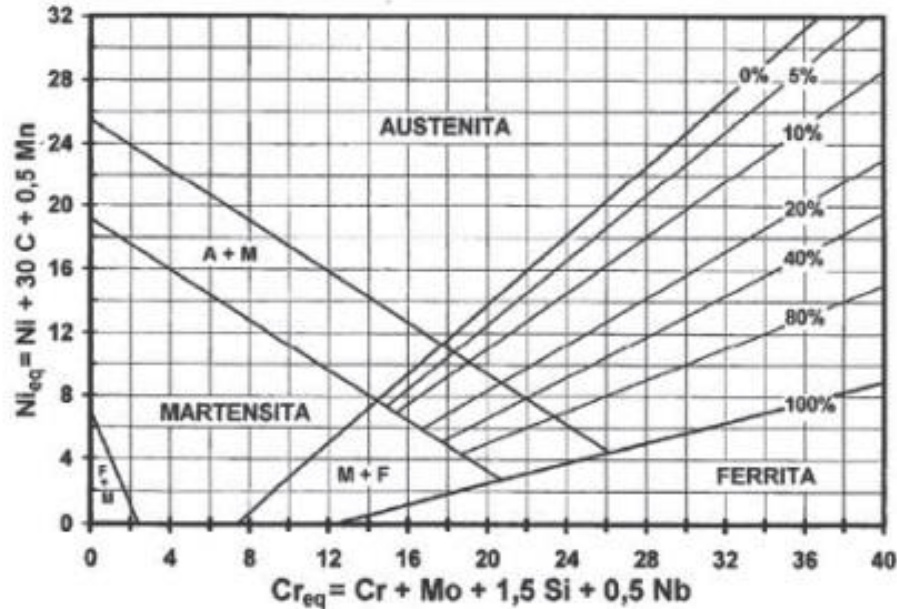
As diferentes microestruturas dos aços inoxidáveis existem em função da quantidade dos elementos de liga presentes. Existem basicamente dois grupos de elementos de liga: os que estabilizam a fase ferrita (Cr, Si, Mo, Ti e Nb); e os que estabilizam a fase austenita (Ni, C, N e Mn). Assim, os elementos de liga com características semelhantes foram agrupados com base no seu potencial de estabilização de fase, em termos de cromo equivalente e níquel equivalente com as Equações 1 e 2. E deste agrupamento, foi construído o diagrama de Schaeffler, que relaciona a microestrutura de um aço inoxidável com sua composição química (DAVIS, 1994).

Ao analisar o diagrama de Schaeffler (Figura 12), percebe-se a presença de três regiões distintas correspondendo as fases austenita, ferrita e martensita. Neste diagrama também é mostrado regiões com a formação de duas e até três fases, conferindo aos aços inoxidáveis propriedades diferentes de acordo com a quantidade e característica de cada fase.

$$Nieq = Ni + 30C + 0,5Mn \quad (1)$$

$$Creq = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb \quad (2)$$

Figura 12 - Diagrama de Schaeffler para aços inoxidáveis.



Fonte: DAVIS, (1994).

Dentre os aços mencionados, os mais consumidos são os austeníticos, em especial o AISI 304. Entretanto, devido a fatores como a elevação de preços do níquel, existe uma crescente substituição destes pelos aços inoxidáveis ferríticos. Principalmente em condições nas quais a resistência a corrosão por pites ou sob tensão é mais requerida que a resistência mecânica.

3.2.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

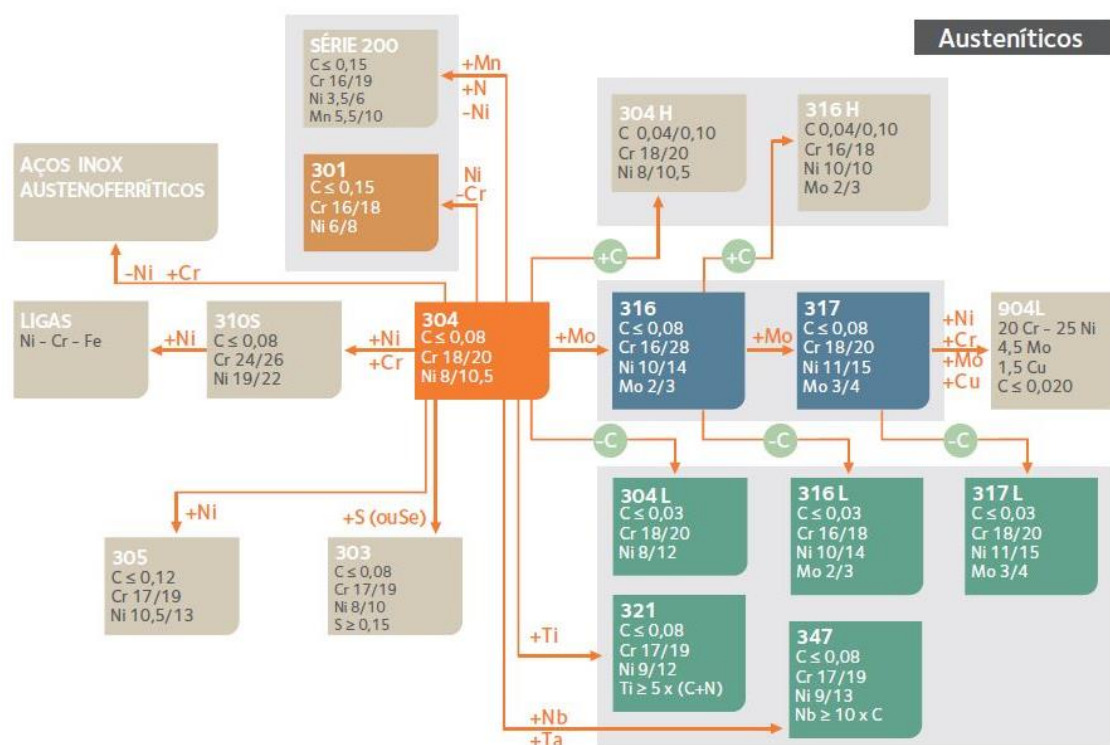
Os aços inoxidáveis austeníticos têm uma microestrutura predominantemente austenítica, a temperatura ambiente, graças à adição principalmente de níquel e outros elementos austenizantes. Estes aços são caracterizados pela sua elevada resistência à corrosão com alta resistência à tração e um bom alongamento, oferecendo as melhores propriedades para trabalho a frio (CHIAVERINI, 1998). Além disso, esse tipo de aço inoxidável não pode ser endurecido por tratamento térmico, mas a sua dureza e resistência à tração pode ser aumentada por encruamento. Os austeníticos também apresentam boa

ductilidade e resistência a altas e/ou baixas temperaturas, boa trabalhabilidade e soldabilidade (CHIAVERINI, 1998).

Estes materiais são os mais empregados comercialmente devido à sua combinação de boas propriedades mecânicas com resistência à corrosão e são responsáveis por aproximadamente 70% da produção dos aços inoxidáveis. Estas aplicações variam desde trabalhos em elevadas temperaturas, em torno de 1150 °C, como em baixíssimas temperaturas (condições criogênicas), gerando uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas com outros materiais (CARBÓ, 2001).

Dentre os austeníticos, o AISI 304 também conhecido como 18-8 (18%Cr e 8%Ni) é um aço para uso geral amplamente empregado na indústria. Isto porque apresenta uma ótima combinação de resistência à corrosão e à oxidação, boa conformação, apropriada soldabilidade, boa ductilidade e boa resistência ao impacto, inclusive em temperaturas de aproximadamente - 180°C. Com a adição de Molibdênio, a resistência a corrosão em diversos meios é aumentada, a exemplo do AISI 316, no qual a adição de Mo o torna mais resistente à corrosão sob tensão e corrosão por pite se comparado ao AISI 304 (DILLON, 1995; SOURMAIL, 2001). A redução de carbono nos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e 316 para reduzir o fenômeno da sensitização origina os aços AISI 304L e 316L, os quais serão empregados neste trabalho (Figura 13).

Figura 13 - Fluxograma das variações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando melhores propriedades.



Fonte: CARBÓ, (2001).

3.2.1.1 Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L

O aço inoxidável austenítico AISI 304 é uma liga ferro cromo contendo entre 18 e 20% de cromo, 8 e 10,5% de níquel e menos que 0,09% de carbono. O aço AISI 304L apresentam composição química muito semelhante ao 304, sendo o 304L uma variação com um menor teor de carbono. Fato que melhora sua soldabilidade e reduz o risco de corrosão intergranular. Entretanto, o 304L possui limite de escoamento e limite de resistência à tração um pouco inferior ao do tipo 304.

Esses aços são amplamente utilizados em diferentes setores industriais, desde indústrias de processamento de alimentos e bebidas a indústrias petroquímicas. A Tabela 3 e a Tabela 4 apresentam as propriedades físicas e mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304L, segundo a norma ASTM A240.

Tabela 3 - Propriedades físicas aço inoxidável ferrítico AISI 304L

| Coefficiente de Expansão Térmica Médio (0 a 100°C $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^\circ\text{C}$) | | Condutividade Térmica (100°C W/m.K) | |
|--|---|--|--|
| 17,2 | | 16,2 | |
| Densidade (g/cm³) | Módulo de elasticidade (GPa) | Calor Específico (J/kg.K) | Resistividade Elétrica (nW.m) |
| 8,0 | 193 | 500 | 720 |

Fonte: Catálogo Acesita.

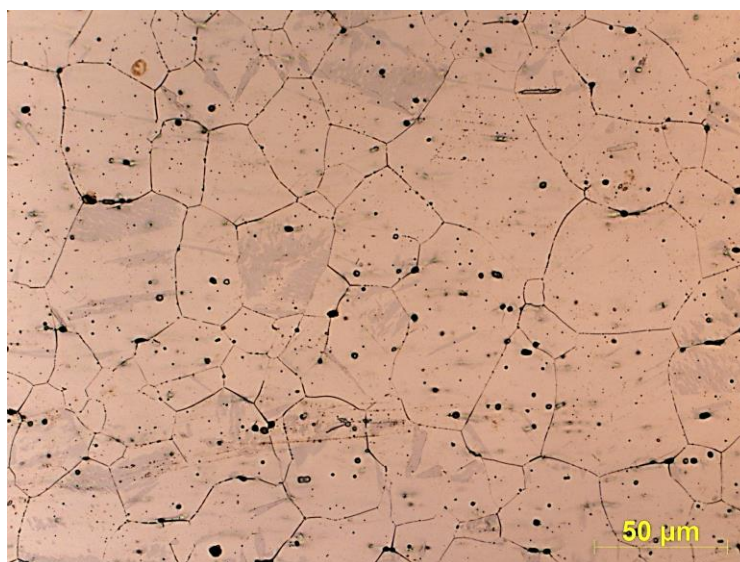
Tabela 4 - Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 304L.

| Lim. de Resistência (MPa) | Lim. De Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Dureza Brinell |
|--------------------------------------|-------------------------------------|------------------------|-----------------------|
| 485 | 170 | 40 | 201 |

Fonte: Norma ASTM A 240.

Uma microestrutura típica de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L atacado com ácido crômico a 10% com grãos austeníticos facetados é apresentada na Figura 14.

Figura 14 - Microestrutura típica do aço inoxidável austenítico AISI 304L. Tamanho de grão ASTM 8 (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

3.2.1.2 Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L

O aço inoxidável austenítico AISI 316 é derivado do aço AISI 304 com a adição de 2 a 3% de molibdênio, sendo o 316L a versão de baixo carbono do aço AISI 316, buscando assim uma diminuição da precipitação de carbonetos. Quando comparado aos demais aços austeníticos este se destaca devido à sua maior resistência à corrosão e propriedades mecânicas tanto em baixa quanto em alta temperatura (SAMANTA et al., 2006).

O aço 316L tem aplicação no mesmo tipo de indústrias em que são usados os aços AISI 304 e o 304L. Sendo destinado principalmente para aplicação em meios contendo cloretos que apresentam tendência à corrosão por pites e em frestas, pois nessas condições o aço AISI 316L é mais resistente que o AISI 304L (PADILHA et al., 2002). Assim, nas destilarias de álcool, na primeira coluna de destilação, com alta temperatura e com maiores teores de cloretos, o aço AISI 316 ou 316L é necessário (PADILHA et al., 2002).

Geralmente, a escolha desta liga é baseada no seu excelente limite de resistência a tração em altas temperaturas e pela boa combinação de alta resistência a fadiga e boa tenacidade a fratura (ISHINO, 1996). Algumas das propriedades físicas como coeficiente de expansão térmica e módulo de elasticidade e propriedades mecânicas como limite de resistência e alongamento estão apresentados na Tabela 5 e Tabela 6 respectivamente.

Tabela 5 - Propriedades Físicas aço inoxidável austenítico AISI 316L.

| Coefficiente de Expansão Térmica Médio (0 a 100°C $\mu\text{m/m}\cdot\text{°C}$) | | Condutividade Térmica (100°C W/m.K) | |
|--|---|--|--|
| 15,9 | | 16,2 | |
| Densidade (g/cm³) | Módulo de elasticidade (GPa) | Calor Específico (J/kg.K) | Resistividade Elétrica (nW.m) |
| 8,0 | 193 | 500 | 740 |

Fonte: Catálogo Acesita.

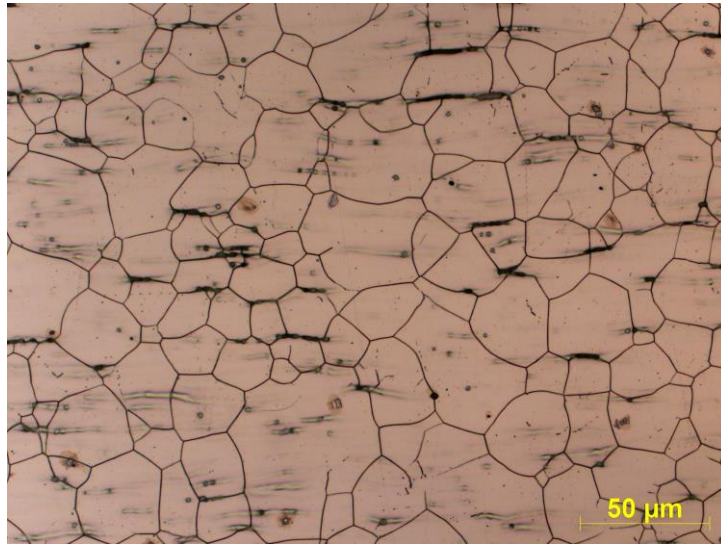
Tabela 6 - Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L.

| Lim. de Resistência (MPa) | Lim. De Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Dureza Brinell |
|--------------------------------------|-------------------------------------|------------------------|-----------------------|
| 485 | 170 | 40 | 217 |

Fonte: Norma ASTM A240.

Uma microestrutura típica de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L atacado com ácido crômico a 10% com grãos austeníticos equiaxiais é apresentada na Figura 15.

Figura 15 - Microestrutura típica do aço inoxidável austenítico AISI 316L. Tamanho de grão ASTM 8 (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

3.2.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

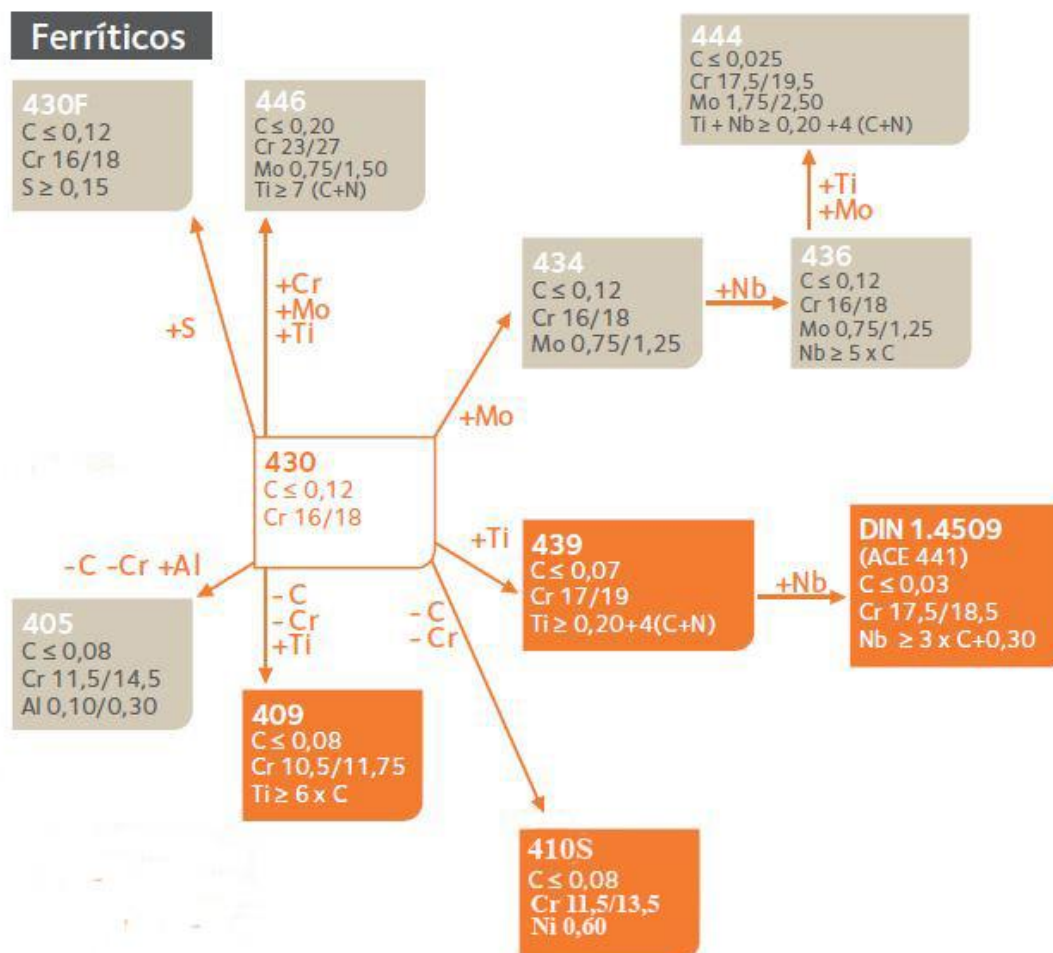
Os aços inoxidáveis ferríticos tem uma microestrutura essencialmente ferrítica, tendo assim estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) à temperatura ambiente, podendo conter além de cromo outros elementos estabilizadores da ferrita, a exemplo de alumínio, nióbio, molibdênio e titânio. Estes materiais são menos utilizados que os austeníticos, pois apresentam uma menor ductilidade e soldabilidade (SMITH, W. F., 1993).

Entretanto, esses aços têm recebido atenção considerável devido sua excelente resistência à corrosão sob tensão e ao seu custo inferior quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (SHAN *et al.*, 2011). Além do baixo custo, possuem ainda alta condutividade térmica, baixa expansão linear, melhor resistência à corrosão sob tensão em ambientes contendo cloreto e corrosão e oxidação atmosférica que os aços inoxidáveis austeníticos (SHAN *et al.*, 2011).

Estruturas totalmente ferríticas tem sua tenacidade e ductilidade afetadas quando ocorrem precipitações com elementos intersticiais, como carbono e nitrogênio, e crescimento de grão simultaneamente (KOTECKI, D. J, 2005). Como os aços inoxidáveis ferríticos possuem baixa solubilidade ao nitrogênio e carbono na fase ferrítica, o aparecimento de precipitados fica favorecido (GORDON et al., 1996). Assim, uma das formas de evitar ou minimizar o surgimento de precipitados na estrutura consiste em estabilizar esses aços adicionando à sua estrutura nióbio ou titânio, que por sua vez irão se combinar ao carbono e ao nitrogênio para que não haja a formação de carbonetos de cromo (GORDON et al, 1996; SELLO et al, 2010).

O mais popular dos aços inoxidáveis ferríticos é o AISI 430. Com cromo superior a 16%, é um material com ótima resistência à corrosão (CARBÓ, 2001). A maior limitação para a utilização do aço 430 é a soldabilidade do mesmo, pois as soldas nesse aço são frágeis e de menor resistência à corrosão (CARBÓ, 2001). A precipitação de carbonitretos de cromo e o crescimento excessivo do tamanho do grão nas regiões soldadas, são as principais causas que acarretam o mal desempenho deste material na soldagem. Então, normalmente a este material é adicionado elementos estabilizadores como o titânio e o nióbio, os quais possuem uma grande afinidade química com o carbono e nitrogênio, formando então carbonetos e/ou nitretos destes elementos. Assim, evita-se, principalmente, a precipitação de carbonitretos de cromo e a formação de martensita, pois o carbono e o nitrogênio são elementos austenitizantes, que quando dissolvidos na matriz podem provocar a formação de austenita no contorno de grão da ferrita, que após altas taxas de resfriamento podem propiciar a transformação martensítica (SEDRICKS, 1996). Entre os aços inoxidáveis ferríticos estabilizados temos o AISI 444 (com 18% de cromo e aproximadamente 2% de molibdênio). Tanto o aço AISI 444 quanto o AISI 410S com menor teor de carbono e cromo serão detalhados adiante (Figura 16).

Figura 16 - Variações de composição a partir do aço inoxidável ferrítico AISI 430, visando melhores propriedades.



Fonte: CARBÓ, (2001).

3.2.2.1 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S

O aço inoxidável ferrítico AISI 410S é uma variação do aço inoxidável martensítico 410, com menor teor de carbono e menor teor de outros elementos de liga austenitizantes, contendo 10,5-12,5% de Cr e menos de 1% de Ni. Essas diferenças proporcionam uma menor formação de austenita em altas temperaturas e, conseqüentemente, menor transformação martensítica, resultando em um aço menos duro quando resfriado rapidamente. Este aço é resistente à corrosão em condições atmosféricas, água fresca, ácidos orgânicos leves e minerais, alcalóides e alguns produtos químicos (SANDMEYER STEEL,

2014). Apresenta uma razoável soldabilidade, devendo-se utilizar baixo aporte térmico para se evitar fratura frágil (SANDMEYER STEEL, 2014)

O aço tipo AISI 410 encontra suas principais aplicações nas indústrias química e petroquímica como, por exemplo; parte de sistemas estruturais, em válvulas, turbinas e bombas, tubos e flanges, conexões, eixos e parafusos em geral, bem como na indústria ferroviária e metroviária (LIMA et al., 2012). Na Tabela 7 e Tabela 8 é possível observar as propriedades físicas e mecânicas típicas do aço inoxidável ferrítico AISI 410S.

Tabela 7. Propriedades Físicas aço inoxidável ferrítico AISI 410S

| Coefficiente de Expansão Térmico Médio (0 a 100°C $\mu\text{m}/\text{m}.\text{°C}$) | | Condutividade Térmica (100°C W/m.K) | |
|---|---|--|--|
| 9,9 | | 24,9 | |
| Densidade (g/cm³) | Módulo de elasticidade (GPa) | Calor Específico (J/kg.K) | Resistividade Elétrica (nW.m) |
| 7,7 | 200 | 460 | 560 |

Fonte: Catálogo Acesita.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável ferrítico AISI 410S.

| Lim. de Resistência (MPa) | Lim. De Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Dureza Brinell |
|--------------------------------------|-------------------------------------|------------------------|-----------------------|
| 415 | 205 | 20 | 183 |

Fonte: Norma ASTM A240.

A microestrutura final do aço inoxidável ferrítico AISI 410S é composta por quantidades variáveis de ferrita e martensita (LIMA et al., 2012). SILVA, *et al.*, (2006), após soldar o aço AISI 410S, usando o processo eletrodo revestido, em corrente contínua positiva (CC+) observou na zona termicamente afetada pelo calor a formação de uma microestrutura com ferrita e martensita. Com a martensita localizada principalmente nos contornos de grão da ferrita primária, circundando-os quase que completamente. Uma microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico AISI 410S, atacada com Behara aquecido a 60°C, é mostrada na Figura 17.

Figura 17 - Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 410S. Tamanho de grão ASTM 7 (Aumento 100x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

3.2.2.2 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

O aço inoxidável ferrítico AISI 444 possui em sua composição química cerca de 18% de Cr e 2% de Mo. São aços com baixo teor de carbono e de nitrogênio na composição e, portanto, possuem resistência à corrosão por pites superior à maioria dos aços inoxidáveis ferríticos (J. H. POTGIETER, 2012; VILLARET *et al.*, 2013).

Estes aços possuem uma ampla aplicabilidade e a sua utilização na fabricação de equipamentos pode reduzir em mais de 50% os gastos relacionados com manutenção, juntamente com um aumento da durabilidade, podendo ser superior até a 20 vezes quando comparados com equipamentos similares fabricados em aço carbono (CARVALHO *et al.*, 2002).

As principais propriedades físicas e mecânicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 são apresentadas na Tabela 9 e Tabela 10 respectivamente. O coeficiente de expansão térmica médio e a condutividade térmica estão diretamente ligadas a maior resistência à

corrosão sob tensão, isto é, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam menores valores de coeficiente de expansão térmica e maior condutividade térmica que os aços austeníticos fazendo com que sejam menos suscetíveis às tensões internas que podem ocorrer quando submetidos às variações de temperaturas em meios corrosivos (GUIMARÃES, 2005).

Tabela 9 - Propriedades Físicas aço inoxidável ferrítico AISI 444

| Coefficiente de Expansão Térmica Médio (0 a 100°C $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^\circ\text{C}$) | | Condutividade Térmica (100°C W/m.K) | |
|--|---|--|--|
| 10,0 | | 26,8 | |
| Densidade (g/cm³) | Módulo de elasticidade (GPa) | Calor Específico (J/kg.K) | Resistividade Elétrica (nW.m) |
| 7,8 | 200 | 420 | 620 |

Fonte: Catálogo Acesita.

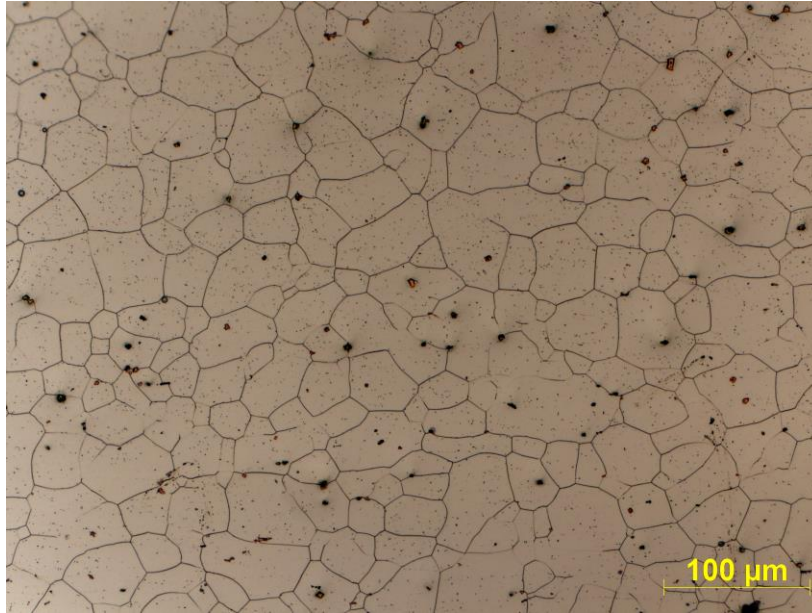
Tabela 10 - Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

| Lim. de Resistência (MPa) | Lim. De Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Dureza Brinell |
|--------------------------------------|-------------------------------------|------------------------|-----------------------|
| 415 | 275 | 20 | 217 |

Fonte: Norma ASTM A – 240.

Na Figura 18 é mostrada uma microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 444 estabilizados com titânio e nióbio. O ataque foi realizado com oxálico 10% e aumento de 100X. O aço inoxidável ferrítico 444 é protegido contra a sensitização devido aos baixos teores de carbono e nitrogênio, e por ser estabilizado com a adição de titânio e nióbio. Esta liga é altamente resistente à corrosão intergranular.

Figura 18 - Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 444. Tamanho de grão ASTM 7 (Aumento 100x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

3.3 Soldabilidade dos aços inoxidáveis

A soldabilidade dos aços inoxidáveis varia em função do aço ou da combinação de aços que serão soldados. Cada tipo de aço inoxidável tem uma particularidade com relação à fragilização que pode ocorrer.

Nos processos de soldagem por fusão dos aços inoxidáveis ferríticos a sua resistência e ductilidade podem ser alteradas em função do crescimento exagerado de grãos na zona fundida (ZF) e/ou na zona afetada pelo calor (ZAC), devido à solidificação direta a partir da fase líquida para a fase ferrita, sem que haja qualquer transformação fase intermediária durante o resfriamento. Para minimizar o crescimento de grão nessas ligas recomenda-se que a soldagem seja realizada utilizando baixa energia e uma elevada velocidade (MOHANDAS et al., 1999; VILLAFUERTE et al., 1990).

Entretanto, a degradação das propriedades mecânicas nos ferríticos não está estritamente relacionada apenas ao crescimento de grão, podendo ter como contribuição

também, a precipitação intergranular de nitretos e carbonetos ricos em Cr, as quais são provenientes de um resfriamento rápido. Para superar os problemas da baixa ductilidade novos aços inoxidáveis ferríticos com baixos teores de carbono e nitrogênio têm sido desenvolvidos, o que também melhora a soldabilidade (KOTECKI, D. J, 2005).

Embora os aços inoxidáveis austeníticos sejam considerados materiais de boa soldabilidade, além da sensitização, que é precipitação de carbonetos de cromo nos espaços intergranulares da matriz, provocando um decréscimo da resistência à corrosão e das propriedades mecânicas, estes aços também estão sujeitos a problemas de distorções nas soldas devido ao seu elevado coeficiente de expansão térmica (MODENESI, 2008).

Outro problema, cujos aços inoxidáveis austeníticos estão sujeitos, está associado à trincas de solidificação. Este tipo de trinca está associado a presença de tensões aliada a presença de segregações que levam à formação de filmes líquidos intergranulares numa estrutura de granulação grosseira, nas etapas finais da solidificação. O teor de ferrita contida no metal de adição precisa ser diferente da contida no metal base e deve ser bem controlada para evitar a formação de uma estrutura totalmente austenítica, a qual favorece o aparecimento de trincas de solidificação. Normalmente, esse problema é minimizado em processos de soldagem por fusão por meio do uso de um metal de adição que leve a formação de uma estrutura austenítica-ferrítica, e à adoção de procedimentos de soldagem que diminuam as tensões na solda (AL-AKEL et al., 2002).

A maioria dos problemas citados anteriormente são recorrentes apenas na soldagem por fusão tradicional, entretanto na soldagem pelo processo FSW algumas vantagens como a ausência de porosidades, mordeduras e falta de penetração dependem grandemente da escolha correta dos parâmetros e do uso adequado do procedimento de soldagem (MISHRA et al., 2005). Apesar das vantagens, na soldagem FSW de aços inoxidáveis, a formação de fase sigma e a sensitização ainda são problemas recorrentes (HITACHI, 2015).

3.3.1 Fase Sigma

A fase σ apresenta uma estrutura cristalina tetragonal com uma possível composição de 24% Cr, 18% Mo, 6% Ni e 52% Fe e outra de 48% Cr e 52% Fe que pode ser

observada inicialmente nos contornos de grão, sendo intensificada pela exposição à temperatura entre 700 e 900°C (LEE et al., 2003). Essa deterioração da tenacidade dos aços inoxidáveis pela formação de fase σ ocorre devido esta fase apresentar elevada dureza e ser muito frágil. (LEE et al., 2003).

Além da tenacidade, a formação de fase sigma nos aços inoxidáveis pode comprometer também a resistência à corrosão destes materiais, pois tal fase contém altos teores de cromo, levando ao empobrecimento deste elemento na região adjacente à fase σ formada na matriz e, impossibilitando a formação da camada passivadora (CAETANO *et al.*, 2011).

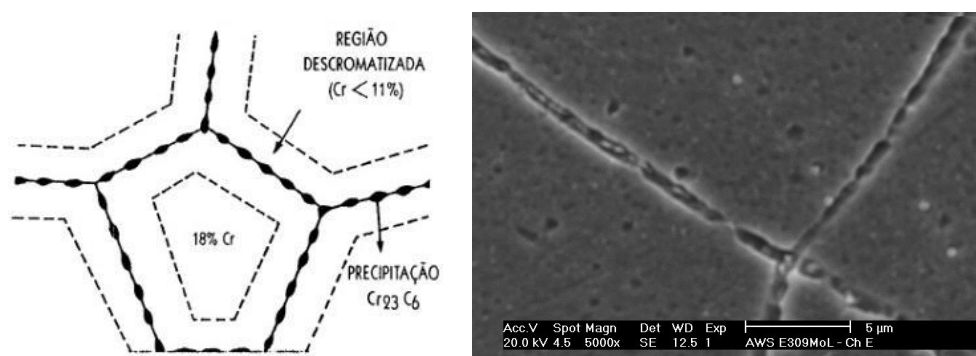
De acordo com o diagrama ternário Fe-Cr-Ni apresentado na Figura 11, a formação da fase σ é proporcional ao teor de cromo, porém, observa-se que é inversamente proporcional ao teor de níquel, reduzindo sua formação conforme se aumenta o teor desse elemento de liga. Entretanto, alguns elementos de liga como Mo, Ni e Si podem levar à formação da fase σ em temperaturas mais elevadas, mesmo quando a composição contém menor teor de cromo e está submetida a menores intervalos de tempo (KOTECKI, D. J., 2005).

3.3.2 Sensitização dos aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis sofrem corrosão intergranular devido à formação de uma zona empobrecida em cromo ao longo dos contornos de grão, pois átomos de cromo que se encontravam em solução sólida no aço difundem-se para os contornos de grão, formando os carbonetos Cr_{23}C_6 e diminuindo a resistência à corrosão local (Figura 19). A formação desta zona empobrecida em cromo chama-se sensitização, a qual torna o material sensível à corrosão intergranular (MOURA *et al.*, 2009).

Figura 19 - (a) Desenho esquemático do empobrecimento de Cr em regiões adjacentes aos contornos de grão.

(b) MEV do aço AISI 444 na qual são observadas valas e precipitados nos contornos de grão.

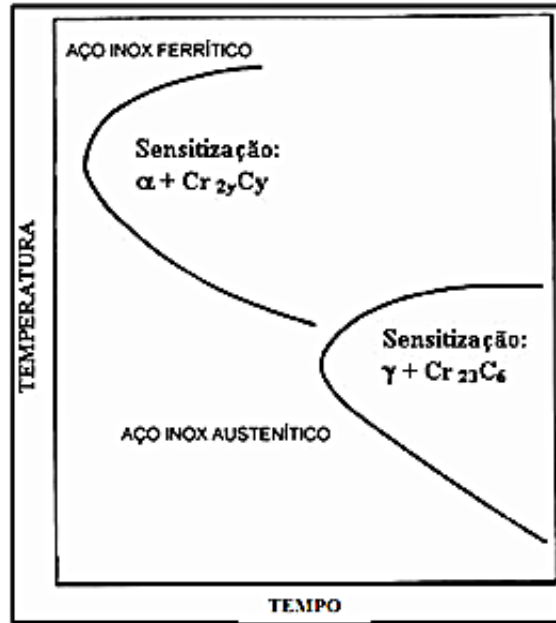


Fonte: MOURA *et al.*, (2009); SILVA *et al.*, (2005).

Essa precipitação de carbonetos de cromo não depende somente dos teores de carbono e de cromo presentes na composição da liga, mas também de variáveis que mudam a termodinâmica e/ou a cinética de formação dos carbonetos nos contornos de grão. Dependendo assim, além do teor de carbono do aço inoxidável, do tempo que o material é exposto a certa temperatura. Os aços austeníticos sofrem sensitização quando são expostos na faixa de 400 a 950 °C, enquanto que os ferríticos somente para temperaturas acima de 925 °C (MURR *et al.*, 1997).

Buscando evitar a sensitização por meio de um maior controle da aplicação dos aços inoxidáveis a determinadas temperaturas, foram criadas curvas que envolvem tempo e temperatura, as quais servem para orientar os níveis de tratamentos térmicos necessários a fim de evitar esse fenômeno (Figura 20). Devido à baixa solubilidade do carbono e do nitrogênio na ferrita, em aços inoxidáveis ferríticos a taxa de difusão determina uma rápida precipitação de carbonetos e nitretos de cromo nos contornos de grão, fazendo com que essas ligas fiquem mais suscetíveis à corrosão intergranular (SEDRICKS, 1996). Então, como a cinética do processo e a faixa de temperatura na qual a sensitização/precipitação ocorre é diferente para os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, pode-se afirmar que este fenômeno ocorre mais rapidamente nos aços inoxidáveis ferríticos. (SEDRICKS, 1996).

Figura 20 - Diferença da cinética de sensitização dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.



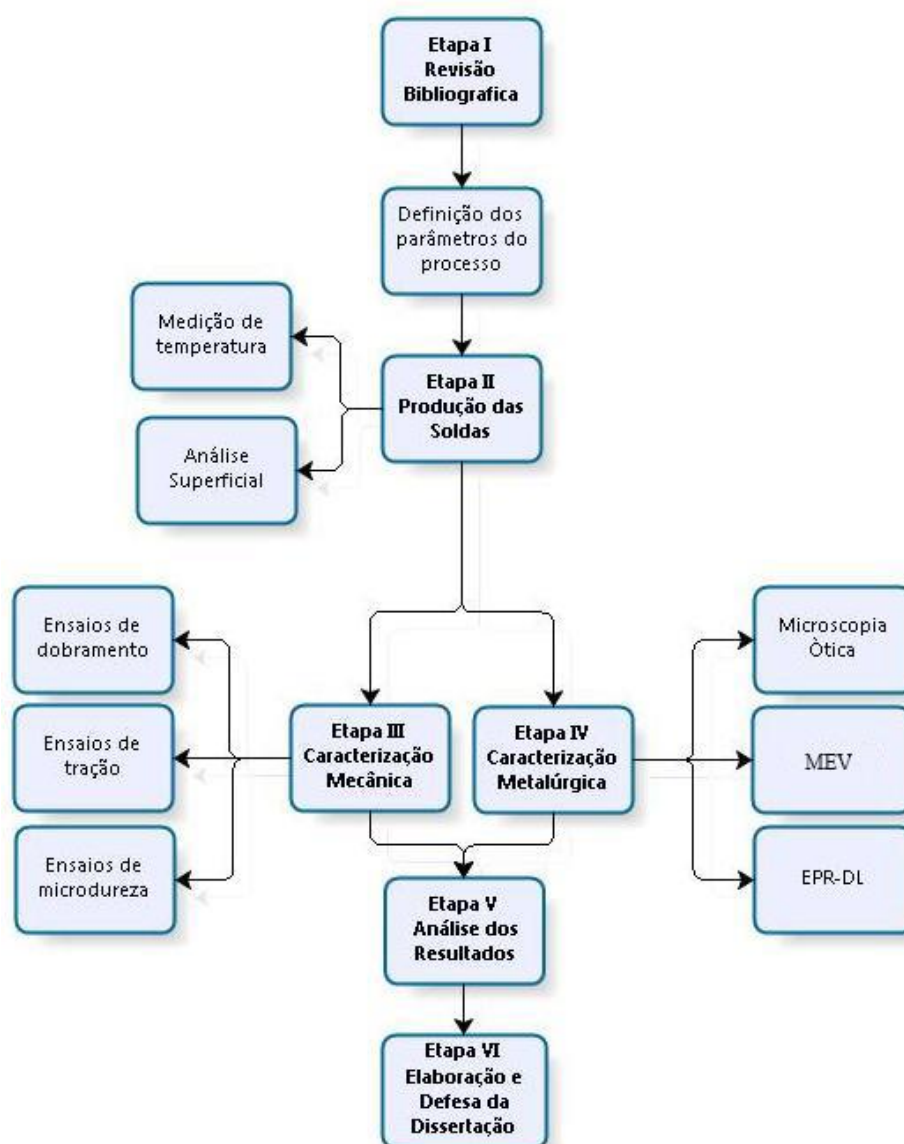
Fonte: SEDRICKS, (1996).

