UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

RENATA MAYUMI OKUMA

Influência do formato do cordão de solda na vida em fadiga de rodas de caminhão utilizando
o processo de soldagem Tandem-MIG

Lorena – SP

2014

RENATA MAYUMI OKUMA

Influência do formato do cordão de solda na vida em fadiga de rodas de caminhão utilizando o processo de soldagem Tandem-MIG

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos.

Orientador: Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza

Edição reimpressa e corrigida

Lorena – SP

Novembro, 2014

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Catálogo na Publicação

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo

Okuma, Renata Mayumi

Influência do formato do cordão de solda na vida em fadiga de rodas de caminhão utilizando o processo de soldagem Tandem-MIG/ Renata Mayumi Okuma .-- ed.reimpr., corr.--2014.

128p. : il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo, 2014

Orientador: Miguel Justino Ribeiro Barboza

1. Soldagem Tandem-MIG 2. Fadiga de aços 3.Cordão de solda 4. Curva SN I. Título.

CDU 669.018

Aos meus pais, Fugio e Lucia, pelo incansável incentivo.

Ao meu marido Níckolas Spagnol, pela cumplicidade e companheirismo.

AGRADECIMENTOS

A Deus por tudo obtido

Ao Prof. Miguel Justino Ribeiro Barboza (EEL/USP) pela orientação.

À empresa Iochpe-Maxion pela oportunidade de realização do Mestrado, em especial ao Carlos Eduardo Lopes e Marcelo Yumoto Graziani da Engenharia de Produto - Rodas.

Ao colega Lucemir Garcia da Silva pela soldagem dos corpos de prova

À Escola de Engenharia de Lorena – EEL/USP pela oportunidade de realização do Mestrado.

A todos os professores do curso de Mestrado pelos conhecimentos transmitidos.

Aos colegas e amigos pela compreensão e apoio.

A todos que, mesmo não sendo citados, de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

"A menos que modifiquemos a nossa maneira de pensar, não seremos capazes de resolver os problemas causados pela forma como nos acostumamos a ver o mundo."

Albert Einstein

RESUMO

OKUMA, R. M. **Influência do formato do cordão de solda na vida em fadiga de rodas de caminhão utilizando o processo de soldagem Tandem-MIG.** 2014.128 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2014.

Neste trabalho foram soldadas 4 amostras de rodas para veículos comerciais pelo processo de soldagem Tandem-MIG. Para cada amostra foram utilizados parâmetros de soldagem diferentes de modo a se obter formatos de cordão de solda distintos. O objetivo do trabalho foi avaliar a influência desses formatos de cordão de solda no desempenho em fadiga. Para os materiais utilizados, SAE1010AA e SAE1015A, foram realizados os seguintes ensaios: análise de composição química, análise micrográfica, levantamento das curvas tensão x deformação, medidas de microdureza Vickers e levantamento das curvas SN pelo método de flexão alternada ($R=-1$). Através da composição química constatou-se que ambos os aços são de baixo carbono e atendem o especificado pela norma SAEJ403. Através da análise micrográfica foi verificado que as fases presentes foram ferrita e perlita, e o tamanho médio de grão foi de 11,2 μm para os dois materiais. O aço SAE1010AA apresentou limite de escoamento médio de 265,2 MPa, limite de resistência de 384,8 MPa e alongamento médio de 43,9%. Já o aço SAE1015AA apresentou limite de escoamento médio de 260,1 MPa, limite de resistência de 407,3 MPa e alongamento de 41,9%. Para os dois materiais, o limite de resistência à fadiga ($2 \cdot 10^{-6}$ ciclos) foi de 225 MPa. Foi realizada a caracterização das 4 amostras soldadas. Através das curvas SN observou-se que o limite de resistência à fadiga para as amostras soldadas apresentou redução para valores entre 180 e 160 MPa. Com os mapas de microdureza Vickers levantados foi possível perceber as diferenças de microdureza obtidas de acordo com os parâmetros de soldagem utilizados e consequentemente com as microestruturas formadas. Com as imagens obtidas na análise micrográfica observou-se a formação de microestruturas com formatos e tamanhos diversos tanto nas regiões da zona termicamente afetada das amostras como na região de solidificação do cordão de solda. Finalmente, com a realização da análise via MEV, constatou-se que todas as trincas por fadiga iniciaram na superfície dos corpos de prova. Foram observadas estrias de fadiga, com maior e menor intensidade de acordo com cada amostra, ao longo da região de fratura. Além disso, foi observada a geração de múltiplas trincas por fadiga em duas amostras.

Palavras-chave: Soldagem Tandem-MIG. Fadiga de aços. Cordão de solda. Curva SN.

ABSTRACT

OKUMA, R. M. **Influence of weld bead shape in fatigue life of commercial wheels using Tandem-MIG process weld.** 2014. 128 p. Dissertation (Master in Science) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2014.

In this study four samples of commercial vehicle wheels were welded using the Tandem-MIG process. For each sample different welding parameters were used to get different kinds of weld bead shape. The aim of this study was to evaluate the influence of these weld bead shapes in fatigue performance. For the SAE1010AA and SAE1015AA materials the following tests were performed: chemical composition analysis, microstructure characterization, SN curves by alternating bending method ($R=-1$). Through analyzing chemical composition, it was found that both materials are low carbon steel and they meet the SAE J403 standard. In microstructure characterization, ferrite and perlite microstructure were found, with an average grain size of $11,2\ \mu\text{m}$ for both steels. The SAE1010AA showed an average yield strength of 265,2 MPa, an average tensile strength of 384,8 MPa, and elongation of 43,9%. The SAE1015AA showed an average yield strength of 260,1 MPa, an average tensile strength of 407,3 MPa, and elongation of 41,9%. For both materials, the fatigue limit ($2 \cdot 10^{-6}$ ciclos) was 225 MPa. The characterization of the four samples was done. In SN curves the fatigue limit for welded samples showed a reduction to values of between 180 and 160 MPa. In the Vickers microhardness test, it was possible to notice the differences between the microhardness obtained in accordance with welding parameters used and, consequently, the microstructure formed. In microstructure analysis, different kinds and sizes of microstructure were observed to have formed in both the heat-affected zone and the welded zone. Finally, through MEV analysis, all fatigue cracks were seen to have begun on the surface of the samples. Fatigue striation, with major and minor intensity depending on the sample, was observed along the fracture region. Furthermore, the beginning of multiple fatigue cracks were seen in two samples.

Keywords: Tandem-MIG Welding. Steel fatigue. Weld bead. SN Curve.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Ilustração dos dois modelos de rodas para caminhões e ônibus: a) roda sem câmara b) roda com câmara	24
Figura 2. Componentes Aro e Disco.	25
Figura 3. Representação esquemática do processo MIG/MAG com duplo arame. a) Potencial Único. b) Potencial Isolado.	28
Figura 4. Influência no cordão de solda com a variação do “stick-out”, em três diferentes situações.	30
Figura 5. Principais características do formato do cordão de solda.	32
Figura 6. Diagrama de fases Fe-C	36
Figura 7. Fases formadas no metal de solda, sendo: α - ferrita alotriomórfica, α_w - ferrita de Widmanstätten e α_a - ferrita acicular.	37
Figura 8. Ferrita de Widmanstätten primária e secundária.	38
Figura 9. Regiões da ZTA	39
Figura 10. Regiões da zona termicamente afetada.	40
Figura 11. Micromecanismos de fratura. (a) Fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, sob um ângulo entre 40° a 50° em relação à superfície fraturada, (b) Fratura intergranular em um aço temperado, (c) Fratura por clivagem em um aço temperado e (d) Fratura por fadiga do aço liga 8620	42
Figura 12. Representação esquemática dos micromecanismos de fratura. (a) Alveolar,	42
Figura 13. Nucleação e propagação de uma trinca de fadiga a partir de bandas de deslizamento.	44
Figura 14. Esquema mostrando a morfologia da propagação de uma trinca. Foto mostrando ponta de eixo fraturada em campo por fadiga.	45
Figura 15. Estação de solda Tandem MIG.	50

Figura 16. Esquema mostrando local de retirada dos corpos de prova. A) Amostra referente ao cordão de solda. B) Amostra referente à região de ZTA do aro.....	51
Figura 17. Espectrômetro de emissão óptica utilizado neste trabalho.....	51
Figura 18. Corpo de prova sendo ensaiado por flexão alternada, material conforme recebido (a), Dimensões do corpo de prova, material conforme recebido (b).....	52
Figura 19. Corpo de prova sendo ensaiado por flexão alternada (região soldada).....	53
Figura 20. Esquema ilustrando posições das trincas nas amostras ensaiadas em fadiga. (a) Trinca encontrada nas amostras 7 e B. (b) Trinca encontrada nas amostras 6 e C.	53
Figura 21. Esquema ilustrando área considerada para o cálculo da tensão das amostras 6 e C.	54
Figura 22. Esquema ilustrando área considerada para o cálculo da tensão das amostras 7 e B.	54
Figura 23. Esquema ilustrando forma de medida da dimensão X das amostras 7 e B.	54
Figura 24. Corpo de prova evidenciando as duas regiões do MB (metal base) nas laterais e as região da ZTA ao centro.....	57
Figura 25. Esquema ilustrativo mostrando os pontos de microdureza ao longo do corpo de prova. Conforme mostrado na Figura 15, as medidas das laterais correspondem ao metal base e a região central corresponde a ZTA.	57
Figura 26. Corpo de prova – Corte transversal da região soldada.....	58
Figura 27. Esquema ilustrativo mostrando os pontos de microdureza realizados no perfil do cordão de solda.....	58
Figura 28. Microdurômetro Shimadzu utilizado para realização das medidas de microdureza Vickers.	59
Figura 29. Material SAE1010AA como recebido. Ampliação Original 200x.	61
Figura 30. Material SAE1015AA como recebido. Ampliação Original 200x.	61

Figura 31. Medidas de microdureza Vickers (SAE1010AA).	63
Figura 32. Medidas de microdureza Vickers (SAE1015AA)	63
Figura 33. Curva tensão x deformação para o material SAE1010AA como recebido.....	64
Figura 34. Curva S-N levantada para o material SAE1015AA como recebido.	65
Figura 35. Curva SN levantada para o material SAE1010AA como recebido.	66
Figura 36. Curva SN levantada para o material SAE1015AA como recebido.	67
Figura 37. Esquema ilustrativo mostrando as posições das análises micrográficas. Imagens foram tiradas com ampliação original de 50x.....	68
Figura 38. Amostra B – Região 1 (Pé de solda). (a) Ataque com LePera. (b) Ataque com Nital 3%. Sendo: I – Solda, II – Região de grãos grosseiros, III – Região de refino de grãos, IV – Região intercrítica / subcrítica, V – Metal base.....	69
Figura 39. Amostra B – Região 2 (Penetração de solda no aro).	70
Figura 40. Amostra B – Região 3 (Penetração de solda no disco). (a) Ataque com LePera. (b) Ataque com Nital 3%.....	71
Figura 41. Amostra C – Região 1 (Pé de solda). Ataque com LePera.	72
Figura 42. Amostra C – Região 2 (Penetração de solda no aro). Ampliação 50 x.....	72
Figura 43. Amostra C – Região 3 (Penetração de solda no disco). Ampliação 50 x.	73
Figura 44. Amostra C – Região 5 (ZTA – Material Aro). Ampliação 50 x.	73
Figura 45. Amostra 6 – Região 1 (Pé de solda).	74
Figura 46. Amostra 6 – Região 2 (Penetração de solda no aro).	75

Figura 47. Amostra 6 – Região 3 (Penetração de solda no disco).....	76
Figura 48. Amostra 7 – Região 1 (Pé de solda).....	77
Figura 49. Amostra 7 – Região 2 (Penetração de solda no aro).	78
Figura 50. Amostra 7 – Região 3 (Penetração de solda no disco).....	79
Figura 51. Esquema ilustrativo mostrando as posições das análises micrográficas. Imagens nestas posições foram tiradas com ampliação original de 200x.....	80
Figura 52. Amostra B – Região de ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2.....	80
Figura 53. Amostra C – ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2, continua na página 78	82
Figura 54. Amostra 6 – ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2.	83
Figura 55. Amostra 7 – ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2, continua na página 81.	85
Figura 56. Esquema ilustrativo mostrando as posições das análises micrográficas. Imagens foram tiradas com ampliação original de 500x	86
Figura 57. Amostra B: Pé da solda – (a) Região 1.1. (b) Região 1.2, continua na página 83. Ampliação original de 500 x.....	87
Figura 58. Amostra B: ZTA do disco – (a) Região 1.1. (b) Região 1.2, continua na página 84. Ampliação original de 500 x.	88
Figura 59. Amostra C – Região 1.1 (Pé de solda). Ampliação original de 500 x.	89
Figura 60. Amostra C – Região 3.1 (ZTA do Disco). Ampliação original de 500 x.....	90
Figura 61. Amostra 6 – Região 1.1 (Pé de solda). Ampliação original de 500 x.	90
Figura 62. Amostra 6 – Região 3.1 (ZTA do Disco). Ampliação original de 500 x.	91

Figura 64. Amostra 6 – Cordão de solda. Ampliação original de 500 x.	92
Figura 65. Amostra 7 – Cordão de solda. Ampliação original de 500 x.	93
Figura 66. Amostra B – Cordão de solda. Ampliação original de 500 x.	93
Figura 67. Amostra C – Cordão de solda. Ampliação original de 1000 x.	94
Figura 68. Amostra C1 – Região de ZTA. Ampliação original de 200 x.	95
Figura 69. Amostra B2 – Região de ZTA. Ampliação original de 200 x.	95
Figura 70. Amostra 7 – Região de ZTA. Ampliação 500 x.	95
Figura 71. Amostra 6 – Região de ZTA. Ampliação 500 x.	95
Figura 72. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 7.....	96
Figura 73. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 6.....	97
Figura 74. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra B.....	97
Figura 75. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra C.....	98
Figura 76. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 6.....	100
Figura 77. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 6...	100
Figura 78. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra B.....	101
Figura 79. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra B..	101
Figura 80. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra C.....	102
Figura 81. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra C..	102

Figura 82. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 7.....	103
Figura 83. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 7...	103
Figura 84. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda.....	104
Figura 85. Curva SN levantada para a amostra B.....	105
Figura 86. Curva SN levantada para a amostra C.....	106
Figura 87. Curva SN levantada para a amostra 6.	107
Figura 88. Curva SN levantada para a amostra 7.	108
Figura 89. Comparativo entre curvas SN levantadas – Curva Média.....	109
Figura 90. Comparativo entre curvas SN levantadas – Curva R95C90	109
Figura 91. Formatos finais do cordão de solda e posição da trinca após ensaio de fadiga nas amostras 7, C, B e 6.....	111
Figura 92. Amostras ensaiadas em fadiga mostrando formatos finais dos cordões de solda e posições das trincas.	111
Figura 93. Amostra C – Superfície de fratura por fadiga geral. Tensão máxima no teste de fadiga: 240 MPa, 161.862 ciclos.	113
Figura 94. Amostra C – Superfície de fratura, zoom na região A.	114
Figura 95. Amostra B – Superfície de fratura por fadiga geral. Tensão máxima no teste de fadiga: 210 MPa, 656.768 ciclos.	114
Figura 96. Amostra B – Superfície de fratura, zoom na região C.	115
Figura 97. Amostra 6 – Superfície de fratura por fadiga geral. Tensão máxima no teste de fadiga: 200 MPa, 170.327 ciclos.	116

Figura 98. Amostra 6 – Superfície de fratura, zoom na região dos detalhes C e D.	117
Figura 99. Amostra 6 – Superfície de fratura, zoom na região C.....	117
Figura 100. Amostra 7 – Superfície de fratura por fadiga geral mostrando os detalhes A, B e C. Tensão máxima no teste de fadiga: 210 MPa, 430.715 ciclos.....	118
Figura 101. Amostra 7 – Superfície de fratura, zoom na região C.....	119

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química dos materiais utilizados	49
Tabela 2. Parâmetros referentes ao processo de fabricação das amostras	50
Tabela 3. Composição química do material SAE1010AA	60
Tabela 4. Composição química do material SAE1015AA	60
Tabela 5. Valores encontrados para tamanho médio de grão	62
Tabela 6. Propriedades mecânicas encontradas através das curvas tensão x deformação para o material SAE1010AA.....	64
Tabela 7. Propriedades mecânicas encontradas através das curvas tensão x deformação para o material SAE1015AA.....	65
Tabela 8. Dados obtidos do ensaio de fadiga (SAE1010AA) por flexão alternada ($R=-1$).....	66
Tabela 9. Dados obtidos do ensaio de fadiga (SAE1015AA) por flexão alternada ($R=-1$).....	67
Tabela 10. Amostra B - Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.	81
Tabela 11. Amostra C - Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.	83
Tabela 12. Amostra 6- Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.	84
Tabela 13. Amostra C - Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.	86
Tabela 14. Resumo das medidas de microdureza médias por região da amostra soldada.....	99
Tabela 15. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra B por flexão alternada ($R=-1$).....	105
Tabela 16. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra C por flexão alternada ($R=-1$).....	106
Tabela 17. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra 6 por flexão alternada ($R=-1$)	107
Tabela 18. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra 7 por flexão alternada ($R=-1$)	108
Tabela 19. Medidas da área da região de propagação da trinca por fadiga, considerando corpo de prova com 5 mm da largura.	119

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ALAPA – Associação Latino Americana de Pneus e Aros

ASTM – American Society for Testing and Materials

CURVA SN – Curva Tensão x Número de ciclos

ETRTO – European Tyre and Rim Technical Organisation

F – Ferrita

FA – Ferrita Acicular

FB – Ferrita Bainítica

FBs – Ferrita Bainítica Superior

FBi – Ferrita Bainítica Inferior

FC – Agregado Ferrita Carboneto

FP – Ferrita Poligonal

FW – Ferrita de Widmanstätten

HV – Microdureza Vickers

LE – Limite de Escoamento

LR – Limite de Ruptura

MA – Micro fases

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

MIB – Materials Institute of Brazil

MIG/MAG – Metal Inert Gas/Metal Active Gas

MSR – Metodologia de Superfície de Resposta

TIG – Tungsten Inert Gas

TRA – Tire and Rim Association

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTA-AS – Zona Termicamente Afetada – Região Subcrítica

ZTA-GF – Zona Termicamente Afetada – Região de Grãos Refinados

ZTA-GG – Zona Termicamente Afetada – Região de Grãos Grosseiros

ZTA-IC – Zona Termicamente Afetada – Região Intercrítica

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS.....	23
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	24
2.1 PRODUTO: RODAS COMERCIAIS DE AÇO	24
2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG-MAG DUPLO ARAME	26
2.2.1 Princípios e fundamentos do processo	26
2.2.2 Classificação do Processo MIG/MAG com Duplo Arame.....	27
2.2.3 Influência das variáveis do processo	28
2.2.5 Características do cordão de solda	31
2.2.6 Defeitos encontrados em soldas	32
2.2.7 Outros trabalhos similares.....	34
2.2.7 Metalurgia da Soldagem.....	35
2.3 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA FRATURA	41
2.3 FADIGA.....	43
2.3.1 Fundamentos de falha por fadiga	43
2.3.2 Etapas do processo de fadiga	43
2.3.3 Morfologia das falhas por fadiga	45
2.3.4 Fadiga controlada por tensão – Curva SN.....	45
2.3.5 Fatores que afetam a vida em fadiga de juntas soldadas	46
2.4 METALOGRAFIA DE AÇOS BAIXO CARBONO	47
3 MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1 MATERIAIS UTILIZADOS	49
3.2 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS	49
3.3 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	51
3.4 CURVAS TENSÃO X DEFORMAÇÃO	52
3.5 CURVAS SN	52
3.6 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	55
3.6.1 Ataque Nital 3% - 3 ml de ácido nítrico (HNO ₃) e 97 ml de álcool etílico.....	55
3.6.2 Ataque LePera (1:1 – Solução Aquosa de Metabissulfito de Sódio + Reagente Picral).....	55
3.7 MICRODUREZA VICKERS	56
3.7.1 Material conforme recebido	56
3.7.2 Região ZTA do Aro.....	57
3.7.3 Região Soldada.....	57
3.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	59

4 RESULTADOS	60
4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS UTILIZADOS	60
4.1.1 Análise Composição Química	60
4.1.2 Análise Micrográfica	60
4.1.3 Microdureza Vickers	62
4.1.4 Curvas Tensão x Deformação.....	64
4.1.3 Curvas SN.....	66
4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS SOLDADAS	68
4.2.1 Análise Micrográfica	68
4.2.3 Microdureza Vickers - Amostras soldadas	96
4.2.1 Curvas SN - Amostras soldada.....	105
4.2.2 Perfil do Cordão de Solda x Resultados do Ensaio de Fadiga.....	110
4.2.4 Análise MEV - Amostras soldadas.....	113
5 CONCLUSÕES	121
REFERÊNCIAS	124

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

O projeto e desenvolvimento de estruturas metálicas exige a consideração de vários fatores, de tal forma que, os requisitos de desempenho de um componente mecânico, são estabelecidos de maneira a compatibilizar as funções exigidas com a possibilidade de fabricação e suas características mecânicas.