Enquanto, nos aços inoxidáveis austeníticos a sensitização é favorecida devido à quantidade de carbono existente em sua composição, ou seja, quanto maior a quantidade de carbono presente, menor o tempo requerido para a precipitação de carbonetos. Portanto, os aços inoxidáveis “L” (low carbon) possuem menor suscetibilidade à sensitização provocada pela soldagem (KOU, 2003). Podem ser adotadas algumas medidas para prevenir a ocorrência da sensitização, como evitar a permanência do material no intervalo de temperatura crítica (450-850°C), reduzir o teor de carbono presente na composição química e acrescentar à composição do aço elementos estabilizadores, como titânio e nióbio ou vanádio e cobalto (LOPES, 2004).

4. METODOLOGIA

Esta seção irá descrever as etapas e os procedimentos experimentais realizados durante o desenvolvimento do trabalho, bem como equipamentos utilizados e os parâmetros de soldagem FSW investigados. O procedimento experimental para a realização das atividades seguiu as seis etapas mostradas no fluxograma da Figura 21.

Figura 21 - Fluxograma das etapas para a realização do projeto.



Fonte: Elaborada pelo autor.

4.1 Material

As soldas foram realizadas utilizando-se quatro tipos de aços inoxidáveis AISI 304L, 316L, 410S e 444. Com chapas de 4 milímetros para os aços inoxidáveis AISI 304L, 316L e 410S e chapas de 2 mm de espessura para o aço inoxidável ferrítico AISI 444. A composição química dos materiais foi obtida por espectroscopia de raios X (EDS) e é apresentada na Tabela 11 abaixo.

Tabela 11 - Composição química dos materiais (% em peso).

| Material | Elementos | | | | | | | | | | | |
|----------|-----------|------|------|-------|--------|------|------|-------|------|-------|-------|------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | Cu | Co | N | Fe |
| 304L | 0,026 | 0,32 | 1,21 | 0,029 | <0,010 | 18,5 | 7,94 | 0,29 | 0,34 | 0,15 | 0,058 | Bal. |
| 316L | 0,026 | 0,56 | 0,84 | 0,029 | <0,010 | 17,1 | 9,97 | 1,96 | 0,32 | 0,20 | 0,056 | Bal. |
| 410S | 0,025 | 0,37 | 0,30 | 0,023 | <0,010 | 12,8 | 0,21 | 0,014 | 0,21 | 0,022 | 0,033 | Bal. |
| 444 | 0,017 | 0,53 | 0,16 | 0,47 | <0,010 | 17,8 | 0,24 | 1,75 | 0,57 | ---- | ---- | Bal. |

Fonte: Elaborada pelo autor.

4.2 Equipamento de Soldagem

A soldagem pelo processo *Friction Stir Welding* (FSW) do material em estudo foi realizada no Helmholtz-Zentrum Geesthacht na Alemanha, devido o estabelecimento de um trabalho de cooperação com a Universidade Federal do Ceará. Todas as soldagens foram realizadas utilizando o HZG *Gantry System*, o qual pode ser visto na Figura 22.

Ao equipamento foi acoplado um sistema de injeção de gás inerte (Ar) para a proteção do material durante o processo, visto que para temperaturas acima de 535°C este aço inoxidável tende a reagir com o oxigênio ou outros elementos presentes na atmosfera. Possui também um sistema integrado de monitoramento da profundidade de penetração e posição da ferramenta, velocidade de rotação, torque, força axial e tempo de soldagem.

Figura 22 - Equipamento utilizado para a soldagem FSW com gás inerte acoplado junto à ferramenta.



Fonte: Elaborada pelo autor.

A ferramenta utilizada é à base de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN) possui um diâmetro cônico de 36,8 mm, um pino cônico com diâmetro menor de 9,2 mm e comprimento de 3,7 mm. O pino possui uma superfície plana com a presença de reentrâncias negativas e na forma de espiral com relação ao eixo de simetria da ferramenta como pode ser observado na Figura 23.

Figura 23 - Ferramenta a base de PCBN utilizada no trabalho.

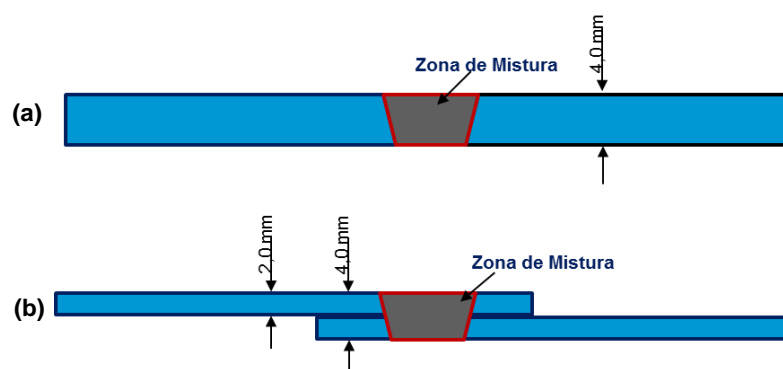


Fonte: Elaborada pelo autor.

4.2.1 Processo

Para as soldas com 4 mm de espessura foram usadas juntas de topo, enquanto para as soldas com 2 mm foram usadas juntas de sobreposição, com 70 mm de sobreposição, para garantir uma zona de mistura com 4 milímetros de espessura para todos os materiais como mostrado na Figura 24.

Figura 24 - (a) Configuração das juntas 304L, 316L e 410S com 4 mm (butt joints). (b) Configuração das juntas 444 com 2 mm (overlap).



Fonte: Elaborada pelo autor.

4.2.2 Parâmetros

4.2.2.1 Testes Preliminares

Os parâmetros de soldagem para os testes preliminares utilizados neste estudo foram baseados no banco de dados do HZG de trabalhos anteriores, com materiais semelhantes a este estudo, e a variação realizada na busca de parâmetros que determinassem uma combinação entre acabamento superficial aceitável, ausência de trincas e outros defeitos, além de boa penetração. A avaliação da velocidade de soldagem foi realizada mantendo constante a velocidade de rotação em 800 rpm e a força em 35 kN e variando a velocidade de soldagem de 1 mm/s a 1,5 mm/s para o aço inoxidável austenítico AISI 304L (Tabela 12), onde foi possível observar um melhor resultado para a solda produzida com uma velocidade de soldagem de 1 mm/s.

Tabela 12 - Testes preliminares para ajuste de velocidade de soldagem AISI 304L

| Condição | Vel. de Rotação (rpm) | Vel. De Soldagem (mm/s) | Força (kN) |
|----------|-----------------------|-------------------------|------------|
| 1 | 800 | 1 | 35 |
| 2 | 800 | 1,25 | 35 |
| 3 | 800 | 1,5 | 35 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Para determinar quais velocidades de rotação seriam analisadas, foram feitos testes no aço inoxidável austenítico AISI 316L mantendo-se constante a velocidade de soldagem em 1 mm/s e a força em 35 kN realizando uma variação da velocidade de rotação de 450 a 100 rpm. Para analisar as soldagens FSW em diferentes aportes térmicos foram selecionadas as velocidades de rotação de 450 e 800 rpm, onde foi possível observar os melhores resultados (Tabela 13). Em todos os testes preliminares ângulo de inclinação da ferramenta foi mantido em 0°.

Tabela 13 - Testes preliminares para ajuste da velocidade de rotação AISI 316L

| Condição | Vel. de Rotação (rpm) | Vel. De Soldagem (mm/s) | Força (kN) |
|----------|-----------------------|-------------------------|------------|
| 1 | 1000 | 1 | 35 |
| 2 | 900 | 1 | 35 |
| 3 | 800 | 1 | 35 |
| 4 | 700 | 1 | 35 |
| 5 | 600 | 1 | 35 |
| 6 | 450 | 1 | 35 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

4.2.2.2 Soldagem Definitiva

Assim, para o aço inoxidável austenítico AISI 304L foram realizadas soldagens mantendo a velocidade de rotação constante em 450 rpm e variando a força de 35 kN a 50 kN e mantendo constante a velocidade de rotação em 800 rpm e variando a força de 15 kN a 35 Kn conforme mostra a Tabela 14 e a velocidade de soldagem e o ângulo de inclinação da ferramenta foram mantidos constantes em 1mm/s e 0° respectivamente.

Tabela 14 - Parâmetros de soldagem AISI 304L

| Condição | Vel. de Rotação (rpm) | Força (kN) |
|----------|-----------------------|------------|
| 1 | 800 | 35 |
| 2 | 800 | 20 |
| 3 | 800 | 15 |
| 4 | 450 | 50 |
| 5 | 450 | 40 |
| 6 | 450 | 35 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

No aço inoxidável austenítico AISI 316L também foram realizadas soldagens mantendo a velocidade de rotação constante em 450 rpm, mas variando a força de 35 kN a 45 kN e com a velocidade de rotação constante em 800 rpm variou-se a força de 25 kN a 35 kN. Assim como para o 304L a velocidade de soldagem e o ângulo de inclinação da ferramenta foram mantidos constantes em 1mm/s e 0° respectivamente (Tabela 15).

Tabela 15 - Parâmetros de soldagem AISI 316L

| Condição | Vel. de Rotação (rpm) | Força (kN) |
|----------|-----------------------|------------|
| 1 | 800 | 35 |
| 2 | 800 | 30 |
| 3 | 800 | 25 |
| 4 | 450 | 45 |
| 5 | 450 | 40 |
| 6 | 450 | 35 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Para ambos os aços inoxidáveis ferríticos AISI 410S e AISI 444 foram realizadas soldagens mantendo a velocidade de rotação constante em 450 rpm e variando a força de 10 kN a 20 kN, entretanto apenas o AISI 410S foi avaliado mantendo-se a velocidade de rotação constante em 800 rpm e variando-se a força de 22 kN a 35 kN conforme mostrado nas Tabela 16 e Tabela 17. Assim como os austeníticos nos ferríticos o ângulo de inclinação da ferramenta foi mantido em 0° e a velocidade de em 1mm/s.

Tabela 16 - Parâmetros de soldagem AISI 410S

| Condição | Vel. de Rotação (rpm) | Força (kN) |
|----------|-----------------------|------------|
| 1 | 800 | 35 |
| 2 | 800 | 25 |
| 3 | 800 | 22 |
| 4 | 450 | 20 |
| 5 | 450 | 15 |
| 6 | 450 | 10 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 17 - Parâmetros de soldagem AISI 444

| Condição | Vel. de Rotação (rpm) | Força (kN) |
|----------|-----------------------|------------|
| 1 | 450 | 20 |
| 2 | 450 | 15 |
| 3 | 450 | 10 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Esses parâmetros estão diretamente relacionados com a energia do processo, assim o cálculo do aporte térmico gerado durante a soldagem por FSW foi feito segundo os estudos de DEQING, et al., 2004 podendo ser calculado pela equação 3.

$$E = \pi \cdot \mu \cdot P_s \cdot VR \cdot \frac{D^2 + D \cdot d + d^2}{45 \cdot (D + d)} \quad (3)$$

Onde:

E – aporte térmico [J/m]

μ – coeficiente de atrito

P_s – pressão no suporte [Pa]

VR – velocidade de rotação [rad/s]

D – diâmetro do ombro [m]

d – diâmetro do pino [m]

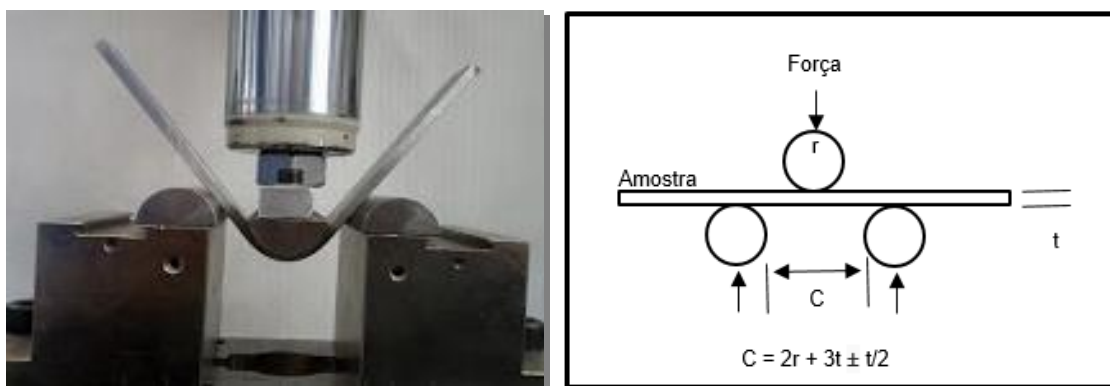
4.3 Avaliação das Propriedades Mecânicas

Testes mecânicos foram realizados para as juntas que apresentaram acabamento superficial aceitável e ausência de defeitos, com a finalidade de determinar as propriedades mecânicas e correlacioná-las com as características microestruturais observadas ao longo das juntas. Para isto, foram realizados testes de dobramento, microdureza Vickers e tração unidirecional, todos realizados a temperatura ambiente.

4.3.1 Dobramento

O dobramento foi realizado como um teste qualitativo com o objetivo de analisar a ductilidade das amostras. Este é o primeiro passo para avaliar a qualidade da solda FSW e selecionar as amostras que irão para o próximo teste mecânico. Basicamente, a resposta esperada para este teste é que a amostra incline mais de 90° graus, sem a propagação de qualquer falha na raiz. A configuração usada nos testes de dobramento é mostrada na Figura 25. A distância entre os suportes foi baseada na norma ASTM E290-09.

Figura 25 – Configuração usada no ensaio de dobramento e distância entre os suportes baseada na norma ASTM E290-09.



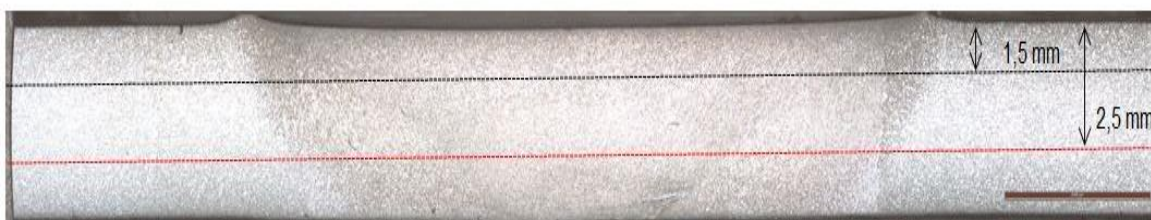
Fonte: Elaborada pelo autor.

4.3.2 Microdureza

Os perfis de microdureza Vickers foram traçados na seção transversal das juntas soldadas de acordo com a norma ASTM E384-99, para uma avaliação das modificações na

dureza do material decorrentes do processo de soldagem. Para cada amostra foram feitas duas linhas de identações com 30 mm de comprimento avaliando toda a extensão da solda, com a zona de mistura no meio da linha. A primeira linha a 1,5 milímetros verticalmente espaçada da aresta da superfície da amostra (linha 1) e uma segunda linha deslocada verticalmente 1 mm da linha 1 (linha 2) como pode ser visto na Figura 26. A distância entre cada identação na mesma linha foi de 0,5 mm, mediante a aplicação de uma carga de 0,5 Kgf (HV 0,5) durante 15 s. As linhas de microdureza foram traçadas de modo a cobrir todas as regiões da solda. A Figura 27 mostra o microdurômetro Zwick/Roell ZHV empregado nas medições, o qual apresenta um sistema totalmente automático e integrado ao software TestXpert para obtenção de dados.

Figura 26 - Distância entre as linhas de identações.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 27 - Equipamento de microdureza Zwick/Roell ZHV.



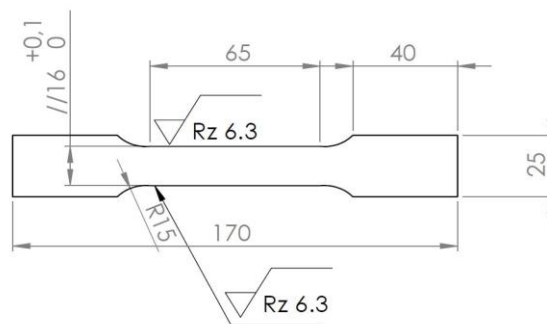
Fonte: Elaborada pelo autor.

4.3.3 Tração

Para os testes de tração, os corpos de prova foram produzidos com as dimensões estabelecidas pela norma ASTM E8M-04 para ensaio de tração de materiais metálicos. A junta soldada fica localizada exatamente no meio do corpo de prova. Os corpos de prova foram devidamente fixados em uma máquina universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell, integrada à plataforma operacional TestXpert para obtenção de dados. Os ensaios foram realizados com cinco repetições para cada condição de solda e para o material de base.

O equipamento utilizado para o ensaio de tração foi a Zwick/Roell, com uma capacidade de carga de 200 kN. Os testes foram realizados à temperatura ambiente, com uma velocidade constante de 1mm/min. A deformação foi medida por um extensômetro MTS de 50 mm. Uma imagem do equipamento e a geometria do corpo de prova de tração podem ser observadas na Figura 28.

Figura 28 - Equipamento Zwick/Roell e geometria do corpo de prova para ensaio de tração.



Fonte: Elaborada pelo autor.

4.4 Caracterização Metalúrgica

4.4.1 *Análise Microestrutural*

A avaliação microestrutural foi realizada buscando identificar e distinguir as diferentes zonas e os possíveis defeitos avaliando a qualidade das soldas produzidas pelo processo FSW para correlacioná-los com os resultados dos testes mecânicos. As etapas metalográficas incluindo o ataque químico e eletroquímicos para os diferentes aços inoxidáveis foram realizados de acordo com norma ASTM E3-01. O procedimento a seguir apresentado na Tabela 18 foi aplicado tanto para a produção das macrografias das soldas como análise microestrutural por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Tabela 18 - Etapas Metalográficas.

| | |
|---|--|
| Corte | As soldas foram inicialmente cortadas por meio de um disco abrasivo diamantado em uma cortadeira Struers Discotom-6 |
| Lixamento/Polimento | Para o lixamento foram usadas lixas d'água com granulometria entre 320 e 2500 e o polimento em uma politriz universal Buehler Phoenix 4000 por 15 minutos em uma solução abrasiva de sílica coloidal |
| Ataque Eletroquímico (Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L) | Ácido crômico a 10 % utilizando uma tensão de 9V por 30 segundos. |
| Ataque Eletroquímico (Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L) | Ácido crômico a 10 % utilizando uma tensão de 9V por 30 segundos. |
| Ataque Eletroquímico (Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S) | Ácido nítrico a 40% utilizando uma tensão de 3V por 2 minutos. |
| Ataque Eletroquímico (Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444) | Ácido oxálico a 10% utilizando uma tensão de 3V por 1 minuto e 30 segundos. |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Posteriormente a análise por microscopia ótica (MO) foi empregada utilizando um microscópio ótico Carl Zeiss integrado ao software AxioVision SE64 mostrado na Figura 29 para a avaliação dos defeitos metalúrgicos e características das diferentes zonas. E para uma investigação mais detalhada dos possíveis precipitados e fases deletérias formadas foi feita microscopia eletrônica de varredura com um FEI Quanta 250 mostrado na Figura 30.

Figura 29 - Microscópio Ótico Leica DM IRM.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 30 - Microscópio Eletrônica de Varredura FEI Quanta 250.



Fonte: Elaborada pelo autor.

4.4.2 *Ensaio de Corrosão EPR-DL*

O ensaio eletroquímico EPR-DL das soldas produzidas por FSW foi realizado utilizando uma célula eletroquímica portátil conforme mostra a Figura 31. Esta célula é formada por um contra eletrodo de platina e um eletrodo de referência, constituído de um fio de prata imerso em solução de KCl, fazendo o uso de diferentes soluções de trabalho de acordo com a resistência a corrosão intergranular do aço inoxidável analisado (Tabela 19). A célula através de um bico flexível e aderente ao material é colocado em contato com a superfície da amostra em 24 diferentes pontos de análise avaliando todas as diferentes zonas de soldagem do lado de avanço ao lado de recuo das soldas produzidas. A curva corrente versus potencial foi adquirida com o software PalmSensPc carregado com parâmetros seguindo o potencial de estabilização do potenciostato e utilizando uma velocidade de varredura constante de 3 mV-s.

Figura 31 - Ensaio ERP-DL em soldas FSW.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 19 - Soluções eletroquímicas para os diferentes aços inoxidáveis.

| | |
|--------------------------------------|---|
| Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L | 0,5M H ₂ SO ₄ + 0,01M KSCN |
| Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L | 0,5M H ₂ SO ₄ + 2 M KSCN |
| Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S | 0,1M H ₂ SO ₄ + 0,4 Na ₂ SO ₄ + 1000 ppm KSCN |
| Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 | 0,5M H ₂ SO ₄ + 0,01M KSCN |

Fonte: Elaborada pelo autor.

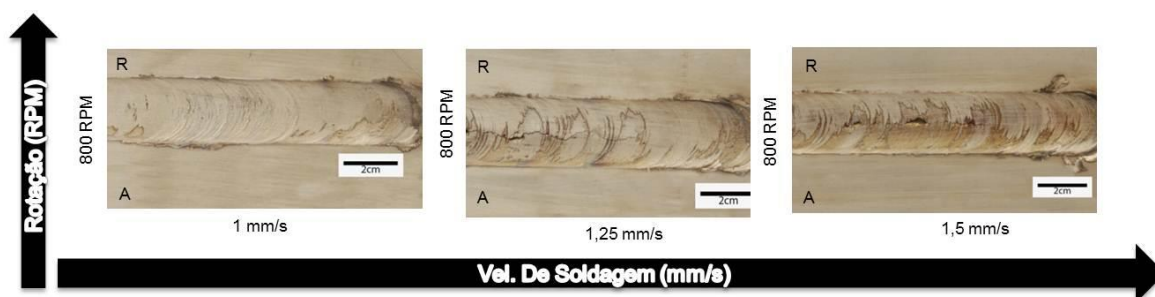
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Soldagens preliminares

A obtenção de uma junta soldada pelo processo FSW com boas propriedades mecânicas e apta a aplicações industriais não deve conter defeitos como falta de penetração, falta de fusão, túneis, vazios, trincas superficiais, excessiva produção de rebarbas e falhas de raiz. A ausência desses defeitos está diretamente relacionada com o uso adequado dos parâmetros de processo como geometria da ferramenta, velocidade de rotação, velocidade de soldagem, força axial, ângulo de inclinação, entre outros. Apesar de muitos estudos terem se dedicado a compreender o efeito dos parâmetros de processo na formação de defeitos, a otimização dos parâmetros do processo ainda é feita principalmente por tentativa e erro (QIAN *et al.*, 2013).

Assim, na análise das soldagens preliminares realizadas para determinação dos parâmetros a serem aplicados nos diferentes tipos de aços inoxidáveis, primeiramente avaliou-se o efeito da variação da velocidade de soldagem sobre a formação de defeitos no aço inoxidável austenítico AISI 304L. E foi possível observar (Figura 32) que dentre as velocidades de soldagens de 1 mm/s, 1,25 mm/s e 1,5 mm/s, a velocidade de soldagem de 1mm/s foi a única capaz de produzir soldas FSW com ausência de trincas e melhor acabamento superficial mantendo-se a velocidade de rotação constante em 800 rpm e a força em 35 kN. Portanto, a velocidade de soldagem, aceitável para aplicação nas soldas FSW dos demais aços inoxidáveis foi de 1 mm/s.

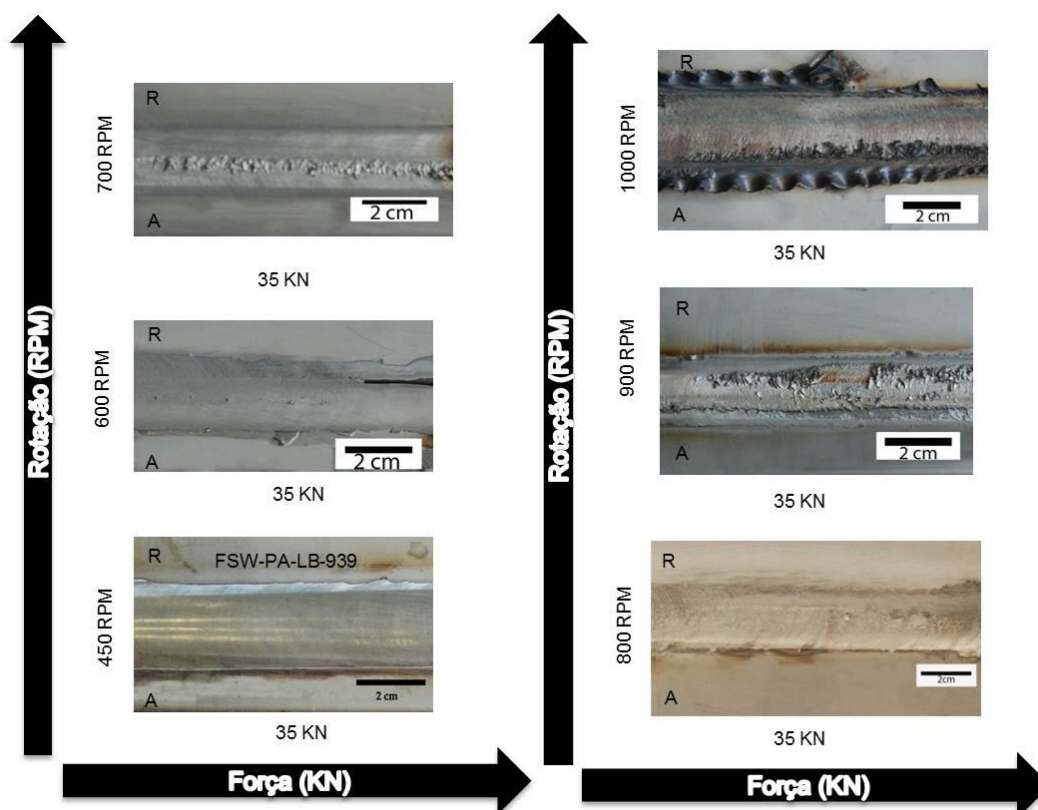
Figura 32 - Soldagens preliminares com a variação da velocidade de soldagem no aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na determinação da velocidade de rotação que seria aplicada na soldagem FSW dos aços inoxidáveis estudados neste trabalho buscou-se uma velocidade de rotação que resultasse num bom acabamento superficial tanto em alto como em baixo aporte térmico, pois existe uma forte influência entre velocidade de rotação e geração de calor, sendo este parâmetro o mais determinante no aumento ou diminuição do aporte térmico durante a soldagem FSW. Assim, pela Figura 33 é possível observar que mantendo a velocidade de soldagem constante em 1 mm/s e a força em 35 kN para o aço inoxidável austenítico AISI 316L as velocidades de rotação de 800 e 450 rpm são aquelas capazes de produzir soldas FSW com acabamento superficial aceitável. Principalmente, com ausência de rebarbas excessivas e trincas superficiais.

Figura 33 - Soldagens preliminares com a variação da velocidade de rotação no aço AISI 316L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304L

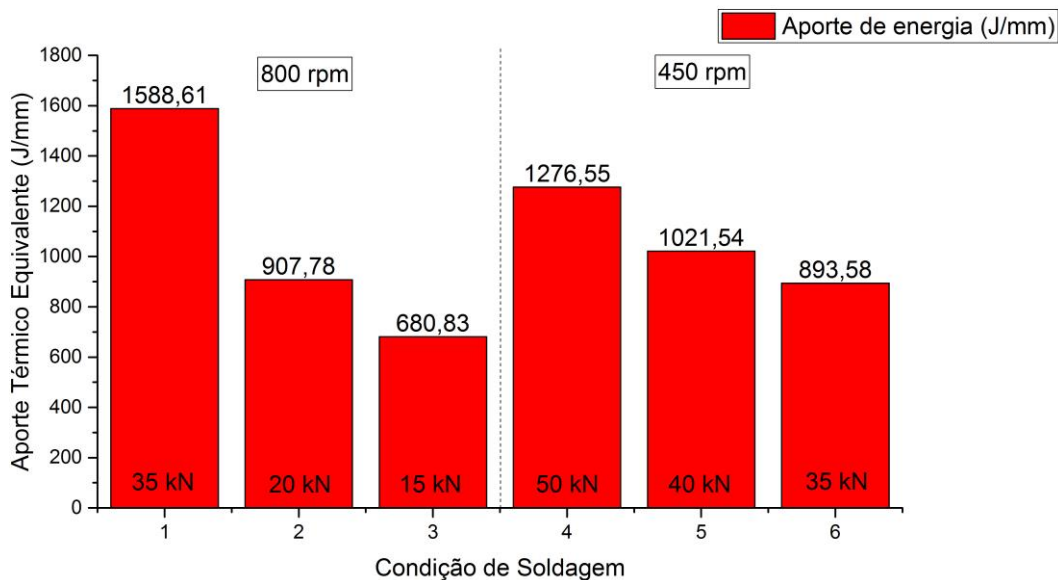
5.2.1 *Análise de Parâmetros*

Os parâmetros do processo estão diretamente relacionados com o aporte térmico. Estes parâmetros determinam uma energia de processo equivalente e não exatamente a energia produzida durante o processo, em função das perdas envolvidas, sendo as principais por condução e convecção na região da solda. Assim para cada condição é possível prever a quantidade de calor gerada utilizando a Equação 3 proposta pelos estudos de DEQING et al., (2004) e considerando o coeficiente de fricção μ para os aços inoxidáveis de 0,15.

Das diferentes soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L é possível observar a forte influência da velocidade de rotação na geração de calor. Considerando as condições 1 e 6, ambas soldadas com a mesma força de 35 kN e mesma velocidade de soldagem de 1 mm/s, na mudança da velocidade de rotação de 800 rpm para 450 rpm é possível observar um decaimento de 750 J/mm no aporte térmico (Figura 34). Segundo os resultados de CUI et al, (2009) para soldagens FSW utilizando baixas velocidades de soldagens, a diminuição da velocidade de rotação causa decréscimos consideráveis na energia de soldagem.

Para as condições 4 e 5, ambas soldadas com uma velocidade de rotação de 450 rpm, gerarem calor equivalente às condições 2 e 3, soldadas com 800 rpm, é necessário um considerável aumento da força axial. Enquanto a Condição 2, que foi soldada com uma força axial de 20 kN, gerou um aporte térmico equivalente próximo a 1000 J/mm. A Condição 4, para gerar calor em torno de 1200 J/mm foi necessário o aumento da força axial para 50 kN. Mostrando que apesar da força axial também contribuir para a geração de calor esta contribuição é inferior às evidenciadas pela velocidade de rotação.

Figura 34 - Aporte térmico equivalente calculado para as diferentes condições de soldagem aplicadas ao aço AISI 304L pelo processo FSW.



Fonte: Elaborada pelo autor.

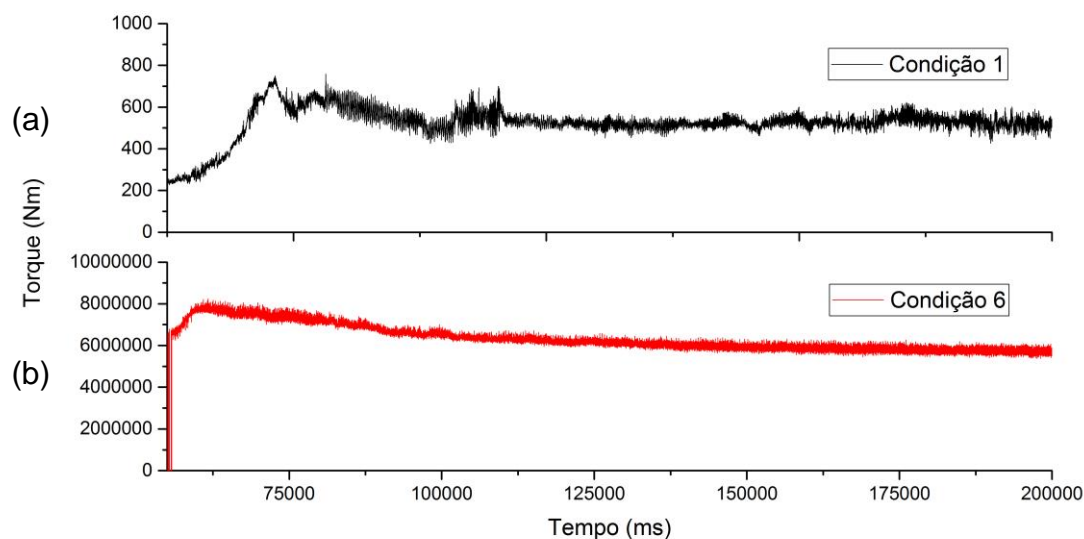
Pela análise dos parâmetros do processo ao longo do tempo de soldagem é possível verificar que para o aço inoxidável austenítico AISI 304L o torque exercido pela ferramenta diminui com o aumento da energia cedida ao processo, conforme mostrado pela Figura 35. Comparando condições com a mesma velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial de 35 kN, mas alterando a velocidade de rotação de 450 rpm para 800 rpm, fator este mais influente na geração de calor, é possível observar que para a Condição 6, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm é necessário um torque de 6.000 kNm, enquanto para a Condição 1, soldada com uma maior velocidade de rotação (800 rpm) e, conseqüente, maior aporte térmico, é necessário um torque de apenas 600 Nm.

Este considerável decaimento nos valores do torque ocorre devido ao maior grau de amolecimento do material para a condição soldada com maior aporte térmico, sendo necessário um menor torque para consolidação da movimentação da ferramenta.

Assim, o pico observado na parte inicial para cada uma das curvas foi associado ao gradiente de temperatura ao longo do canal de penetração. A temperatura naturalmente diminui da superfície no sentido do interior do material quando a ferramenta está sendo

penetrada. Após o período de penetração a temperatura atinge o equilíbrio, não ocasionando mais variação no torque.

Figura 35 - Variação do torque ao longo do processo FSW para o aço AISI 304L (a) Condição 1 com uma velocidade de rotação de 800 rpm (b) Condição 6 com uma velocidade de rotação de 450 rpm.

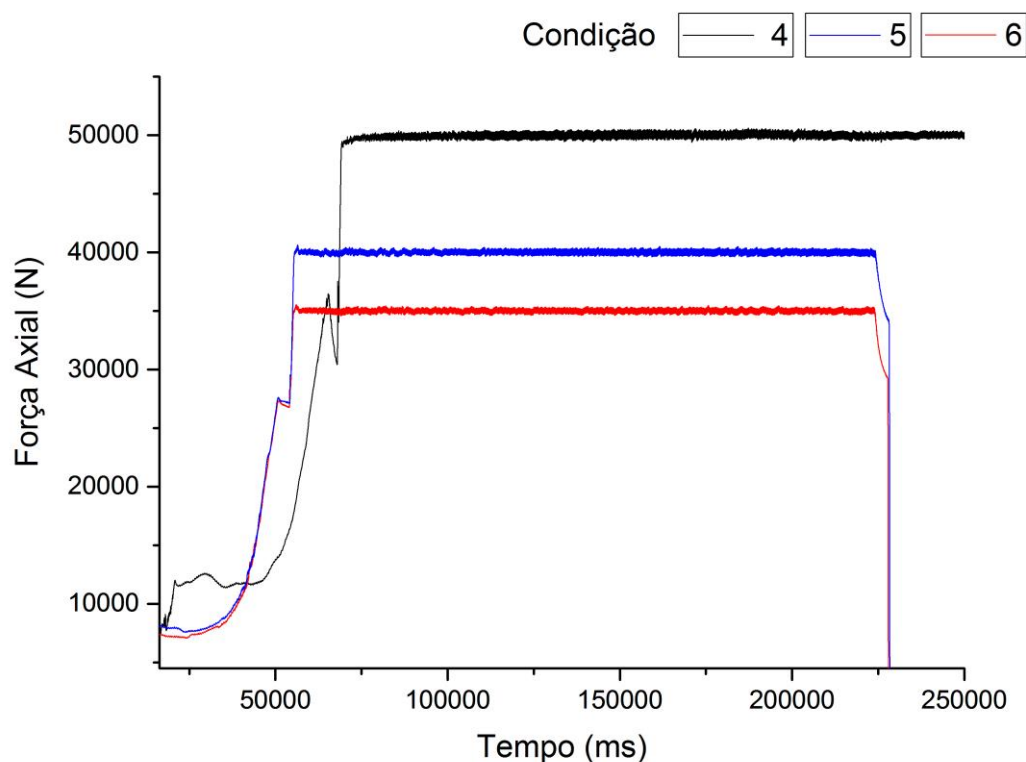


Fonte: Elaborada pelo autor.

A instabilidade na aplicação da força axial é um primeiro indicativo da presença de vazios ao longo da zona de mistura em soldas FSW (KIM *et al.*, 2006). Pela análise da aplicação da força axial para o aço inoxidável austenítico AISI 304L com velocidade de rotação de 450 rpm, não é possível observar grandes instabilidades na aplicação da força axial, tanto para a Condição 4, soldada com maior força axial de 50 kN, como para a Condição 6, soldada com 35 kN, como pode ser visto pela Figura 36.

Assim, é possível prever que os possíveis defeitos que poderão surgir nestas soldas estarão associados a outros fatores como excesso ou falta de penetração, dentre outros. É possível verificar também que, para consolidação de uma maior força axial para a Condição 4 com 50 kN, é necessário um maior tempo até a estabilização da força em comparação as condições 5 e 6 com 40 kN e 35 kN respectivamente.

Figura 36 - Variação da força axial durante a soldagem pelo processo FSW para o aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.2.2 Acabamento Superficial

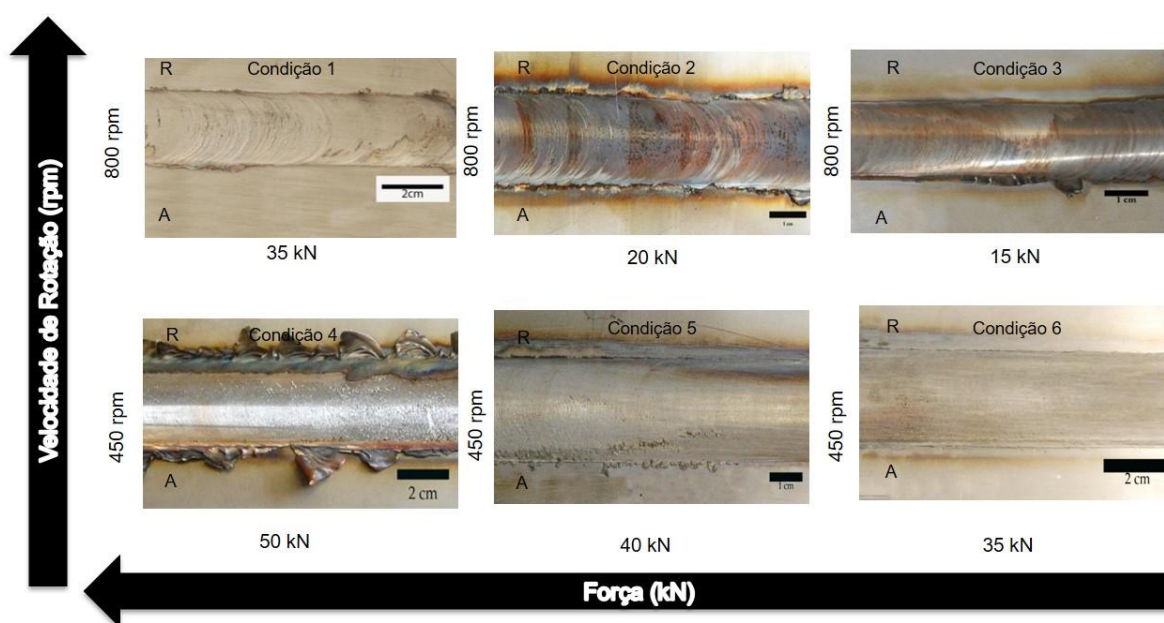
Segundo os estudos de KIM *et al.*, (2006), para cada força axial, existe uma velocidade de rotação e de avanço apropriadas que resulta em uma solda livre de defeitos e com excelente acabamento superficial. Quanto maior a força axial, maior é o intervalo de condições próprias para uma junta FSW livre de defeitos (KIM *et al.*, 2006). Entretanto, uma força axial alta resulta em uma maior quantidade de rebarba.

Assim, para o aço inoxidável austenítico AISI 304L, é possível observar que mantendo constante a velocidade de soldagem em 1 mm/s, com a velocidades de rotação de 450 rpm, à medida que ocorre o aumento da força axial de 35 kN para 40kN e 50kN, ocorre o aumento da presença de rebarbas ao longo da zona de mistura. Estas rebarbas são bastante críticas para a Condição 4, com uma força axial de 50 kN. Já a Condição 6, apresenta o

melhor resultado obtido para as soldas produzidas com a menor velocidade de rotação e consequente diminuição do aporte térmico como pode ser visto na Figura 37.