Dentre os diversos materiais disponíveis no mercado, os aços constituem o grupo mais complexo de ligas metálicas de maior utilização devido ao baixo custo e a grande disponibilidade no mercado mundial. A correta aplicação das ligas ferrosas exige um conhecimento adequado de suas características estruturais e mecânicas além dos fatores associados aos processos de fabricação, aos efeitos dos elementos de liga e aos tratamentos térmicos a que são geralmente submetidas. Desta forma, o perfeito entendimento entre os fatores microestruturais e o comportamento mecânico dos aços em diferentes modos de carregamento, permite que o engenheiro minimize a possibilidade de falhas de componentes em serviço (HONEYCOMBE, 1982).

Os aços utilizados neste trabalho, SAE1010AA (aro) e SAE1015AA (disco), foram selecionados com base na norma NBR-8267 que trata dos aços indicados para produção de rodas para caminhões e ônibus e também com base no conhecimento do processo de manufatura e das especificações do produto (VERSUTO, 2010). Os aços utilizados têm como principais características baixo carbono equivalente, o que confere soldabilidade e conformabilidade adequadas ao processo de conformação mecânica de rodas comerciais.

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência dos parâmetros de soldagem e do formato de cordão de solda na microestrutura do aço e nas propriedades mecânicas, como microdureza e fadiga. Através dessa análise, identificar qual o formato de solda mais adequado e quais parâmetros da soldagem podem afetar, de forma mais efetiva, as propriedades mecânicas da junta soldada e, conseqüentemente, do componente final. É de extrema importância entender e mensurar o comportamento em fadiga da região soldada já que esta é considerada uma região crítica para o projeto de rodas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 PRODUTO: RODAS COMERCIAIS DE AÇO

Este trabalho baseou-se no estudo do processo de solda para rodas comerciais de aço, para utilização em caminhões e ônibus. De maneira geral, é possível classificar as rodas comerciais de acordo com o tipo de pneu a ser utilizado: rodas para pneu sem câmara e rodas para pneu com câmara. A Figura 1 ilustra os dois modelos de rodas, tanto em visão geral como em corte do perfil.

Figura 1. Ilustração dos dois modelos de rodas para caminhões e ônibus: a) roda sem câmara b) roda com câmara

Fonte: (Figura cedida pela empresa Iochpe Maxion)

Verifica-se na Figura 1, que existem diferenças significativas entre os dois modelos, principalmente no que diz respeito ao perfil do aro, perfil do disco e formato do cordão de solda. O foco deste trabalho se concentra no processo de soldagem de rodas sem câmara, já que este modelo de roda é considerado o de maior volume no mercado nacional.

O processo de produção de rodas de aço sem câmara consiste em 3 etapas principais: fabricação do aro, fabricação do disco e montagem dos componentes (Figura 2).

Figura 2. Componentes Aro e Disco.

Fonte: (Figura cedida pela empresa Iochpe Maxion)

Para a fabricação do aro são utilizados blanks de aço, os quais são calandrados e soldados através de um processo de soldagem por resistência. Em seguida, ocorre o processo de laminação e expansão, os quais darão o formato final ao aro sem câmara. O projeto de um aro sem câmara deve seguir as normas internacionais ALAPA (Associação Latino Americana de Pneus e Aros), TRA (Tire and Rim Association) ou ETRTO (European Tyre and Rim Technical Organisation).

Para a fabricação do disco são utilizadas platinas de aço, as quais são repuxadas pelo processo de flowforming (processo de estiramento do aço sobre um mandril em rotação, também conhecido como repuxamento a frio). Em seguida, ocorrem os processos de corte dos furos de fixação, furos de ventilação, furo central e corte da altura do disco.

Aro e disco de rodas sem câmara são montados com a utilização de uma prensa e em seguida são soldados utilizando solda MIG/MAG (Tandem MIG). Em seguida, a roda, já montada e soldada, segue para o processo final de pintura.

Os testes de durabilidade da roda seguem as normas SAE J267 (1999), NBR 6751 (1997), EUWA-ES3.11 (2006) e EUWA-ES3.23 (2006). Basicamente, podem ser realizados três tipos de testes: fadiga do disco (Cornering fatigue), compressão do aro (Radial fatigue) e biaxial. Estes três testes verificam o comportamento da estrutura da roda como um todo quando aplicada uma determinada carga de trabalho (multiplicada por um fator de aceleração). Nessa condição de carregamento, a roda necessita manter sua funcionalidade por um determinado número de ciclos, o que simula a vida útil do produto. Logicamente, a qualidade da solda é fator crítico para o sucesso destes testes.

2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG-MAG DUPLO ARAME

2.2.1 Princípios e fundamentos do processo

O processo MIG/MAG com Duplo Arame se baseia na formação de dois arcos elétricos entre a peça e dois eletrodos consumíveis continuamente alimentados. Da mesma forma que na soldagem MIG/MAG convencional, a poça de fusão, é protegida por um fluxo de gás inerte, ativo ou uma mistura de ambos. Entre as características principais do processo podem ser mencionadas a possibilidade de atingir elevadas taxas de fusão absolutas através da utilização de altas densidades de corrente.

Consequentemente, maiores velocidades de soldagem podem ser alcançadas, podendo-se diminuir com isto o aporte térmico imposto à peça. Outra vantagem adicional do processo refere-se à economia no consumo do gás de proteção que se limita ao mesmo consumo necessário para o processo convencional com um arame.

Um dos problemas que afetam a estabilidade do arco em sistemas com duplo arame é o “sopro magnético” originado pelos campos magnéticos gerados quando dois arcos operam um próximo do outro. Outra das diferenças em relação ao processo convencional é a possibilidade de alterar a disposição geométrica dos eletrodos em relação ao cordão de solda, existindo duas possibilidades de alinhamento (GONZÁLEZ; DUTRA, 1999).

- Eletrodos na Posição Transversal: nesta configuração, os eletrodos são colocados lado a lado em posição transversal ao sentido de deslocamento da tocha.
- Eletrodos na Posição Longitudinal ou Tandem: esta é a disposição onde os eletrodos se posicionam um atrás do outro ao longo do cordão de solda. Esta disposição é utilizada com o objetivo de aumentar a velocidade de soldagem.

De acordo com trabalhos realizados recentemente (PINHO NILO, 2003), a soldagem pelo processo MIG / MAG Duplo Arame vem apresentando um grande crescimento em termos de utilização nos últimos anos, com escala mundial. Isto se deve principalmente à tendência de substituição, sempre que possível, da soldagem manual por processos semiautomáticos, mecanizados e automáticos, para a obtenção de maior produtividade.

2.2.2 Classificação do Processo MIG/MAG com Duplo Arame

2.2.2.1 Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potencial Único

Nesta configuração os dois eletrodos estão em contato elétrico no bico de contato e os terminais dos mesmos estão conectados a uma mesma fonte de energia como mostrado na Figura 3. São necessários, portanto, dois alimentadores de arame e uma fonte de soldagem capaz de fornecer a corrente necessária para atingir as taxas absolutas de deposição desejadas.

O efeito do sopro magnético, nesta configuração não pode ser evitado, nem minimizado, devido a que ambos os eletrodos estão submetidos ao mesmo potencial. O processo admite ainda estabelecer taxas de alimentação de arame diferentes numa faixa limitada. Consequentemente, o comprimento livre do eletrodo pode ser ajustado de forma independente. Na literatura é frequente encontrar a denominação "Twin MIG". Esta designação se refere a sistemas onde os eletrodos emergem da tocha de soldagem em forma paralela e geralmente utilizam a tecnologia com potencial único. Consequentemente, este nome está sempre associado a esta configuração, porém nada impede a sua utilização com potenciais isolados (GONÇALVES, 2005).

2.2.2.2 Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potenciais Isolados

Este processo pode ser considerado como uma evolução do processo com potencial único. O mesmo está constituído basicamente por duas fontes de potência independentes e dois alimentadores de arame, com eletrodos atuando na mesma poça de fusão. Esta configuração é frequentemente designada de "Tandem MIG". Lassaline et al. (1989), desenvolveu um protótipo baseado em fontes de corrente pulsada onde o primeiro eletrodo é comandado por uma fonte denominada "mestra" e o segundo através de uma fonte denominada de "escrava", ambas com a mesma frequência. O sopro magnético foi contornado nesta aplicação através de uma defasagem da corrente que circula por cada eletrodo. Para garantir a defasagem durante todo o processo é necessário um sistema de sincronismo entre as duas fontes, de tal forma que os pulsos da fonte "escrava" sejam ativados pelos pulsos da fonte "mestra" depois de um tempo preestabelecido (GONZÁLEZ; DUTRA, 1999).

Figura 3. Representação esquemática do processo MIG/MAG com duplo arame. a) Potencial Único. b) Potencial Isolado.

Fonte: (GROETELAARS, 2005)

2.2.3 Influência das variáveis do processo

A qualidade do cordão de solda conseguido pelos processos MIG/MAG duplo arame é influenciada por alguns parâmetros, tais como intensidade de corrente, tensão e comprimento do arco, velocidade de soldagem, "stick-out" (distância entre o bocal de soldagem e a ponta do arame, ou seja, é o comprimento livre do arame), gases de proteção, diâmetro do eletrodo e posição da tocha, seus tipos e vazão. É preciso, portanto, conhecer estas variáveis para selecionar o procedimento adequado a cada demanda de soldagem (LINCOLN ELETRIC, 2010). Os processos MIG/MAG utilizam fonte de corrente contínua e polaridade inversa com eletrodo positivo a fim de possibilitar melhor penetração e estabilidade do arco.

2.2.3.1 Tipo da transferência metálica

De acordo com estudos feitos por (HEALD, 1994), o modo como o metal é transferido no arco afeta diretamente alguns aspectos do processo de soldagem, como: quantidade e tipo de respingo e de porosidade gerados, taxa de geração de fumos, estabilidade do arco, propriedades metalúrgicas do metal de solda, geometria do cordão. Além disso, o modo de transferência metálica tem um grande efeito sobre a penetração, solidificação e o fluxo de calor.

2.2.3.1 Intensidade de corrente

A escolha da corrente de soldagem é feita a partir da espessura das peças a serem soldadas, do diâmetro do eletrodo e das características do cordão. A transferência do metal e o controle da taxa de fusão do eletrodo são influenciados pela intensidade de corrente (LINCOLN ELETRIC, 2010).