Enquanto para as soldas produzidas com a velocidade de rotação de 800 rpm, é possível observar essa produção de rebarbas à medida que ocorre a diminuição da aplicação da força axial, em virtude de possíveis instabilidades na aplicação dessa força com a consolidação de vazios ao longo da zona de mistura e perdas de material ao longo da soldagem. Assim para as soldas produzidas com a velocidade de rotação de 800 rpm a Condição 1 é aquela que apresenta um melhor acabamento superficial.

Figura 37 - Acabamento superficial das diferentes soldas FSW produzidas para o aço AISI 304L em função da velocidade de rotação e força axial aplicada.



Fonte: Elaborada pelo autor.


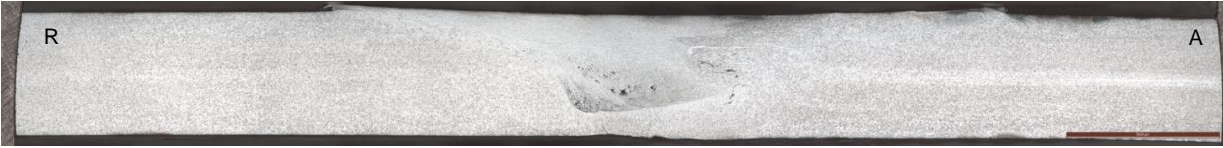




5.2.3 Caracterização Metalúrgica

5.2.3.1 Detalhamento Macroestrutural

Por meio de uma análise da seção transversal das soldas FSW do aço inoxidável austenítico AISI 304L é possível verificar que os problemas mais recorrentes foram a presença de vazios (Voids) e falhas na raiz (Root Flaws). Em virtude do excesso de

penetração em condições utilizando altas forças axiais e falhas na raiz devido à falta de penetração devido a penetração inadequada do pino da ferramenta como mostra a Figura 38.

Figura 38 - Seção transversal das soldas FSW do aço AISI 304L.

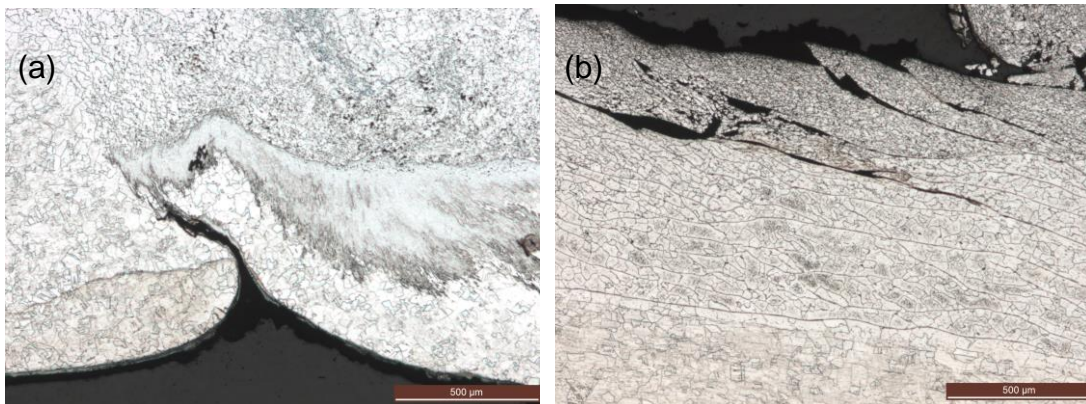
| | |
|---|--|
|  | <p><u>Condição 1</u> 800 RPM 35KN 1 mm\s</p> |
|  | <p><u>Condição 2</u> 800 RPM 20 KN 1 mm\s</p> |
|  | <p><u>Condição 3</u> 800 RPM 15 KN 1 mm\s</p> |
|  | <p><u>Condição 4</u> 450 RPM 50 KN 1 mm\s</p> |
|  | <p><u>Condição 5</u> 450 RPM 40 KN 1 mm\s</p> |
|  | <p><u>Condição 6</u> 450 RPM 35 KN 1 mm\s</p> |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nesta análise macrográfica é possível verificar que entre as condições soldadas com a maior velocidade de rotação de 800 rpm a Condição 1 foi a única cuja presença de

vazios (*Voids*) não é tão evidente. Apesar disso, houve um excesso de penetração em virtude da maior força aplicada, a qual resultou na presença de falhas na raiz da junta (*Root Flaws*) e defeitos superficiais (*Surface defect*) localizados na região de contato entre o ombro da ferramenta e o material (Figura 39). Fato semelhante foi encontrado por KIM *et al.*, (2006) na soldagem FSW de juntas de topo de ligas alumínio, com chapas de 4 mm de espessura, semelhante a este estudo. Os autores atribuíram estes defeitos ao elevado aporte térmico provocado pelo uso de uma elevada força axial combinada a altas velocidades de rotação.

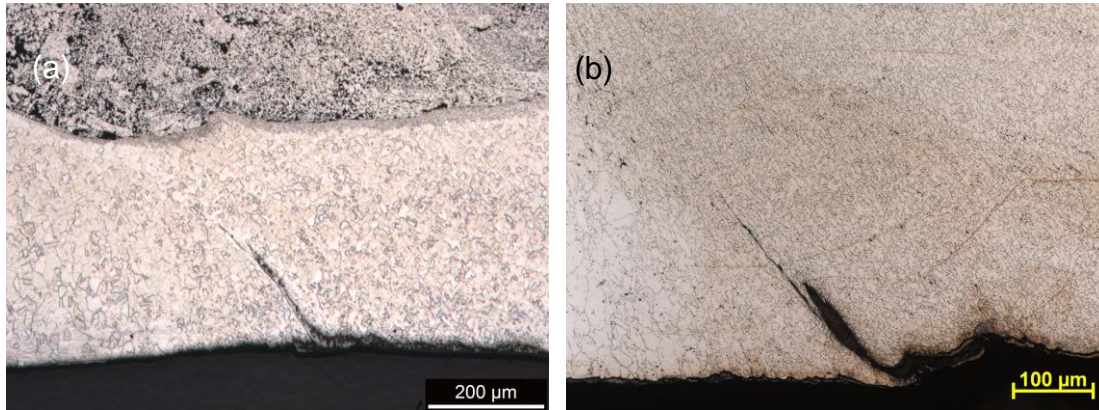
Figura 39 - Condição 1 (a) Falhas na raiz (*Root Flaws*). (b) Defeitos Superficiais (*Surface Defect*). (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Falhas na raiz das soldas FSW podem ocorrer também devido a penetração incompleta da ferramenta, devido ao uso de uma ferramenta curta para a espessura da chapa, baixa pressão do ombro da ferramenta sobre o material ou do ajuste inadequado do processo, como pôde ser observado nas condições 2 e 3 (Figura 40). Essa falta de penetração pode ser solucionada com a mudança do ângulo da ferramenta possibilitando uma maior imersão do pino da ferramenta sobre a junta, como afirma SHULTZ *et al.*, 2010 em seu trabalho em chapas de 2 mm de espessura de ligas de alumínio, ao alterar o ângulo de 1° para 5°.

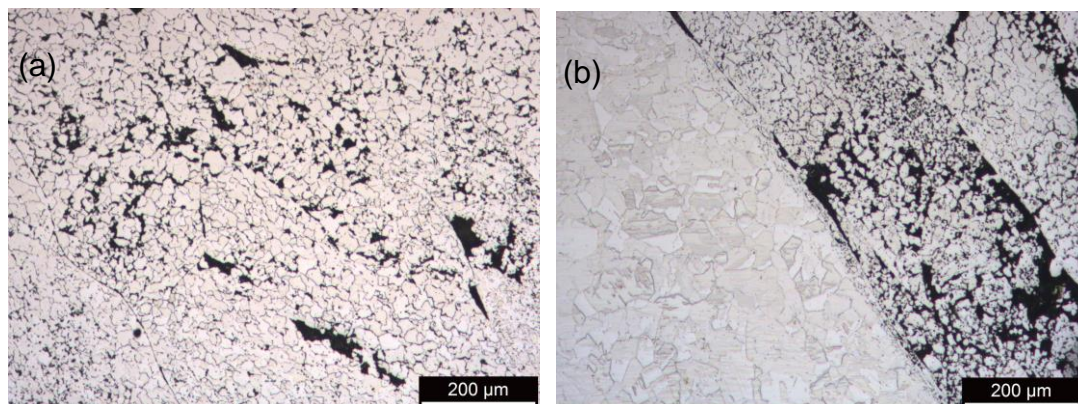
Figura 40 - (a) Condição 2 Falhas na raiz (*Root Flaws*) (Aumento 50x). (b) Condição 6 Falhas na raiz (*Root Flaws*) (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Para as soldas produzidas com uma velocidade de rotação de 800 rpm as condições 2 e 3 comprovaram a interferência da aplicação da força axial sobre a formação de vazios (*Voids*) ao longo da zona de mistura. Sendo esses vazios mais críticos para a condição 3 como pode ser visto na Figura 41. Esses vazios encontrados em soldas FSW e situados na zona de mistura próximo ao lado de recuo foram denominados de (*Wormhole*) e atribuídos por ARBEGAST, (2008) ao uso de baixas velocidades de rotação com altas velocidades de soldagem gerando um baixo aporte térmico e um fluxo insuficiente de material para consolidar a deformação necessária à soldagem do material.

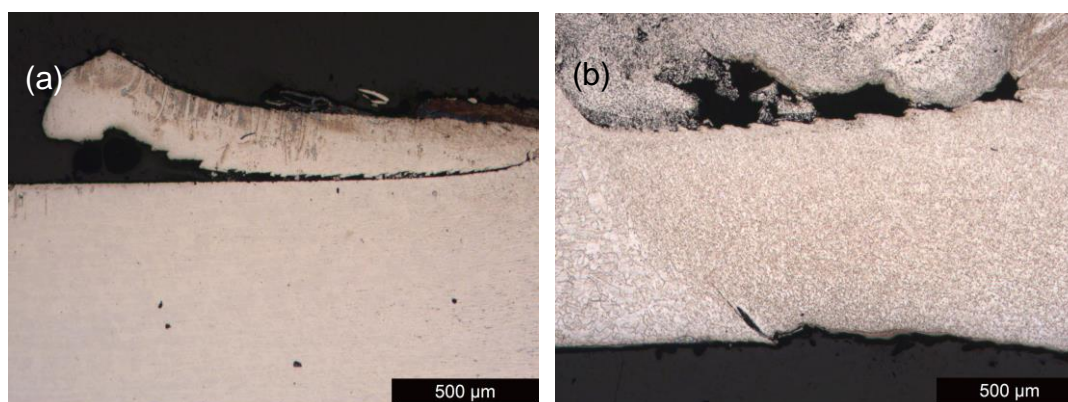
Figura 41 - (a) Vazio (*Voids*) na Condição 2. (b) vazios (*Voids*) Condição 3. (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na análise macrográfica, as seções transversais das amostras soldadas com a velocidade de rotação de 450 rpm, também indicaram a formação de diversos tipos de defeitos. A Condição 4 confirmou o excesso de penetração e a alta produção de rebarbas (*Flash*) verificadas na análise superficial (Figura 42a), devido ao excesso de pressão exercido pelo ombro da ferramenta sobre o material. Tanto na Condição 5 como na Condição 6 foi verificada falta de penetração da ferramenta, ocasionando falhas na raiz da solda como mostrado na Figura 42b.

Figura 42 - (a) Condição 4 Rebarbas (*Flash*). (b) Condição 5 Falhas na raiz (*Root Flaws*) devido falta de penetração da ferramenta (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

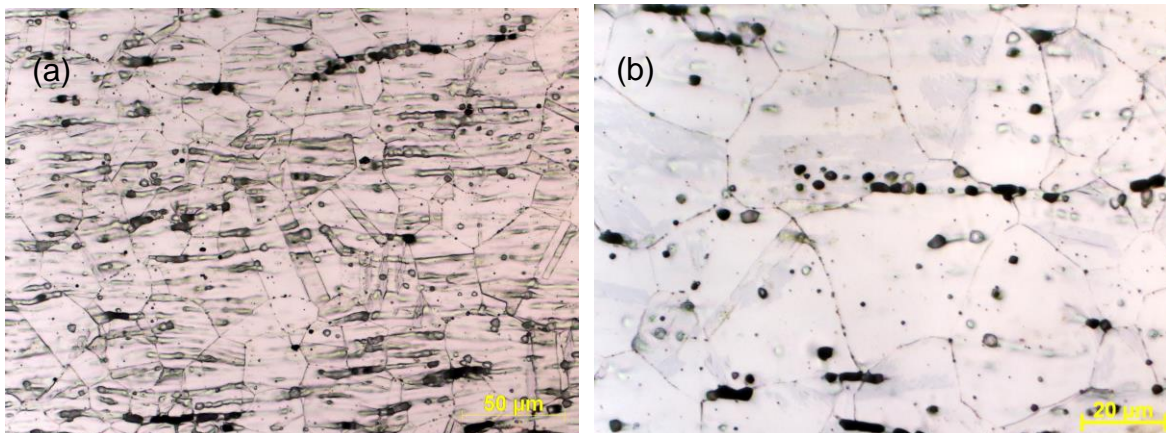
Para o aço AISI 304L, as condições de soldagem que apresentam a melhor combinação entre acabamento superficial e qualidade da junta, com a velocidade de rotação de 800 rpm e força axial de 20 kN, tem-se a Condição 2, na qual ocorreu uma menor formação de vazios ao longo da zona de mistura, com ausência de defeitos superficiais e uma atenuação na produção de rebarbas. Enquanto, para as soldas FSW utilizando 450 rpm como velocidade de rotação destaca-se a Condição 6, que utiliza uma força axial de 35 kN, por não apresentar excesso de produção de rebarbas e poucos vazios ao longo da zona de mistura.

5.2.3.2 Detalhamento Microestrutural

Analisando microestruturalmente as condições 2 e 6, as quais apresentaram a melhor combinação entre acabamento superficial e presença de defeitos, dentre as condições

soldadas com velocidades de rotação de 800 rpm e 450 rpm. É possível verificar que o MB apresenta características metalúrgicas de aços inoxidáveis austeníticos submetidos ao processo de laminação a quente, apresentando grãos equiaxiais de austenita com ferrita- δ residual paralela à direção de laminação (Figura 43a). A microestrutura exibe ainda maclas de recozimento, um defeito cristalino bidimensional característico de materiais CFC de baixa energia de falha de empilhamento, em que o escorregamento dos planos atômicos é mais difícil de ser ativado. Enquanto na zona termicamente afetada (ZTA) a microestrutura mostrou-se bastante similar ao metal base (MB) conforme mostra DU *et al.*, 2014 para o aço inoxidável austenítico AISI 304, exceto pela redução aparente na densidade de maclas de deformação (Figura 43b).

Figura 43 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 2 do aço AISI 304L (a) MB (Aumento 200x). (b) ZTA (Aumento 1000x).

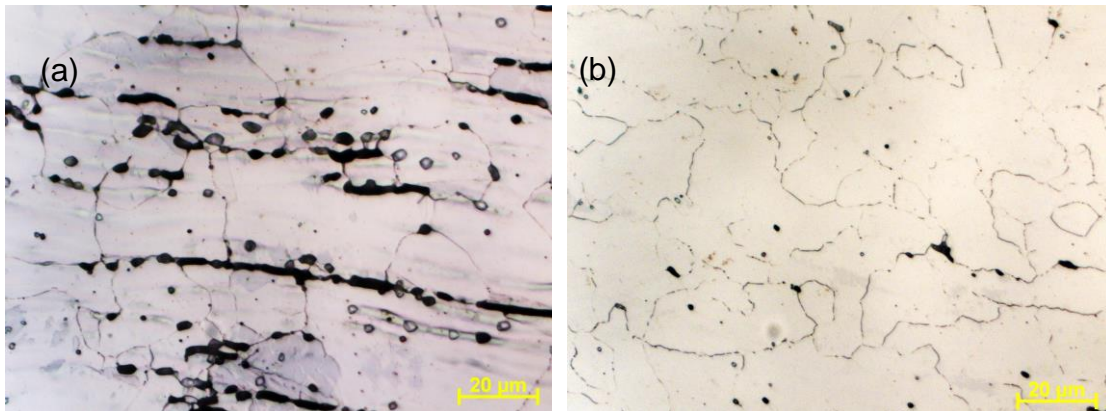


Fonte: Elaborada pelo autor.

É possível verificar tanto no lado de recuo como no lado de avanço das condições 2 e 6 uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA), situada entre a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de mistura (ZM). Esta ZTMA apresenta grãos austeníticos com contornos serrilhados e alongados na direção do fluxo do material imposto pela movimentação da ferramenta, a qual contribui para uma intensa deformação plástica no material. A ZTMA apresenta uma alta intensidade de ferrita- δ para a Condição 2, a qual foi

soldada com um maior aporte térmico. Como pode ser observado pela Figura 44a e Figura 44b. Sendo bastante perceptível a diminuição da ferrita- δ formada para a Condição 6.

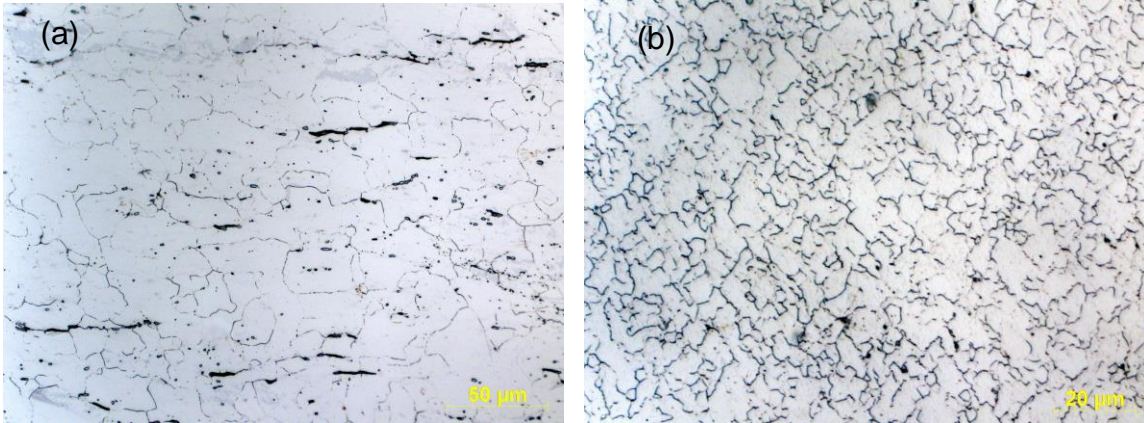
Figura 44 - Micrografias obtidas por microscopia ótica do aço AISI 304L (a) ZTMA Condição 2 (Aumento 1000x). (b) ZTMA Condição 6 (Aumento 1000x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Assim como observado nos estudos de MERAN *et al.*, (2010) e DU *et al.*, (2014), sobre a soldagem FSW do aço inoxidável austenítico AISI 304, a zona de mistura das condições soldadas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L apresenta uma distribuição não uniforme do tamanho de grão, pois o lado de avanço apresenta um tamanho de grão médio maior que o lado de recuo. Com grãos mais grosseiros e deformados na parte superior e um intenso refino de grão na região inferior, como observado na Figura 45a e Figura 45b. Apesar dos grãos mais grosseiros na parte superior da zona de mistura em relação à parte inferior, esses grãos austeníticos equiaxiais são mais refinados se comparados aos grãos da estrutura do metal base.

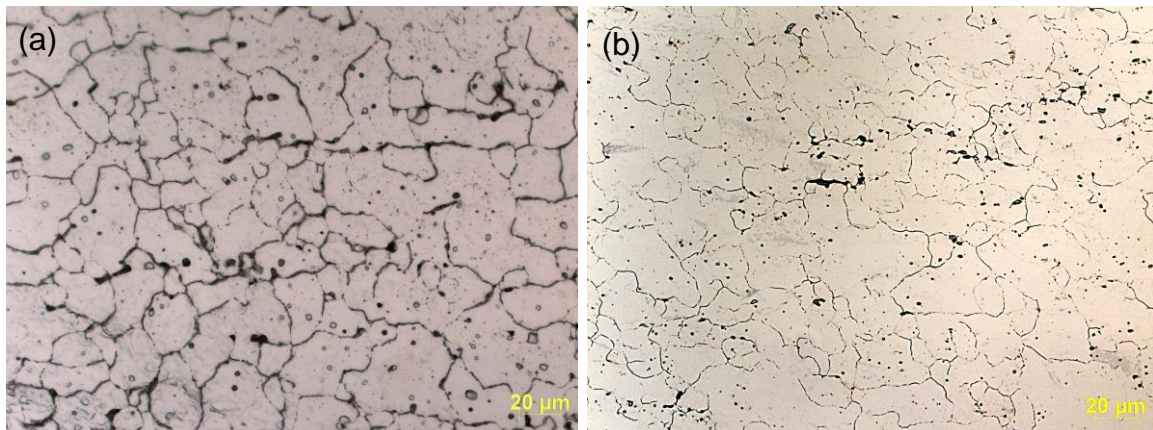
Figura 45 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 6 do aço AISI 304L (a) ZM superior (Aumento 200x). (b) ZM inferior (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Similar ao ocorrido na ZTMA, a diferença observada entre a zona de mistura das condições 2 e 6 foi uma maior incidência de ferrita- δ para a Condição 2 (Figura 46a), soldada com um maior aporte térmico. Tanto para a Condição 2 como para a Condição 6 (Figura 46b), a maior incidência de ferrita- δ na ZM ocorre devido às maiores temperaturas, as quais esta região é submetida, sendo superior a 700 °C, temperatura na qual a formação da ferrita- δ é prevista pelo diagrama de fase Fe-Cr-Ni.

Figura 46 - Micrografias obtidas por microscopia ótica do aço AISI 304L (a) Condição 2 ZM superior (Aumento 200x). (b) Condição 6 ZM superior (Aumento 200x).



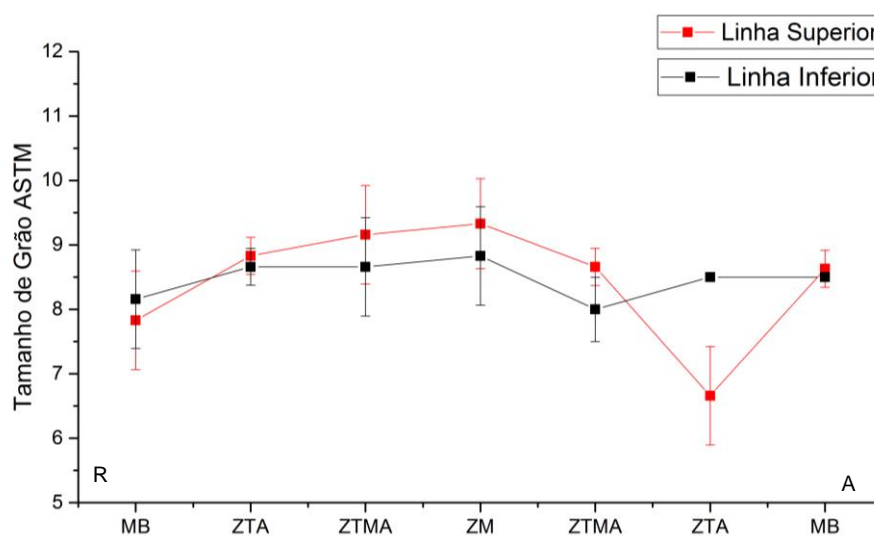
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.2.3.3 Análise de Tamanho de grão

Através da análise de tamanho de grão ASTM das condições soldadas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L, de acordo com o método do intercepto de grão da norma ASTM E 112 foi possível observar que para a Condição 2, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm e uma força axial de 20 kN, apesar do alto desvio padrão um leve refino de grão é encontrado na zona de mistura, na linha analisada mais próxima à superfície (Figura 47). Entretanto, na ZTA da região de avanço da linha superior pode-se observar uma zona de crescimento de grão. Como também foi observado nos estudos de DU *et al.*, (2014) e MERAN *et al.*, (2010) na soldagem FSW do aço inoxidável austenítico AISI 304. Este maior crescimento de grão no lado de avanço e na linha analisada mais próxima da superfície ocorre devido esta região ser submetida a maiores temperaturas em comparação ao lado de recuo, contribuindo para velocidades de resfriamento mais lentas e propiciando o crescimento de grão.

Na ZTMA, tanto do lado de avanço quanto do lado de recuo, ocorreu um leve refino dos grãos, em virtude provavelmente do fenômeno de recristalização dinâmica que gera novos grãos, pela formação e migração de contornos de grão de alto ângulo (CAA), promovida pela energia armazenada do material durante a deformação (KOU, 2003).

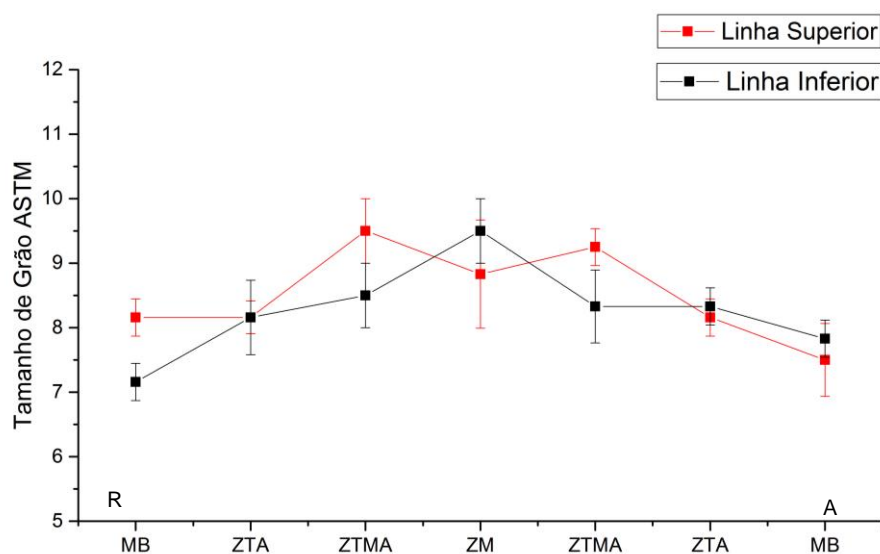
Figura 47 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 2 do aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Entretanto, na Condição 6 (Figura 48), soldada com um menor aporte térmico, usando uma velocidade de rotação de 450 rpm e uma força axial de 35 kN, não foram observadas zonas de crescimento de grão na região superior da ZTA do lado de avanço, em virtude das temperaturas mais baixas provocadas pela diminuição da velocidade de rotação. Na ZM e na ZTMA, do lado de recuo e avanço, é possível observar um aumento do tamanho de grão ASTM, caracterizando uma região com grãos mais refinados. Esse refino se deve provavelmente, as contribuições da intensa deformação plástica no processo de recristalização dinâmica dessas regiões.

Figura 48 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 6 do aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

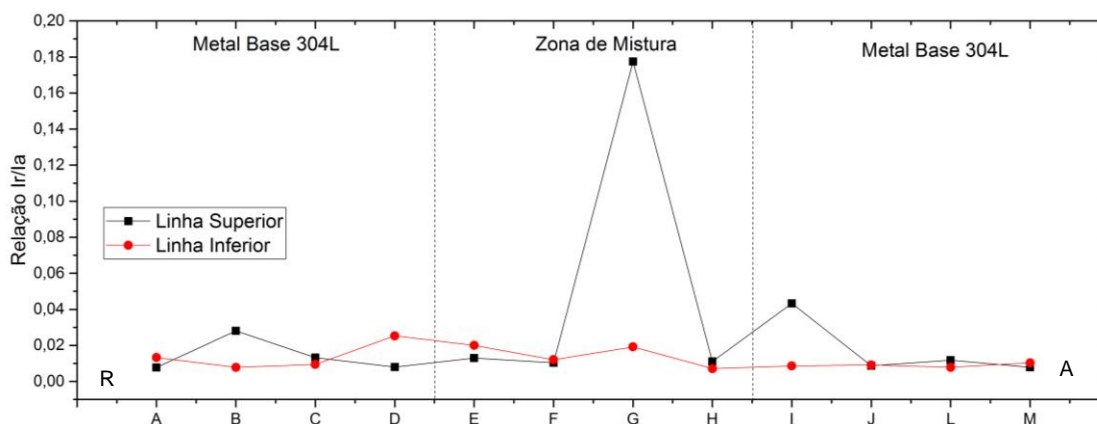
5.2.3.4 Ensaio de Corrosão

Através dos gráficos de corrente versus tensão, obtidos pela técnica de potencial eletroquímico de reativação potenciocinética cíclica (EPR-DL), para as condições 2 e 6, as quais apresentaram a melhor combinação entre acabamento superficial e presença de defeitos, dentre as condições soldadas com velocidades de rotação de 800 rpm e 450 rpm, foi possível estabelecer a relação entre os picos de reativação (I_r) e os picos de ativação (I_a) e, por esta relação, verificar a susceptibilidade a corrosão intergranular das soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L.

Assim, pela Figura 49 é possível observar que para a Condição 2, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm e, portanto, um maior aporte térmico, a relação Ir/Ia é bem elevada para a linha analisada mais próxima a borda superior chegando a valores em torno de 0,18 na zona de mistura. Enquanto isso para o metal base, tanto no lado de avanço como no lado de recuo, a relação Ir/Ia se mantém em torno de 0,02. Este aumento da relação Ir/Ia ocorre em virtude do alto aporte térmico ocasionado pela velocidade de rotação mais elevada, provocando o surgimento de possíveis zonas empobrecidas de cromo e mais susceptíveis a corrosão intergranular na zona de mistura. Nos gráficos de corrente versus tensão obtidos, apenas a região referente ao ponto G, apresentou pico de reativação como mostra a Figura 50.

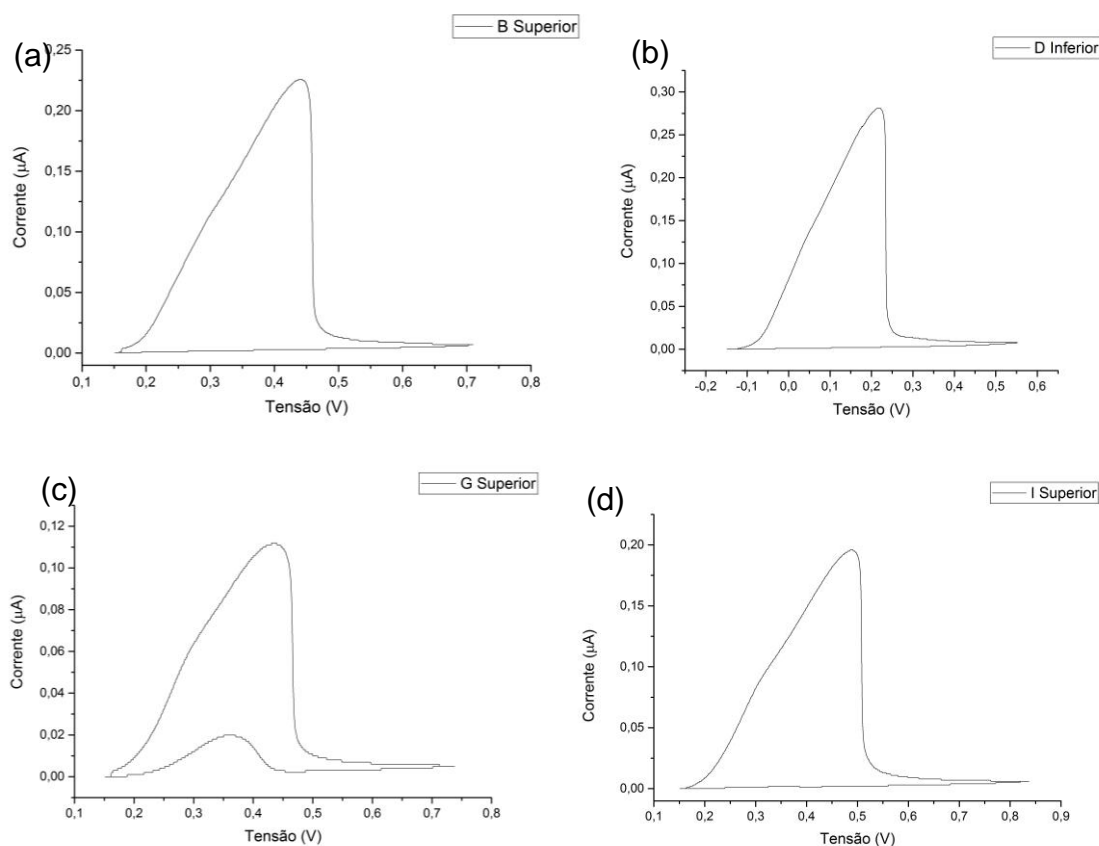
Este resultado é contrário ao observado por PARK *et al.*, (2005) que perceberam que em soldas FSW do aço inoxidável austenítico AISI 304 a zona de mistura apresenta uma resistência a corrosão superior ao metal base. Entretanto, em seus estudos PARK *et al.*, (2005) também perceberam que a zona termicamente afetada do lado de avanço é mais degradada em relação a resistência a corrosão que o lado de recuo, pois o lado de avanço é submetido a temperaturas mais elevadas. Os decréscimos de resistência a corrosão observados no trabalho de (PARK *et al.*, 2005) foram atribuídos a formação de fase sigma e, conseqüente, formação de uma região empobrecida de cromo.

Figura 49 - Relação Ir/Ia para a Condição 2 do aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 50 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 2 do aço AISI 304L (a) B Superior (b) D Inferior (c) G Superior 9 (d) I Superior.



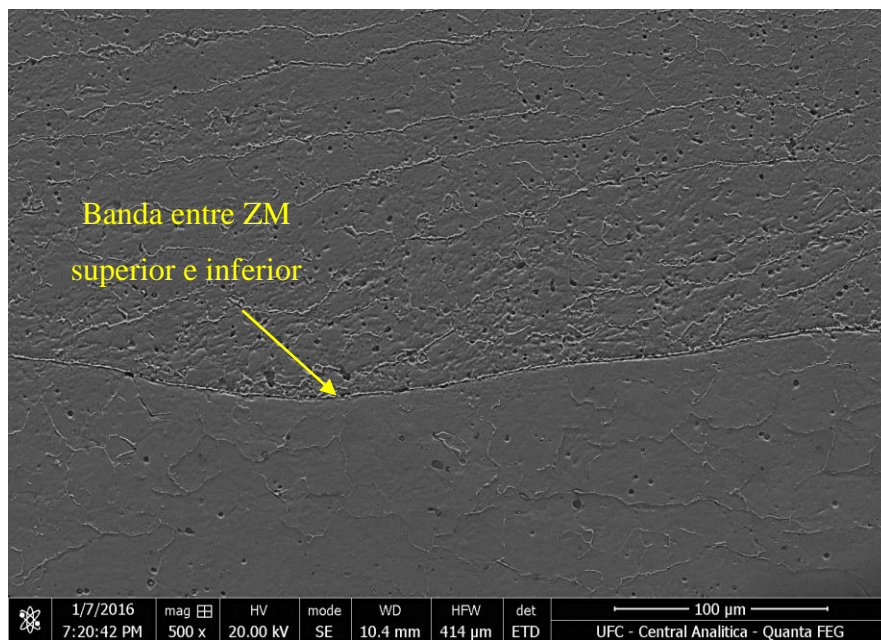
Fonte: Elaborada pelo autor.

Por meio da análise por microscopia eletrônica de varredura da Condição 2 na região correspondente ao ponto G na Figura 50, localizada na zona de mistura em uma região mais próxima à superfície do lado de avanço, foi identificada a formação de uma estrutura de banda, como mostrado na Figura 51, entre a zona de mistura superior e inferior. Foi evidenciada a formação de pites decorrentes do ataque eletroquímico aplicado, como pode ser visto na Figura 52, indicando uma provável zona empobrecida de cromo, em virtude provavelmente da formação de fase σ ou outras fases deletérias como observado por PARK *et al.*, (2003) em seus estudos usando microscopia eletrônica de transmissão, em soldas FSW do aço inoxidável austenítico AISI 304, em elevadas velocidades de rotação, comprova a formação de fase σ entre os grãos austeníticos na zona de mistura, em uma região mais

próxima do lado de avanço (Figura 53). Entretanto, a análise por EDS da Condição 2 não foi capaz de evidenciar esta fase.

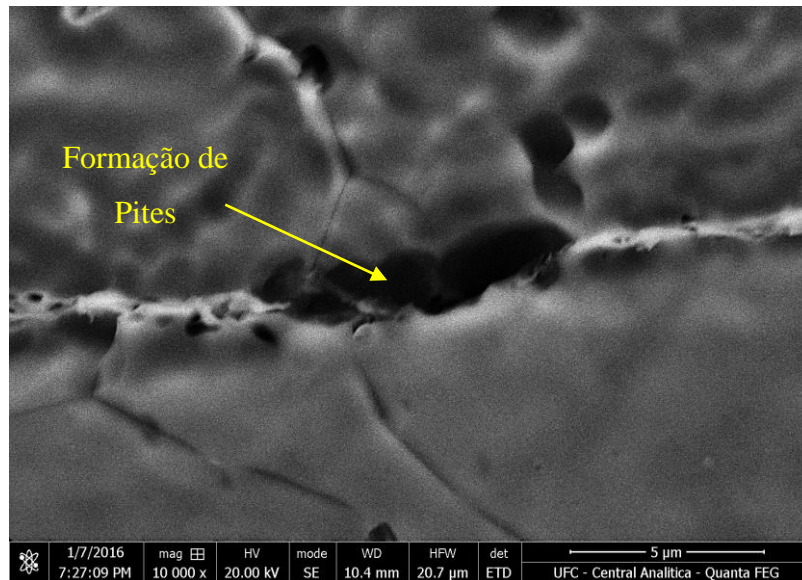
Estas estruturas de bandas, na soldagem FSW de aços inoxidáveis austeníticos, segundo CHEN *et al.*, (2012), são encontradas na zona de mistura, próximas ao lado de avanço e variam de acordo com os parâmetros do processo, pois quanto maior o aporte térmico mais evidente é o surgimento destas estruturas. A formação de fase σ e outras fases deletérias nesta região também está associada diretamente ao aporte térmico aplicado e as temperaturas alcançadas durante a soldagem.

Figura 51 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da Condição 2 do aço AISI 304L mostrando a banda entre zona de mistura superior e inferior (Aumento 500x).



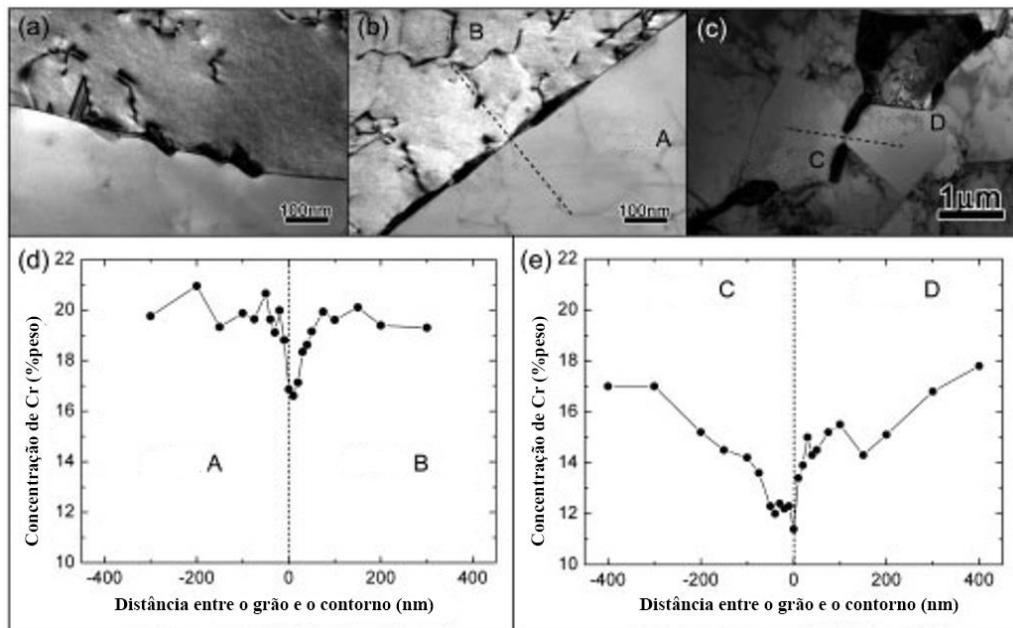
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 52 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da Condição 2 do aço AISI 304L, mostrando a formação de pites (Aumento 10000x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

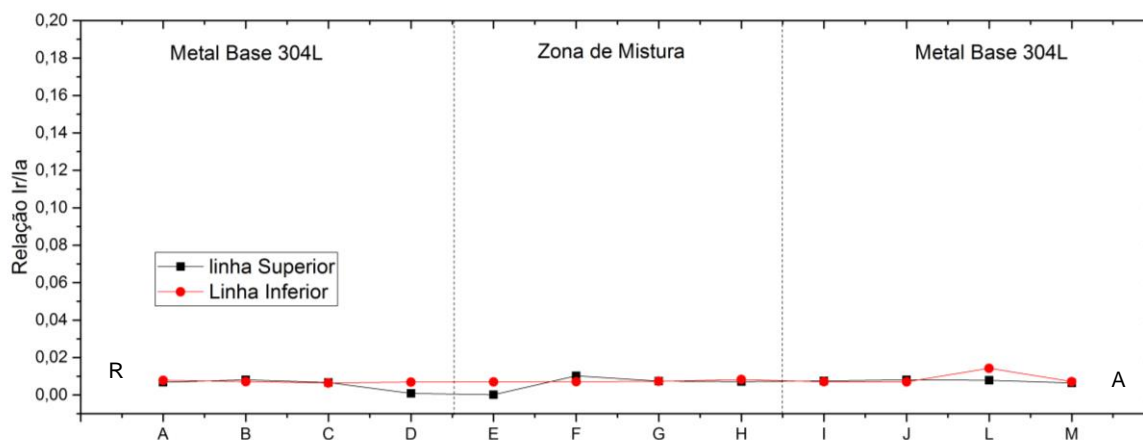
Figura 53 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão do aço AISI 304 mostrando a formação de fase sigma no contorno de grão e a redução de cromo nessas regiões.



Fonte: PARK *et al.*,(2005).

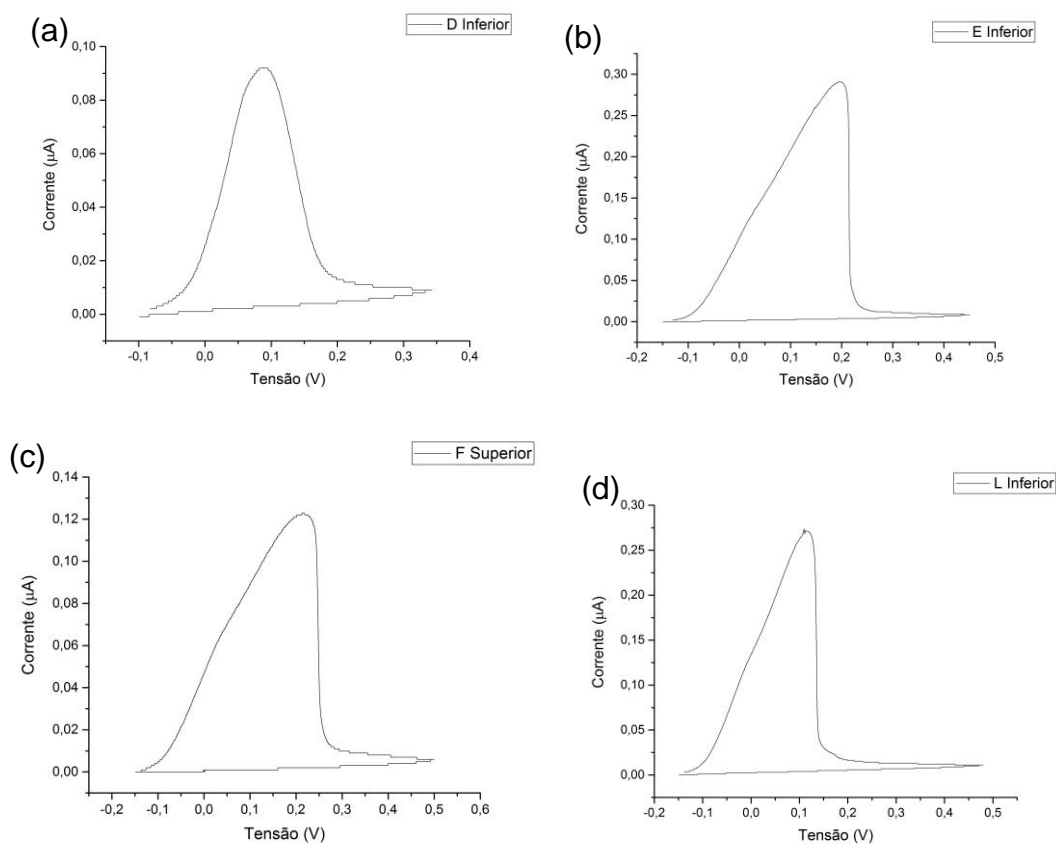
Para a Condição 6, soldada com um velocidade de rotação de 450 rpm e portanto um menor aporte térmico, tanto a linha superior como a linha inferior apresentaram valores da relação I_r/I_a inferiores a 0,02, não ocorrendo diferenças significativas entre os lados de avanço e recuo como pode ser visto na Figura 54. E nos gráficos de corrente versus tensão, nenhuma das regiões apresentou picos de reativação (Figura 55). Assim, para as soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L, a velocidade de rotação e o conseqüente aporte térmico gerado são determinantes na susceptibilidade a corrosão intergranular.

Figura 54 - Relação I_r/I_a para a Condição 6 do aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 55 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 6 do aço AISI 304L (a) D Inferior (b) E Inferior (c) F Superior 9 (d) L Inferior.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.2.4 Avaliação das Propriedades Mecânicas

5.2.4.1 Dobramento

O ensaio de dobramento foi usado para avaliar a qualidade das soldas produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L em função da ductilidade, evidenciando sua capacidade de resistir à propagação de trincas na raiz das soldas durante o dobramento. Pela Figura 56 é possível verificar que a Condição 6 com velocidade de rotação de 450 rpm e força de 35 kN gerou uma solda capaz de suportar um ângulo de dobramento de 110° sem a propagação de falhas na raiz. A amostra soldada com menor velocidade de rotação e

consequente redução do aporte térmico apresentou o melhor resultado do ensaio de dobramento para este material, devido ao maior ângulo de dobramento suportado.

Para as amostras soldadas com a velocidade de rotação de 800 rpm, a Condição 2, soldada com força axial de 20 kN foi o melhor resultado, suportando um ângulo de dobramento de 64°. Entre as condições analisadas, a Condição 5 foi a que apresentou o pior desempenho e uma consequente menor ductilidade suportando um ângulo de apenas 28°.

Figura 56 - Amostras do material AISI 304L submetidas ao ensaio de dobramento.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Ressalta-se que, a Condição 6, foi a que melhor resistiu ao ensaio de dobramento, conseguindo um maior ângulo de dobramento até a propagação de trincas na raiz da junta, entre as soldas realizadas com o aço AISI 304L, foi a mesma que apresentou o melhor resultado na análise de susceptibilidade a corrosão intergranular pela técnica EPR-DL. Provavelmente em virtude da ausência de fases deletérias, que comprometam as propriedades mecânicas do material. Para a Condição 6, também foi verificado um considerável refino de grão, pela análise de tamanho de grão ASTM, estando isenta de zonas de crescimento de grão na ZTA do lado de avanço. Fato este, que também contribui para um bom desempenho mecânico.

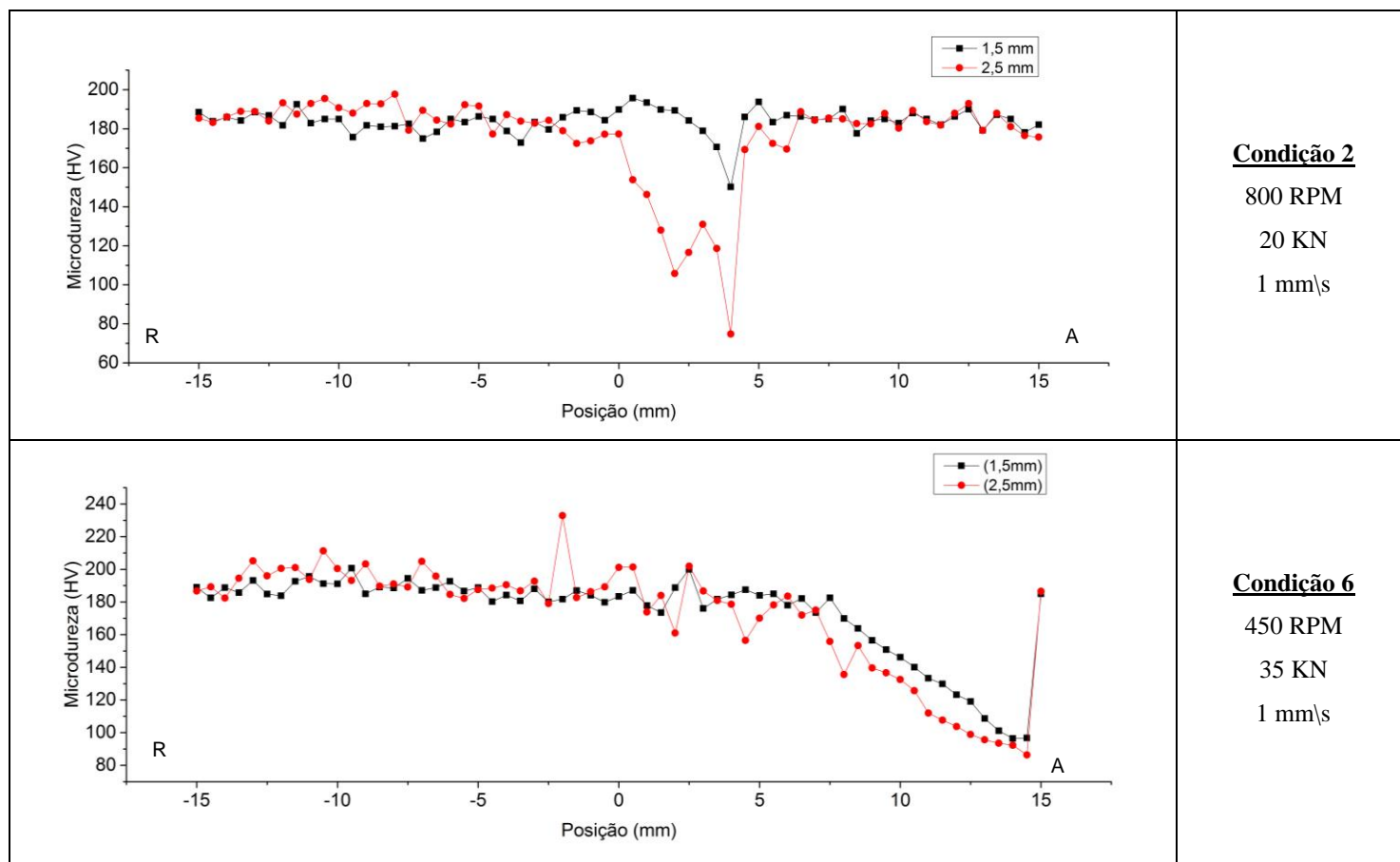
5.2.4.2 Microdureza

Com base no resultado dos ensaios de dobramento, que foi o primeiro indicativo da performance mecânica, das soldas FSW produzidas com o aço AISI 304L, foram selecionadas as condições 2 e 6, as quais apresentaram uma melhor relação entre acabamento superficial, presença de defeitos e ângulo de dobramento. Sendo estas duas condições, as melhores soldas produzidas com velocidade de rotação de 800 rpm e 450 rpm, respectivamente. E, portanto, aptas a serem submetidas aos ensaios de microdureza.

Os perfis de microdurezas mostrados na Figura 57 correspondem a seção transversais das melhores condições soldadas com o aço inoxidável austenítico AISI 304L, para as velocidades de rotação de 450 rpm e 800 rpm. Observa-se que para ambas as condições não ocorreram aumentos consideráveis nos valores de microdureza ao longo da zona de mistura, sendo estes picos mantidos em torno de 180 HV a 200 HV, que são valores similares aos encontrados no metal base.

Para a Condição 2 é verificado um considerável decaimento na zona de mistura para a linha identada a 2,5 mm da superfície. Esta região corresponde àquela na qual pode-se perceber a presença de vazios na análise macrográfica da seção transversal. Na Condição 6 não foi possível verificar decaimentos nos valores de microdureza na zona de mistura em nenhuma das linhas identadas, entretanto no lado de avanço ocorre um considerável decaimento tanto para a linha identada a 1,5 mm como a 2,5 mm da superfície chegando a valores em torno de 100 HV.

Figura 57 - Perfil de microdureza das amostras AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.2.4.3 Tração

As condições 2 e 6, também foram submetidas ao ensaio de tração uniaxial, pelo qual é possível verificar que a condição 6 apresentou um limite de escoamento superior ao encontrado na norma ASTM A240 e ao metal base (Tabela 20). Os valores do limite de resistência à tração para a Condição 6, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm e uma força de 35 kN, foi superior ao encontrado na norma e inferior ao observado no metal base, entretanto, superior a Condição 2, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm e uma força axial de 20 kN. O menor desempenho mecânico foi observado para o alongamento percentual sofrido, pelos corpos de prova com valores para as condições 2 e 6 inferiores tanto da norma como do metal base (Figura 58).

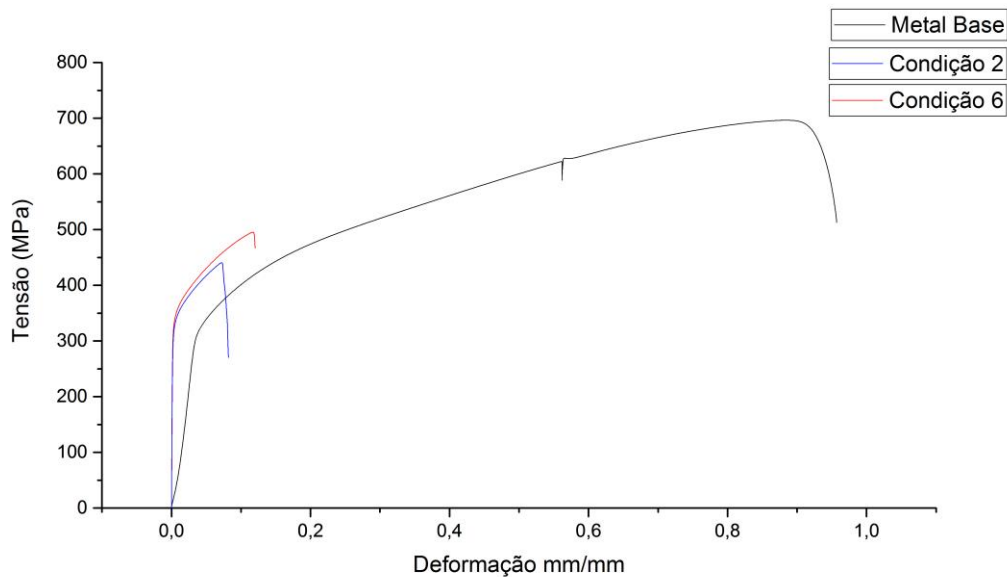
Todos os corpos de prova do aço inoxidável austenítico AISI 304L fraturaram na zona de mistura (Figura 59), devido aos vazios encontrados nesta zona serem propícios à concentração de tensões e propagação de trincas. Pela Tabela 20 é possível observar que a Condição 6 é a solda com melhor performance mecânica, entre as soldas FSW produzidas para o aço inoxidável austenítico AISI 304L. Seu limite de resistência a tração foi praticamente de 500 MPa e superior aos 430 MPa da melhor Condição obtida nos estudos de MERAN et al., 2010 em soldagens FSW do aço inoxidável austenítico AISI 304, no qual a boa performance mecânica foi atribuída a um intenso refino de grão na zona de mistura.

Tabela 20 - Valores obtidos nos ensaios de tração para o aço AISI 304L.

| Condição | Lim. De Escoamento (MPa) | Lim. de Resistência (MPa) | Alongamento (%) |
|-----------|--------------------------|---------------------------|-----------------|
| 2 | 323,9 ± 24,3 | 457,7 ± 40,7 | 9,3 ± 4,5 |
| 6 | 328,7 ± 1,7 | 499,4 ± 15,3 | 12,5 ± 1,7 |
| MB | 320,6 ± 1,2 | 722,8 ± 4,2 | 58,0 ± 1,2 |
| ASTM A240 | 170 | 485 | 40 |

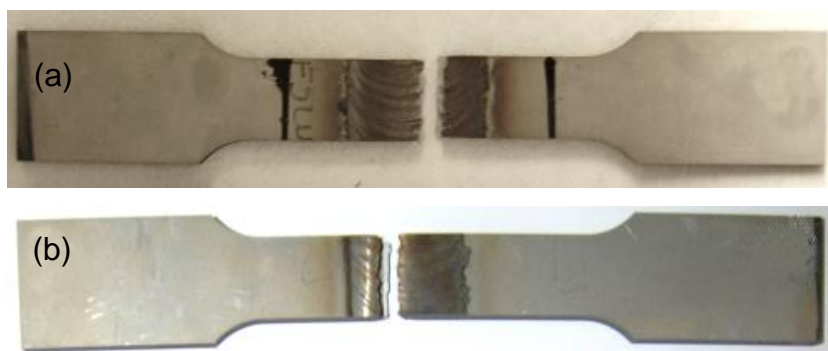
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 58 - Comparação entre os gráficos Tensão versus Deformação das condições 2 e 6 e o metal base do aço AISI 304L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 59 - Corpos de prova após o ensaio de tração uniaxial (a) Condição 2 (b) Condição 6.



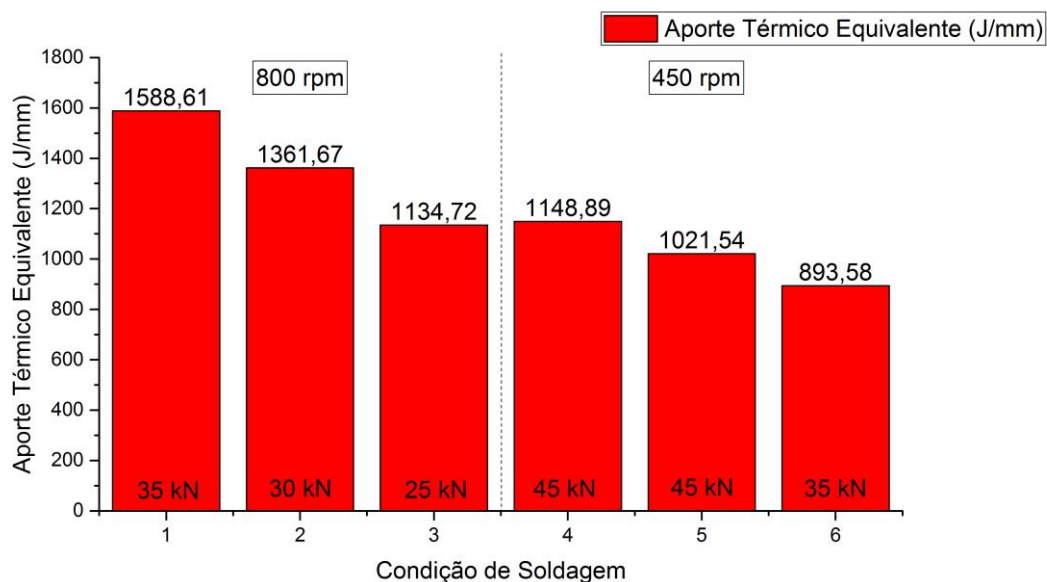
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3 Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L

5.3.1 *Análise de Parâmetros*

Na análise do aporte térmico para as diferentes condições soldadas com o aço inoxidável austenítico AISI 316L é possível verificar que mesmo com o considerável aumento da aplicação da força axial para as condições soldadas com uma velocidade de rotação de 450 rpm a geração de calor determinada por esses parâmetros é inferior as condições soldadas com uma velocidade de rotação de 800 rpm. Para a geração de quase 1150 J/mm pela condição 3, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm, é necessário a aplicação de uma força axial de apenas 25 kN. Enquanto que para a Condição 4, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm gerar calor a níveis próximos de 1150 J/mm foi necessário a aplicação de 45 kN em sua força axial comprovando assim a forte influência da velocidade de rotação na geração de calor (Figura 60).

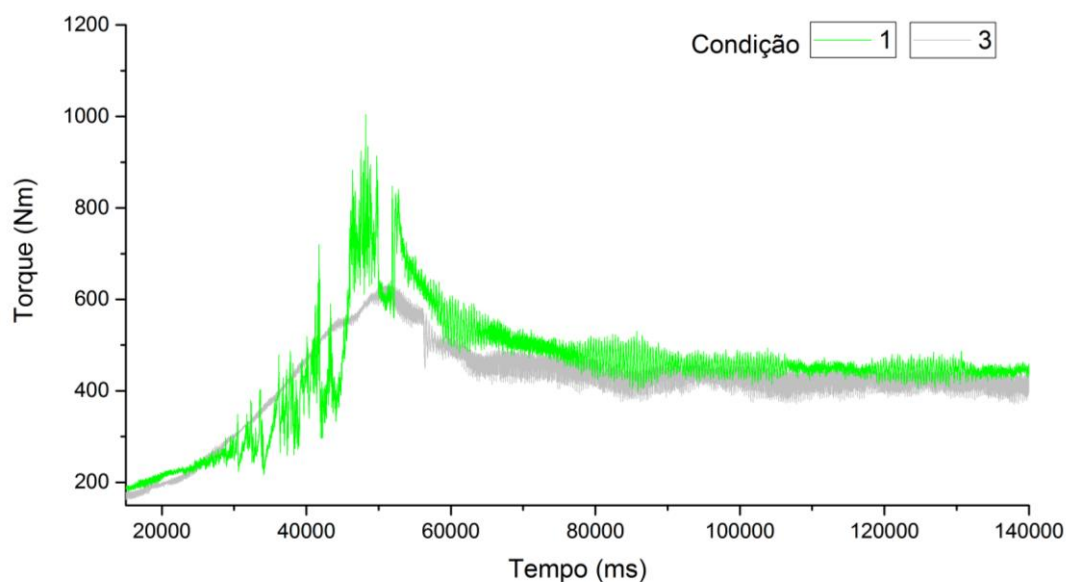
Figura 60 - Aporte térmico equivalente calculado para as diferentes condições de soldagem aplicadas ao aço AISI 316L pelo processo FSW.



Fonte: Elaborada pelo autor.

A análise da aplicação do torque ao longo do tempo para as condições 1 e 3, ambas soldadas com uma velocidade de rotação de 800 rpm, mostra que o leve aumento do aporte térmico gerado pelo aumento da força axial não foi suficiente para gerar um maior grau de amolecimento do aço inoxidável austenítico AISI 316L, e assim provocar a diminuição do torque. Pela Figura 61 é possível visualizar que a medida que se aumenta a força de 25 kN para 35 kN, entre as condições 1 e 3, ocorre um aumento do torque, pois quanto maior a força maior a pressão da ferramenta sobre o material, sendo necessário um maior torque para a consolidação da rotação da ferramenta.

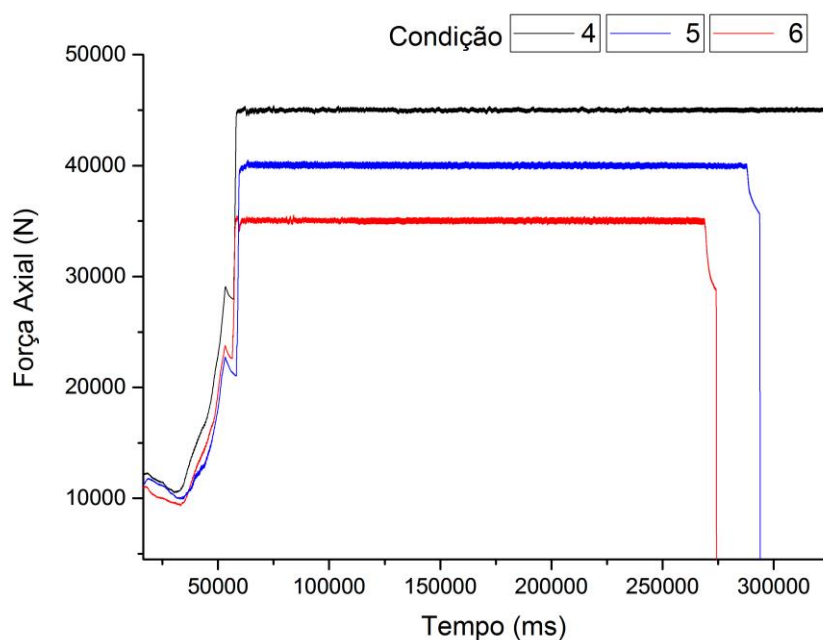
Figura 61 - Variação do torque ao longo do processo FSW para o aço AISI 316L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Para as condições 4, 5 e 6, soldadas com diferentes forças axiais e uma velocidade de rotação de 450 rpm, assim como para as condições soldadas em maior velocidade de rotação de 800 rpm, não foram encontradas interferências na aplicação da força axial como mostra a Figura 62. O que mostra a estabilidade do conjunto de parâmetros utilizados na soldagem FSW do aço inoxidável austenítico AISI 316L. Isto mostra que os possíveis defeitos ao longo da zona de mistura não serão decorrentes da instabilidade de aplicação da força axial.

Figura 62 - Variação da força axial durante a soldagem pelo processo FSW para o aço AISI 316L.

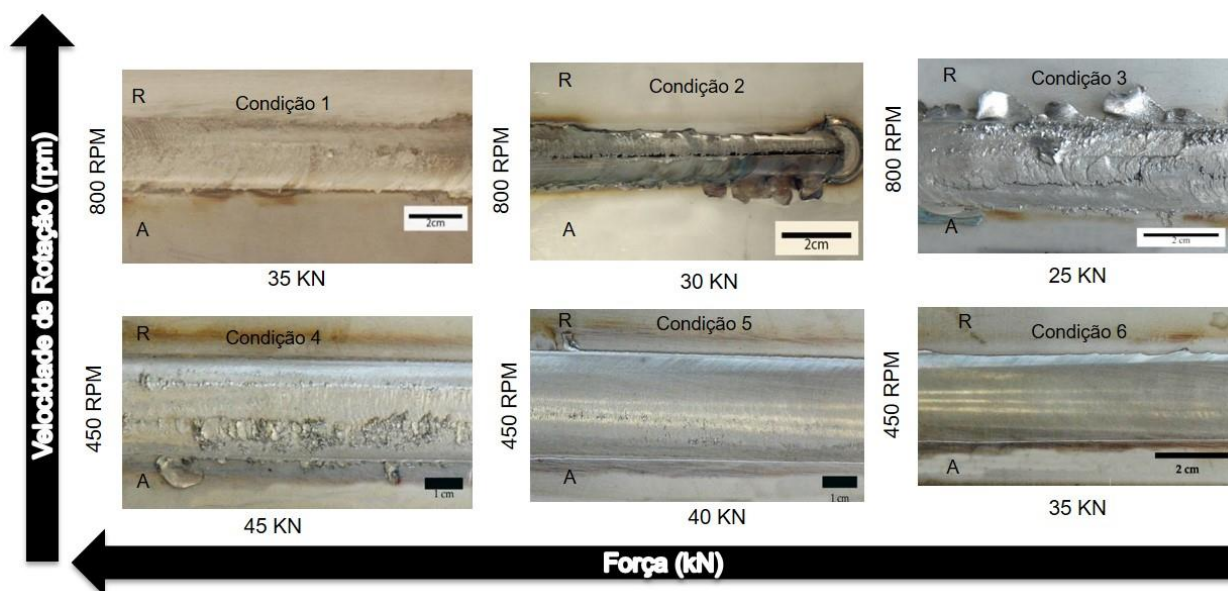


Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3.2 Acabamento Superficial

Em relação ao acabamento superficial das soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 316L, é possível verificar para as condições soldadas com uma velocidade de rotação de 800 rpm que apenas a Condição 1, utilizando uma força axial de 35 kN foi capaz de consolidar uma solda FSW com ausência de rebarbas excessivas e trincas superficiais. Devido uma melhor combinação entre aporte térmico adequado e estabilidade de aplicação da força axial. Para as condições soldadas com uma velocidade de rotação de 450 rpm, todas as condições apresentaram acabamentos superficiais aceitáveis, sendo as condições 5 e 6, que utilizaram forças axiais de 40 kN e 35 kN respectivamente, que se destacaram pela ausência de ranhuras superficiais, sendo assim, os melhores conjuntos de parâmetros para as condições soldadas com menor velocidade de rotação (Figura 63).

Figura 63 - Acabamento superficial das diferentes soldas FSW produzidas para o aço AISI 316L em função da velocidade de rotação e força axial aplicada.









Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3.3 Caracterização Metalúrgica

5.3.3.1 Detalhamento Macroestrutural

Através da análise da seção transversal das soldas FSW do aço inoxidável austenítico AISI 316L, é possível verificar que assim como ocorreu nas juntas FSW do aço AISI 304L, os problemas mais recorrentes também foram a presença de vazios (*Voids*) e falhas na raiz (*Root Flaws*). Além da produção de rebarbas (*Flash*) nas condições utilizando forças axiais mais elevadas e falta de penetração (*Lack of Penetration*) em todas as condições (Figura 64). Essas falhas na raiz das juntas ocorreram devido à falta de penetração em virtude da penetração inadequada do pino da ferramenta. Segundo GIBSON *et al.*, (2014), o aumento do ângulo da ferramenta poderia ter gerado uma maior imersão da ferramenta sobre o material e um aumento da estabilidade do processo solucionando a falta de penetração.

Figura 64 - Seção transversal das soldas FSW do aço AISI 316L.

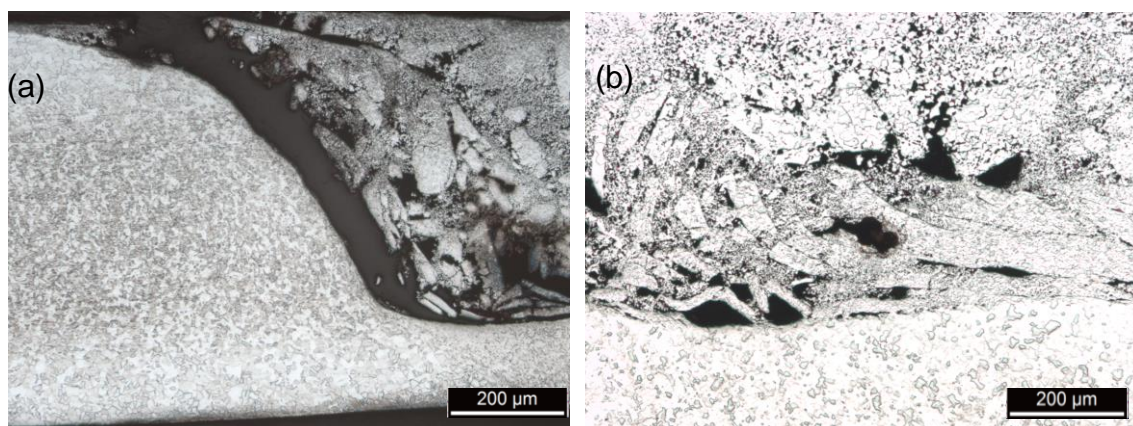
| | |
|--|---|
|  | <p>Condição 1 800 RPM 35 KN 1 mm/s</p> |
|  | <p>Condição 2 800 RPM 30 KN 1 mm/s</p> |
|  | <p>Condição 3 800 RPM 25 KN 1 mm/s</p> |
|  | <p>Condição 4 450 RPM 45 KN 1 mm/s</p> |
|  | <p>Condição 5 450 RPM 40 KN 1 mm/s</p> |
|  | <p>Condição 6 450 RPM 35 KN 1 mm/s</p> |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Pela análise macroestrutural da seção transversal das soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 316L é possível comprovar os vazios (*Voids*) provocados pela instabilidade de aplicação da força axial nas condições 2 e 3 (Figura 65), soldadas com uma velocidade de rotação de 800 rpm e forças axiais de 30kN e 25kN, respectivamente. Além disso, observa-se também um defeito de túnel (*Worm hole*), que é um

vazio alinhado a direção de soldagem, presente na Condição 2, que também foi observado na análise superficial.

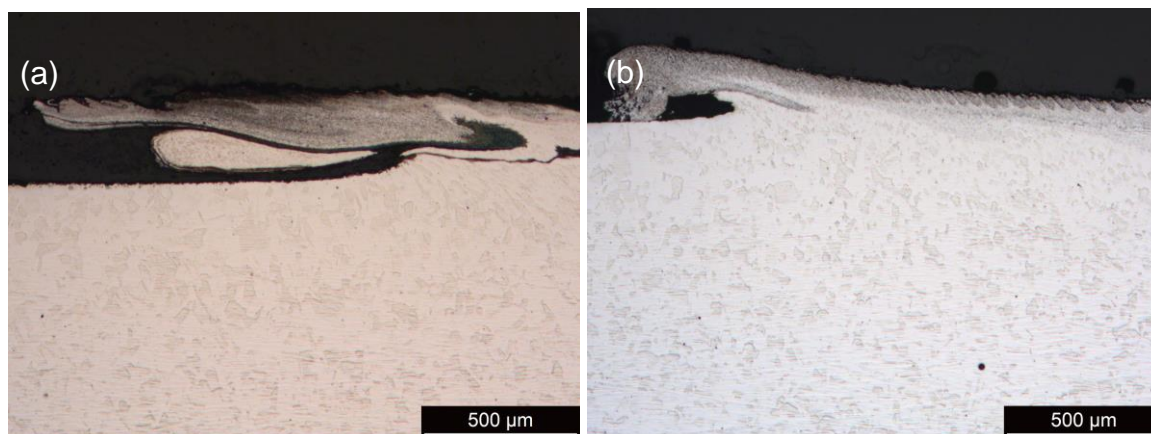
Figura 65 - (a) Vazio (*Voids*) e Defeito de túnel (*Worm hole*) na Condição 2. (b) vazios (*Voids*) Condição 3. (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nas soldas produzidas com uma velocidade de rotação de 450 rpm a presença de vazios (*Voids*) ao longo da zona de mistura diminui com o aumento da força axial, entretanto este aumento da força ocasiona uma maior produção de rebarbas (*Flash*). De acordo com THREADGILL, (2007), este defeito ocorre quando o material plastificado é empurrado acima da superfície da junta, ocasionado pelo aumento do aporte térmico em virtude do aumento da força axial. Na Figura 66 é possível observar a diminuição na produção de rebarbas no lado de recuo entre a Condição 4, soldada com uma força axial de 45 kN e a Condição 6, soldada com uma força axial de 35 kN.

Figura 66 - (a) Excesso de rebarbas (*Flash*) na Condição 4. (b) Diminuição das Rebarbas (*Flash*) na Condição 6. (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

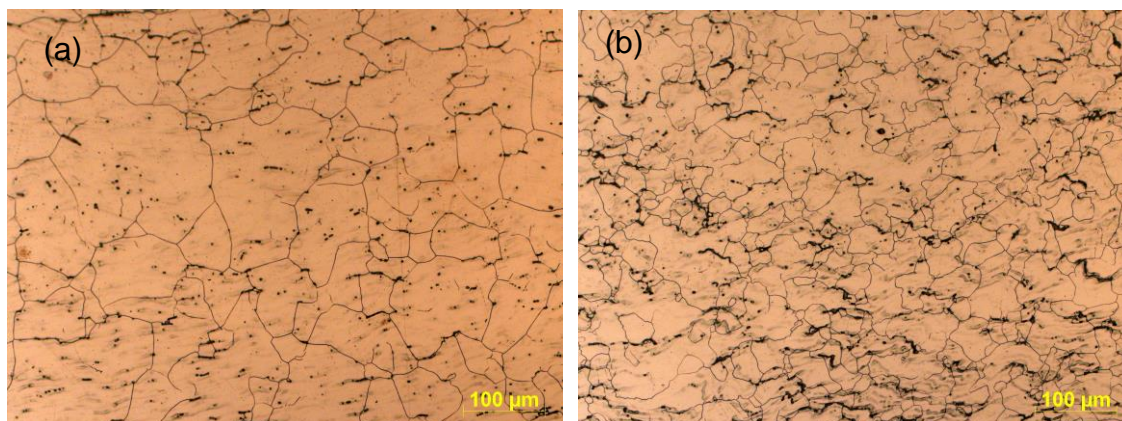
Assim, para o aço inoxidável austenítico AISI 316L, a condição de soldagem que apresentou a melhor combinação entre acabamento superficial e qualidade da junta, com a velocidade de rotação de 800 rpm e força axial de 35 kN, foi a Condição 1, na qual ocorreu uma menor formação de vazios ao longo da zona de mistura, com ausência de produção de rebarbas e defeito de túnel. Enquanto, para as soldas FSW utilizando 450 rpm como velocidade de rotação destaca-se a Condição 4, que utiliza uma força axial de 45 kN, pois apesar da presença de ranhuras na superfície apresenta poucos vazios ao longo da zona de mistura.

5.3.3.2 Detalhamento Microestrutural

Analisando microestruturalmente a Condição 1 e a Condição 4, as quais apresentaram a melhor combinação entre acabamento superficial e presença de defeitos, entre as condições soldadas com velocidade de rotação de 800 rpm e 450 rpm, é possível verificar que na Condição 1, tanto no lado de recuo como no lado de avanço, uma zona termicamente afetada (ZTA) com grãos austeníticos facetados com pouca presença de ferrita- δ e uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA) com grãos austeníticos serrilhados e deformados na direção do fluxo do material imposto pela movimentação da ferramenta com uma alta intensidade de ferrita- δ são formadas (Figura 67). A principal diferença entre a Condição 1 e

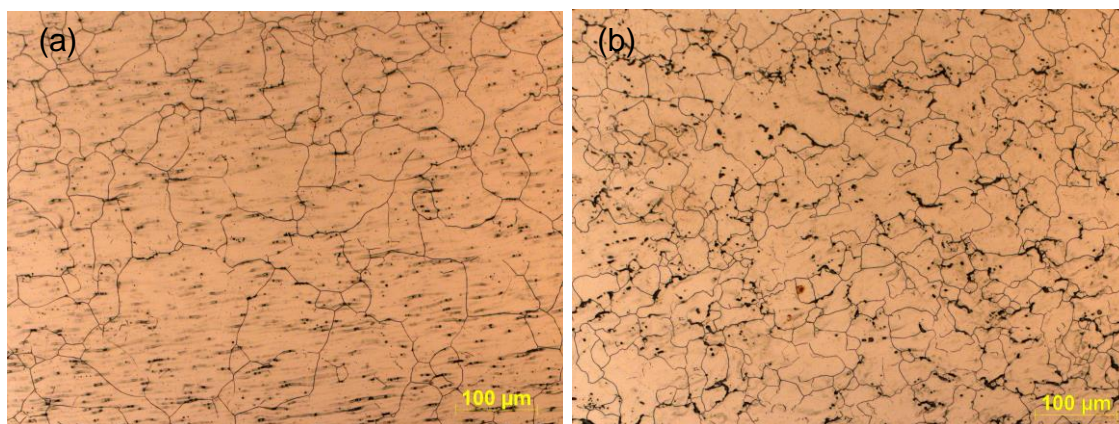
a Condição 4 é uma menor presença de ferrita- δ na ZTMA da condição 4, em virtude da diminuição do aporte térmico provocada pela diminuição da velocidade de rotação (Figura 68).

Figura 67 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 1 do aço AISI 316L (a) ZTA (Aumento 200x). (b) ZTMA (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 68 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 4 do aço AISI 316L (a) ZTA (Aumento 200x). (b) ZTMA (Aumento 200x).