Utilizando eletrodo de material resistivo, em baixas correntes, a relação entre intensidade de corrente e velocidade de alimentação é linear. Entretanto, conforme a intensidade de corrente aumenta, essa relação se modifica tendendo a uma curva, especialmente no caso de arames com diâmetro menor. Isso acontece devido ao efeito Joule, responsável pelo calor na ponta do eletrodo, e que influencia de modo significativo a taxa de fusão. Aumentando-se a intensidade de corrente e mantendo-se constantes as outras variáveis, o cordão de solda apresenta aumento de penetração e de largura (ZIEDAS; TATINI, 1997).

2.2.3.2 Tensão e comprimento do arco

A tensão do arco depende do comprimento do arco e também do tipo e do diâmetro do eletrodo, do gás de proteção e do modo de transferência. Se todas estas variáveis se mantiverem constantes, o aumento da tensão do arco provoca maior largura e menor altura do cordão. Tensões excessivas provocam porosidade, salpicos e mordeduras; por outro lado, tensões mínimas resultam em porosidade e cordões muito convexos. Arcos com comprimentos muito pequenos podem causar curtos-circuitos acidentais quando a transferência é globular ou em spray, resultando em instabilidade do arco e consequente porosidade do cordão. Já o comprimento muito grande tende a oscilar e a causar um cordão de penetração e larguras irregulares (ZIEDAS; TATINI, 1997).

2.2.3.3 Velocidade de soldagem

É a velocidade de deslocamento do arco elétrico ao longo da junta. A velocidade de soldagem está diretamente relacionada com a quantidade de energia fornecida à peça por unidade de área. Velocidades muito baixas, além de elevar o custo da operação, podem causar alterações metalúrgicas na estrutura do material devido à concentração térmica. Por

outro lado, velocidade excessiva pode causar menor penetração, menor largura de cordão, falta de fusão e de penetração (ZIEDAS; TATINI, 1997).

2.2.3.4 Stick-out

É a distância entre o início da parte externa do eletrodo e o final do eletrodo (corresponde ao comprimento livre do eletrodo). A distância entre a ponta do eletrodo e a peça é chamada de arco elétrico. Se o stick-out é aumentado, o calor aumenta por efeito Joule, e a velocidade de fusão do eletrodo também se torna maior. Se o stick-out for muito pequeno, o calor gerado não será suficiente para fundir o eletrodo adequadamente. Se for muito elevado, o arco se torna instável, a proteção gasosa deixa de existir e aparecerão porosidades (ZIEDAS; TATINI, 1997).

A Figura 4 mostra a influência no cordão de solda com a variação do “stick-out”, em três diferentes situações (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). Observa-se que com o aumento do stick-out e consequentemente aumento da taxa de fusão do eletrodo, é obtido um cordão de solda com menor penetração no metal base.

Figura 4. Influência no cordão de solda com a variação do “stick-out”, em três diferentes situações.

Fonte: (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992)

- Gases de proteção: os gases de proteção utilizados no processo MIG são o argônio ou o hélio ou ainda uma mistura de ambos. O processo MAG utiliza o dióxido de carbono (CO_2) ou mistura de gás inerte com CO_2 ou com oxigênio (O_2). O emprego de CO_2 , um gás oxidante mais barato que outros gases de proteção, faz do processo MAG um dos mais utilizados na soldagem de estruturas de aço. Quando submetido a altas temperaturas, o CO_2 decompõe-se em CO e O_2 segundo uma reação química. Devido à

atmosfera oxidante, acontece a formação de FeO que se combina com o carbono existente no aço e origina CO. Uma vez que a solidificação do metal em fusão é muito rápida, o monóxido de carbono pode ficar preso no interior do metal e causar porosidades. A fim de impedir a formação de CO, usa-se metal de adição com desoxidantes como o silício e o manganês, em proporções maiores que as utilizadas no processo MIG, e que produzem variadas reações (ZIEDAS; TATINI, 1997).

- Vazão do gás: refere-se à quantidade em litros do gás protetor espalhado por minuto em volta da poça de fusão, em função da intensidade de corrente. Assim quanto mais elevada é a intensidade de corrente, maior deve ser a vazão do gás e maior o diâmetro do bocal da tocha. Se a vazão do gás for muito baixa, não haverá quantidade de gás suficiente de gás para manter a cortina protetora; por outro lado, se for muito alta, pode ocorrer turbulência no gás, provocando sucção do gás (ZIEDAS; TATINI, 1997).
- Diâmetro do eletrodo: influencia diretamente o cordão de solda e está relacionado com a intensidade de corrente. Assim, um eletrodo com pequeno diâmetro requer intensidade de corrente também pequena; já um eletrodo de diâmetro maior necessita de corrente de maior intensidade para um mesmo modo de transferência (ZIEDAS; TATINI, 1997).

2.2.5 Características do cordão de solda

Com a alteração dos parâmetros de soldagem (velocidade e tempo de solda, amperagem, voltagem, ângulo da tocha) temos alterações significativas no formato do cordão de solda (MOTTA, 2005). As modificações mais significativas, consideradas hoje na indústria, são (Figura 5):

- Penetração no disco (A): corresponde à medida em milímetros do quanto a solda penetrou o material do componente disco.
- Penetração no aro (B): corresponde à medida em milímetros de quanto a solda penetrou o material do componente aro.
- Ângulo do pé de solda (C): corresponde à medida em graus da inclinação do pé da solda.

- Garganta efetiva (D): corresponde à distância entre a raiz da solda e o término da mesma, fazendo um ângulo de 45° com o eixo horizontal.

Figura 5. Principais características do formato do cordão de solda.

Fonte: (Imagem cedida pela empresa Iochpe Maxion)

2.2.6 Defeitos encontrados em soldas

2.2.6.1. Mordeduras

Esta descontinuidade tem como característica a formação de depressões, gerando entalhes no pé do cordão, isto é, entre o metal de base do cordão de solda. A existência de mordeduras significa redução da seção resistente e, conseqüentemente, um enfraquecimento da junta soldada (SANCHES, 2010).

Consequências:

- Prejudicial ao acabamento e resistências da solda
- Atuam como pontos concentradores de tensão para início de trincas
- Pontos preferências para início de um processo corrosivo

Causas:

- Elevada corrente de soldagem
- Elevada velocidade de soldagem
- Ângulo de eletrodo inadequado

- Elevada distância entre eletrodo e peça

Métodos de correção:

- Verificar a faixa de amperagem mais adequada para aquele eletrodo, usando sempre acima da média especificada.
- Reduzir a velocidade de soldagem para um enchimento correto das laterais da junta.
- Mudar o ângulo do eletrodo para que a força do arco segure o metal nas laterais mantenha a velocidade de soldagem adequada.
- Diminuir a distância entre o eletrodo e a peça, para proporcionar um arco mais curto.

2.2.6.2 Porosidade

Porosidade é formada pela evolução de gases, na parte posterior da poça de fusão, durante a solidificação da solda. Os poros têm, usualmente, um formato esférico, embora poros alongados possam ser formados, em geral associados com o hidrogênio.

As principais causas operacionais da formação de porosidade estão relacionadas com contaminações de sujeira, oxidação e umidade na superfície do metal base, de consumíveis de soldagem ou perturbações no gás de proteção. Parâmetros inadequados de soldagem como corrente excessiva ou velocidade de soldagem muito alta podem, também, causar a formação de porosidade. Quanto à sua distribuição na solda, a porosidade pode ser dividida em: uniformemente distribuída, agrupada ou alinhada (MODENESI, 2001).

2.2.6.3 Trincas

São consideradas em geral, as descontinuidades mais graves em uma junta soldada por serem fortes concentradores de tensão e elas podem se formar durante logo após a soldagem ou em operações subsequentes a soldagem, e podem acontecer a quente e a frio (SANCHES, 2010).

Causas da ocorrência:

- Trincas de cratera, no final do cordão quando o arco é fechado muito rápido.
- Teor de carbono ou enxofre elevado no metal base.

- Peça muito espessa ou junta muito rígida.
- Cordão de solda muito côncavo ou muito convexo.
- Eletrodo úmido.

Método de correção:

- Usar eletrodo apropriado para o tipo de metal, conforme indicação do fabricante.
- Dar preferência por cordões planos ou ligeiramente convexos;
- Melhorar a montagem das peças a serem soldadas, de forma a permitir que o metal base dilate e contraia livremente.

2.2.6.4 Respingos

Respingos são partículas metálicas expelidas durante a soldagem por fusão e que não fazem parte da solda. Podem ficar aderidas nas adjacências da solda ou não. Normalmente, o respingo, não é considerado um defeito sério, a não ser que sua presença interfira nas operações subsequentes ou no processo de acabamento e pintura. Os respingos em excesso, também podem ser um indicativo de que o processo não está estável (NOVAIS, 2010).

2.2.7 Outros trabalhos similares

O setor automotivo utiliza amplamente os processos de solda em suas linhas de produção, sejam eles MIG, MAG, TIG, Arco Submerso, entre outros. Sendo assim, existem trabalhos similares nesta área que foram utilizados como referência nessa dissertação.

Foi estudado (GUNARAJ; MURUGAN, 1999) o efeito dos parâmetros de soldagem no heat input e na zona termicamente afetada de um aço baixo carbono utilizando modelo matemático desenvolvido por MSR. A soldagem foi feita utilizando dois formatos de cordão de solda: cordão feito em chapa e cordão feito em junta L. Através desse estudo, foi verificado que para um mesmo valor de heat input, a área da zona termicamente afetada foi maior para o cordão feito em chapa do que para o cordão feito em

junta L. Além disso, verificaram também que o efeito dos parâmetros de solda para os dois tipos de cordão seguem a mesma tendência.

Em outro trabalho foi analisada (MURUGAN; PARMAR, 1994) a influência de alguns parâmetros de soldagem, (como tempo entre passes sucessivos, número de passes e razão da alimentação do arame) no formato geométrico dos cordões de solda depositados através do processo MIG/MAG em soldagens de revestimento de aços inoxidáveis. Para analisar tais influências, a técnica da Metodologia da Superfície de Resposta (MSR) foi utilizada com sucesso, permitindo obter modelos geométricos correlacionando à influência dos parâmetros nas respostas de interesse.

Foi estudada (PINHO NILO, 2003) a otimização de um processo de solda MIG/MG para aplicação na indústria automobilística através da utilização da técnica de análise de experimentos. Os principais resultados obtidos foram: 25% de ganho no tempo do ciclo de soldagem e constatação de que ângulos de pé de solda menores que 15° são melhores em termos de desempenho em fadiga. Com esses resultados foi possível obter melhor controle de processo e ganhos significativos de produtividade.

2.2.7 Metalurgia da Soldagem

2.2.7.1. Estabilização da Austenita

Durante o resfriamento do metal de solda, a austenita se torna instável e decompõe-se em novos constituintes que por sua vez dependem da taxa de resfriamento e da composição química. Quando o resfriamento é suficientemente lento, a transformação envolve processo de difusão e toda a austenita transforma-se em ferrita, perlita e bainita. No entanto, quando a taxa de resfriamento é elevada, o processo de transformação deixa de ser difusional e a austenita se transforma em martensita, sendo possível que alguma parte da austenita continue estável à temperatura ambiente (PARRISH, 1980). Nos metais de solda C-Mn, o processo no qual a austenita se decompõe sob resfriamento contínuo dá origem a diferentes morfologias de ferrita. Essas morfologias consistem em combinações de ferrita alotriomórfica, ferrita de Widmanstätten (ou ferrita de placas laterais) e ferrita acicular, que geralmente abrange uma distribuição de outras fases finais tais como austenita retida e martensita.

Foi sugerida (ABSON; DOLBY, 1980) uma classificação dos constituintes das soldas baseados na sua morfologia, que foi adotado com algumas modificações pelo

Instituto Internacional de Soldagem. Neste trabalho, a nomenclatura adotada é similar à proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem:

- F – Ferrita Primária ou Alotriomórfica – Pode ocorrer de duas formas: Ferrita de contorno de grão (FC) ou Ferrita poligonal intragranular (FP)
- FW – Ferrita de Widmanstätten, também conhecida como Ferrita de segunda fase ou Ferrita de placas laterais.
- FB – Bainita. Pode ocorrer de duas formas, bainita superior (FBs) ou bainita inferior (FBi).
- FA – Ferrita acicular.
- M-A – Micro fases, quando as colônias são menores que os veios adjacentes dentro do grão de austenita primária.

2.2.7.2 Ferrita Primária ou Alotriomórfica

A ferrita alotriomórfica é a primeira fase que se forma com o resfriamento lento dos grãos de austenita, abaixo da linha A_{e3} observada na Figura 6. A nucleação da ferrita alotriomórfica se dá nos contornos de grão da austenita e crescem para o interior do grão através de um processo controlado por difusão. Este processo pode ser visualizado na Figura 7.

Figura 6. Diagrama de fases Fe-C

Fonte: (CALLISTER, 2003)

Figura 7. Fases formadas no metal de solda, sendo: α - ferrita alotriomórfica, α_w - ferrita de Widmanstätten e α_a - ferrita acicular.

Fonte: (BHADESHIA, 1993)

2.2.7.3 Ferrita de Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten é formada abaixo da linha Ae_3 , mostrada na Figura 6, através da transformação da austenita. No entanto, essa transformação ocorre em uma faixa de temperaturas onde a transformação controlada por difusão não é mais viável. Ou seja, a transformação nesse caso é a transformação displaciva, a mesma que ocorre para formação da martensita.

Sua nucleação pode ocorrer nos contornos do grão austenítico (chamada de ferrita de Widmanstätten primária) como pode ocorrer a partir dos grãos de ferrita alotriomórfica (chamada de ferrita de Widmanstätten secundária), Figura 8. Como a transformação ocorre em baixas temperaturas onde a difusividade de carbono é reduzida, o crescimento da ferrita de Widmanstätten ocorre pelo movimento coordenado dos átomos a curtas distâncias. A mudança de forma que acompanha essa transformação induz deformação, o que gera discordâncias, restringindo seu crescimento.

Figura 8. Ferrita de Widmanstätten primária e secundária.

Fonte: (BHADESHIA, 2001)

2.2.7.4 Bainita

A bainita é um produto de não-equilíbrio formado pela decomposição da austenita em temperaturas inferiores às necessárias para formar a ferrita de Widmanstätten e cresce sob a forma de feixes originados a partir do contorno de grão austenítico. Desta forma ela se desenvolve em taxas de resfriamento onde transformações controladas por difusão, como a transformação perlítica, não são possíveis, e ainda, é necessário que o resfriamento seja suficientemente lento para que não ocorra formação da martensita (PINTO, 2011).

A microestrutura bainítica pode ser classificada como superior e inferior, de acordo com a temperatura que é formada. Desta forma, observam-se alterações na morfologia da mesma conforme se diminui a temperatura de transformação.

2.2.7.5 Ferrita acicular

A ferrita acicular possui morfologia lenticular e, segundo Bhadeshia (2001), possui valores médios de comprimento em torno de 10 μm , e valores médios de largura em torno de 1 μm , o que confere a este constituinte razão de aspecto próxima 0,1. Além disso, sua formação fina e aleatória confere boas propriedades mecânicas ao material. O caminho livre médio que uma trinca precisa percorrer para se propagar é maior, o que contribui para o aumento da tenacidade a fratura ao mesmo.

2.2.7.2 ZTA

A ZTA (zona termicamente afetada) é a região compreendida entre a linha de fusão – junto ao metal de solda – e o metal de base não afetado, isto é metal cuja microestrutura e propriedades não foram modificadas pelo calor da soldagem.

Na soldagem impõe-se, ao metal de base, ciclos térmicos em que o mesmo é submetido a elevadas temperaturas e depois resfria rapidamente de forma que uma região, a ZTA, sofra modificações na microestrutura e, por consequência, em suas propriedades mecânicas. A ZTA é dividida em várias regiões, mostradas na Figura 9:

Figura 9. Regiões da ZTA

Fonte: (MOGROVEJO, 2010)

Para regiões da ZTA, que atingem temperaturas de pico entre 1100 e 1500 °C, ocorre um crescimento significativo de seus grãos. Essa região é chamada de zona de grãos grosseiros, ZTA-GG, e constitui, de forma geral a região mais crítica da solda. Regiões que são aquecidas a temperaturas entre temperatura de transformação A_{c3} (temperatura em que a transformação em austenita é completa) e 1100 °C, geralmente atingem um tamanho de grão fino e uniforme, como se o aço tivesse sido normalizado, possuindo boas propriedades mecânicas.

Abaixo das zonas totalmente re-austenitizadas, onde a faixa de temperaturas de pico atingem valores entre as temperaturas de transformação, A_{c1} (temperatura em que as fases presentes começam a se transformar em austenita durante o aquecimento) e A_{c3} , ocorre a transformação parcial em austenita. Esta região é chamada de zona aquecida intercrítica, ZTA-IC (Figura 10).

As microestruturas dos aços mais susceptíveis ao surgimento de trincas por hidrogênio são a martensita e a bainita, que possuem valores elevados de dureza e se

formam na região de grãos grosseiros, quando o resfriamento ocorre muito rápido (LINTON, 2000).

Figura 10. Regiões da zona termicamente afetada.

Fonte: (LINTON, 2000)

As transformações microestruturais da ZTA são influenciadas pelo pico de temperatura que determina o tamanho de grão da austenita e, pelo tempo de resfriamento na faixa de temperatura de transformação da austenita, sendo ambos dependentes da quantidade de calor gerado.

Conforme estudos já realizados (AKSELSSEN; GRONG; RORVIK, 1990), a ZTA pode ser dividida em 7 regiões bem características, dependendo do pico de temperatura, que a região foi exposta durante a soldagem. A Figura 10 mostra estas regiões:

1. Solidificação do metal de solda
2. Linha de fusão
3. Região de grãos grosseiros (ZTAGG)
4. Região de grãos finos (ZTAGF)
5. Região intercrítica (ZTAIC)

6. Região subcrítica (ZTAS)
7. Região não afetada – Metal base

A zona local frágil, isto é a região de menor tenacidade à fratura, é região de granulação grosseira (ZTAGG), que se encontra adjacente à linha de fusão (AKSELSEN; GRONG; RORVIK, 1990; TOYODA, 1989). Esta região sofre um rápido aquecimento próximo ao ponto de fusão seguido de um resfriamento logo após o aquecimento. Esta fragilização (AKSELSEN; GRONG; RORVIK, 1990) é devido à formação de ferrita de placas laterais (ou ferrita de Widmanstätten).

Os dois principais fatores metalúrgicos que prejudicam a tenacidade à fratura das regiões de granulação grosseira são (FAIRCHILD, 1987):

- Formação da bainita superior na matriz: Devido à sua estabilidade térmica, mesmo durante os ciclos térmicos posteriores e/ou tratamentos térmicos após a soldagem, essa microestrutura de baixa tenacidade pode aparecer em todas as regiões de granulação grosseira.
- Tamanho de grão: A tenacidade das regiões de granulação grosseira é diminuída pelo aumento do tamanho de grão da austenita anterior. O tamanho de grão da austenita anterior aumenta com o aumento do tempo de resfriamento, causando uma diminuição da tenacidade ZTA.

2.3 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA FRATURA

A fratura dos materiais metálicos pode ser classificada em quatro tipos principais: alveolar, clivagem, intergranular ou por estrias (ANDERSON, 1995). A Figura 11 ilustra estes micromecanismos de fraturas através de fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura.

Figura 11. Micromecanismos de fratura. (a) Fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, sob um ângulo entre 40° a 50° em relação à superfície fraturada, (b) Fratura intergranular em um aço temperado, (c) Fratura por clivagem em um aço temperado e (d) Fratura por fadiga do aço liga 8620

Fonte: (WULPI, 1999).

A Figura 12 representa esquematicamente os micromecanismos de fratura alveolar, por clivagem e intergranular.

Figura 12. Representação esquemática dos micromecanismos de fratura. (a) Alveolar, (b) Por clivagem e (c) Intergranular

Fonte: (VALENTE, 2011).

Alguns estudos (ANDERSON, 1995) afirmam que toda fratura dúctil ocorre por micromecanismo alveolar. O micromecanismo de clivagem absorve pouca energia e a fratura será sempre frágil. O micromecanismo intergranular é considerado anormal nos metais, ou seja, sua ocorrência é indício de que ocorreu algum tipo de fragilização durante a elaboração ou utilização do material, enquanto que o micromecanismo de estriação é característico quando a fratura ocorre por fadiga.

2.3 FADIGA

A fadiga tem sido uma das principais causas de falhas de componentes mecânicos. Fatores como propriedades mecânicas, características metalúrgicas do material, integridade superficial, tipo de carregamento e condições do ambiente de trabalho, exercem influência sobre o comportamento à fadiga de componentes em serviço (GOMES, 2011).

A determinação da vida de componentes submetidos à fadiga é uma etapa essencial no seu dimensionamento. Para alcançar a confiabilidade desejada, as indústrias realizam ensaios de fadiga com o objetivo de levantar as curvas SN dos materiais de interesse. Estas curvas servem de base para projetos e para ensaios de durabilidade dos componentes no ambiente do cliente.

2.3.1 Fundamentos de falha por fadiga

A fratura por fadiga, normalmente, ocorre repentinamente e sem nenhum aviso prévio e em condições normais de operação, com tensões máximas abaixo do limite de escoamento do material. Obviamente, se as condições de serviço forem anormais, ou seja, com sobrecargas, ambiente corrosivos, entre outros, a possibilidade de falha por fadiga é aumentada (WULPI, 1999).