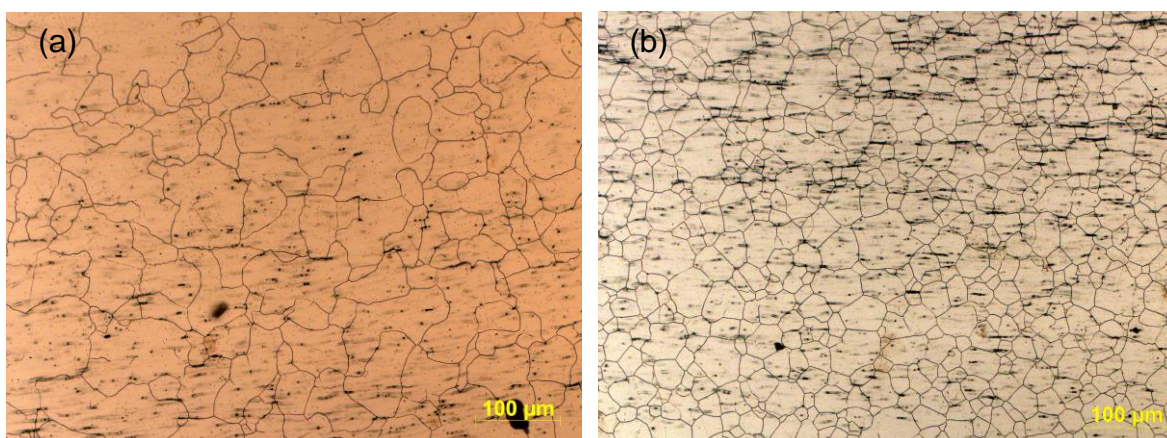


Fonte: Elaborada pelo autor.

A ZTA no lado de avanço da Condição 1, apresenta grãos mais grosseiros que a ZTA localizada no lado de avanço da Condição 4. Esse crescimento de grão no lado de avanço da Condição 1, ocorre provavelmente devido as temperaturas mais elevadas desta

região que provocaram menores taxas de resfriamento e consequente maior tempo de permanência em alta temperatura, o que favorece o crescimento de grão.

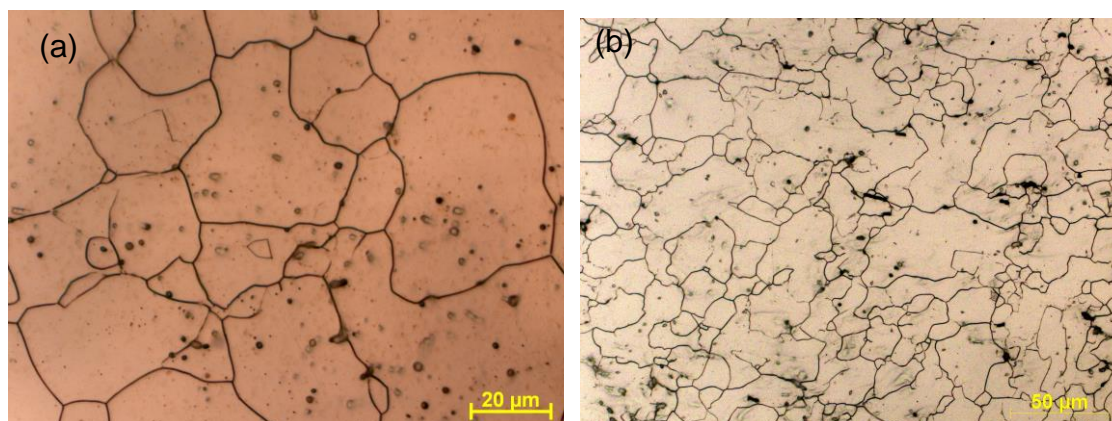
Figura 69 - Micrografias obtidas por microscopia ótica do aço AISI 316L (a) Condição 1 ZTA Lado de avanço (Aumento 200x). (b) Condição 4 ZTA Lado de avanço (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

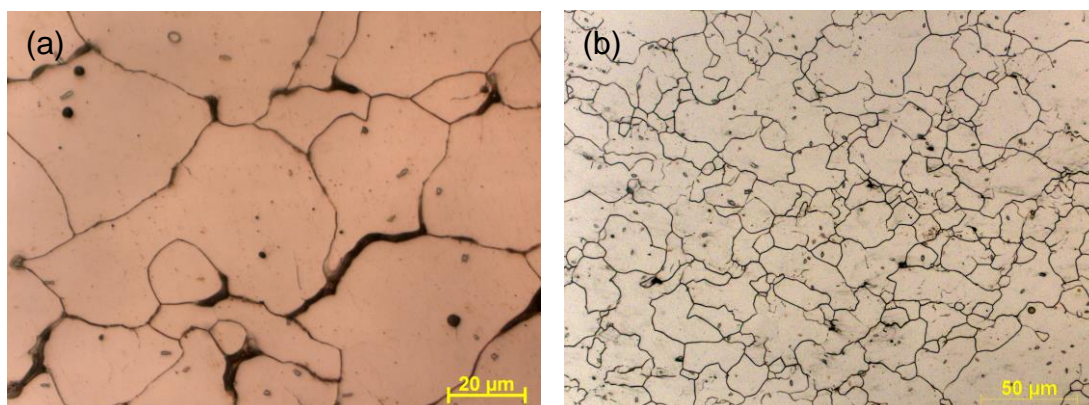
Tanto a Condição 1 como a Condição 4, apresentaram zonas de misturas com grãos mais grosseiros na parte superior e grãos mais deformados com um intenso refino na região inferior, ocasionados tanto pelas taxas de resfriamento mais rápidas como pela intensa deformação, como pode ser observado na Figura 70 e na Figura 71.

Figura 70 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 1 do aço AISI 316L (a) ZM superior (Aumento 1000x). (b) ZM inferior (Aumento 1000x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 71 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 4 do aço AISI 316L (a) ZM superior (Aumento 1000x). (b) ZM inferior (Aumento 1000x).



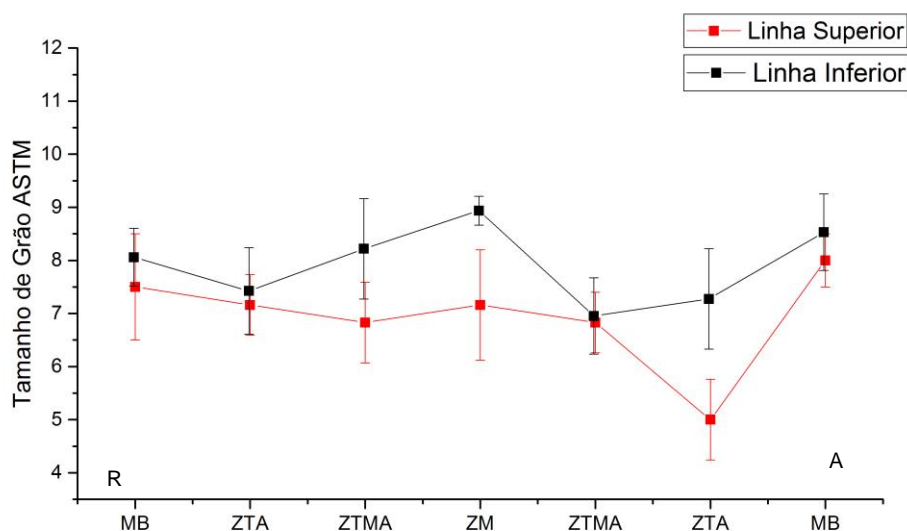
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3.3.3 *Análise de Tamanho de grão*

Através da análise de tamanho de grão ASTM das condições soldadas com o aço inoxidável austenítico AISI 316L, de acordo com o método do intercepto de grão da norma ASTM E 112. É possível observar que para a Condição 1 (Figura 72), soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm e uma força axial de 35 kN, que um considerável refino de grão é encontrado na zona de mistura, para a linha mais próxima a raiz da solda. Entretanto, na ZTA da região de avanço da linha superior pode-se observar uma zona de crescimento de grão. Assim como ocorre com o aço AISI 304L, este maior crescimento de grão no lado de avanço e na linha analisada mais próxima da superfície ocorre devido esta região ser submetida a maiores temperaturas em comparação ao lado de recuo. Contribuindo para velocidades de resfriamento mais lentas e propiciando o crescimento de grão.

Na ZTMA, tanto do lado de avanço quanto do lado de recuo, não foram observados refinamentos de grão significativos, apesar da deformação nesta região contribuir para o refino. Portanto, a contribuição das altas temperaturas impulsionadas pela alta velocidade de rotação foram mais determinantes no tamanho de grão que a deformação imposta pela ferramenta na ZTMA.

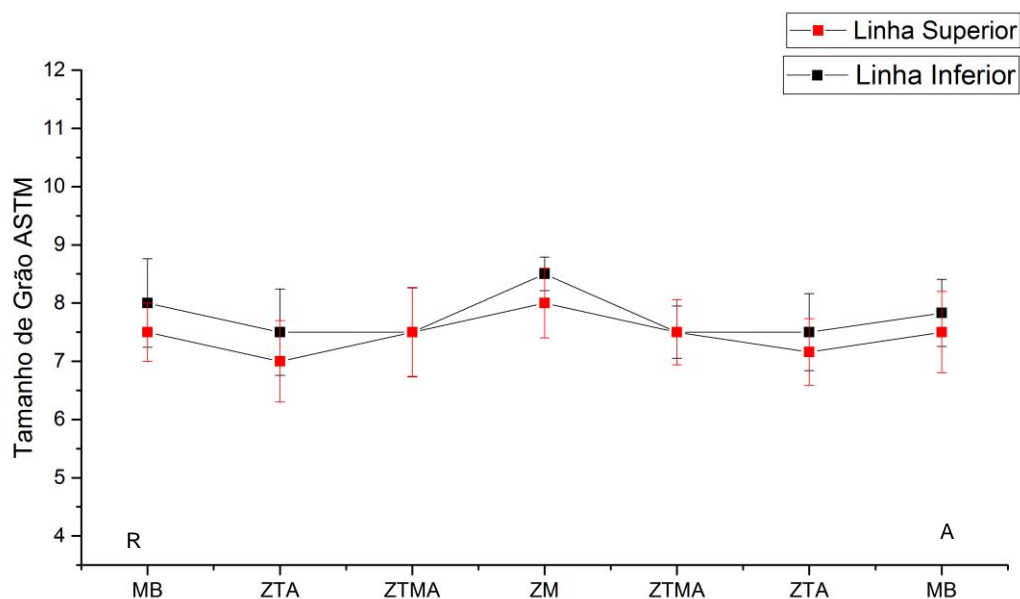
Figura 72 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 1 do aço AISI 316L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Condição 4 (Figura 73), soldada com um menor aporte térmico, usando uma velocidade de rotação de 450 rpm e uma força axial de 45 kN, não foram observadas zonas de crescimento de grão na região superior da ZTA do lado de avanço, em virtude das temperaturas mais baixas provocadas pela diminuição da velocidade de rotação. Na ZM, assim como ocorre com a Condição 1, é possível observar um aumento do tamanho de grão ASTM, caracterizando uma região com grãos mais refinados. Resultados semelhantes foram reportados no trabalho de CHEN *et al.*, (2009), na soldagem FSW de chapas do aço inoxidável AISI 316L, com baixas velocidades de rotação e uma força axial de 35 kN. Esse refino se deve provavelmente, as contribuições da intensa deformação plástica no processo de recristalização dessa região.

Figura 73 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 4 do aço AISI 316L.



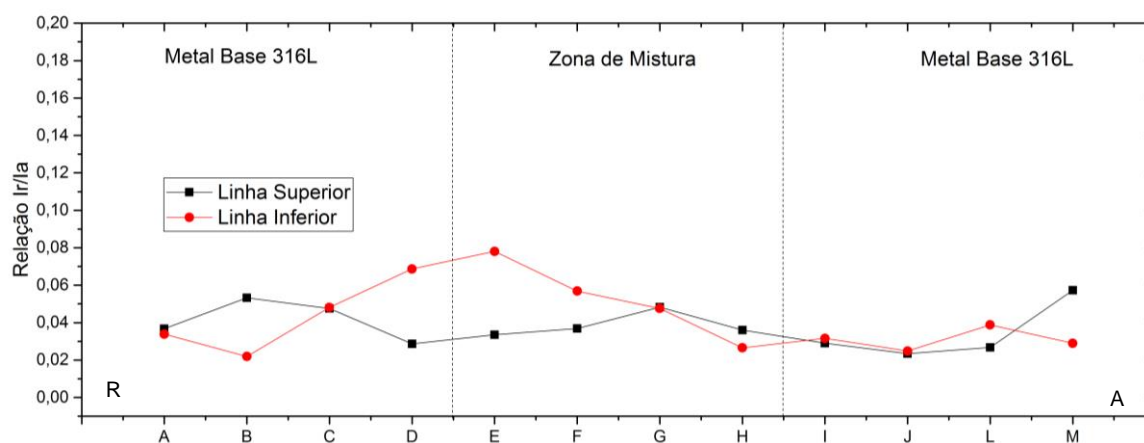
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3.3.4 Ensaio de Corrosão

A adição de molibdênio e a redução de carbono para conferir ao aço inoxidável austenítico AISI 316L uma maior resistência à corrosão intergranular, quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L, foi comprovada no ensaio EPR-DL para as condições 1 e 4, as quais foram melhor avaliadas em relação ao acabamento superficial e a presença de defeitos em sua seção transversal. Devido na análise da relação (I_r/I_a) para as diferentes regiões, tanto a Condição 1, soldada com maior velocidade de rotação de 800 rpm e, portanto, maior aporte térmico, como também a Condição 4, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm e menor geração de calor. Ambas as condições apresentaram valores de (I_r/I_a) abaixo de 0,08 como pode ser visto na Figura 74 e na Figura 76. Apesar da Condição 1 ter apresentando valores de I_r/I_a levemente superiores a Condição 4 em nenhuma das zonas das duas condições foram encontrados picos de reativação, conforme demonstrado nos gráficos de corrente versus tensão mostrados na Figura 75 e Figura 77, mostrando a ausência de regiões susceptíveis a corrosão intergranular em virtude dos ciclos térmicos presentes na

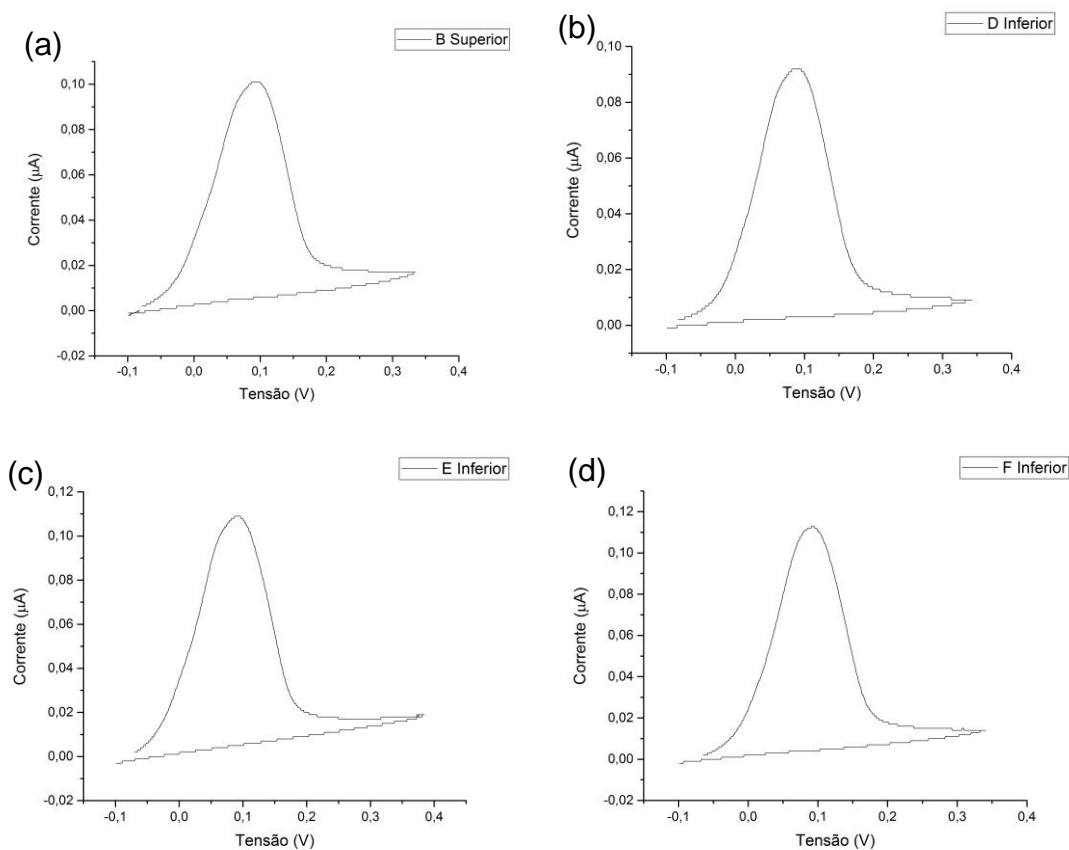
soldagem FSW deste material, tanto para parâmetros que determinem um elevado como baixo aporte térmico.

Figura 74 - Relação Ir/Ia para a Condição 1 do aço AISI 316L.



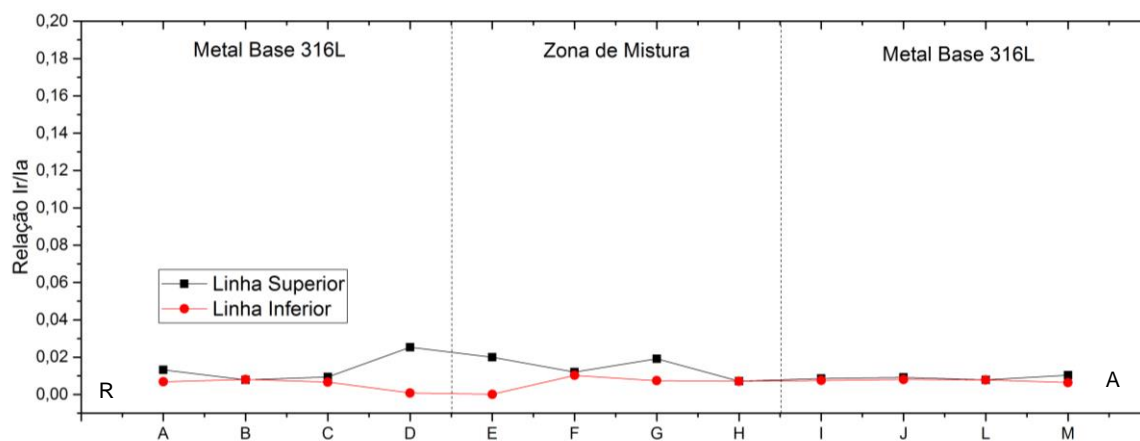
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 75 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 1 do aço AISI 316L (a) B Superior (b) D Inferior (c) E Inferior 9 (d) F Inferior.



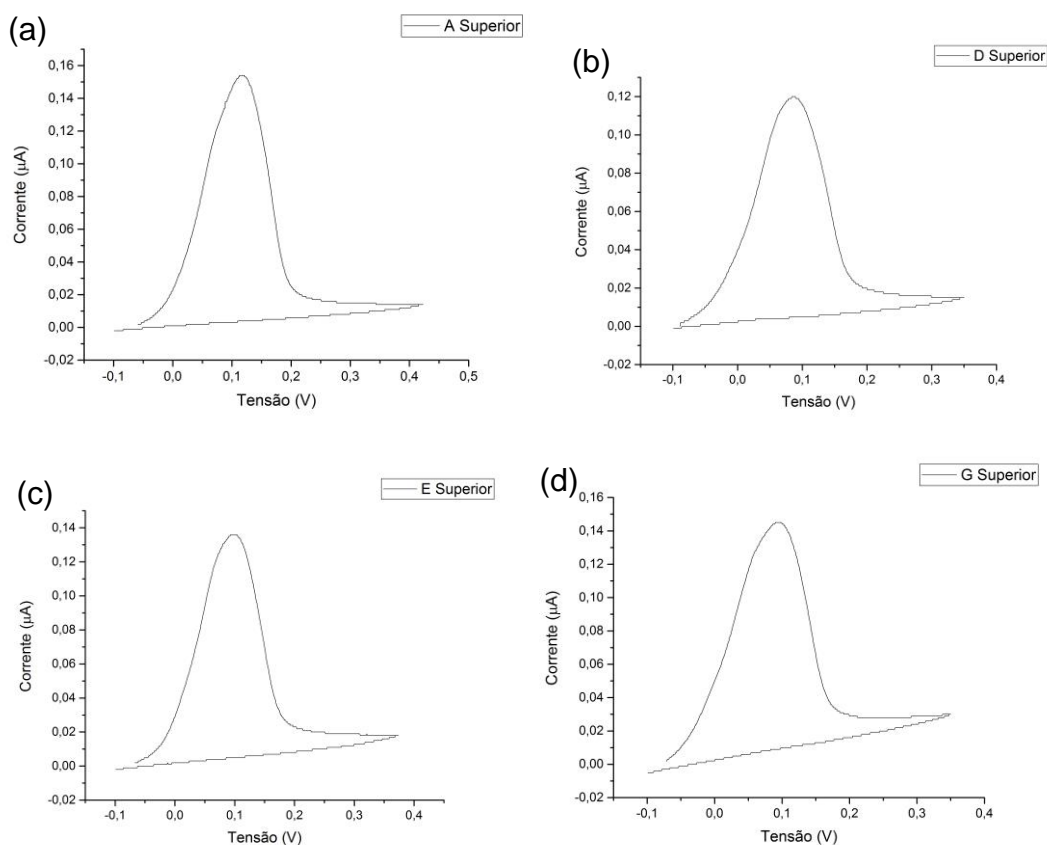
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 76 - Relação Ir/Ia para a Condição 4 do aço AISI 316L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 77 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 4 do aço AISI 316L (a) B Superior (b) D Inferior (c) E Inferior 9 (d) F Inferior.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3.4 Avaliação das Propriedades Mecânicas

5.3.4.1 Dobramento

Na primeira análise de desempenho mecânico das soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 316L, que corresponde ao ensaio de dobramento, é possível observar que a grande quantidade de vazios presentes nas condições 2 e 3, soldadas com uma velocidade de rotação de 800 rpm, foram determinantes para que estas soldas apresentassem os menores ângulos de dobramento, suportando apenas 35° e 23° até a propagação de trinca na raiz de suas juntas, e conseqüentemente, apresentando as menores ductilidades entre as soldas produzidas. Entre as condições soldadas com uma velocidade de rotação de 800 rpm destaca-se a Condição 1, suportando o maior ângulo de dobramento entre as soldas analisadas

propagando trincas na raiz de sua junta após 54° de dobramento (Figura 78), entretanto este valor é bem inferior ao esperado em juntas FSW de alta performance mecânica.

Entre as soldas analisadas com a velocidade de rotação de 450 rpm, o melhor resultado foi observado para a Condição 4, soldada com uma força axial de 45 kN. Esta Condição que reúne a melhor combinação entre acabamento superficial e presença de defeitos ao longo da zona de mistura, suporta um ângulo de 46°, até a propagação de trincas na raiz da junta. As condições 4 e 5, apesar de terem resultados satisfatórios na análise superficial, a análise macrográfica da seção transversal mostrou uma maior concentração de vazios ao longo da zona de mistura em relação a Condição 4, sendo este fator determinante para o baixo desempenho no ensaio de dobramento realizado (Figura 78).

Figura 78 - Amostras do material AISI 316L submetidas ao ensaio de dobramento.



Fonte: Elaborada pelo autor.

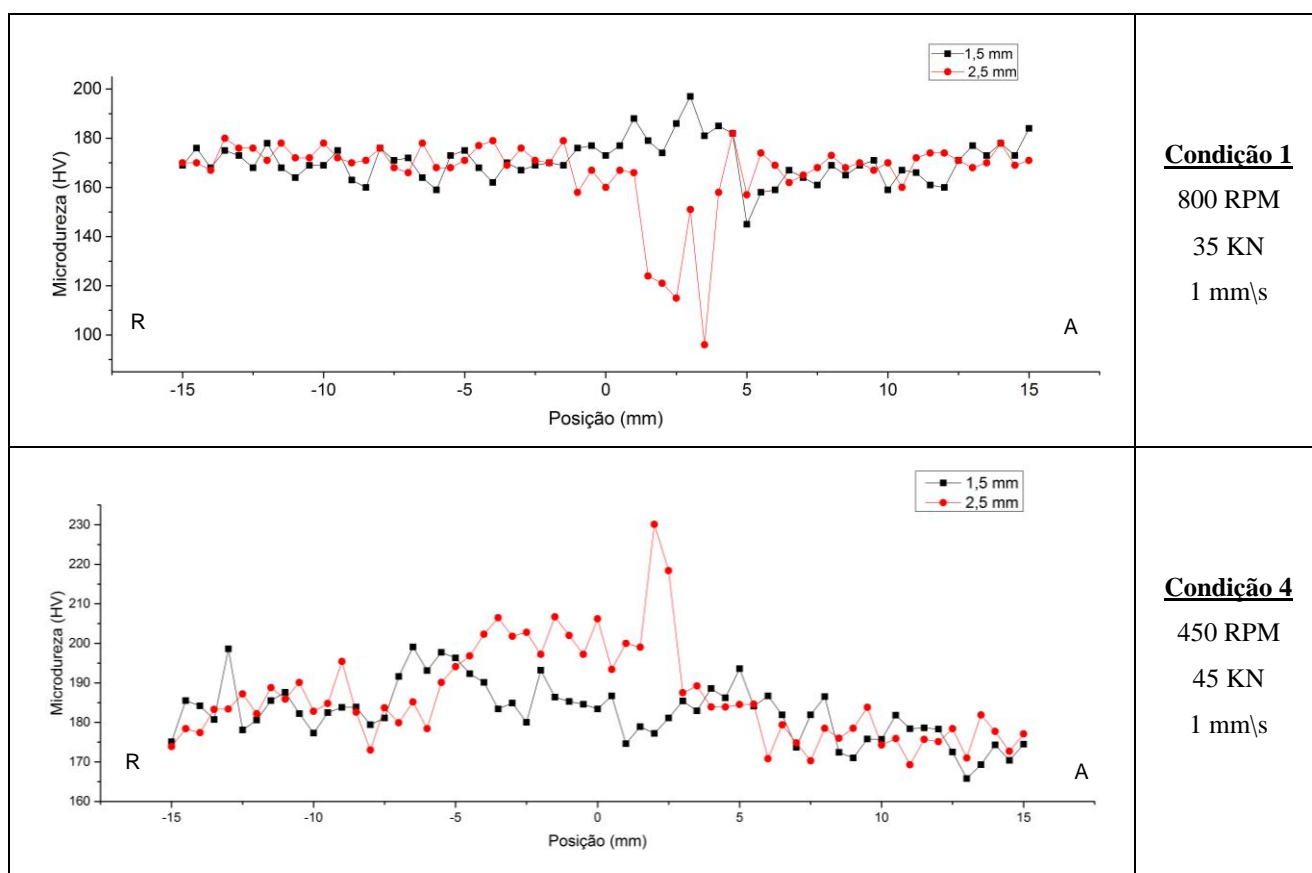
5.3.4.2 Microdureza

Baseado nos ângulos de dobramento apresentados na Figura 78 foram selecionadas duas condições soldadas tanto com uma velocidade de rotação de 800 rpm como 450 rpm, sendo estas a Condição 1, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm e uma força axial de 35 kN, e a Condição 4, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm e uma força axial de 45 kN. No perfil de microdureza da Condição 1 é possível observar

um leve aumento nos valores de microdureza ao longo da zona de mistura para a linha identada a 1,5 mm da superfície chegando a valores em torno de 200 HV, entretanto os vazios presentes na região próxima à raiz da solda determinaram um considerável decaimento nos valores de microdureza na região de mistura para a linha identada a 2,5 mm da superfície.

Na Condição 4 não é possível observar decaimentos nos valores de microdureza em nenhuma das linhas identadas, devido a diminuição de vazios na zona de mistura em relação a Condição 1, sendo observado um considerável aumento no lado de avanço para a linha identada a 2,5 mm da superfície chegando a picos próximos de 230 HV como pode ser visto na Figura 79.

Figura 79. Perfil de microdureza das amostras AISI 316L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.3.4.3 Tração

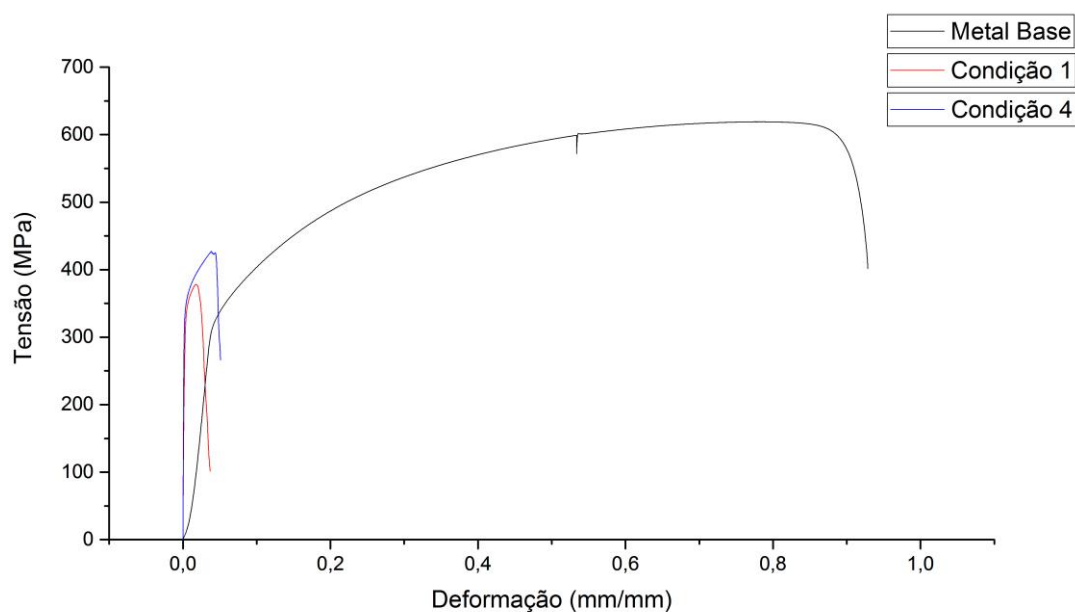
Os valores de limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento obtidos nos ensaios de tração uniaxial das duas melhores soldas FSW produzidas com o aço inoxidável austenítico AISI 316L, em comparação com o metal base e à norma ASTM A240 (Tabela 21), mostraram que a condição 4 foi capaz de apresentar um limite de escoamento superior ao metal base e a norma e um limite de resistência a tração equivalente a norma, entretanto inferior ao encontrado no metal base (Figura 80). A Condição 1, apesar de apresentar um limite de escoamento equivalente ao observado no metal base e na norma apresentou uma queda de cerca de 55% no limite de resistência a tração em relação ao metal base e uma queda de 40% em relação a norma. Ambas as condições apresentaram baixos valores de alongamento percentual, fato este já previsto pelo baixo ângulo de dobramento observando no primeiro ensaio mecânico. Assim, como ocorre nas soldas FSW do aço AISI 304L, os corpos de prova ensaiados com o aço AISI 316L, também fraturaram na zona de mistura como mostra a Figura 81.

Tabela 21 - Valores obtidos nos ensaios de tração para o aço AISI 316L.

| Condição | Lim. De Escoamento (MPa) | Lim. de Resistência (MPa) | Alongamento (%) |
|-----------|--------------------------|---------------------------|-----------------|
| 1 | 302,8 ± 18,0 | 288,2 ± 86,5 | 3,62 ± 0,5 |
| 4 | 339,8 ± 2,3 | 426,9 ± 12,7 | 4,95 ± 0,9 |
| MB | 309,6 ± 1,9 | 628,0 ± 8,9 | 45,65 ± 19,4 |
| ASTM A240 | 170 | 485 | 40 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 80 - Comparação entre os gráficos Tensão versus Deformação das condições 1 e 4 e o metal base do aço AISI 316L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 81 - Corpos de prova após o ensaio de tração uniaxial (a) Condição 1 (b) Condição 4



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S

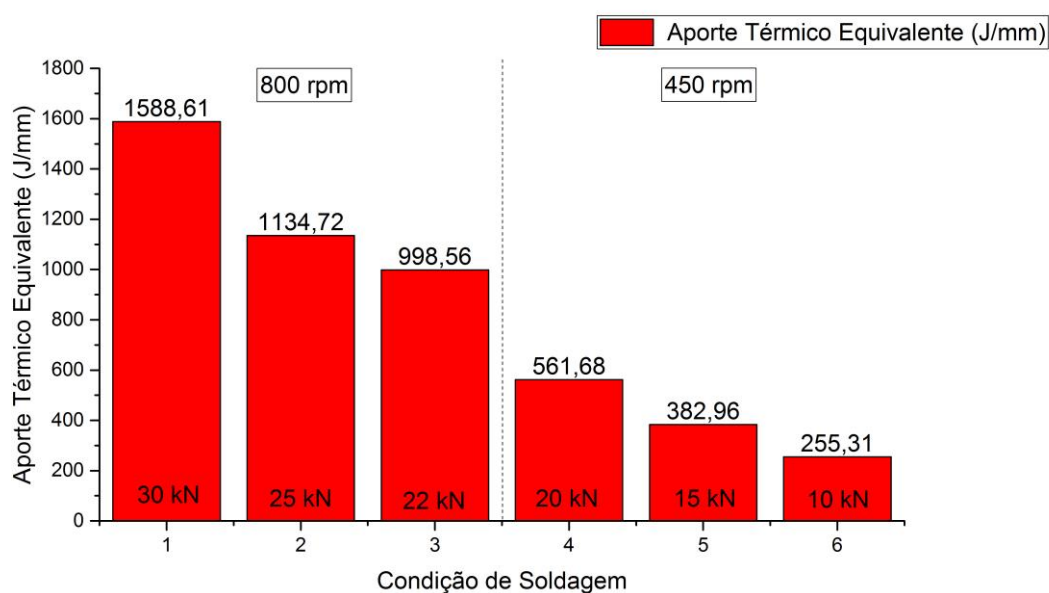
5.4.1 Análise de Parâmetros

Assim, como ocorreu na análise do aporte térmico para os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L, a geração de calor do processo FSW para o aço

inoxidável ferrítico AISI 410S também resultou na intensa diminuição do aporte térmico com a variação da velocidade de rotação de 800 rpm para 450 rpm (Figura 82). Entre as condições 3 e 4, ambas soldadas com uma força axial em torno de 20 kN, é possível verificar uma queda de 436,8 J/mm com a diminuição da velocidade de rotação.

Apesar da análise térmica mostrar que a velocidade de rotação é o fator mais influente na geração de calor. Para o aço inoxidável ferrítico AISI 410S as mudanças na velocidade de rotação, entre condições soldadas com a mesma força axial, não provocaram mudanças tão acentuadas no aporte térmico como o observado nas soldas FSW dos aços AISI 304L e AISI 316L, que ocasionaram quedas de até 695 J/mm com a mudança da rotação de 800 rpm para 450 rpm, mantendo a mesma força axial. Este fato, pode ser explicado pela maior condutividade térmica observada nos aços inoxidáveis ferríticos. Em relação à aplicação da força axial mesmo com uma menor influência, entre as condições que apresentam a mesma velocidade rotação, o aporte de energia diminuiu conforme o decréscimo da força.

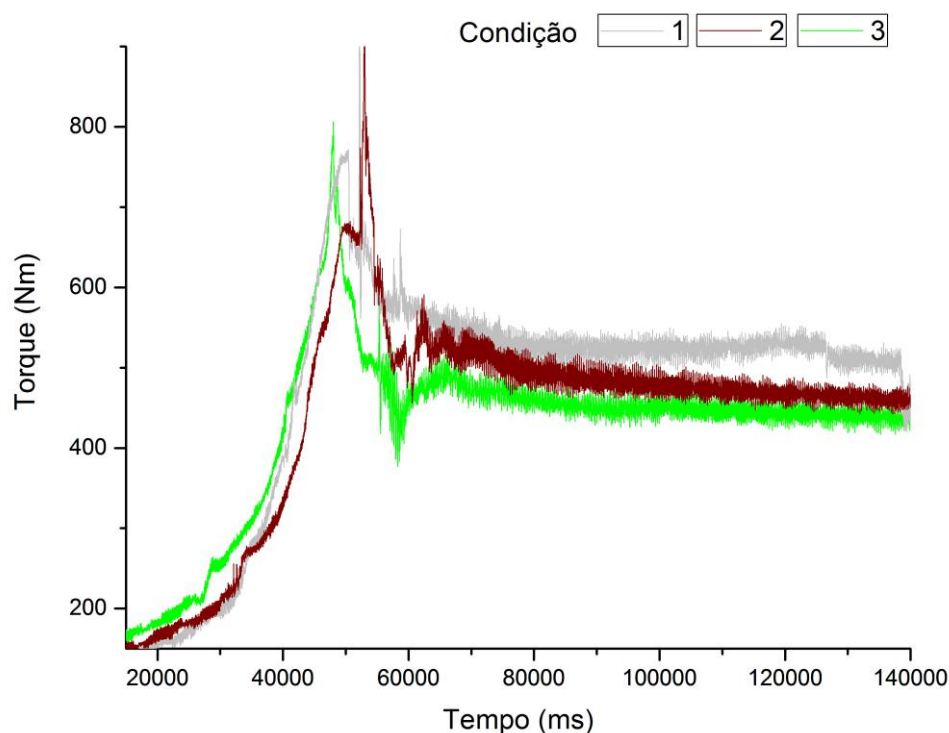
Figura 82 - Aporte térmico equivalente calculado para as diferentes condições de soldagem aplicadas ao aço AISI 410S pelo processo FSW.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Pela análise dos parâmetros do processo FSW é possível observar que o torque exercido pela ferramenta aumenta com o aumento da força axial, para as soldas FSW do aço inoxidável ferrítico AISI 410S, pois o torque para a Condição 1 com 30 kN de força é maior que para a Condição 3 com 22 kN conforme mostrado na Figura 83. Este fato ocorre de maneira similar ao observado nas soldas FSW com os aços austeníticos, pois quanto maior a força maior a pressão da ferramenta sobre o material, sendo necessário um maior torque para a consolidação da rotação da ferramenta.

Figura 83 - Variação do torque ao longo do processo FSW para o aço AISI 410S.



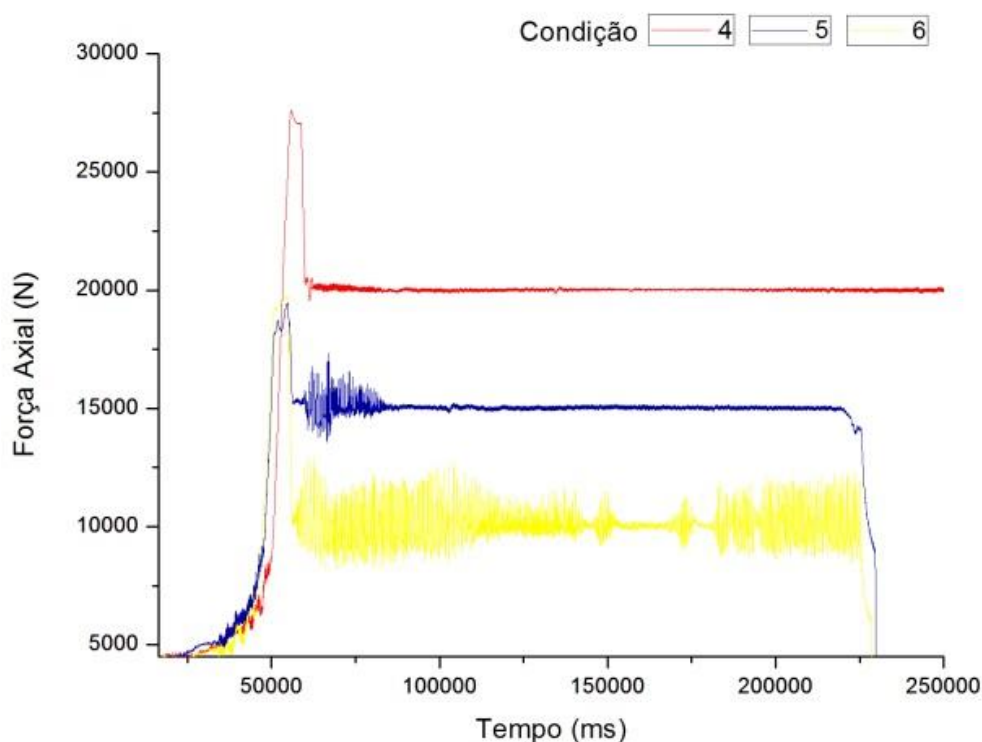
Fonte: Elaborada pelo autor.

Na análise da força axial é possível observar que a instabilidade em sua aplicação implica em falta de forjamento que garanta a consolidação da junta e, conseqüentemente, na formação de defeitos volumétricos (KIM *et al.*, 2006). As instabilidades verificadas nas condições 5 e 6 refletiram diretamente na má qualidade destas soldas, fato este não observado para a Condição 4 (Figura 84). Intuitivamente é possível inferir que o aumento da força

forneceu uma maior quantidade de calor ao processo, responsável por elevar a temperatura e o grau de amolecimento do material, o que diminuiu a força axial necessária a soldagem.

Pode-se observar que as três curvas de força axial ao longo do tempo apresentaram inicialmente um comportamento semelhante. Durante a fase inicial do processo, um gradiente de pressão surgiu ao longo do canal de penetração. O aumento da pressão foi contrabalanceado com o aumento da força axial e depois da ferramenta atingir a profundidade de penetração pretendida o gradiente de pressão diminuiu até atingir seu estado de equilíbrio. Depois de atingir o equilíbrio novas variações abruptas na curva “força axial x tempo” caracterizam em uma não uniformidade de aplicação da força, comprometendo o fluxo do material, resultando assim na formação de defeitos.

Figura 84 - Variação da força axial durante a soldagem pelo processo FSW para o aço AISI 410S.



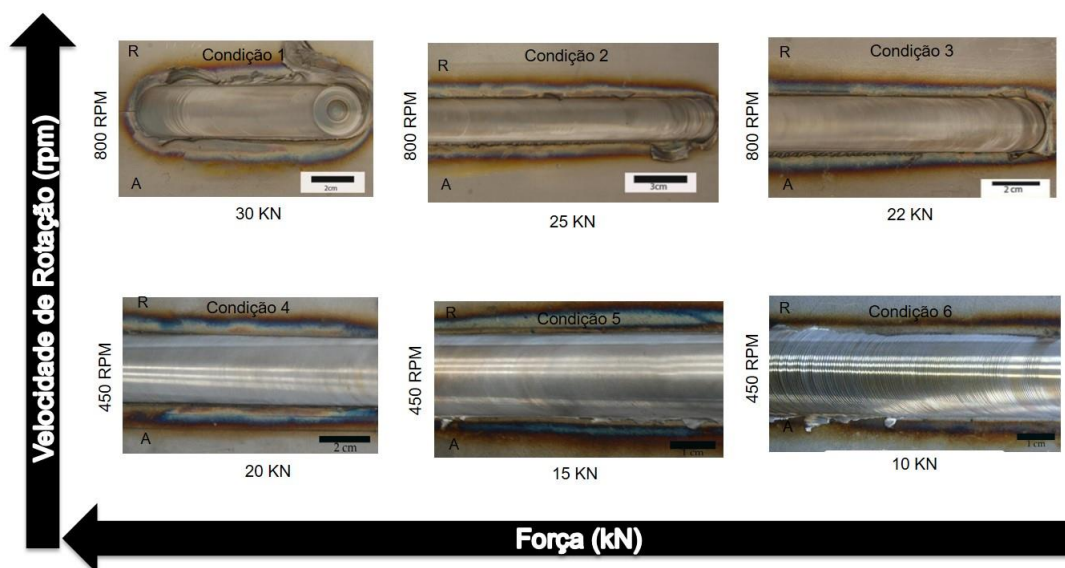
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.2 Acabamento Superficial

Pela análise do acabamento superficial das juntas soldadas pelo processo FSW com o aço AISI 410S, é possível observar que para as condições soldadas com a velocidade de rotação de 800 rpm, as rebarbas estão diretamente relacionadas a aplicação da força axial. Observando detalhadamente a Figura 85 verifica-se que a quantidade de rebarbas diminui conforme ocorre a diminuição da força de 30 kN para 22 kN, sendo a Condição 1 a solda na qual essas rebarbas são mais críticas.

O mesmo não ocorreu para as condições soldadas com uma velocidade de rotação de 450 rpm, pois a presença de rebarbas foi verificada para as condições com as menores forças, como pode ser analisado nas condições 5 e 6 com 15 kN e 10 kN respectivamente (Figura 85). Este fato ocorreu devido à instabilidade de aplicação da força axial que ocasionou irregularidades na zona de mistura e consequentes perdas de material, pois segundo, a análise de defeitos em soldas FSW, realizada por THREADGILL, (2007), a produção de rebarbas pode ocorrer tanto pelo elevado aporte térmico como também pelas irregularidades na aplicação da força axial que gera um fluxo de material inadequada com formação de vazios e perdas de material plastificado. Em nenhuma das condições foi observado falta de preenchimento na superfície ou cavidade superficial em virtude da falta de aquecimento do material.

Figura 85 - Acabamento superficial das diferentes soldas FSW produzidas para o aço AISI 410S em função da velocidade de rotação e força axial aplicada.




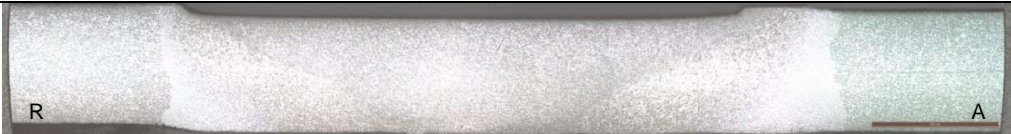




Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.3 Caracterização Metalúrgica

5.4.3.1 Detalhamento Macroestrutural

Com base análise da seção transversal das soldas FSW do aço inoxidável ferrítico AISI 410S, é possível verificar a consolidação de juntas FSW com ausência de defeitos, tanto na velocidade de rotação de 800 rpm como em 450 rpm. Entretanto, um excesso de penetração e elevada produção de rebarbas (*Flash*) pode ser observado para a Condição 1, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm e força axial de 30 kN e a presença de vazios (*Voids*), para as condições 5 e 6, ambas soldadas com uma velocidade de rotação de 450 rpm e força axial de 15kN e 10 kN, respectivamente (Figura 86).

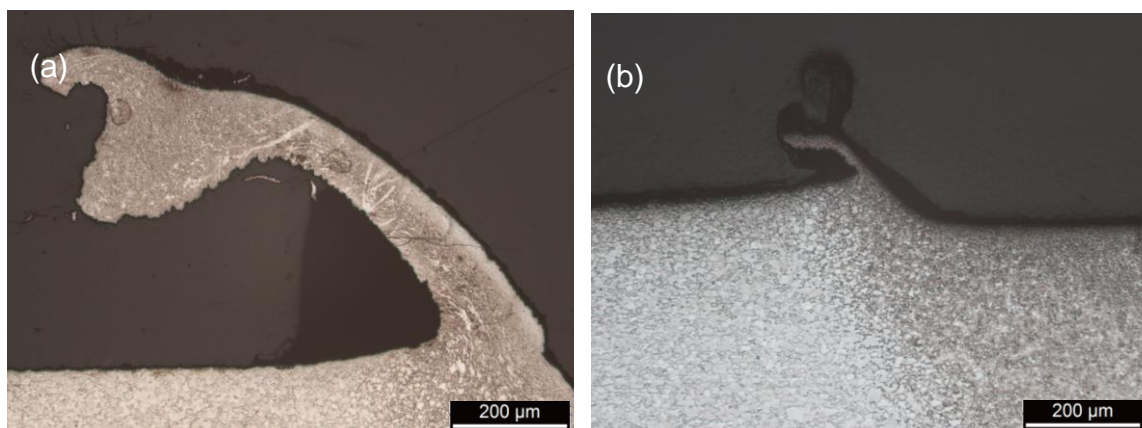
Figura 86 - Macrografias da seção transversal das diferentes condições soldadas do aço AISI 410S.

| | |
|--|---|
|  | <p><u>Condição 1</u> 800 RPM 30 KN</p> |
|  | <p><u>Condição 2</u> 800 RPM 25 KN</p> |
|  | <p><u>Condição 3</u> 800 RPM 22 KN</p> |
|  | <p><u>Condição 4</u> 450 RPM 20 KN</p> |
|  | <p><u>Condição 5</u> 450 RPM 15 KN</p> |
|  | <p><u>Condição 6</u> 450 RPM 10 KN</p> |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Avaliando as macrografias da seção transversal das soldas FSW do aço inoxidável ferrítico 410S apresentadas na Figura 86, é possível reafirmar a alta produção de rebarbas (*Flash*) para a condição 1, com 800 rpm e força de 35 kN, como foi anteriormente destacado na análise do acabamento superficial apresentado na Figura 85. À medida que ocorre a diminuição da força axial para 25 kN e 22 kN, ocorre uma diminuição na produção de rebarbas (*Flash*), como pode ser observado na Figura 87.

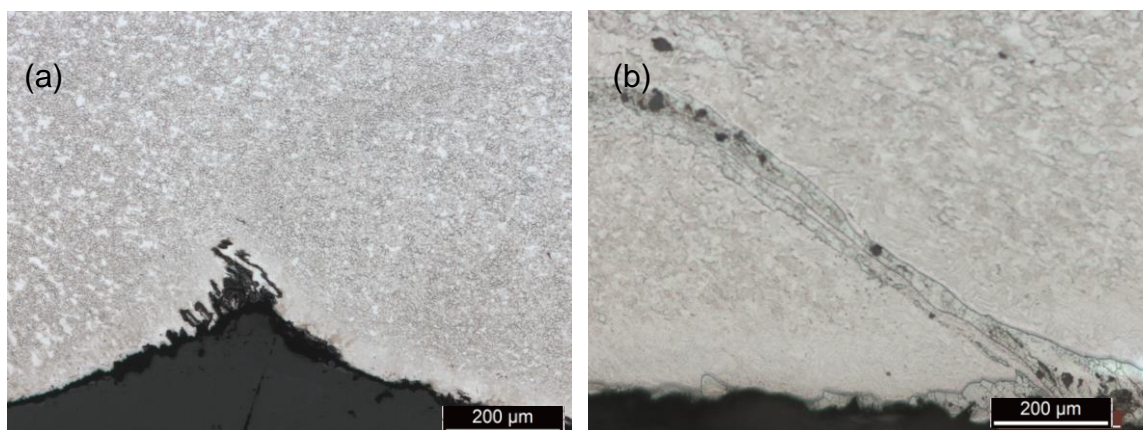
Figura 87 - (a) Excesso de rebarbas (*Flash*) na Condição 1. (b) Diminuição das Rebarbas (*Flash*) na Condição 3. (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Condição 1, também é possível observar um excesso de penetração em virtude da força elevada que foi aplicada. Entretanto, à medida que ocorre a diminuição da força axial, falhas na raiz (*Root Flaws*) ainda podem ser observadas em virtude da penetração insuficiente da ferramenta (Figura 88). Demonstrando assim, que a produção de juntas com o aço inoxidável AISI 410S soldadas pelo processo FSW, com ausência de falhas na raiz (*Root Flaws*), não deve ser obtida apenas com o aumento ou decréscimo da força axial, mas com o equilíbrio entre força e o ângulo da ferramenta, possibilitando assim, uma maior imersão do pino da ferramenta sobre a junta como afirma SHULTZ *et al.*, 2010. É importante ressaltar que apesar da Condição 2 ter apresentado falta de penetração, este defeito foi bem inferior ao observado em algumas soldas FSW com os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L, apresentado anteriormente.

Figura 88 - (a) Falhas na raiz (*Root Flaws*) devido ao excesso de penetração na Condição 1. (b) Falhas na raiz (*Root Flaws*) devido à falta de penetração na Condição 2 (Aumento 50x).

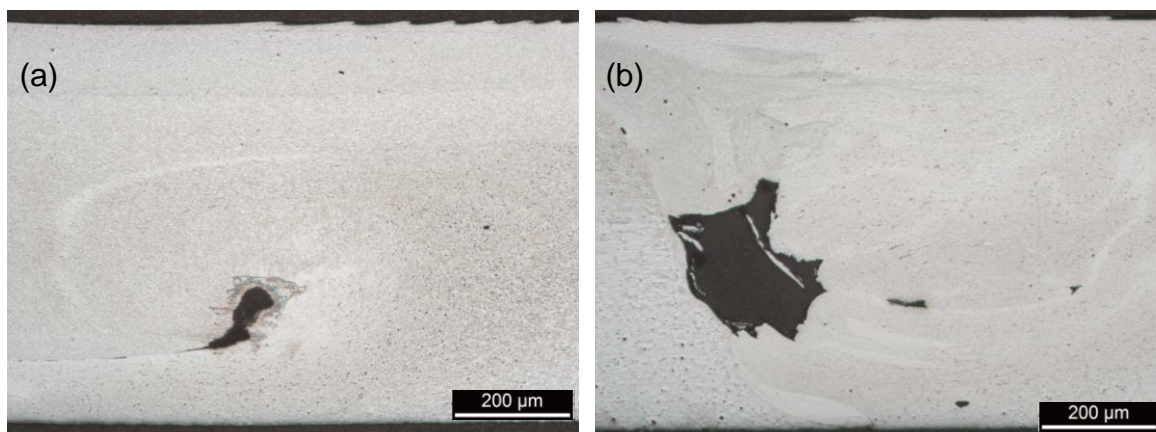


Fonte: Elaborada pelo autor.

Para as condições soldadas com 450 rpm, a análise macrográfica confirmou as interferências na aplicação da força axial, mostrando a presença de defeitos de túnel (*Worm hole*) ao longo de toda a região de mistura, sendo este defeito mais crítico para a Condição 6 usando uma força de 10 kN. (Figura 89). Essa falta de preenchimento ou defeito de túnel é um dos defeitos mais comuns encontrados em juntas soldadas por FSW consistindo em regiões internas da junta soldada com ausência de material, formando vazios.

Segundo Mishra, isso é causado pela falta de aquecimento do material por parte dos parâmetros frios que geram menos atrito ou menos tempo de permanência da ferramenta sobre o material (MISHRA et al., 2005). Kumar afirma que, além do baixo aquecimento, a falta de pressão do ombro sobre o material também afeta o escoamento, evitando que ele preencha toda a região de soldagem (KUMAR et al., 2008)

Figura 89 - (a) Defeito de túnel (*Worm hole*) na Condição 5. (b) vazios (*Voids*) e Defeito de túnel (*Worm hole*) na Condição 6. (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

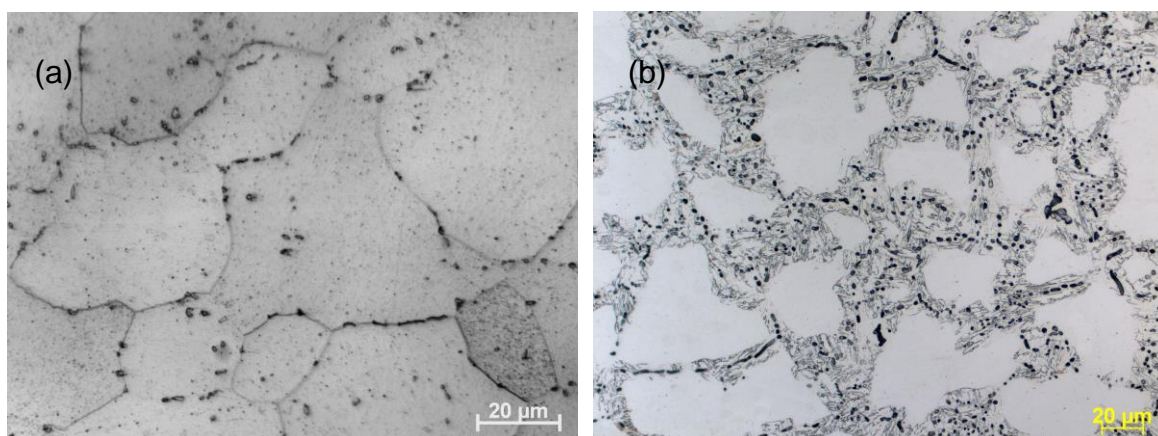
Assim, para o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, as condições de soldagem que apresentam a melhor combinação entre acabamento superficial e qualidade da junta, com a velocidade de rotação de 800 rpm e força axial de 22 kN, foi a Condição 3, a qual não apresenta excessiva produção de rebarbas e falhas na raiz da junta. Enquanto, para as soldas FSW utilizando 450 rpm como velocidade de rotação destaca-se a Condição 4, que utiliza uma força axial de 20 kN, pois esta junta apresenta-se livre do defeito de túnel presente nas demais condições soldadas com a mesma velocidade de rotação.

5.4.3.2 Detalhamento Microestrutural

Analisando microestruturalmente as condições 3 e 4, as quais apresentaram a melhor combinação entre acabamento superficial e presença de defeitos, dentre as condições soldadas com velocidades de rotação de 800 rpm e 450 rpm. É possível observar uma diferença microestrutural significativa entre o metal de base (MB) e a zona termicamente afetada (ZTA), pois para ambas as condições, enquanto o metal base apresenta apenas grãos ferríticos equiaxiais, na zona termicamente afetada tem-se grãos ferríticos circundados por martensita como mostra a Figura 90 e Figura 91. De acordo com SONG et al., (2012), na soldagem FSW de aços inoxidáveis ferríticos, desde que a composição química não estabilize completamente a ferrita, qualquer região exposta a temperaturas em torno de 1000°C, podem

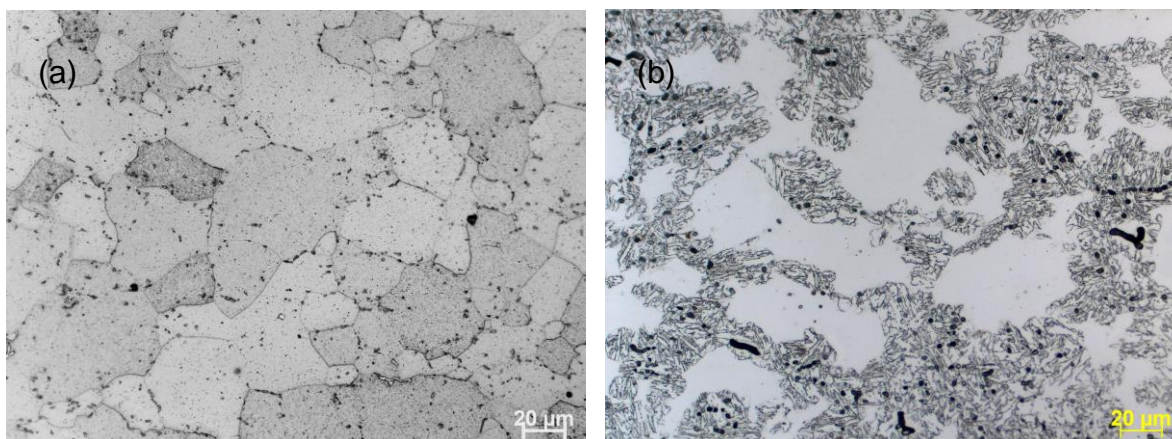
sofrer taxas de resfriamento entre 8.5° C/s a 2.2° C/s propiciando a transformação martensítica.

Figura 90 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 3 do aço AISI 410S (a) MB (Aumento 1000x). (b) ZTA (Aumento 500x).



Fonte: Elaborada pelo autor.4

Figura 91 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 4 do aço AISI 410S (a) MB (Aumento 500x). (b) ZTA (Aumento 500x).

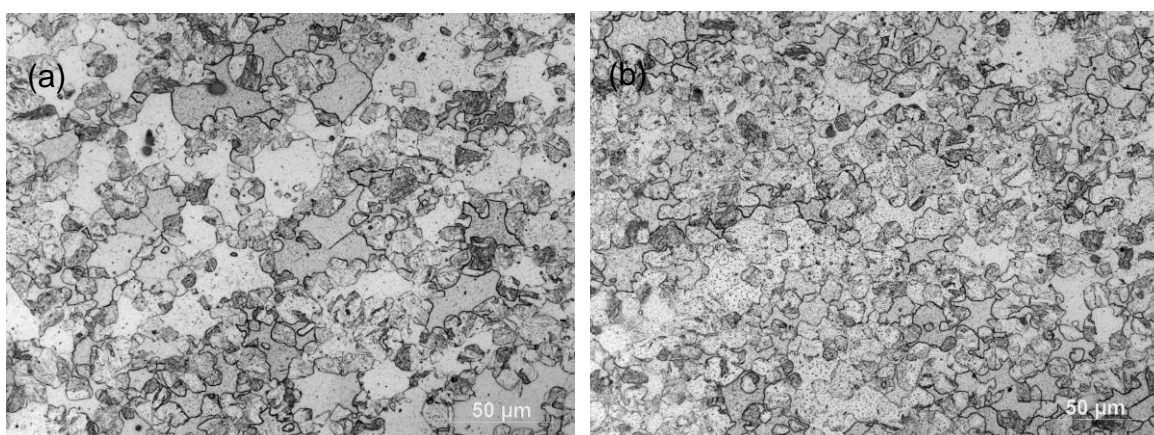


Fonte: Elaborada pelo autor.

Ambas as condições, apresentaram um intenso refino de grão na zona de mistura com grãos mais grosseiros na parte superior e grãos mais deformados com um intenso refino na região inferior, como pode ser observado na Figura 92 para a Condição 3. Nas soldas FSW

realizadas por LAKSHMINARAYANAN et al., (2010) com o aço inoxidável ferrítico AISI 409M, o qual apresenta uma composição química próxima ao AISI 410S. Com a utilização de elevadas velocidades de rotação, os grãos ferríticos grosseiros do metal base foram alteradas para uma microestrutura duplex na zona de mistura, com uma estrutura muito fina de ferrita e martensita, devido às rápidas taxas de resfriamento e a severa deformação plástica induzida pela agitação e atrito da ferramenta com o material. Entretanto, AHN *et al.*, (2012), também considera os efeitos da recristalização dinâmica no processo de refino de grão, na zona de mistura de soldas FSW de aços inoxidáveis ferríticos.

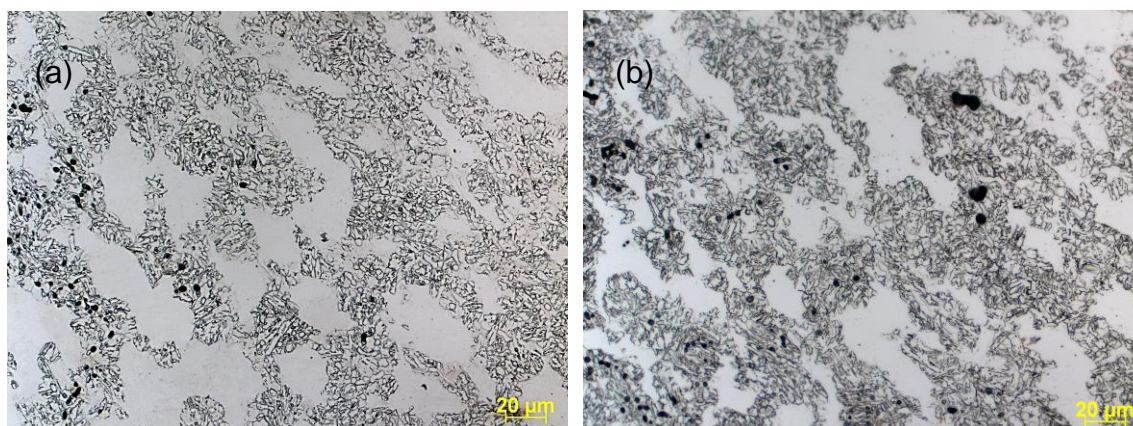
Figura 92 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 3 do aço AISI 410S (a) ZM Superior (Aumento 200x). (b) ZM Inferior (Aumento 200x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

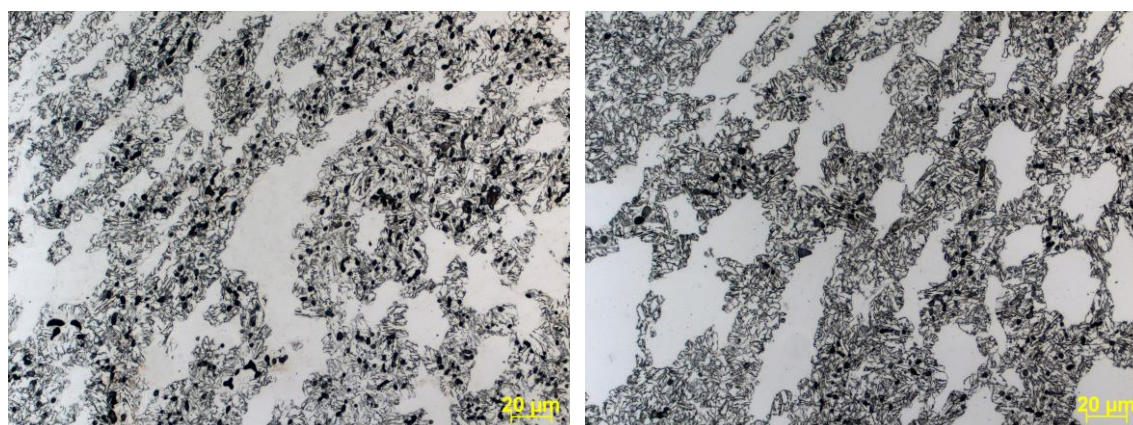
A zona termomecanicamente afetada (ZTMA), das juntas FSW produzidas com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, tanto para a Condição 3, soldada com uma velocidade de rotação de 800 rpm, como para a Condição 4, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm, grãos ferríticos alinhados a direção do fluxo do material imposto pela movimentação da ferramenta, assim como observado por AHN *et al.*, (2012), além da presença de martensita. Esta deformação dos grãos ferríticos foi encontrada tanto para o lado de recuo como no lado de avanço das condições 3 e 4, como mostra a Figura 93 e Figura 94.

Figura 93 - Micrografias obtidas por microscopia ótica do aço AISI 410S (a) ZTMA Condição 3 Lado de Avanço (Aumento 500x). (b) ZTMA Condição 4 Lado de avanço (Aumento 500x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 94 - Micrografias obtidas por microscopia ótica do aço AISI 410S (a) ZTMA Condição 3 Lado de Recuo (Aumento 500x). (b) ZTMA Condição 4 Lado de Recuo (Aumento 500x).



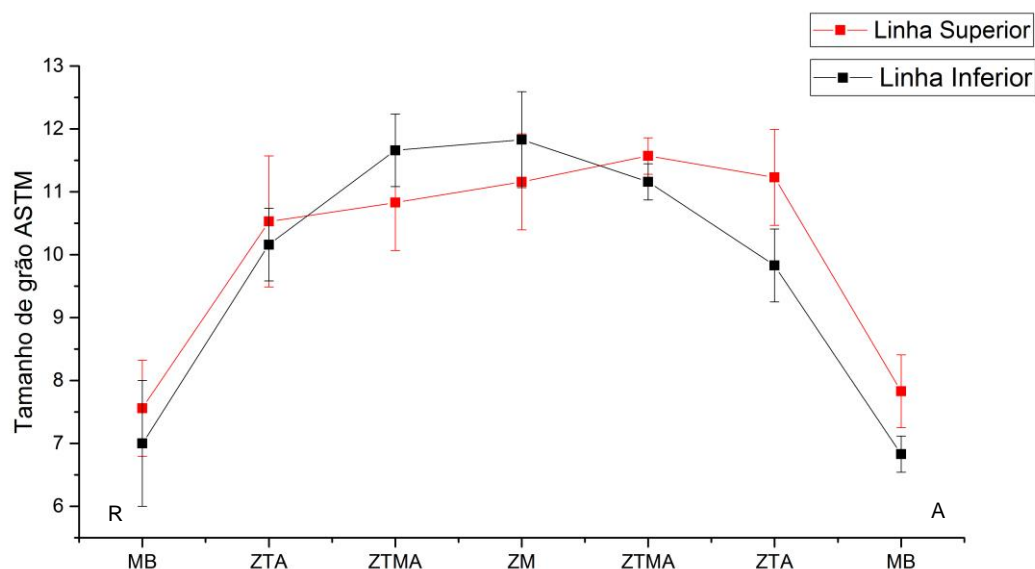
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.3.3 Análise de Tamanho de grão

Através da análise de tamanho de grão ASTM das condições soldadas com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, de acordo com o método do intercepto de grão da norma ASTM E 112. É possível reafirmar as observações realizadas no detalhamento microestrutural, pois enquanto no metal de base temos um grão ASTM 7, as zonas termicamente e termomecanicamente afetadas das condições 3 e 4 apresentam um tamanho

de grãos ASTM próximo de 12 como mostra a Figura 95 e Figura 96, sendo este refino bem mais evidente na zona de mistura inferior, em ambas as condições.

Figura 95 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 3 do aço AISI 410S.

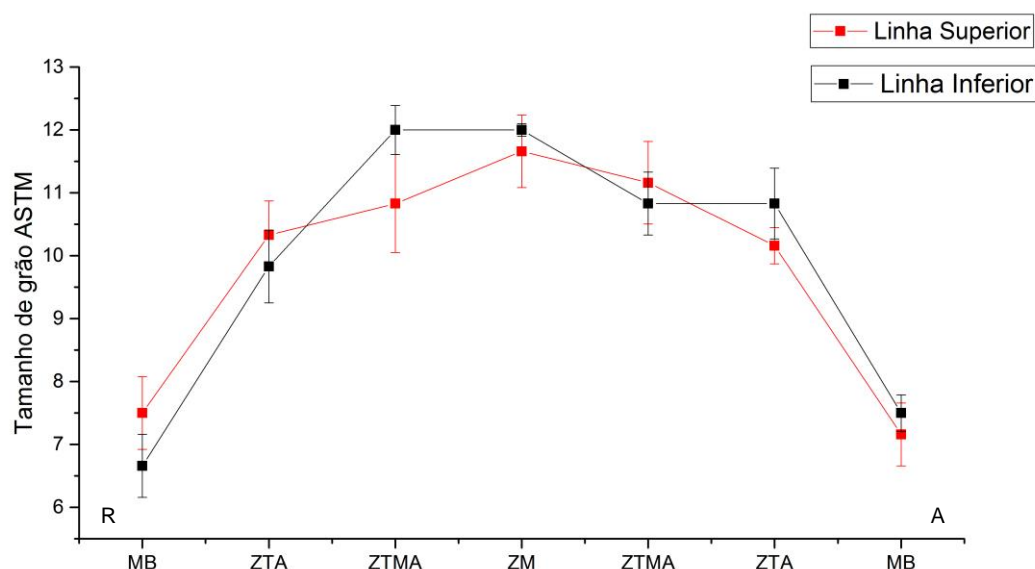


Fonte: Elaborada pelo autor.

A Figura 96 mostra um resultado semelhante ao observado por CHO *et al.*, (2011), na análise de tamanho de grão em soldas FSW de aços inoxidáveis ferríticos, também utilizando o método de intercepto de grão. Verificando que, embora a distribuição de tamanho de grão seja maioritariamente uniforme na zona de mistura, o tamanho de grão no lado de avanço tende a ser um pouco maior do que no lado recuo. Devido as temperaturas mais elevadas desta região e, conseqüentemente, as velocidades de resfriamento mais lentas que propiciam o crescimento do grão.

Na zona de mistura, entre as principais causas deste intenso refino, pode-se citar as elevadas taxas de resfriamento que combinadas com a intensa deformação plástica imposta pela ferramenta, propiciam o refino do grão. Além da intensa transformação martensítica nas zonas termicamente afetada, termomecanicamente afetada e na zona de mistura.

Figura 96 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 4 do aço AISI 410S.

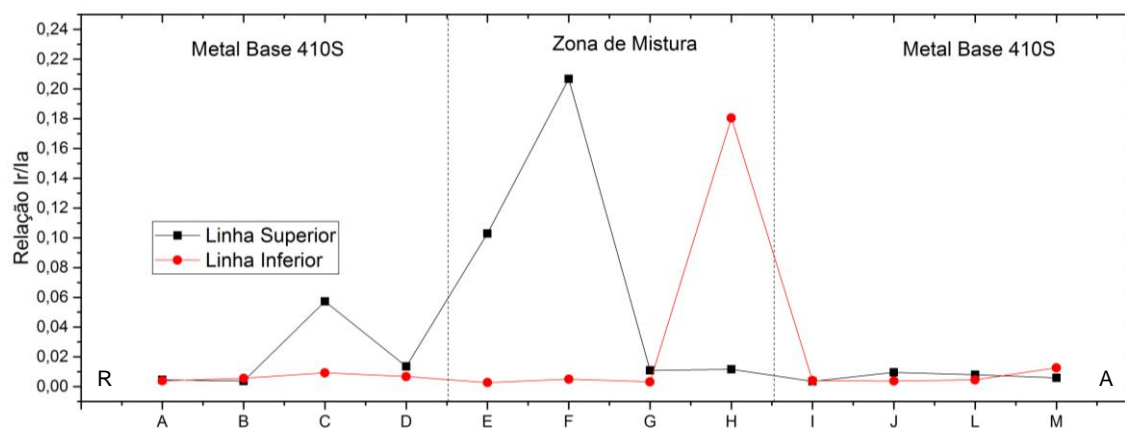


Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.3.4 Ensaio de Corrosão

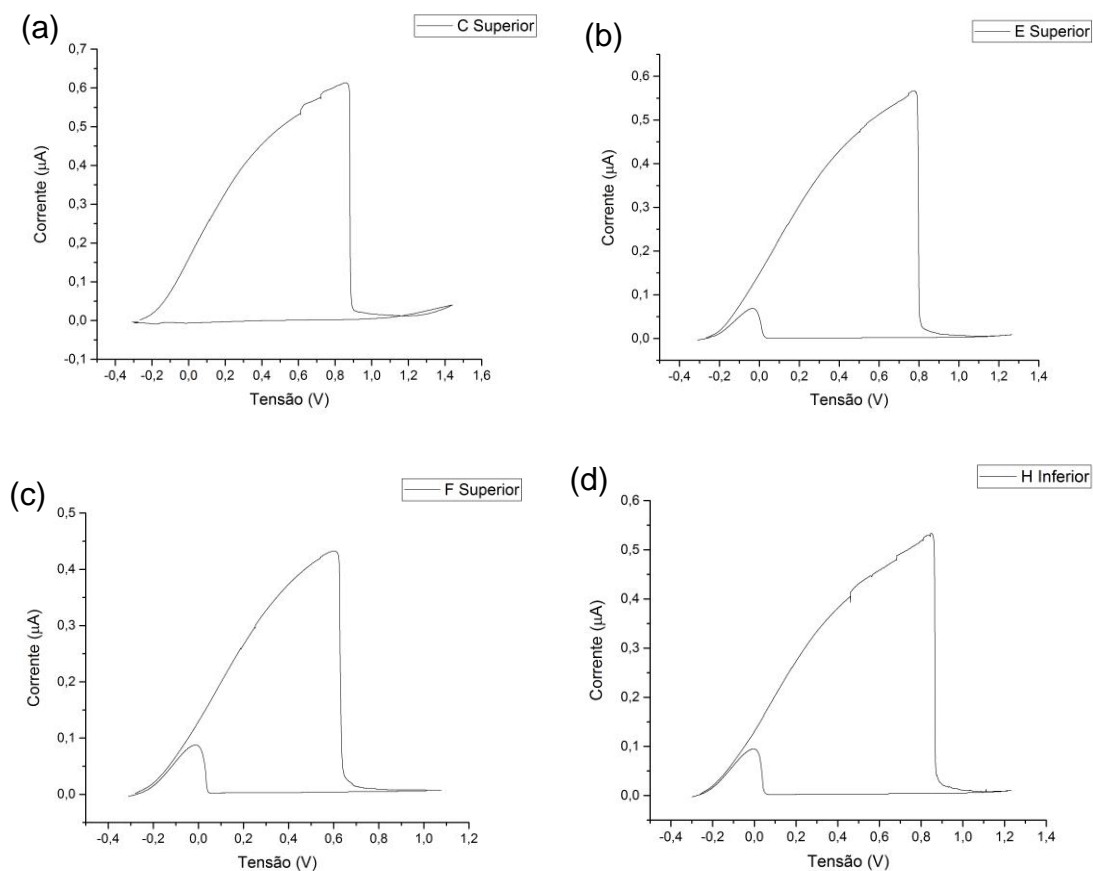
A análise da susceptibilidade à corrosão intergranular, das melhores soldas FSW produzidas com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, mostraram picos de reativação nos gráficos de corrente versus tensão obtidos pela técnica eletroquímica de reativação potenciocinética cíclica (EPR-DL) tanto para a Condição 3, soldada, com uma velocidade de rotação de 800 rpm, como para a Condição 4, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm. Na análise da relação (I_r/I_a) para a Condição 3 mostrada na Figura 97, é possível perceber que as maiores reativações ocorreram na zona de mistura e à medida que se aproxima do lado de avanço, cujos estudos mostram a maior ocorrência de geração de calor, sendo esta relação entre os picos de reativação e ativação mais crítica para a linha superior com valores próximos a 0,22.

Figura 97 - Relação Ir/Ia para a Condição 3 do aço AISI 410S.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 98 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 1 do aço AISI 410S (a) B Superior (b) D Inferior (c) E Inferior (d) F Inferior.

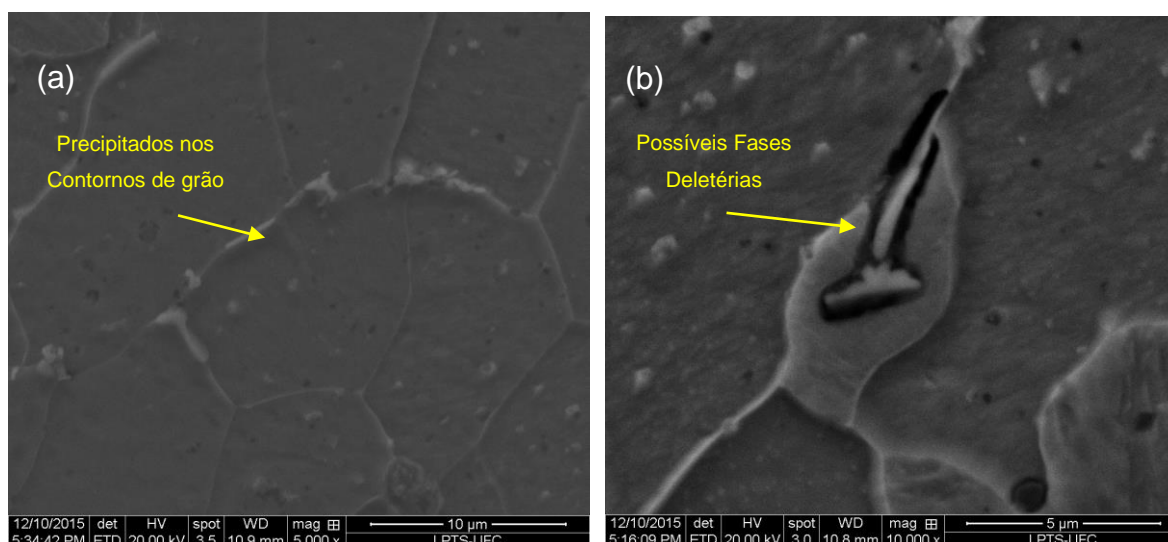


Fonte: Elaborada pelo autor.

Através da análise por microscopia eletrônica de varredura da Condição 3, na região correspondente aos pontos F e H, apresentados na Figura 97 e localizados na zona de mistura em uma região mais próxima do lado de avanço, foram observados finos precipitados nos contornos de grãos além da formação de possíveis fases deletérias como mostra a Figura 99. A análise feita por EDS detectou altos teores de cromo nesses precipitados com valores em torno de 21% de cromo (Figura 100). Valores estes, bastante superiores aos 12,8% de cromo presentes no metal base. Portanto, acredita-se que ocorra a formação de uma zona empobrecida de cromo nas regiões próximas a esses precipitados e conseqüentemente mais susceptíveis a corrosão intergranular.