A norma ASTM E1823 define a fadiga como: “uma mudança estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em um material submetido às tensões cíclicas ou flutuantes, resultando em trincas e/ou a completa ruptura do mesmo após um determinado número de ciclos”.

Estas mudanças estruturais são causadas por deformações localizadas de ordem sub-microscópicas na estrutura cristalina do material. Estas deformações podem progredir gradualmente até formar uma trinca e, conseqüentemente, uma falha de tamanho crítico, podendo levar à fratura final de um componente após um determinado período de tempo (BRAZ, 1999).

2.3.2 Etapas do processo de fadiga

As mudanças estruturais causadas pelo processo de fadiga abrangem as seguintes etapas:

A nucleação de trincas é normalmente encontrada em regiões conhecidas como bandas de deslizamentos. No entanto, as ocorrências destas não são os únicos meios de nucleação de trincas de fadiga. Quaisquer regiões de concentração de tensões como bandas de deslizamento, inclusões, partículas de segunda fase, contornos de grãos, poros, pites de corrosão ou descontinuidades geométricas atuam como fontes de nucleação de trincas. Consequentemente, a trinca tende a iniciar no plano de cisalhamento próximo a um concentrador de tensões (STEPHENS, 2001).

Uma vez que a trinca é nucleada, os próximos passos são os estágios de propagação (estágio I e II de crescimento da trinca). No estágio I a trinca propaga-se ao longo dos planos de cisalhamento máximos até atingir alguns tamanhos médios de grãos, quando então a trinca passa a se propagar na direção normal à máxima tensão de tração, estágio II ou de crescimento, até atingir a ruptura final (LEE, 2005).

As bandas de deslizamento são constituídas de um grande conjunto de planos de deslizamentos que provocam picos e vales na superfície, mais comumente conhecidos como intrusões e extrusões. A Figura 13 ilustra a disposição das bandas de deslizamento e a influência destas na nucleação de trincas.

Figura 13. Nucleação e propagação de uma trinca de fadiga a partir de bandas de deslizamento.

Fonte: (LEE, 2005).

Geralmente, as trincas de fadiga crescem de maneira transgranular, como mostrado na Figura 11. No entanto, elas podem se propagar ao longo dos contornos de grãos, dependendo das condições de carregamento, do material, da temperatura e das condições ambientais (STEPHENS, 2001).

2.3.3 Morfologia das falhas por fadiga

Como a falha por fadiga não requer altos níveis de tensões, pouca ou nenhuma deformação plástica macroscópica é encontrado na superfície fraturada. Em geral, a fratura possui um aspecto liso que se assemelha a uma fratura frágil. No entanto, ela possui algumas características estruturais que a distingue de uma fratura frágil.

Uma vez iniciada a propagação de uma trinca de fadiga, surgem marcas na superfície da fratura conhecida como marcas de praias, unicamente encontradas em falhas por fadiga (Figura 14).

Figura 14. Esquema mostrando a morfologia da propagação de uma trinca. Foto mostrando ponta de eixo fraturada em campo por fadiga.

Fonte: (GOMES, 2011).

Estas marcas são provenientes das alterações no ciclo de tensões, seja no seu valor ou na frequência de aplicação, gerando assim uma propagação descontínua da trinca de fadiga (WULPI, 1999).

As marcas de praias não devem ser confundidas com as estrias, embora elas frequentemente estejam presentes na mesma superfície da fratura. Para cada par macroscópico de marcas de praias, pode haver milhares de estrias, vistas em microscopia eletrônica (WULPI, 1999). As estrias nem sempre estão presentes. Em metais com baixa ductilidade pouca ou nenhuma estria é evidenciada na superfície da fratura (DIETER; BACON, 1988).

2.3.4 Fadiga controlada por tensão – Curva SN

Componentes, estruturas, equipamentos mecânicos, frequentemente estão expostos a histórias de carregamentos diversos. Estes carregamentos podem ser simples e repetitivos

ou completamente aleatórios. Histórias de carregamentos aleatórios são tipicamente encontradas em situações reais de engenharia como em aeronaves e componentes automotivos. Dados de fadiga com amplitude de tensões constantes são usados para obter o comportamento e as propriedades de fadiga de materiais, para que histórias reais de carregamentos possam ser modeladas a partir destes dados (STEPHENS, 2001).

O método de fadiga controlada por tensão distingue-se dos outros métodos por ser essencialmente governado pelas tensões no regime elástico. Ademais, como os níveis de tensões são baixos, as rodas de aço suportam altos números de ciclos até a falha e deformações plásticas praticamente nulas.

A curva SN ou curva de Wöhler é a base da metodologia de fadiga controlada por tensão. Através desta, é possível determinar a resistência à fadiga do material para um determinado número de ciclos. Esta curva pode ser gerada a partir de resultados de ensaios de fadiga em protótipos, corpos-de-prova padronizados ou através de estimativas baseadas em propriedades estáticas. Como os resultados apresentam dispersão, existe a necessidade de tratamento estatístico dos dados. Com estes dados, obtêm-se as curvas S-N-P, as quais constituem famílias de curvas com probabilidades estatísticas definidas (LOPES, 2006). Para gerar os dados de fadiga através do método SN, os ensaios de fadiga são realizados em vários corpos-de-prova, com diferentes amplitudes de tensões, onde usualmente se aplica a condição de carregamento totalmente reverso ($R = -1$). No entanto, é possível o levantamento dessa curva com outras condições de carregamento considerando a variação da tensão média.

Alguns fatores influem diretamente na resistência à fadiga de um componente. Dentre estes, pode-se ressaltar as tensões residuais, concentradores de tensão, temperatura de trabalho, ambiente agressivo, forma geométrica, rugosidade superficial, tratamentos térmicos e presença de entalhe (LOPES, 2008).

2.3.5 Fatores que afetam a vida em fadiga de juntas soldadas

Vários fatores afetam a nucleação e crescimento de trincas em fadiga, principalmente em juntas soldadas. Entre eles estão: geometria do cordão de solda, heat input, microestrutura da região soldada e microestrutura da região da zona termicamente afetada. Ou seja, a vida em fadiga de um componente soldado não depende apenas dos materiais empregados ou das condições de carga.

Em termos de geometria do cordão de solda, as principais características são: ângulo de pé de solda (C), penetração no material base (A e B) e garganta efetiva (D). Neste trabalho, os parâmetros de soldagem e a posição da tocha foram alterados visando obter ângulos de pé de solda e penetrações no aro e disco diferentes. Com isso, analisar a influencia dos parâmetros e da geometria do cordão em fadiga.

Já em termos de microestrutura, sabe-se que a formação de microestruturas contendo martensita é prejudicial no desempenho em fadiga de juntas soldadas, assim como a presença de ferrita acicular podem melhorar o desempenho em fadiga.

2.4 METALOGRAFIA DE AÇOS BAIXO CARBONO

A metalografia comum dos aços de baixo carbono, realizadas com reagentes como Nital e Picral, revelam bem a microestrutura formada por ferrita e perlita. Porém, no caso de regiões soldadas, onde pode existir a formação de outros microconstituintes como bainita e martensita, torna-se necessário uma nova técnica que revele com mais precisão a microestrutura. Um destas técnicas é a chamada metalografia colorida.

Uma das formas de se obter metalografias coloridas é através da deposição de filmes com espessuras entre 40 – 500 nm, os quais são formados pela reação química entre a superfície da amostra e um reagente metalográfico adequado. Este método apresenta excelentes resultados na coloração seletiva dos grãos e pode ser realizada à temperatura ambiente (VUROBI, 2007).

LePera (1980) relatou uma solução modificada contendo metabissulfito de sódio e ácido pícrico. A redução de uma solução de molibdato em áreas catódicas microscópicas produz um depósito de um filme complexo de molibdato na qual a cor depende do poder redutor da fração microestrutural catódica e da espessura do filme.

Este reagente é utilizado principalmente em aços baixo carbono e aços de alta resistência e baixa liga, para evidenciar a presença de bainita (cor marrom), ferrita (cor bronze) e martensita (branca). Nesta técnica realiza-se um pré ataque com Nital que tem a finalidade de delinear os contornos de grãos da estrutura multifásica e possibilitar que o ataque posterior, com o reagente LePera, realce os microconstituintes presentes com maior contraste.

De acordo com Girault et al. (1998), essa técnica de ataque colorido tem a vantagem de ser fácil de usar. Variações no tempo de ataque permitem controle da reação e

alta taxa de sucesso. O único inconveniente deste método é a impossibilidade de distinguir austenita retida da martensita, pois ambas aparecem brancas.

O efeito da coloração do ataque formando depósitos é essencialmente dependente da espessura do filme formado. Em conformidade com esta espessura, os seguintes espectros de cores são esperados: amarelo (cerca de 45 nm), vermelho (cerca de 55nm), violeta (cerca de 60 nm), azul (cerca de 70nm) até marrom (maior do que 70 nm) (ANGELI; FÜREDER; KNEISSL, 2006).

Ataques coloridos são altamente sensíveis a tensões residuais em amostras com alta heterogeneidade química. Além disso, a espessura do filme formado na superfície da amostra é função da orientação cristalográfica de sua microestrutura. Portanto, pode-se detectar qualquer orientação cristalográfica preferencial pela quantidade atual de gama de cores. Se uma grande variedade de cores está presente em um padrão aleatório, a orientação cristalina é aleatória. Se uma pequena gama de cores está presente nos grãos, uma orientação preferencial está presente (VANDERVOORT, 2004).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

Os materiais utilizados neste trabalho foram o SAE1010AA e SAE1015AA, os quais são considerados aços de baixo carbono, com estrutura perlita + ferrita e foram produzidos pelo processo de laminação a quente. Os materiais em questão serão referenciados no texto dessa dissertação como SAE1010AA e SAE1015AA e suas composições químicas encontram-se na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos materiais utilizados

Material	Composição (% peso)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
SAE1010AA	0,08	-	0,30	0,040	0,050	-	-	0,020
Especificado	0,13	-	0,60	max	max	-	-	0,080
SAE1015AA	0,13	-	0,30	0,040	0,035	-	-	0,010
Especificado	0,18	-	0,60	max	max	-	-	0,050

Os ensaios de caracterização dos materiais SAE1010AA e SAE1015AA, conforme recebido da usina, foram: Composição Química, Curva Tensão x Deformação, Curva SN, Microdureza Vickers e Análise Micrográfica.

3.2 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras foram retiradas de uma roda sem câmara, de dimensão 22.5 x 8.25 polegadas. O processo de soldagem foi feito na linha de produção da empresa Iochpe Maxion utilizando o processo de soldagem automático MIG-MAG Tandem (Figura 15), o qual é utilizado amplamente em rodas comerciais para caminhões e ônibus.