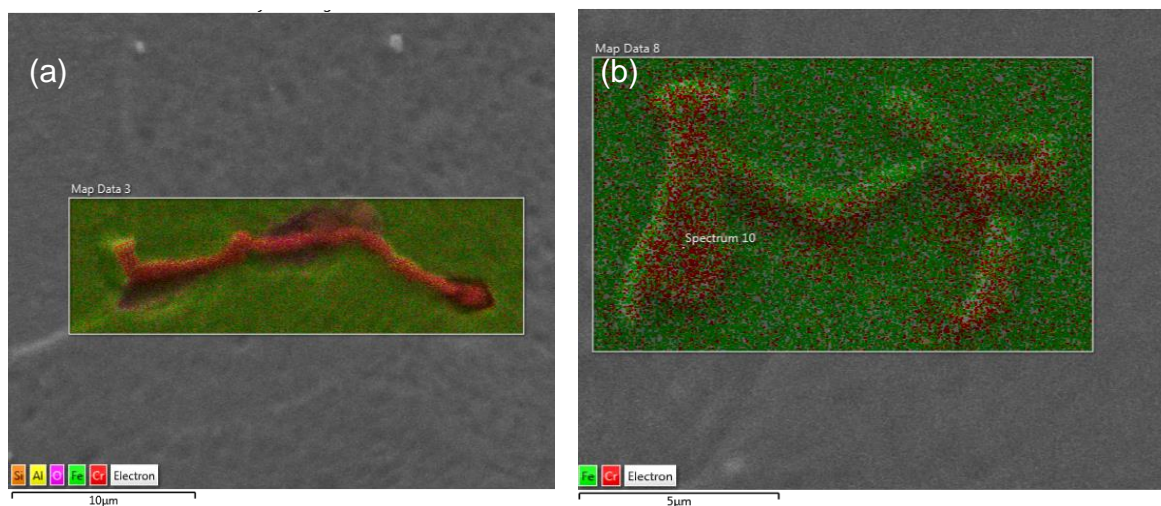
LAKSHMINARAYANAN et al., (2013), em seu trabalho analisando a susceptibilidade a corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico AISI 409M, pela técnica EPR-DL atribuiu a sensitização, em condições com elevado aporte térmico, à precipitação de carbonetos de cromo $Cr_{23}C_6$ nos contornos de grão da ferrita. Entretanto, para detectar estes precipitados os autores utilizaram a microscopia eletrônica de transmissão.

Figura 99 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da Condição 3 do aço AISI 410S
(a) Precipitação de carbonetos (Aumento 5000x). (b) Provável formação de fases deletérias (Aumento 10000x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 100 - Análise realizada por EDS (*energy dispersive x-ray detector*) apresentando precipitados com (a) 16,44 Wt% de cromo (b) 21,06 % Wt de cromo.

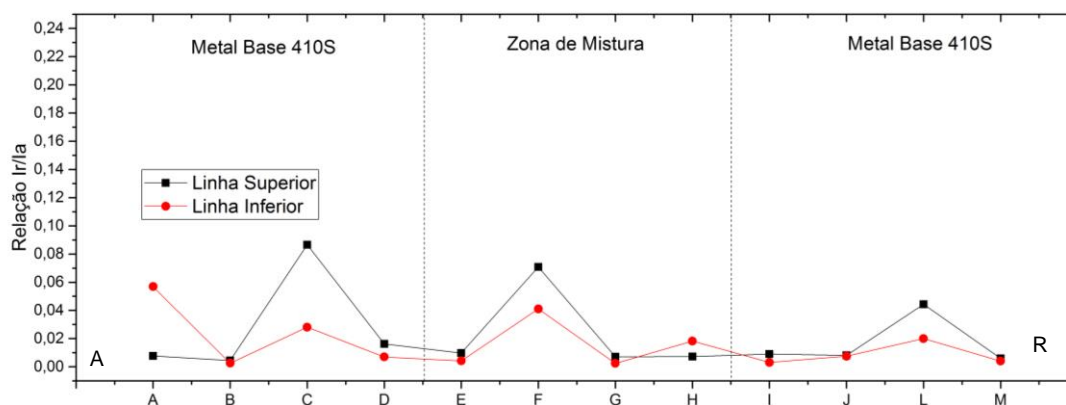


Fonte: Elaborada pelo autor.

Devido à redução do aporte térmico em torno de 400 J/mm, e a consequente redução das temperaturas envolvidas no processo para a Condição 4, uma considerável redução nos valores de (Ir/Ia) em relação a Condição 3 (Figura 101) foi observada. Entretanto, foram encontrados picos de reativação nos gráficos obtidos pela técnica (EPR-DL) tanto na zona de mistura como no lado de avanço (Figura 102), sendo essas reativações mais críticas na linha superior como também foi observado na Condição 3.

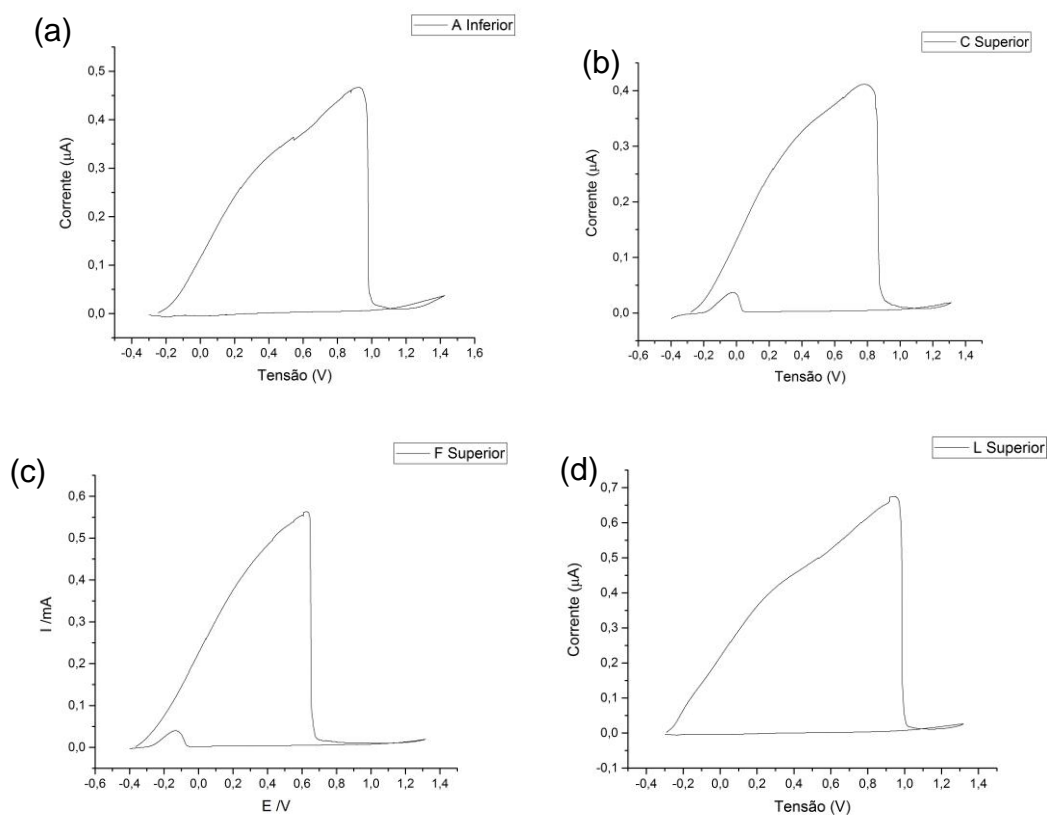
Na análise da resistência a sensitização do aço inoxidável ferrítico AISI 409M, realizado por LAKSHMINARAYANAN et al., (2012) mostra-se que apesar deste material apresentar uma melhor resistência a corrosão intergranular quando soldado pelo processo FSW, em comparação ao processo TIG, as soldas produzidas ainda sofrem com a sensitização em regiões submetidas a temperaturas mais elevadas. Assim como foi observado nas soldas FSW produzidas neste estudo para o aço inoxidável ferrítico AISI 410S.

Figura 101 - Relação Ir/Ia para a Condição 4 do aço AISI 410S.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 102 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 1 do aço AISI 410S (a) A Inferior (b) C Superior (c) F Superior (d) S Superior.



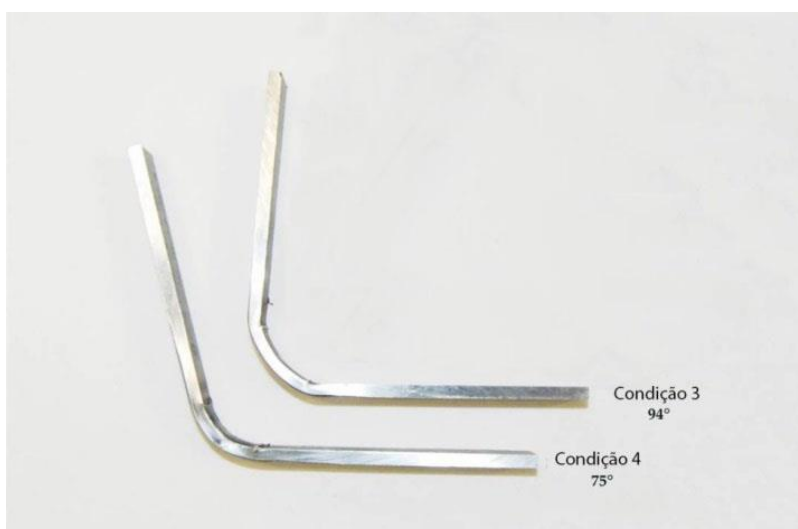
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.4 Avaliação das Propriedades Mecânicas

5.4.4.1 Dobramento

As condições 3 e 4, as quais apresentaram melhor acabamento superficial e uma macroestrutura com ausência de defeitos ao longo da zona de mistura foram submetidas ao ensaio de dobramento. A Condição 3, soldada com 800 rpm e 22 kN, suportou um ângulo de dobramento de 94° para a propagação de falhas na raiz da solda. A Condição 4, soldada com 450 rpm e 20 kN, suportou apenas 75°, apresentando assim uma baixa ductilidade em relação a condição soldada com maior velocidade de rotação (Figura 103).

Figura 103 - Amostras de dobramento depois do ensaio, amostras AISI 410S.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.4.2 Microdureza

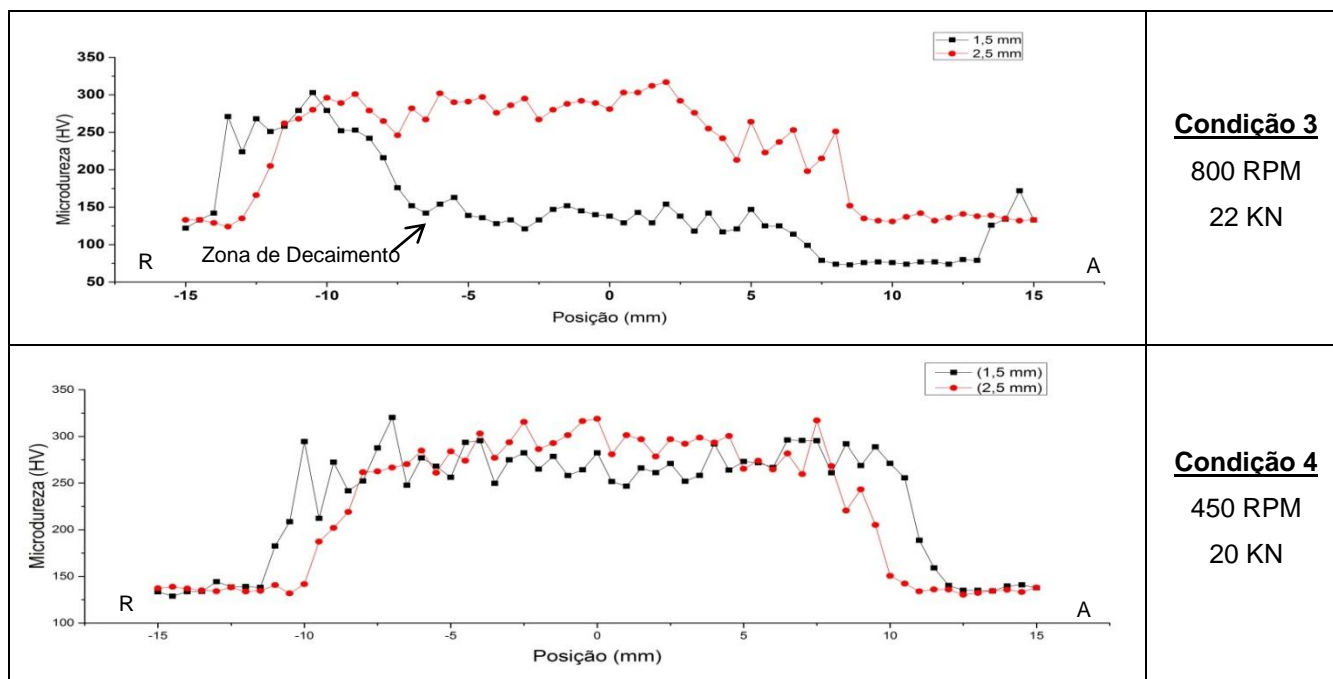
Os perfis de microdureza foram obtidos ao longo da superfície da seção transversal das juntas em linhas a 1,5 mm e 2,5 mm do topo da junta soldada. Em todas as amostras analisadas, foi possível verificar picos de microdureza entre 300 HV e 350 HV na zona de mistura, valor este bastante superior ao verificado no metal base que é em torno de 150 HV. Esse considerável aumento nos valores de microdureza da zona de mistura ocorre devido tanto às transformações martensíticas como ao considerável refino de grão verificado

nesta região. Essas transformações martensíticas, também foram observadas em trabalhos utilizando processos de soldagens a arco elétrico para união do aço inoxidável ferrítico AISI 410S como o desenvolvido pelo SILVA, C. C. *et al.*, 2006, o qual mostra que para este material houve a formação de martensita na zona termicamente afetada, entretanto ocorreu a formação de zonas de crescimento de grão.

Para a amostra soldada com uma velocidade de rotação a 800 rpm e força axial de 22 kN (Condição 3), uma queda significativa de microdureza foi observada na transição entre zona de mistura e zona termicamente afetada do lado de avanço na linha indentada a 1,5 mm da superfície, como pode ser visto na Figura 104. Este decréscimo, nos valores de microdureza na região próxima à superfície do lado de avanço ocorre em virtude das maiores temperaturas alcançadas nesta região, as quais diminuem a taxa de resfriamento e propiciam o aumento do tamanho de grão ferrítico. Além disso, maiores temperaturas devido ao maior aporte térmico resultam em velocidades de resfriamento mais lentas, favorecendo uma diminuição na fração de martensita. Essas temperaturas mais elevadas são observadas à medida que se aproxima da região de contato entre a ferramenta e a amostra, além do lado de avanço ser submetido a temperaturas maiores em comparação ao lado de recuo (LIU *et al.*, 2010).

Na condição 4, soldada com a velocidade de rotação de 450 rpm e com um aporte térmico inferior as condições 2 e 3, não foi verificado decaimento de microdureza, apresentando valores elevados e constantes ao longo de toda a zona de mistura e termicamente afetada, como pode ser observado na Figura 104. Nesta condição, não ocorre distinção nos valores de microdureza entre os lados de avanço e recuo, esta simetria pode ser atribuída à geometria da ferramenta, que combinada com os parâmetros mais frios, garantem um melhor fluxo de material, como observado por THREADGILL, (2007) e conseqüentemente uma distribuição de temperatura mais homogênea.

Figura 104 - Perfil de microdureza das amostras AISI 410S.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.4.4.3 Tração

As propriedades de resistência à tração uniaxial foram determinadas para o metal base do aço inoxidável ferrítico AISI 410S e para cada uma das condições melhor avaliadas na análise superficial e de defeitos. Os cinco corpos de prova de cada condição foram extraídos das placas soldadas, sendo a carga aplicada transversalmente ao cordão de solda e, conseqüentemente, a direção de laminação. A Tabela 22 apresenta as principais propriedades de tração obtidas nos ensaios. Os resultados são apresentados em termos de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento. As propriedades de tração do metal base encontrados são superiores aos valores apresentados na literatura, pois as variações na composição química e no processo de fabricação, entre o aço analisado neste estudo e aço verificado na norma, podem ocasionar estas diferenças.

Em todos os corpos de prova a fratura ocorreu no metal base (Figura 106) e de acordo com a Tabela 22 as amostras apresentaram propriedades de tração similares ao metal base, com as duas condições apresentando um limite de resistência à tração superior e um limite de escoamento equivalente. Entretanto foi possível observar que as soldas produzidas

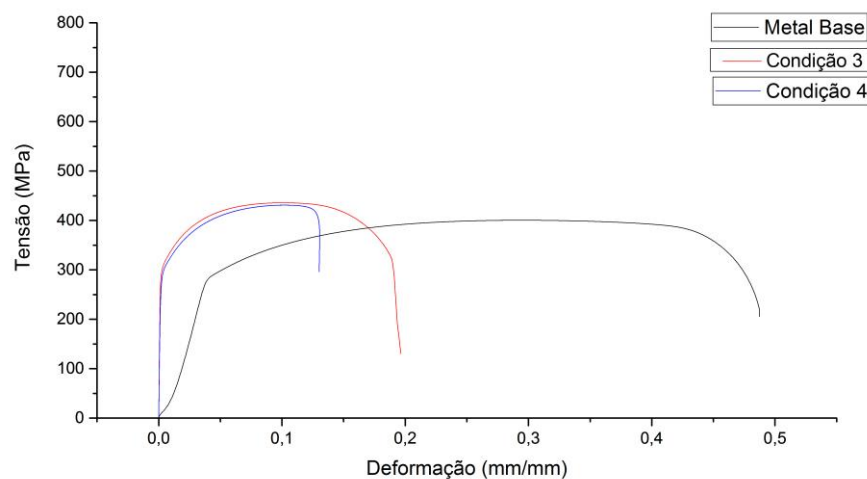
por FSW utilizando o aço AISI 410S apresentaram uma redução no alongamento percentual em relação ao metal base em cerca de 20% (Figura 105), sendo essa redução mais crítica para a Condição 4, soldada com uma velocidade de rotação de 450 rpm e uma força de 20 kN. O valor de alongamento da Condição 3, são semelhantes ao observado na norma ASTM A240. YANO *et al.*, 2013 ao desenvolverem a união do aço inoxidável ferrítico AISI 409, por meio do processo FSW, cuja composição assemelha-se ao aço AISI 410S, também observou uma redução do alongamento percentual nos ensaios de tração uniaxial realizados a temperatura ambiente, resultando em valores inferiores aos observados neste trabalho.

Tabela 22 - Valores obtidos dos ensaios de tração para o aço AISI 410S.

| Condição | Lim. De Escoamento (MPa) | Lim. de Resistência (MPa) | Alongamento (%) |
|-----------|-----------------------------|------------------------------|-----------------|
| 3 | 303 ± 2,6 | 436 ± 0,7 | 19 ± 1,2 |
| 4 | 295 ± 1,0 | 432 ± 0,9 | 14 ± 1,6 |
| MB | 312 ± 1,1 | 429 ± 1,5 | 44,37 ± 0,4 |
| ASTM A240 | 205 | 415 | 22 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 105 - Comparação entre os gráficos Tensão versus Deformação das condições 3 e 4 e o metal base do aço AISI 410S.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 106 - Corpos de prova após o ensaio de tração uniaxial (a) Condição 3 (b) Condição 4.



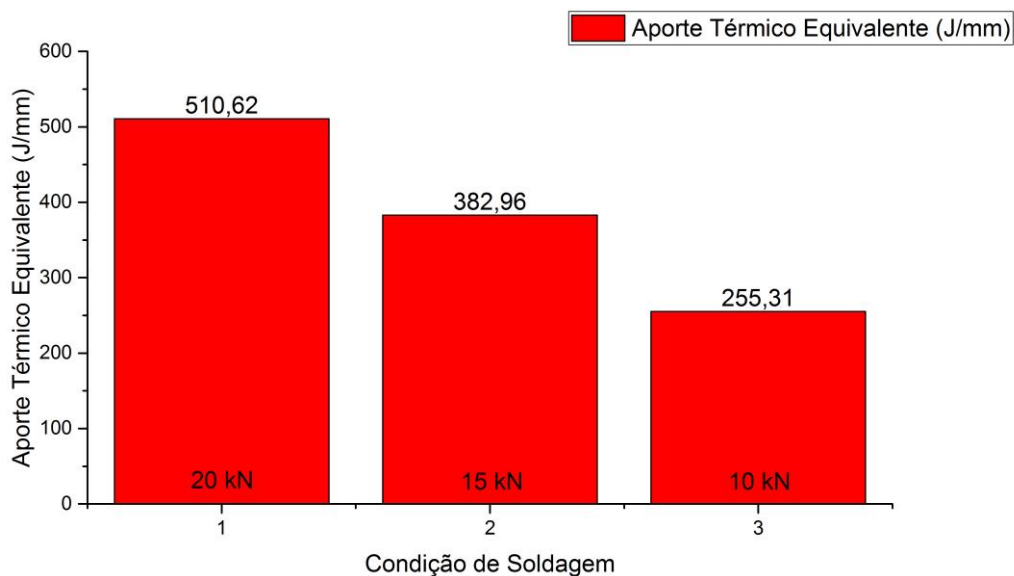
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

5.5.1 *Análise de Parâmetros*

Conforme apresentado anteriormente, os parâmetros do processo estão diretamente relacionados com o aporte térmico. Assim, para cada condição é possível prever a quantidade de calor gerada, utilizando-se a Equação 1 (DEQING et al., 2004). Pela Figura 107 é possível observar que o aporte térmico, para as condições soldadas mantendo a velocidade de rotação em 450 rpm, diminui conforme o decréscimo da força de 20 kN para 10 kN. Entretanto, esses decréscimos, em torno de 130 J/mm, entre as condições 1,2 e 3 não são tão significativos como os observados quando ocorre à diminuição da velocidade de rotação para o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, o qual apresenta decréscimos em torno de 430 J/mm, entre condições que a força axial é mantida constante e a velocidade de rotação diminui de 800 rpm para 450 rpm. Este fato comprova a menor influência da força na geração de calor.

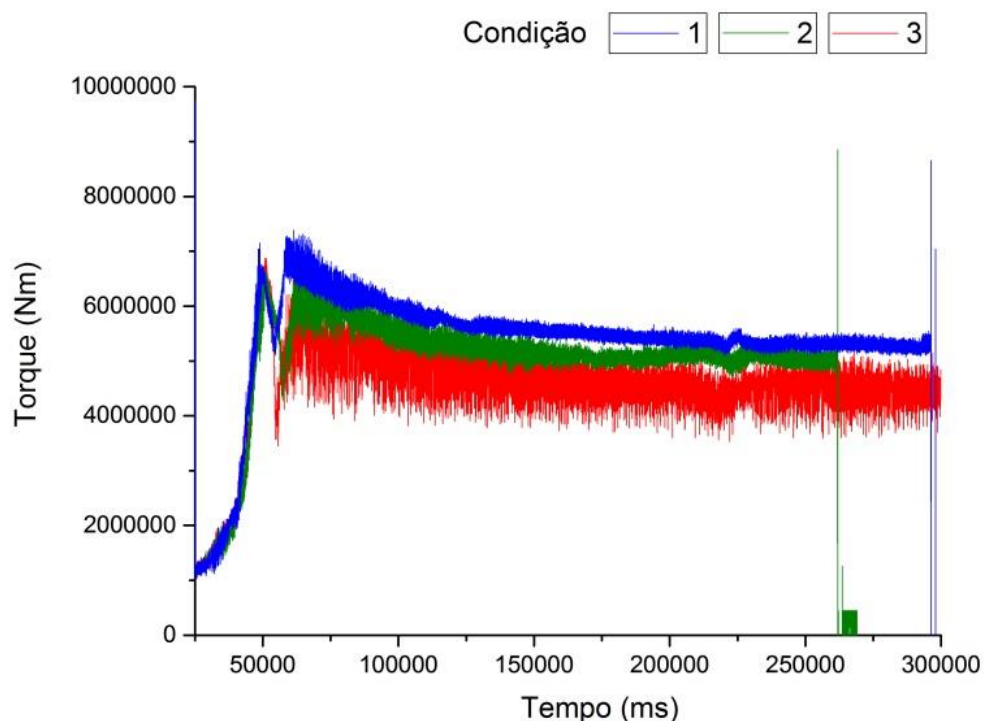
Figura 107 - Aporte térmico equivalente calculado para as diferentes condições de soldagem aplicadas ao aço AISI 444 pelo processo FSW.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Pela análise dos parâmetros do processo FSW é possível observar que o torque exercido pela ferramenta decresce com a diminuição da aplicação da força, pois o torque para a Condição 3, soldada com 10 kN de força é menor que para a Condição 1, soldada com 20 kN. Quanto maior a força, maior a pressão da ferramenta sobre o material, sendo necessário um maior torque para a consolidação da rotação da ferramenta. Apesar do aumento da força gerar um aumento do aporte térmico, esta geração de calor não é suficiente para provocar um grau de amolecimento do material, necessário para que o material escoe mais facilmente e assim o torque diminua. Como para os outros aços analisados, o pico na parte inicial para cada uma das curvas foi associado ao gradiente de temperatura ao longo do processo de penetração. A temperatura naturalmente diminui da superfície de contato da ferramenta com a chapa no sentido do interior do material quando a ferramenta está sendo penetrada. Após o período de penetração, com a formação da camada plastificada imediatamente a frente do movimento da ferramenta, a temperatura atingiu o equilíbrio, não ocasionando mais variações no torque como pode ser observado na Figura 108.

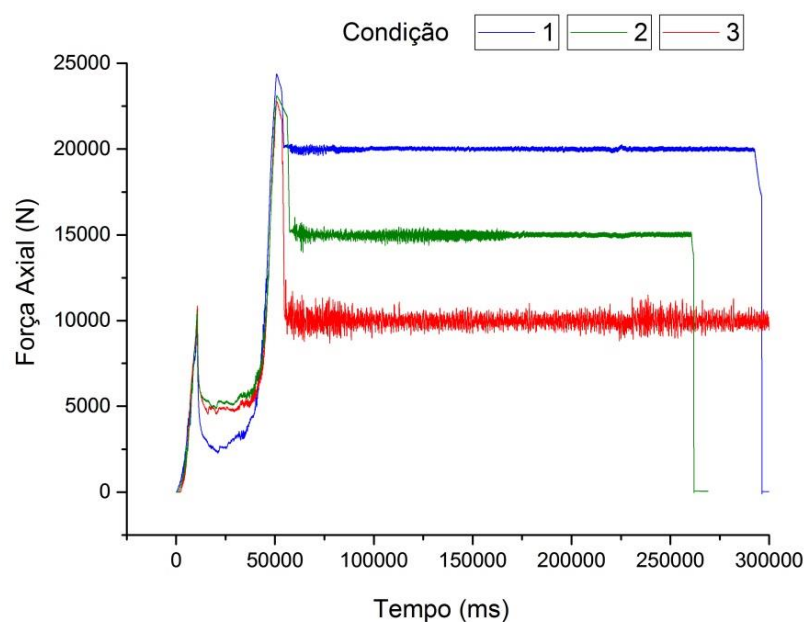
Figura 108 - Variação do torque durante a soldagem pelo processo FSW para o aço AISI 444.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Pode-se observar que as três curvas de força axial ao longo do tempo, para o aço inoxidável ferrítico AISI 444, apresentaram inicialmente um comportamento semelhante. Entretanto, das três soldas FSW analisadas a Condição 3 apresentou uma leve interferência na aplicação da força axial (Figura 109), mas sem alterações abruptas que comprometessem o fluxo do material e a consolidação da solda, não implicando na formação de defeitos volumétricos.

Figura 109 - Variação da força axial durante a soldagem pelo processo FSW para o aço AISI 444.

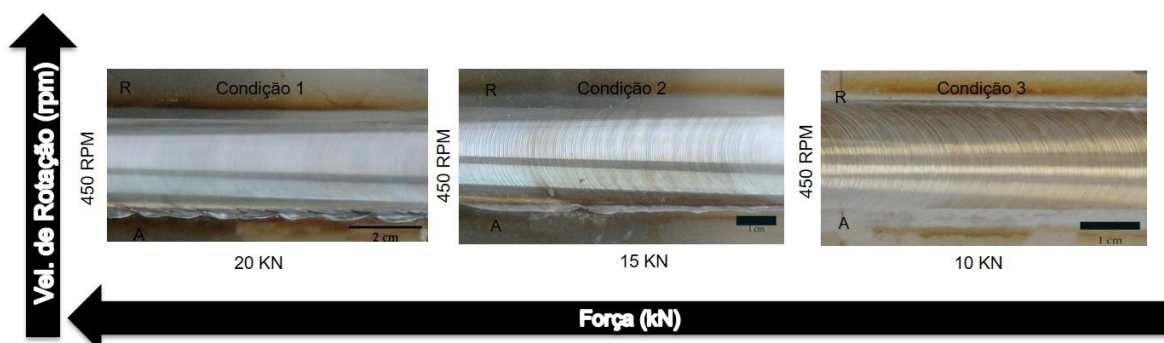


Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.2 Acabamento Superficial

Observando a Figura 110, verifica-se que a quantidade de rebarbas diminui conforme ocorre a diminuição da força axial de 20 kN para 10 kN, sendo a Condição 1 a solda na qual essas rebarbas são mais críticas. Apesar das três condições terem sido soldadas com uma velocidade de 450 rpm e, conseqüente, baixo aporte térmico, em nenhuma das condições foi observado falta de preenchimento na superfície ou cavidade superficial em virtude da falta de aquecimento do material.

Figura 110 - Acabamento superficial das diferentes soldas FSW produzidas para o aço AISI 444 em função da variação da força axial para o aço AISI 444.



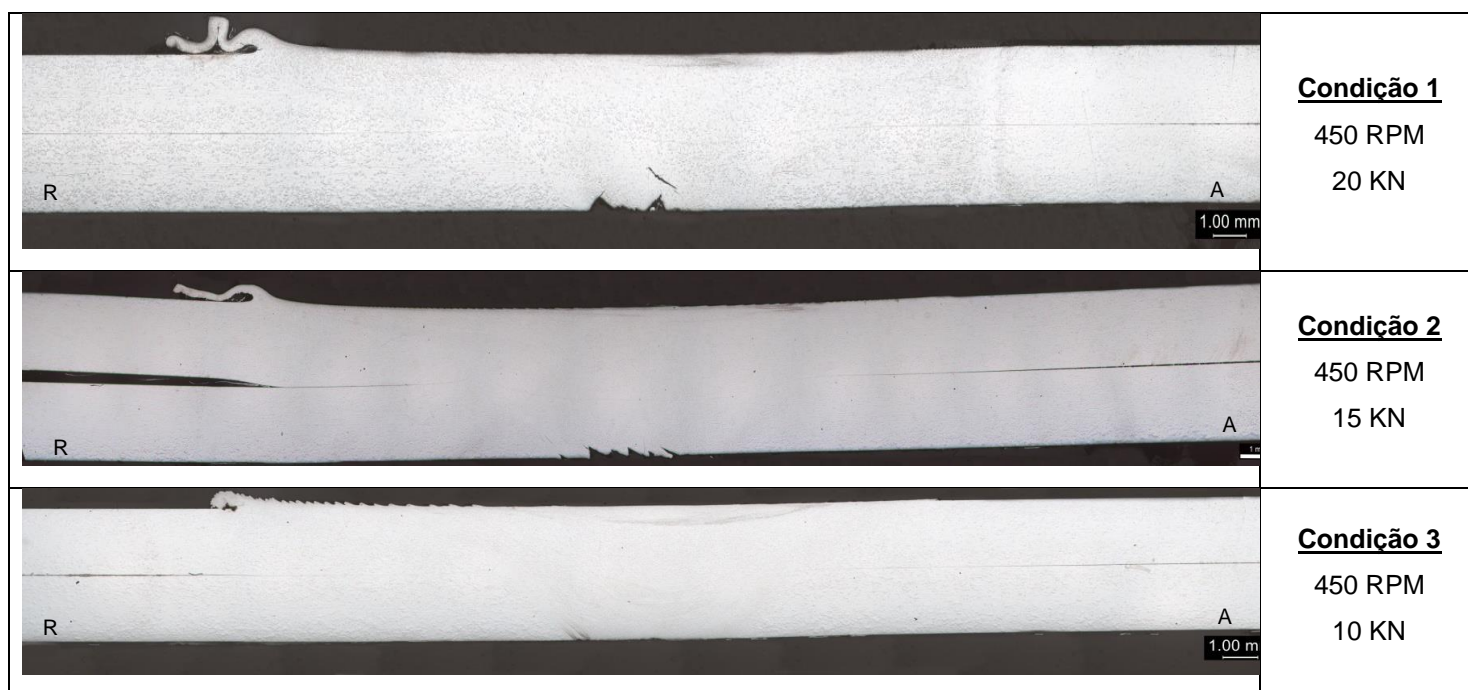
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.3 Caracterização Metalúrgica

5.5.3.1 Detalhamento Macroestrutural

Por meio da análise da seção transversal das soldas FSW do aço inoxidável ferrítico AISI 444 é possível verificar que os problemas mais recorrentes foram a presença de rebarbas (*Flash*) e falhas na raiz (*Root Flaws*) como mostra a Figura 111. As rebarbas foram formadas em virtude do aumento da força axial e as falhas na raiz devido a remoção das juntas da placa de apoio.

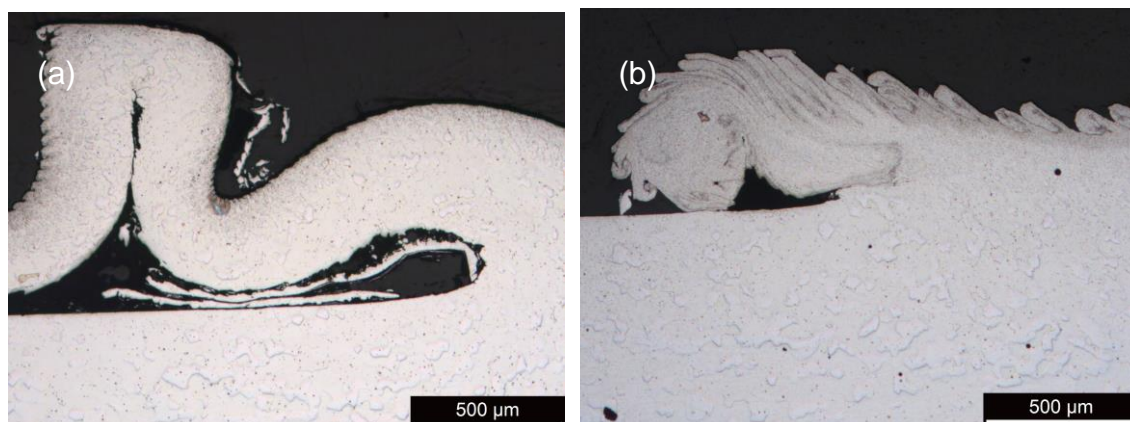
Figura 111 - Macrografias da seção transversal das diferentes condições soldadas do aço AISI 444.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Avaliando as macrografias das soldas FSW para o aço inoxidável ferrítico AISI 444, é possível reafirmar a alta produção de rebarbas, sendo elas mais críticas no lado de recuo em comparação ao lado de avanço, este fato é bem evidente para a Condição 1 com 450 rpm e força de 20 kN. Essa produção de rebarbas diminui conforme ocorre a diminuição da força axial, sendo menores para a Condição 3, com 450 rpm e força de 10 kN, conforme pode ser visto na Figura 112.

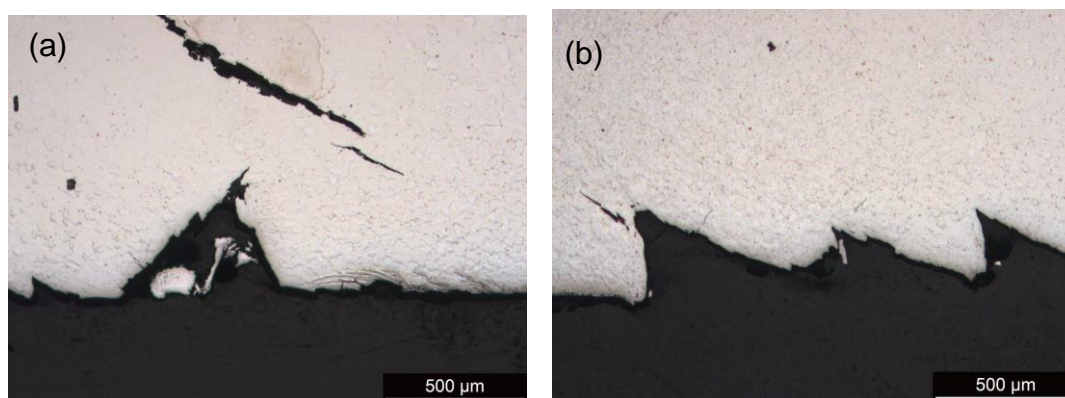
Figura 112 - (a) Excesso de rebarbas (*Flash*) na Condição 1. (b) Diminuição das Rebarbas (*Flash*) na Condição 3. (Aumento 50x).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nas condições 1 e 2 é possível verificar falhas na raiz da solda em virtude da retirada da junta soldada da contraplaca de apoio em virtude da alta penetração (Figura 113). Portanto, a Condição 3 é o melhor resultado obtido para o aço AISI 444, utilizando uma velocidade de rotação de 450 rpm, pois apresenta uma diminuição na produção de rebarbas e a ausência de falhas na raiz. Em nenhuma das condições soldadas foi verificada falta de preenchimento ou defeito de túnel que é um dos defeitos mais comuns encontrados em juntas soldadas por FSW, consistindo em regiões internas da junta soldada com ausência de material, formando vazios.

Figura 113 - (a) Falhas na raiz (*Root Flaws*) na Condição 1. (b) Falhas na raiz (*Root Flaws*) na Condição 2. (Aumento 50x).

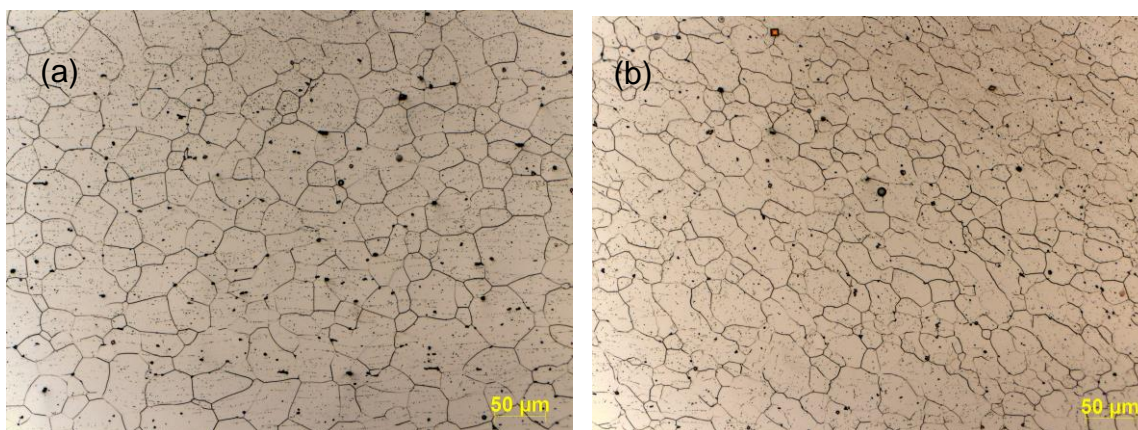


Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.3.2 Detalhamento Microestrutural

Analisando microestruturalmente a condição 3, a qual apresentou a melhor combinação entre acabamento superficial e presença de defeitos, dentre as condições soldadas com o aço inoxidável ferrítico AISI 444. É possível verificar que a principal diferença entre o metal base e a zona termomecanicamente afetada é a mudança de uma microestrutura com grãos ferríticos equiaxiais, no metal base, para a formação de grãos deformados e alongados, seguindo a direção do fluxo do material, imposta pela movimentação da ferramenta, na ZTMA (Figura 114). Ao contrário do que ocorre nas soldas FSW produzidas com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, não ocorreu a formação de martensita na zona termicamente afetada e termomecanicamente afetada. Assim, não são encontradas diferenças microestruturais significativas entre a ZTA e o MB.

Figura 114 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 3 do aço AISI 444 (a) MB (Aumento 200x). (b) ZTA (Aumento 200x).