Figura 15. Estação de solda Tandem MIG.

Fonte: (Figura cedida pela empresa Iochpe Maxion).

Foram montadas 4 rodas, cada uma com parâmetros de soldagem específicos e consequentemente com cordões de solda e microestruturas de soldagem diferentes. Estes parâmetros podem ser vistos na Tabela 2. De cada roda, foram retirados 15 corpos de prova para os ensaios de fadiga e demais análises.

Tabela 2. Parâmetros referentes ao processo de fabricação das amostras

AMOSTRA	Frequência (Hz)	Tempo (s)	Amperagem (A)	Deposição Arame	Posição da Tocha
RODA B PA alta / PD baixa	250	45	494	Normal	1 mm deslocada no sentido oposto ao disco
RODA C PA baixa / PD alta	250	45	499	Menor	1 mm deslocada no sentido do disco
RODA 6 PA baixa / PD baixa	250	34	501	Menor	Posição Normal
RODA 7 PA alta / PD alta	250	52	494	Maior	Posição Normal

Foram retirados corpos de prova tanto da região soldada como da região de ZTA do aro. A região de onde foram retirados estes corpos de prova pode ser observada na Figura 16.

Figura 16. Esquema mostrando local de retirada dos corpos de prova. A) Amostra referente ao cordão de solda. B) Amostra referente à região de ZTA do aro.

Fonte: Elaborada pelo autor.

3.3 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise de composição química dos materiais SAE1010AA e SAE1015AA, utilizados neste trabalho, foi realizada através do espectrômetro de emissão óptica (Figura 17), marca Spectro, modelo Spectromax, nas dependências da empresa Iochpe Maxion, em Cruzeiro - SP.

Figura 17. Espectrômetro de emissão óptica utilizado neste trabalho.

Fonte: (Imagem cedida pela empresa Iochpe-Maxion).

3.4 CURVAS TENSÃO X DEFORMAÇÃO

As curvas Tensão x Deformação dos materiais SAE1010AA e SAE1015AA foram levantadas utilizando o Máquina Instron 2382 (100 kN capacidade), com controle de deslocamento de 0,5 mm/min até o limite de escoamento e 3,0 mm/min até a fratura. Os corpos de prova foram ensaios conforme ASTM E8-09, à temperatura ambiente, nas dependências da empresa MIB – Materiais Tecnológicos, em São Carlos – SP.

3.5 CURVAS SN

Os ensaios de fadiga foram feitos tanto para os materiais SAE1010AA e SAE1015AA conforme recebidos como para as amostras soldadas.

Para os materiais SAE1010AA e SAE1015AA as curvas foram levantadas utilizando 4 patamares de tensão diferentes, sendo que em cada patamar foram testados 3 corpos de prova. Neste caso, os corpos de prova (Figura 18) foram usinados no sentido perpendicular à direção de laminação, com dimensões de 5 mm x 5 mm x 70 mm, com Kt de 1,15 (R = 5 mm - Profundidade de 0,5mm).

Figura 18. Corpo de prova sendo ensaiado por flexão alternada, material conforme recebido (a), Dimensões do corpo de prova, material conforme recebido (b).

Fonte: (Imagem cedida pela empresa MIB).

Figura 19. Corpo de prova sendo ensaiado por flexão alternada (região soldada).

Fonte: (Imagem cedida pela empresa MIB).

No caso das amostras soldadas, a partir de cada roda, foram retirados cerca de 12 corpos de prova para os ensaios de fadiga (levantamento da curva SN). As curvas também foram levantadas através de 4 patamares de tensão diferentes, sendo que em cada patamar foram testados 3 corpos de prova. Os corpos de prova foram retirados da região soldada de uma roda sem câmara e possuem dimensão de 5 mm x 10 mm x 12 mm (Figura 19).

As curvas SN foram levantadas utilizando o Máquina Instron Electropuls E3000 (3 kN capacidade), com controle de carga e flexão alternada. Os ensaios foram conduzidos até a fratura ou até atingir um *run-out* estabelecido de $2,0 \times 10^6$ ciclos. Os ensaios foram executados ao ar, à temperatura ambiente nas dependências da empresa MIB – Materiais Tecnológicos, em São Carlos – SP.

Os ensaios de fadiga foram conduzidos com controle de tensão. Devido ao seu formato não padronizado, escolhido desta forma por melhor representar o cordão de solda das rodas de aço, as trincas por fadiga surgiram em duas posições diferentes, conforme pode ser observado na Figura 20.

Figura 20. Esquema ilustrando posições das trincas nas amostras ensaiadas em fadiga. (a) Trinca encontrada nas amostras 7 e B. (b) Trinca encontrada nas amostras 6 e C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Desta forma, o cálculo de tensão da curva SN foi realizado através da força aplicada e da área de propagação de trinca. No caso das amostras 6 e C, a área (Figura 21) foi calculada conforme expressão abaixo. A mesma área foi considerada para todas as amostras 6 e C, já que todas apresentaram mesmo comportamento de iniciação da trinca.

Figura 21. Esquema ilustrando área considerada para o cálculo da tensão das amostras 6 e C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

$$\text{Área das amostras 6 e C} = 5 \text{ mm} \times 7 \text{ mm} = 35 \text{ mm}^2$$

No caso das amostras 7 e B, a área foi calculada conforme expressão abaixo. A mesma área (Figura 22) foi considerada para todas as amostras 7 e B, já que todas apresentaram mesmo comportamento de iniciação da trinca.

Figura 22. Esquema ilustrando área considerada para o cálculo da tensão das amostras 7 e B.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 23. Esquema ilustrando forma de medida da dimensão X das amostras 7 e B.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Considerando o esquema mostrado nos Figura 22 e 23, temos:

$$\text{Área das amostras 7 e B} = 5 \text{ mm} \times X \text{ mm}$$

Sendo:

$$\cos 30^\circ = (6 + 7/2) / X$$

$$X = 9,5 / 0,866025$$

$$X = 11 \text{ mm}$$

Temos:

$$\text{Área das amostras 7 e B} = 5 \text{ mm} \times 11 \text{ mm} = 55 \text{ mm}^2$$

3.6 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

3.6.1 Ataque Nital 3% - 3 ml de ácido nítrico (HNO₃) e 97 ml de álcool etílico

As amostras do material conforme recebido e as amostras soldadas foram lixadas de acordo com a seguinte sequência de granas: 220, 600, 800, 1200 e o polimento efetuado com suspensão de alumina 0,5 µm e 0,3 µm. Para revelação da microestrutura, as amostras foram atacadas com solução de Nital 3%. Este reagente químico evidencia os contornos de grão de ferrita e produz maior contraste da perlita, bainita e martensita, tornando-as mais escuras. A aplicação do Nital foi por imersão, utilizando o tempo de 15 a 20 segundos para o ataque, sendo suficiente para revelar a microestrutura do material. O ataque químico foi interrompido com água corrente e finalizado com a secagem da amostra com jato de ar.

Após a preparação metalográfica, as amostras foram caracterizadas com o auxílio de microscopia ótica (MO), utilizando um microscópio ótico Leica modelo DM IRM sob luz polarizada com uma câmera digital Samsung modelo SCC 131 acoplada, nas dependências da empresa Iochpe Maxion, em Cruzeiro - SP.

3.6.2 Ataque LePera (1:1 – Solução Aquosa de Metabissulfito de Sódio + Reagente Picral)

As amostras soldadas foram lixadas de acordo com a seguinte sequência de granas: 220, 600, 800, 1200 e o polimento efetuado com suspensão de alumina 0,5 µm e 0,3 µm.

Para uma melhor revelação e contraste da microestrutura, as amostras foram atacadas primeiramente com Nital 3% e em seguida com a solução LePera, composta pelas soluções I e II na proporção 1:1.

Solução I: 1g de Metabissulfito de Sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) + 100 ml de água destilada

Solução II: 4 ml de Ácido Pírico + 96 ml de álcool etílico

Ferreira, Santana e Gomes (2003) obtiveram bons resultados utilizando o reagente LePera, destacando a ferrita na cor bronze, bainita na cor preta e martensita na cor branca - clara. Já Vurobi (2007) observou a ferrita em tons de azul, a bainita em marrom e a martensita em branco, porém utilizando um procedimento de preparação metalográfica diferente do proposto neste trabalho.

A aplicação do LePera foi realizada por imersão total da amostra na solução, durante um tempo de aproximadamente 30 segundos, sendo a interrupção do ataque feita em água destilada, seguida de álcool etílico e secagem com jato de ar.

Após a preparação metalográfica, as amostras foram caracterizadas com o auxílio de microscopia ótica (MO), utilizando um microscópio ótico Leica modelo DM IRM sob luz polarizada com uma câmera digital Samsung modelo SCC 131 acoplada, nas dependências da empresa Iochpe Maxion, em Cruzeiro - SP.

3.7 MICRODUREZA VICKERS

Após a preparação metalográfica foram realizadas medidas de microdureza Vickers das seguintes condições:

3.7.1 Material conforme recebido

Material SAE1010AA conforme recebido: Foram realizadas 10 medidas ao longo da amostra

Material SAE10105AA conforme recebido: Foram realizadas 10 medidas ao longo da amostra

3.7.2 Região ZTA do Aro

Foram realizadas em média 60 medidas de microdureza ao longo da ZTA de cada amostra (amostras 6, 7, B e C). A Figura 24 mostra a região de ZTA do aro real, região oposta ao cordão de solda. A Figura 25 mostra o esquema ilustrativo desta região e os pontos de microdureza realizados.

Figura 24. Corpo de prova evidenciando as duas regiões do MB (metal base) nas laterais e as região da ZTA ao centro.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 25. Esquema ilustrativo mostrando os pontos de microdureza ao longo do corpo de prova. Conforme mostrado na Figura 15, as medidas das laterais correspondem ao metal base e a região central corresponde a ZTA.

Fonte: Elaborada pelo autor.

3.7.3 Região Soldada

Região do cordão de solda: Foram realizadas em torno de 145 medidas de microdureza ao longo do perfil de cada amostra (amostras 6, 7, B e C). A Figura 26 mostra a região soldada real. Já a Figura 27 mostra o esquema ilustrativo desta região e os pontos de microdureza realizados

Figura 26. Corpo de prova – Corte transversal da região soldada.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 27. Esquema ilustrativo mostrando os pontos de microdureza realizados no perfil do cordão de solda.

Fonte: Elaborada pelo autor.

As medidas de microdureza foram obtidas utilizando o microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T, nas dependências da empresa Iochpe Maxion, em Cruzeiro – SP (Figura 28).