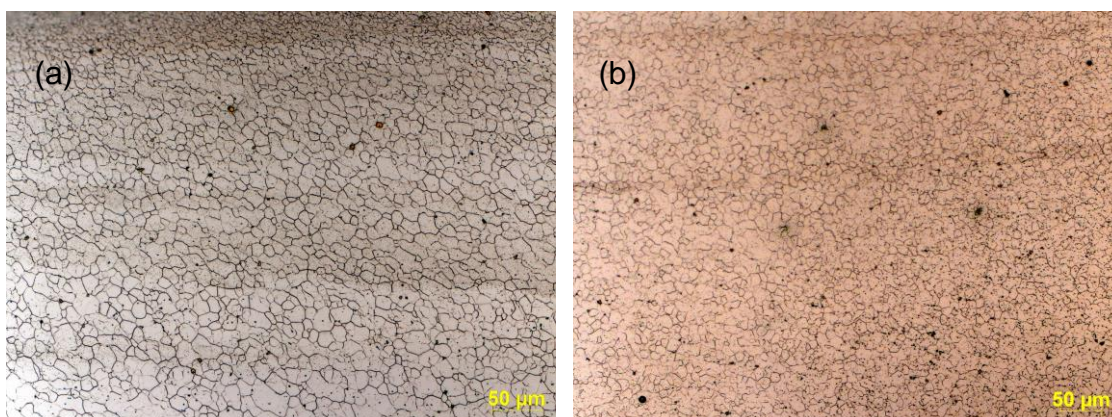


Fonte: Elaborada pelo autor.

Similar ao ocorrido nas juntas do aço inoxidável ferrítico AISI 410S, a Condição 3 apresenta uma zona de mistura com grãos bastante refinados. Sendo estes grãos mais finos a medida que ocorre o afastamento da superfície da amostra, pois assim as temperaturas mais baixas que geram taxas de resfriamento mais rápidas e, conseqüentemente, contribuem para o refino de grão juntamente com a intensa deformação plástica (Figura 115). Ao contrário do

que foi observado na zona de mistura das juntas do aço AISI 410S, a Condição 3 não apresentou transformações martensíticas na zona de mistura.

Figura 115 - Micrografias obtidas por microscopia ótica da Condição 3 do aço AISI 444 (a) ZM Superior. (b) ZM Inferior (Aumento 200x).

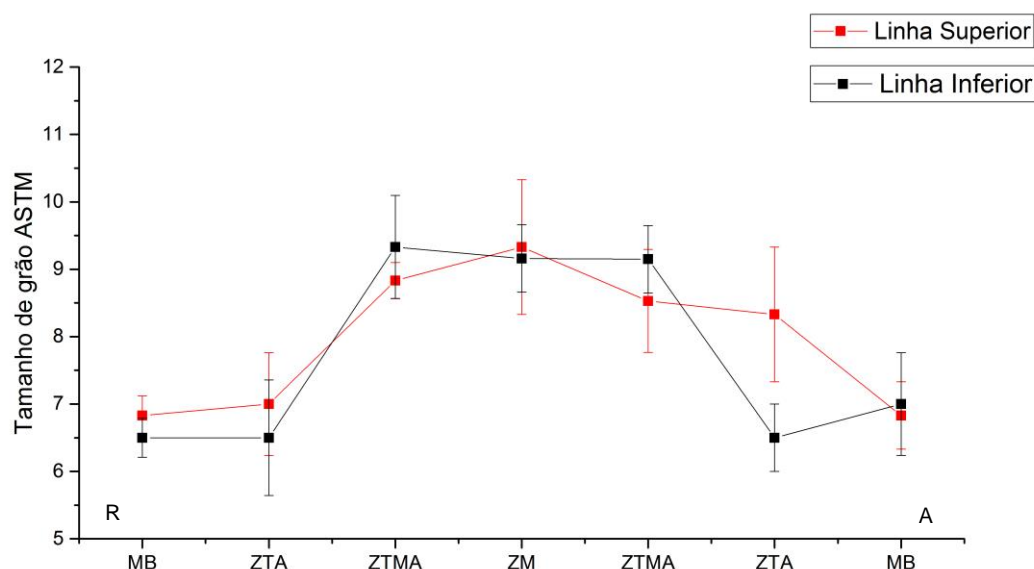


Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.3.3 *Análise de Tamanho de Grão*

Através da análise de tamanho de grão ASTM das condições soldadas com o aço inoxidável ferrítico AISI 444, de acordo com o método do intercepto de grão da norma ASTM E 112. Apesar do intenso refino de grão observado na zona de mistura durante o detalhamento microestrutural da Condição 3. Verifica-se um tamanho de grão ASTM inferior ao observado na zona de mistura das soldas FSW produzidas com o aço AISI 410S (Figura 116), caracterizando assim uma microestrutura mais grosseira para a junta FSW produzida com o aço AISI 444. Este fato, pode ser justificado pela ausência da microestrutura fina e agulhada característica da transformação martensítica na Condição 3.

Figura 116 - Tamanho de grão ASTM para a Condição 3 do aço AISI 444.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.3.4 Ensaio de Corrosão

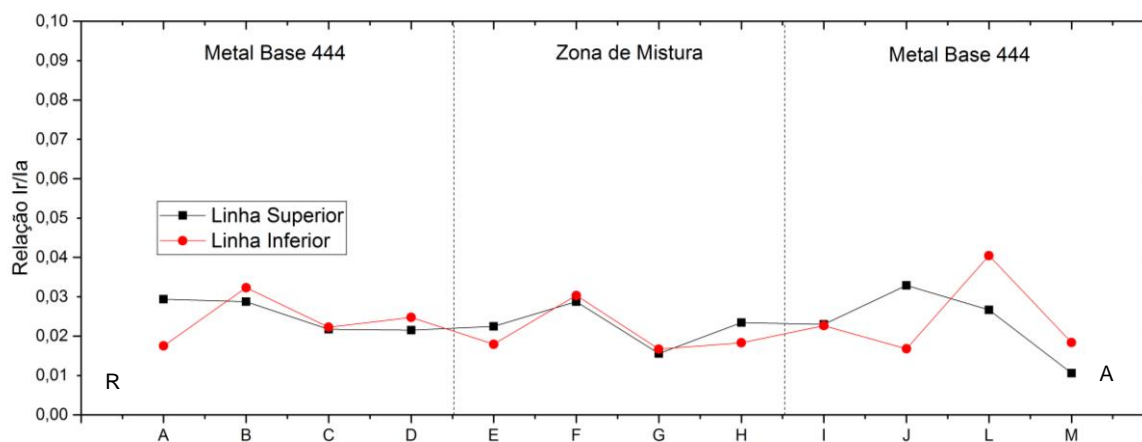
O ensaio de potencial eletroquímico de reativação potenciocinética cíclica (EPR-DL), foi realizado para a Condição 3, soldada com o aço inoxidável ferrítico AISI 444, devido a melhor relação entre acabamento superficial e análise de defeitos em sua seção transversal. Esta condição apresentou uma razão (I_r/I_a) inferior a 0,04 em todas as zonas analisadas (Figura 117), sem a presença de picos de reativação para os 24 ensaios EPR-DL realizados durante a varredura da amostra (Figura 118). Sendo verificado assim, um alto desempenho em relação a resistência a corrosão da solda FSW produzida com este material, estando ausente de regiões susceptíveis a corrosão intergranular. Sendo possível soldar o aço AISI 444, pelo processo FSW, sem que ocorra o fenômeno de sensitização.

Essa considerável melhora em relação a resistência a corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico AISI 444 em relação aos resultados mostrados para o aço AISI 410S ocorre em virtude do considerável aumento do teor de cromo de 12,8% para 17,8%, além da redução de carbono de 0,25% para 0,17%, pois desta forma tem-se menos carbono para

combinação com o cromo para a formação do carboneto de cromo Cr_{23}C_6 e evitando uma maior incidência de sua precipitação nos contornos de grão, além da contribuição da estabilização do aço AISI 444 com titânio e nióbio.

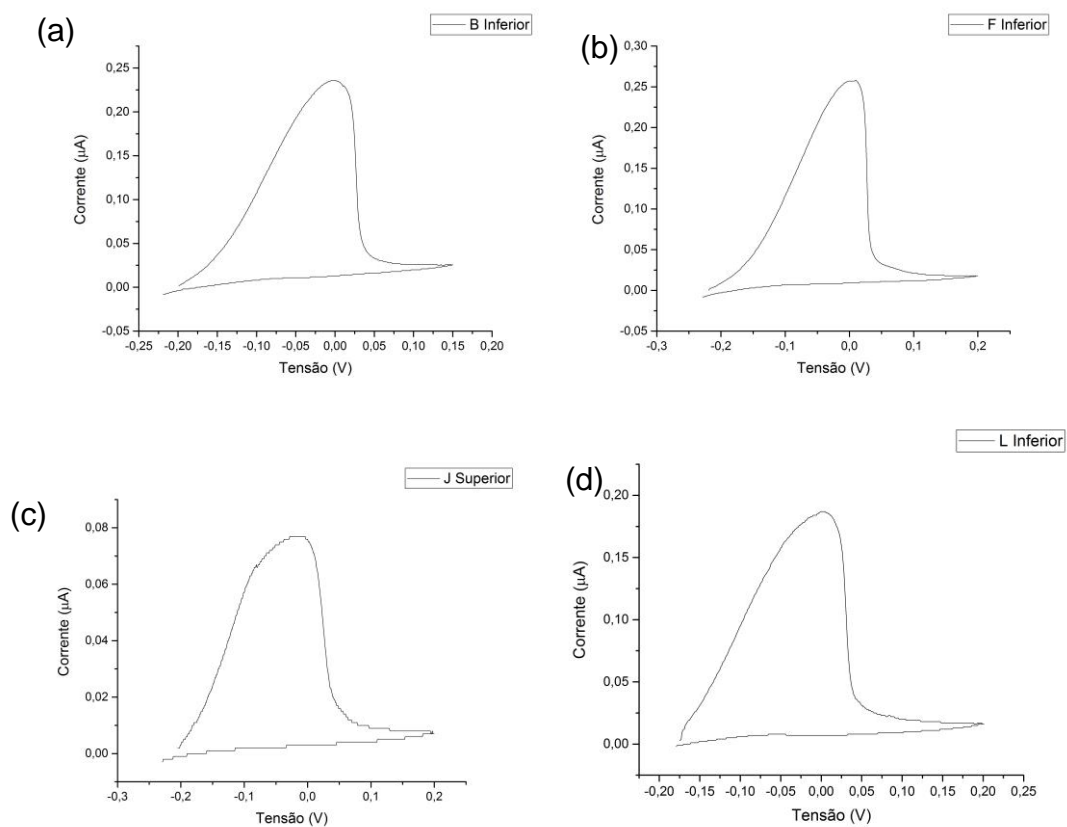
Entretanto, em processos de soldagem a arco elétrico como o eletrodo revestido, a elevada resistência a corrosão do aço AISI 444, pode ser deteriorada à medida que se aumenta o aporte térmico, pois SILVA *et al.*, (2007) verificou elevadas relações Ir/Ia em amostras do aço AISI 444, soldada pelo processo eletrodo revestido e também avaliadas em relação a resistência a corrosão intergranular pela técnica EPR-DL. Esses elevados valores de Ir/Ia foram atribuídos a precipitação de carbonetos de cromo na zona termicamente afetada que contribuíram para o fenômeno de sensitização.

Figura 117 - Relação Ir/Ia para a Condição 3 do aço AISI 444.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 118 - Gráficos de Tensão versus Corrente obtidos nos ensaio EPR-DL para Condição 1 do aço AISI 444 (a) B Inferior (b) F Inferior (c) J Superior 9 (d) L Inferior.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.4 Avaliação das Propriedades Mecânicas

5.5.4.1 Dobramento

Na primeira avaliação do desempenho mecânico das soldas FSW produzidas com o aço inoxidável ferrítico AISI 444, foi possível verificar que a falha na raiz da solda presente na Condição 1, soldada com a maior força axial, não foi determinante no ângulo de dobramento verificado e, conseqüentemente, na redução da ductilidade das soldas produzidas, apresentando um ângulo de dobramento de 130°, sendo o maior ângulo entre as condições analisadas para este material.

Valor este, bastante equivalente à Condição 3, soldada com uma força axial de 10 kN, a qual não foi possível observar falhas na raiz na análise macrográfica de sua seção transversal e, que alcançou um ângulo de dobramento de 129°. Entretanto, entre as soldas FSW analisadas, a Condição 2 soldada com uma força axial de 15 kN, suportou um ângulo de dobramento de apenas 80° até a propagação de trincas na raiz de sua solda (Figura 119).

Apesar da Condição 1 ter apresentado um ângulo de dobramento maior, a Condição 3 foi considerada a melhor avaliada, pois reúne um ângulo de dobramento bastante equivalente a Condição 1, além de apresentar uma ótima relação entre acabamento superficial e presença de defeitos ao longo da zona de mistura.

Figura 119 - Amostras de dobramento depois do ensaio, amostras AISI 444.



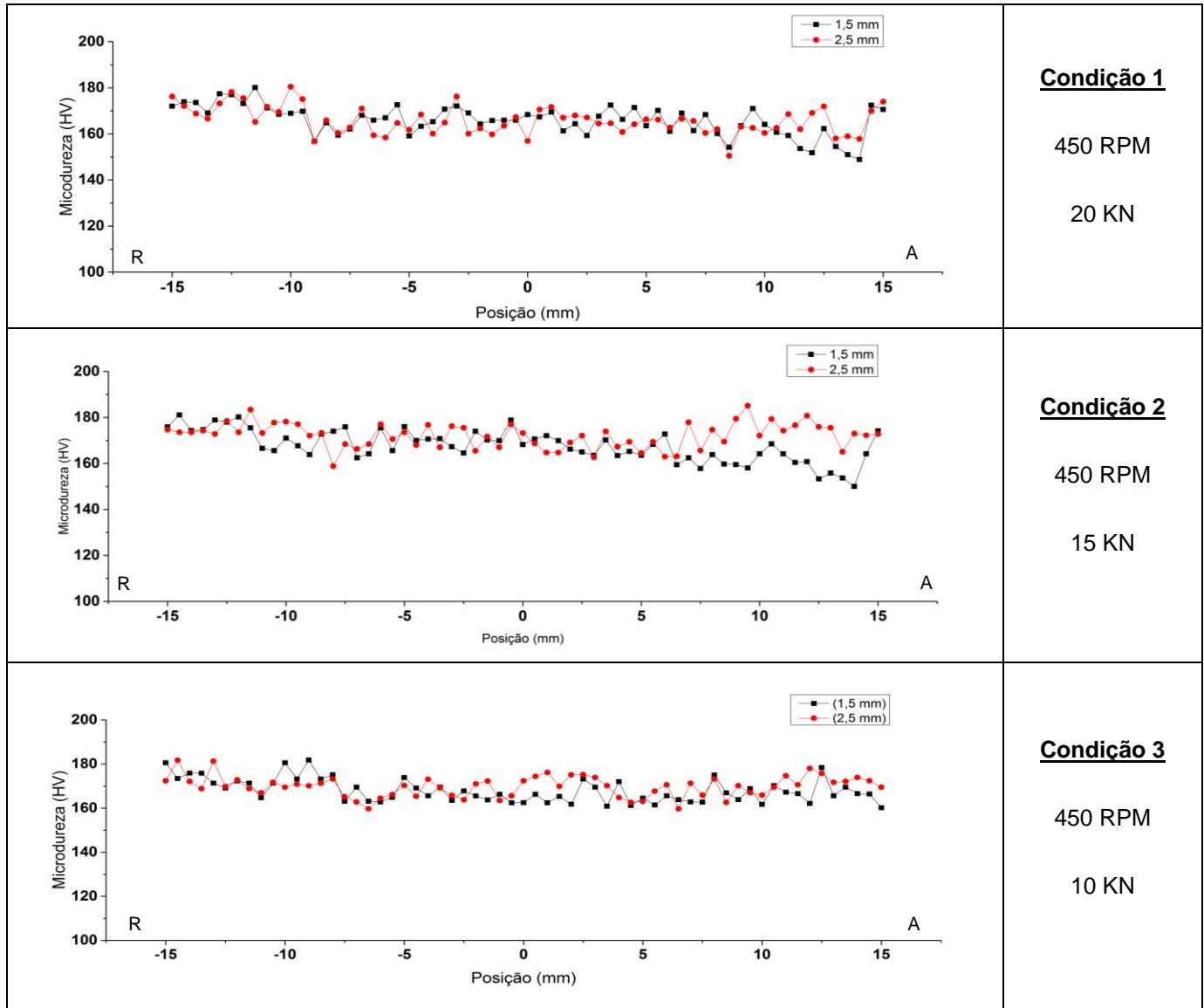
Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.4.2 Microdureza

Diferente do que ocorreu no perfil de microdureza das soldas FSW produzidas com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, no qual é possível observar picos de microdureza em torno de 300 HV ao longo da zona de mistura, para o aço inoxidável ferrítico AISI 444 para as três diferentes condições soldadas, é possível observar uma manutenção desses valores em uma faixa de microdureza similar ao encontrado no metal base com uma variação em torno de 170 HV.

Entretanto, para a Condição 1 e 2, as quais foram soldadas com as maiores forças axiais, ocorre um leve crescimento nos valores de microdureza na região do lado de recuo dessas soldas, principalmente para as condições 1 e 2, com valores próximos a 180 HV. Este fato ocorre devido as menores temperaturas alcançadas nessa região e, conseqüentemente, apresentam velocidades de resfriamento mais rápidas propiciando o refino do grão e o aumento dos valores de microdureza. Entre as soldas FSW avaliadas, a Condição 3 foi aquela, na qual ocorreu uma manutenção dos valores de microdureza de forma mais balanceada entre os lados de avanço e recuo como pode ser visto na Figura 120.

Figura 120 - Perfil de microdureza das condições soldadas com o aço AISI 444.



Fonte: Elaborada pelo autor.

5.5.4.3 Ensaio de Cisalhamento

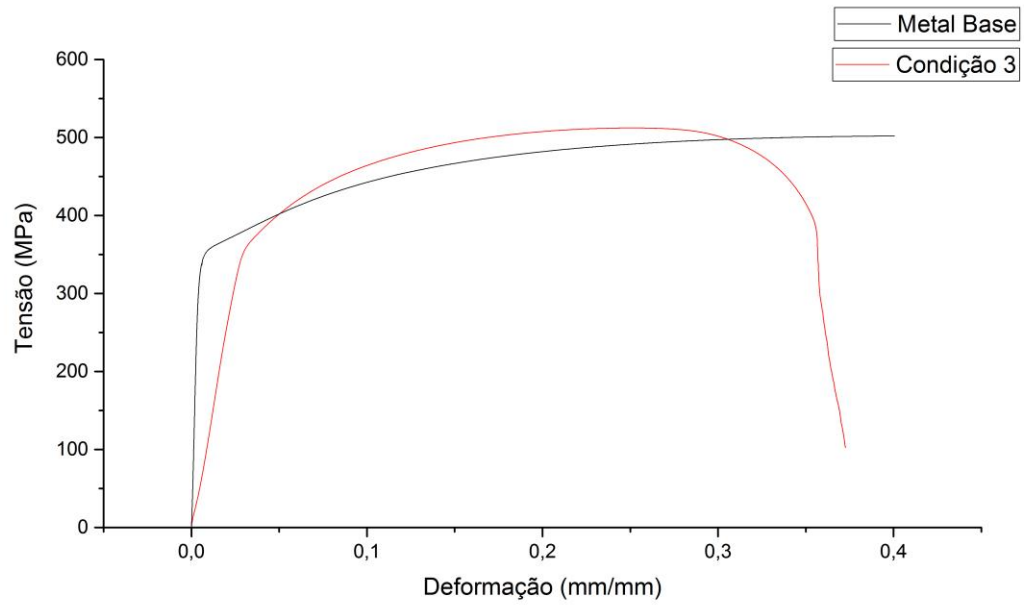
O aço inoxidável ferrítico AISI 444, cujas chapas apresentam 2 mm de espessura, foi soldado pelo processo FSW em juntas do tipo sobreposição, garantindo uma zona de mistura de 4 mm para todos os materiais. Portanto, a sua resistência mecânica foi avaliada através do ensaio de cisalhamento. Conforme mostra a Tabela 23, a Condição 3, a qual apresentou o melhor resultado na análise superficial e de defeitos, soldada com uma força axial de 10 kN, apresentou um limite de resistência a tração e um limite de escoamento superior ao encontrado no metal base e na norma ASTM 240 (Figura 121). E um alongamento percentual superior ao encontrado para as duas melhores condições soldadas pelo processo FSW com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S e bastante equivalente ao encontrando no metal base, sendo o melhor alongamento percentual entre os diferentes aços inoxidáveis soldados pelo processo FSW.

Tabela 23 - Valores obtidos dos ensaios de cisalhamento para o aço AISI 444.

| Condição | Lim. De Escoamento (MPa) | Lim. de Resistência (MPa) | Alongamento (%) |
|-----------------|-------------------------------------|--------------------------------------|------------------------|
| 3 | 404,5 ± 0,6 | 512,5 ± 0,6 | 37,9 ± 0,9 |
| MB | 375,9 ± 4,7 | 504,7 ± 1,6 | 37,8 ± 3,4 |
| ASTM A240 | 275 | 415 | 20 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 121 - Comparação entre os gráficos Tensão versus Deformação das condições 3 e o metal base do aço AISI 444.



Fonte: Elaborada pelo autor.

6. CONCLUSÕES

Baseado nos resultados experimentais referentes à análise dos parâmetros do processo FSW, aplicados na união de juntas similares dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e 316L e dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 410S e AISI 444, e suas implicações nas alterações microestruturais, resistência à corrosão intergranular e propriedades mecânicas, foi possível concluir que:

Aspectos Operacionais:

- Por meio do cálculo do aporte térmico das diferentes soldas FSW produzidas é possível observar a forte influência dos parâmetros do processo na geração de calor, sendo a velocidade de rotação o parâmetro mais influente;
- O torque exercido pela ferramenta diminuiu com o aumento do aporte térmico gerado pelo aumento da velocidade de rotação e o consequente maior grau de amolecimento do material;
- O aumento da força axial ocasiona um aumento do torque, pois quanto maior a força maior a pressão da ferramenta sobre o material, sendo necessário um maior torque para a consolidação da rotação da ferramenta;
- Pela análise da força axial foi possível observar que a instabilidade em sua aplicação implica na formação de defeitos volumétricos ao longo da zona de mistura.
- Em relação ao acabamento superficial, para todos os materiais o problema mais recorrente foi a alta produção de rebarbas, sendo mais crítica para as condições soldadas com elevadas forças axiais.
- Pela análise de defeitos é possível observar que para os austeníticos, a presença de vazios e falta de penetração, foram os defeitos mais recorrentes, enquanto os ferríticos apresentaram elevada produção de rebarbas e excesso de penetração;

Aspectos Metalúrgicos:

- Por meio do detalhamento microestrutural das juntas FSW dos aços inoxidáveis austeníticos, fica evidente que a principal diferença, entre a ZTA e a ZTMA, é a formação de grão austeníticos serrilhados e alongados na ZTMA, seguindo a direção do fluxo do material imposto pela movimentação da ferramenta. E que a fração de ferrita- δ é mais intensa na ZTMA de condições soldadas com os maiores aportes térmicos.
- As microestruturas das juntas do aço inoxidável ferrítico AISI 410S, demonstram a formação de uma microestrutura formada de grãos ferríticos circundados por martensita tanto na ZM como na ZTA e ZTMA.
- Na análise microestrutural das juntas FSW do aço inoxidável ferrítico AISI 444, não foi observada a presença de transformação martensítica tanto na ZM como na ZTA e ZTMA.
- Foram verificados na análise de tamanho de grão ASTM, que no lado de avanço das juntas FSW dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L, que nas condições soldadas com maiores aportes térmicos, ocorreu um crescimento do grão em virtude das temperaturas mais elevadas e taxas de resfriamento mais lentas.
- As juntas soldadas com os aços inoxidáveis ferríticos AISI 410S e AISI 444 apresentaram intenso refino de grão na zona de mistura, sendo este refino mais evidente para o aço AISI 410S devido as transformações martensíticas.

Aspectos de Desempenho:

- Pela técnica EPR-DL, foi possível comprovar a elevada resistência a corrosão das soldas dos aços AISI 316L e AISI 444 produzidas pelo processo FSW, sem a presença de regiões susceptíveis a corrosão intergranular.
- Foi verificado a presença de regiões sensibilizadas nas condições soldadas com maior aporte térmico, tanto para o aço inoxidável austenítico AISI 304L como para o aço

inoxidável ferrítico AISI 410S. Em virtude da precipitação de carbonetos de cromo e de outras possíveis fases deletérias.

- Nos ensaios de dobramento, as amostras que apresentam uma maior ductilidade e foram capazes de suportar os maiores ângulos até a propagação de trincas na raiz de suas soldas, foram as soldadas com o aço inoxidável ferrítico AISI 444, devido à ausência dos vazios e falhas na raiz, as quais foram observadas nas juntas produzidas com os aços inoxidáveis austeníticos e da transformação martensítica presente no aço inoxidável ferrítico AISI 410S.
- Foi observado um aumento nos valores de microdureza ao longo das juntas FSW soldadas com o aço inoxidável ferrítico AISI 410S, devido as contribuições tanto do intenso refino de grão com das transformações martensíticas.
- Na análise do desempenho mecânico realizada pelo ensaio de tração, nas juntas FSW dos aços inoxidáveis austeníticos, foram verificados limites de escoamento equivalentes ao metal base e superiores a norma ASTM A240, apesar da baixa ductilidade devido os defeitos presentes, enquanto as juntas FSW dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 410S e AISI 444, apresentaram alta performance mecânica tanto em relação ao limite de escoamento como ao limite de resistência a tração e alongamento percentual.

7. REFERÊNCIAS

ABBASI GHARACHEH, M. *et al.* The influence of the ratio of “rotational speed/traverse speed” (ω/v) on mechanical properties of AZ31 friction stir welds. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** v. 46, n. 15, p. 1983–1987 , dez. 2006.

AHN, B.W. *et al.* Microstructures and properties of friction stir welded 409L stainless steel using a Si₃N₄ tool. **Materials Science and Engineering: A** v. 532, p. 476–479 , 15 jan. 2012.

AL-AKEL, Abdulhamid S.; ABDELATIF, A. K.; GHARBIA, F. Abo. EFFECT OF PREHEATING ON HOT CRACKING SUSCEPTIBILITY OF WELDED AUSTINITIC STAINLESS STEELS. **KFUPM** v. 5, p. 243–255 , 2002.

ARBEGAST, William J. A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. **Scripta materialia** v. 58, n. 5, p. 372–376 , 2008.

CAETANO, Gerbson Queiroz *et al.* Análise da Susceptibilidade À Corrosão Localizada De Metais De Solda Da Classe AWS E309 Submetidos A Rápido Envelhecimento. Natal, Rio Grande do Norte: [s.n.].10 jun. 2011

CAPELARI, T.V. **Avaliação do desempenho de ferramentas na soldagem de alumínio AA 5052 pelo processo FSW**. Dissertação de Mestrado – UFRGS, Porto Alegre, 2006.

CAPELARI, Tiago Valdameri; MAZZAFERRO, José Antônio Esmerio. Avaliação da Geometria de Ferramenta e Parâmetros do Processo FSW na Soldagem da Liga de Alumínio AA 5052. **Revista Soldagem e Inspeção, São Paulo**, v. 14, n. 3, p. 215-227, 2009.

CARBÓ, H. M. **Aço Inoxidável: Aplicações e Especificações**. São paulo: Acesita, 2001.

CARVALHO, J. A. N.; BÁLSAMO. P. S.; ANDRADE, J. R. **Tubos de aço P444A para aquecimento de caldo em usinas de açúcar**. Relatório técnico – Acesita S/A [S.l: s.n.], 2002.

CHEN, Y. C. *et al.* Banded structure and its distribution in friction stir processing of 316L austenitic stainless steel. **Journal of Nuclear Materials** v. 420, n. 1, p. 497–500 , 2012.

CHEN, Y. C. *et al.* Friction stir processing of 316L stainless steel plate. **Science and Technology of Welding and Joining** v. 14, n. 3, p. 197–201 , 1 abr. 2009.

CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos, 7^a edição, 1998. **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Brasil** , [S.d.].

CHO, Hoon-Hwe *et al.* Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A** v. 528, n. 6, p. 2889–2894 , 15 mar. 2011.

COOK, George E. *et al.* Robotic friction stir welding. **Industrial Robot: An International Journal** v. 31, n. 1, p. 55–63 , 2004.

CUI, S.; CHEN, Z. W. Effects of tool speeds and corresponding torque/energy on stir zone formation during friction stir welding/processing. In: **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. IOP Publishing, 2009. p. 012019.

DAVIS, Joseph R. *et al.* (Ed.). **Stainless steels**. ASM international, 1994.

DAWES, C. J.; THOMAS, W. M. **Friction stir butt welding**. UK: TWI, 1999. 10 p. .

DEQING, Wang; SHUHUA, Liu; ZHAOXIA, Cao. Study of friction stir welding of aluminum. **Journal of materials science** v. 39, n. 5, p. 1689–1693 , 2004.

DILLON, C. P. **Corrosion resistance of stainless steels**. CRC Press, 1995.

DU, Dongxu *et al.* Gradient characteristics and strength matching in friction stir welded joints of Fe–18Cr–16Mn–2Mo–0.85 N austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A** v. 616, p. 246–251 , 2014.

FRATINI, Livan; BUFFA, Gianluca. CDRX modelling in friction stir welding of aluminium alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** v. 45, n. 10, p. 1188–1194 , ago. 2005.

GENEVOIS, Cécile *et al.* On the coupling between precipitation and plastic deformation in relation with friction stir welding of AA2024 T3 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering: A** v. 441, n. 1–2, p. 39–48 , 15 dez. 2006.

GIBSON, B. T. *et al.* Friction stir welding: Process, automation, and control. **Journal of Manufacturing Processes** Recent Developments in Welding Processes. v. 16, n. 1, p. 56–73 , jan. 2014.

GIBSON, B. T. et al. Friction stir welding: process, automation, and control. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 56-73, 2014..

GORDON, W.; VAN BENNEKOM, A. Review of stabilisation of ferritic stainless steels. **Materials Science and Technology** v. 12, n. 2, p. 126–131 , 1 fev. 1996.

GUIMARÃES, R. F. **Avaliação Comparativa dos “Linings” dos Aços AISI 444 e AISI 316L para Aplicação em Torres de Destilação de Petróleo. 2005. 109p.** 2005.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.

HIRATA, Tomotake *et al.* Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering: A** v. 456, n. 1–2, p. 344–349 , 15 maio 2007.

HITACHI. *The Advantages of FSW*. Disponível em: <http://www.hitachi-rail.com/products/rolling_stock/a_train/feature02.html>. Acesso em: 21 ago. 2015.

HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W. Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical transactions A** v. 11, n. 2, p. 213–218 , 1980.

ISHINO, Shiori. Implications of fundamental radiation damage studies in the research and development of materials for a fusion reactor. **Journal of nuclear materials**, v. 239, p. 24–33, 1996.

J. H. POTGIETER, F. V. Adams. Corrosion resistance of type 444 ferritic stainless steel in acidic chloride media. **Journal of Chemistry and Material Science** v. 2, n. 1, p. 037 – 048, 2012.

KIM, Y. G. *et al.* Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. **Materials Science and Engineering: A** v. 415, n. 1, p. 250–254 , 2006.

KOTECKI, D. J, LIPPOLD J. C. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** New Jersey, USA: John Wiley & Sons, 2005. .

KOU, S. **Welding metallurgy.** New Jersey. USA: John Wiley & Sons, 2003. 145 – 167 p. .0-471-43491-4.

KUMAR, K.; KAILAS, Satish V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. **Materials Science and Engineering: A** v. 485, n. 1, p. 367–374 , 2008.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. An assessment of microstructure, hardness, tensile and impact strength of friction stir welded ferritic stainless steel joints. **Materials & Design** v. 31, n. 10, p. 4592–4600 , dez. 2010.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Assessment of sensitization resistance of AISI 409M grade ferritic stainless steel joints using Modified Strauss test. **Materials & Design** v. 39, p. 175–185 , 2012.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Process Parameters Optimisation for Friction Stir Welding of AISI 409M Grade Ferritic Stainless Steel. **Experimental Techniques** v. 37, n. 5, p. 59–73 , 2013a.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Use of DL-EPR Test to Assess Sensitization Resistance of AISI 409M Grade Ferritic Stainless Steel Joints. **Journal of materials engineering and performance** v. 22, n. 8, p. 2293–2303 , 2013b.

LEE, JooSuk; KIM, InSup; KIMURA, Akihiko. Application of small punch test to evaluate sigma-phase embrittlement of pressure vessel cladding material. **Journal of nuclear science and technology** v. 40, n. 9, p. 664–671 , 2003.

LIMA, Milton Sergio Fernandes De; SANTO, Ana Maria do Espirito. Phase transformations in an AISI 410S stainless steel observed in directional and laser-induced cooling regimes. **Materials Research** v. 15, n. 1, p. 32–40 , fev. 2012.

LIU, H. J.; ZHOU, L.; LIU, Q. W. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded joints of Ti–6Al–4V titanium alloy. **Materials & Design** v. 31, n. 3, p. 1650–1655, 2010.

LOPES, J. A. M. **Avaliação de técnicas eletroquímicas para qualificação de graus de sensitização de um aço AISI 304**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – UFOP, Ouro Preto - MG, 2004.

MERAN, C.; CANYURT, O. E. Friction Stir Welding of austenitic stainless steels. **parameters** v. 6, p. 13 , 2010.

MISHRA, R.S.; MA, Z.Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering: R: Reports** v. 50, n. 1–2, p. 1–78 , 31 ago. 2005.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Minas Gerais: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2008. .

MOURA, V. *et al.* Investigation of cracks and sensitization in an AISI 304L stainless steel exposed to 500–600°C. **Engineering Failure Analysis** v. 16, n. 1, p. 545–551 , jan. 2009.

MURR, L. E. *et al.* Effects of Deformation (Strain) and Heat Treatment on Grain Boundary Sensitization and Precipitation in Austenitic Stainless Steels. **Materials Characterization** v. 39, n. 2–5, p. 575–598 , ago. 1997.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADESHIA, H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science** v. 53, n. 6, p. 980–1023 , ago. 2008.

PADILHA, Angelo Fernando; RIOS, PauloRangel. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. **ISIJ international**, v. 42, n. 4, p. 325-327, 2002.

PARK, Seung Hwan C. *et al.* Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding. **Scripta Materialia** v. 49, n. 12, p. 1175–1180 , dez. 2003.

PARK, S. H. C. *et al.* Corrosion Properties in Friction Stir Welded 304 Austenitic Stainless Steel. **Welding in the World** v. 49, n. 3-4, p. 63–68 , 2005.

PECKNER, Donald; BERNSTEIN, Irving Melvin. **Handbook of stainless steels**. New York, NY: McGraw-Hill, 1977. .

PIETRAS, A.; WĘGŁOWSKI, M. St. Imperfections in FSW joints and NDT methods of their detection. **Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach**, v. 58, 2014.

PORTER, David A.; EASTERLING, Kenneth E.; SHERIF, Mohamed. **Phase Transformations in Metals and Alloys, (Revised Reprint)**. CRC press, 2009.

QIAN, Jinwen *et al.* An analytical model to optimize rotation speed and travel speed of friction stir welding for defect-free joints. **Scripta Materialia** v. 68, n. 3, p. 175–178 , 2013.

SAMANTA, S. K.; MITRA, S. K.; PAL, T. K. Effect of rare earth elements on microstructure and oxidation behaviour in TIG weldments of AISI 316L stainless steel. **Materials Science and Engineering: A** v. 430, n. 1–2, p. 242–247 , 25 ago. 2006.

SANDMEYER STEEL. **Alloy 410S Ferritic Stainless Steel**. [S.l: s.n.], 6 jan. 2014. Disponível em: <<http://www.sandmeyersteel.com/410s.html>>. Acesso em: 4 set. 2015.

SEDRICKS, A. J. **Corrosion of stainless steel**. New York, USA: Wiley Interscience Publications, 1996. .

SELLO, M. P.; STUMPF, W. E. Laves phase embrittlement of the ferritic stainless steel type AISI 441. **Materials Science and Engineering: A** v. 527, n. 20, p. 5194–5202 , 25 jul. 2010.

SHAN, Yating *et al.* Mechanisms of Solidification Structure Improvement of Ultra Pure 17 wt% Cr Ferritic Stainless Steel by Ti, Nb Addition. **Journal of Materials Science & Technology** v. 27, n. 4, p. 352–358 , abr. 2011.

SHULTZ, Edward F. *et al.* Effect of compliance and travel angle on friction stir welding with gaps. **Journal of Manufacturing Science and Engineering** v. 132, n. 4, p. 041010 , 2010.

SILVA, André Luiz Costa; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. [S.l.]: EDGARD BLUCHER, 2011. .

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

SILVA, Cleiton C. *et al.* High-temperature hydrogen sulfide corrosion on the heat-affected zone of the AISI 444 stainless steel caused by Venezuelan heavy petroleum. **Journal of Petroleum Science and Engineering** v. 59, n. 3–4, p. 219–225 , nov. 2007.

SILVA, Cleiton Carvalho *et al.* Estudo da sensitização causada pelo ciclo térmico de soldagem no aço inoxidável superferrítico AISI 444. In: **3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás**. 2005.

SMITH, W. F. **Structure and Properties of Engineering Alloys**. 2nd edition ed. [S.l.]: McGraw-Hill (New York), 1993. .

SONG, Changjiang *et al.* In Situ Observation of Phase Transformation and Structure Evolution of a 12 pct Cr Ferritic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions B** v. 43, n. 5, p. 1127–1137 , 2012.

SOURMAIL, T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology** v. 17, n. 1, p. 1–14 , 1 jan. 2001.

SRINIVASAN, P. Bala *et al.* Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075–AA6056 dissimilar joint. **Materials Science and Engineering: A** v. 392, n. 1–2, p. 292–300 , 15 fev. 2005.

STEEL. Russell J.; JENKINS. Annette; FLECK. Dale. **Friction Stir Welding of High Melting Temperature Materials - Equipment Requirements**. [S.l.]: Mega Stir, 2014.

THOMAS, W.m.; JOHNSON, K.i.; WIESNER, C.s. Friction Stir Welding – Recent Developments in Tool and Process Technologies. **Advanced Engineering Materials** v. 5, n. 7, p. 485–490 , 18 jul. 2003.

THREADGILL, P. L. Terminology in friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining** v. 12, n. 4, p. 357–360 , 1 maio 2007.

TWI. *Benefits and Advantages*. Disponível em: <<http://www.twi-global.com/capabilities/joining-technologies/friction-processes/friction-stir-welding/benefits-and-advantages/>>. Acesso em: 21 ago. 2015.

UDAY, M. B. *et al.* Advances in friction welding process: a review. **Science and Technology of Welding & Joining** v. 15, n. 7, p. 534–558 , 2010.

VILLARET, V. *et al.* Influence of filler wire composition on weld microstructures of a 444 ferritic stainless steel grade. **Journal of Materials Processing Technology** v. 213, n. 9, p. 1538–1547 , set. 2013.

WANG, D. *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties of friction stir welded joint of Fe–Cr–Mn–Mo–N austenite stainless steel. **Materials & Design** v. 64, p. 355–359 , 2014.

WILLIAMS, Stewart Wynn. Welding of airframes using friction stir. **Air & Space Europe** v. 3, n. 3–4, p. 64–66 , maio 2001.

YANO, Y. *et al.* Mechanical properties of friction stir welded 11Cr-ferritic/martensitic steel. **Journal of Nuclear Materials FIFTEENTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FUSION REACTOR MATERIALS**. v. 442, n. 1–3, Supplement 1, p. S524–S528 , nov. 2013.

ZÄH, M; EIREINER, D. Estudo propõe uso de uma fresadora na soldagem por agitação e fricção. **Corte e Conformação de Metais**. 12, p. 56–63 , 2005.

ZHANG, H. J.; LIU, H. J.; YU, Lei. Microstructure and mechanical properties as a function of rotation speed in underwater friction stir welded aluminum alloy joints. **Materials & Design** v. 32, n. 8, p. 4402–4407 , 2011.

ZHU, X. K.; CHAO, Y. J. Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel. **Journal of materials processing technology** v. 146, n. 2, p. 263–272 , 2004.