Figura 28. Microdurômetro Shimadzu utilizado para realização das medidas de microdureza Vickers.

Fonte: (Imagem cedida pela empresa Iochpe Maxion).

3.8 MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA (MEV)

As análises das superfícies de fratura foram obtidas em um microscópio eletrônico de varredura da marca LEO-ZEISS modelo 1450 VP, nas dependências do laboratório da EEL – USP.

4 RESULTADOS

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS UTILIZADOS

A caracterização dos materiais utilizados foi realizada com o objetivo de se comparar os valores das amostras após soldagem com as amostras de material conforme recebido. Com isso, foi possível avaliar a influência do processo de soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais dos materiais SAE1010AA e SAE1015AA.

4.1.1 Análise Composição Química

Foram realizadas as análises de composição química dos materiais SAE1010AA e SAE1015AA, conforme recebidos da usina (Tabelas 3 e 4). Materiais se encontram dentro do especificado pela norma SAE J403.

Tabela 3. Composição química do material SAE1010AA

Composição (% peso)								
Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
SAE1010AA	0,08	-	0,30	0,040	0,050	-	-	0,020
Especificado	0,13	-	0,60	max	Max	-	-	0,080
SAE1010AA Encontrado	0,113	0,0082	0,411	0,022	0,012	0,013	0,0062	0,028

Tabela 4. Composição química do material SAE1015AA

Composição (% peso)								
Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
SAE1015AA	0,13	-	0,30	0,040	0,035	-	-	0,010
Especificado	0,18	-	0,60	max	Max	-	-	0,050
SAE1015AA Encontrado	0,14	0,024	0,48	0,016	0,005	-	-	0,042

4.1.2 Análise Micrográfica

Foi realizada a análise por microscopia ótica do material SAE1010AA e do SAE1015AA como recebidos (Figuras 29 e 30).

Figura 29. Material SAE1010AA como recebido. Ampliação Original 200x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 30. Material SAE1015AA como recebido. Ampliação Original 200x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

As ligas Fe–Fe₃C com composição à esquerda do ponto eutetóide (que possuem entre 0,02 e 0,76%p de C) são conhecidas como ligas hipoeutetóides. Aços hipoeutetóides são aqueles que possuem menos carbono do que o previsto na composição eutetóide. O resfriamento de uma liga como esta - em condições de equilíbrio, com resfriamento lento – até uma temperatura abaixo da eutetóide, produzirá a fase perlita (ferrita + cementita) e a fase ferrita. A fase ferrita é a responsável por fornecer boa ductilidade à liga, enquanto a perlita (que contém ferrita e cementita, esta última rica em carbono), é a responsável por fornecer maior resistência mecânica. Os materiais SAE1010AA e SAE1015AA são aços de baixo carbono, portanto, observam-se em sua microestrutura as fases perlita e ferrita.

O tamanho médio de grão ASTM encontrado pelo método dos 3 Círculos Concêntricos de Abrams para os dois materiais foi de $G = 10$ e diâmetro médio de grão de 11,2 μm . Na Tabela 5 são encontrados os demais valores obtidos:

Tabela 5. Valores encontrados para tamanho médio de grão

Material	ℓ médio	d (μm)	N	T	S	95%CI	%RA
SAE1010AA	0,010597	10	5	2,766	4,879	6,035	6,354
SAE1015AA	0,0107622	10	5	2,766	9,311	11,518	12,461

Onde, 95%CI corresponde a 95% de confiabilidade e %RA corresponde à precisão relativa encontrada.

4.1.3 Microdureza Vickers

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers em 10 pontos de cada amostra do material SAE1010AA (Figura 31) e do SAE1015AA (Figura 32). Os resultados obtidos mostram que a dureza média do SAE1010AA é de 135 HV e do SAE1015 é de 155 HV. Ou seja, o valor médio encontrado para o SAE1015AA é 12,9% maior que para o encontrado para o SAE1010AA.

Figura 31. Medidas de microdureza Vickers (SAE1010AA).

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 32. Medidas de microdureza Vickers (SAE1015AA)

Fonte: Elaborada pelo autor.

4.1.4 Curvas Tensão x Deformação

Foram levantadas 3 curvas Tensão x Deformação tanto para o material SAE1010AA (Figura 33) como para o material SAE1015AA (Figura 34). Os resultados das propriedades mecânicas obtidas podem ser vistos nas Tabelas 6 e 7.

Figura 33. Curva tensão x deformação para o material SAE1010AA como recebido.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 6. Propriedades mecânicas encontradas através das curvas tensão x deformação para o material SAE1010AA.

Corpo de Prova	LE	LR	Alongamento (%)	Redução de área
	(MPa)	(MPa)	Lo=50 mm	(%)
1	261,8	382,7	45,0	68,0
2	269,7	385,1	43,8	67,4
3	264,2	386,7	42,8	65,8
Média	265,2	384,8	43,9	67,1

Figura 34. Curva S-N levantada para o material SAE1015AA como recebido.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 7. Propriedades mecânicas encontradas através das curvas tensão x deformação para o material SAE1015AA.

Corpo de Prova	LE	LR	Alongamento (%)	Redução de área
	(MPa)	(MPa)	Lo=50mm	(%)
1	261,9	406,6	41,0	61,7
2	258,8	408,2	42,8	63,1
3	259,5	407,0	42,0	62,0
Média	260,1	407,3	41,9	62,3

Os materiais SAE1010AA e SAE1015AA não possuem propriedades mecânicas controladas e definidas pela norma SAE J403. Porém, valores encontrados estão dentro do histórico mantido pela empresa Iochpe-Maxion.

Os valores encontrados para limite de escoamento são praticamente iguais para ambos os aços. Já o valor médio encontrado para o limite de ruptura é 5,9% maior para o material SAE1015AA do que para o SAE1010AA. Em termos de % de alongamento e % de redução de área, o material SAE1010AA possui alongamento 4,8% maior e redução de área 7,7% maior.

4.1.3 Curvas SN

Foram levantadas as curvas SN para os materiais SAE1010AA e SAE1015AA utilizando 12 corpos de prova e 4 patamares de tensão, conforme gráficos das Figuras 35 e 36. Dados foram obtidos com flexão alternada e $R=-1$. Demais informações sobre tensão x ciclagem podem ser visualizadas nas Tabelas 8 e 9.

O run-out estabelecido para término dos testes foi de $2 \cdot 10^6$ ciclos. Neste caso, a tensão de fadiga encontrada nesta ciclagem foi de 225 MPa tanto para um material como para outro. Os pontos em verde correspondem aos dados ensaiados, a linha em azul corresponde a curva média e a linha em vermelho corresponde a curva R95C90.

Figura 35. Curva SN levantada para o material SAE1010AA como recebido.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 8. Dados obtidos do ensaio de fadiga (SAE1010AA) por flexão alternada ($R=-1$)

Amostra	S máx (MPa)	Nf (Ciclos)
1	350	35.189
2	350	50.639
3	350	62.827
4	325	174.817
5	325	132.717
6	325	109.262
7	300	289.213

8	300	196.001
9	300	198.468
10	275	544.593
11	275	602.431
12	275	391.230
13	250	881.224
14	225	$> 2.10^6$

Figura 36. Curva SN levantada para o material SAE1015AA como recebido.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 9. Dados obtidos do ensaio de fadiga (SAE1015AA) por flexão alternada ($R=-1$)

Amostra	S máx (MPa)	Nf (Ciclos)
1	250	547.034
2	250	504.381
3	250	1.116.572
4	300	162.449
5	300	137.840
6	300	108.793
7	325	36.213
8	325	48.482
9	325	43.970

10	275	224.792
11	275	220.140
12	275	221.232
13	225	$> 2.10^6$

Observa-se que os valores do teste de fadiga, obtidos para a ciclagem 2.10^6 ciclos, são iguais para os materiais (como recebidos da usina) estudados. Isso mostra que apesar da diferença existente na composição química desses materiais, o comportamento em fadiga é o mesmo.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS SOLDADAS

4.2.1 Análise Micrográfica

4.2.1.1 Perfil do cordão de solda

As Figuras 38 a 40 foram retiradas das posições marcadas na Figura 37.

Figura 37. Esquema ilustrativo mostrando as posições das análises micrográficas. Imagens foram tiradas com ampliação original de 50x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 38. Amostra B – Região 1 (Pé de solda). (a) Ataque com LePera. (b) Ataque com Nital 3%. Sendo: I – Solda, II – Região de grãos grosseiros, III – Região de refino de grãos, IV – Região intercrítica / subcrítica, V – Metal base.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

A Figura 38 evidencia as regiões formadas após a soldagem na região do pé da solda. Percebe-se em I a região soldada com estrutura bruta de fusão. Logo em seguida, a região II, de grãos grosseiros, considerada a região mais crítica da ZTA pois é a de menor resistência mecânica, evidenciada pela dureza, e menor tenacidade a fratura, esperada pela microestruturas formadas nesta região. Após a região de grãos grosseiros evidencia-se a região de grãos refinados (III), região intercrítica / região subcrítica (IV) e finalmente o metal base V, material SAE1010AA referente o aro). Esta, normalmente, é a região mais comum de propagação de trincas por fadiga em rodas comerciais.

Figura 39. Amostra B – Região 2 (Penetração de solda no aro).

(a) Ataque com LePera. (b) Ataque com Nital 3%.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

As Figuras 39 e 40 evidenciam as mesmas regiões apresentadas na Figura 38, porém desta vez na região de transição da solda para o aro e região de transição da solda para o disco, respectivamente.

Foram medidos, através da análise micrográfica, os tamanhos médios das regiões de grãos grosseiros e região de grãos refinados. Para a amostra B, indicada na Figura 38, o comprimento da região de grãos grosseiros exatamente no pé da solda é de aproximadamente de 150 μm . Enquanto a região de grãos refinados possui comprimento de 250 μm . Na Figura 39, o tamanho aproximado encontrado para a região de grãos grosseiros e grãos refinados é de 500 μm . Já na Figura 40, observa-se uma região de grãos

grosseiros com comprimento de aproximadamente $280\text{ }\mu\text{m}$ e uma região de grãos refinados de $500\text{ }\mu\text{m}$.

Figura 40. Amostra B – Região 3 (Penetração de solda no disco). (a) Ataque com LePera. (b) Ataque com Nital 3%.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 41. Amostra C – Região 1 (Pé de solda). Ataque com LePera.

Fonte: Elaborada pelo autor.

A Figura 41 mostra as regiões de solda, grãos grosseiros, grãos refinados e metal base para a amostra C. O tamanho da região de grãos grosseiros é de aproximadamente 103 μm (em extensão) enquanto a região de grãos refinados é de aproximadamente de 155 μm (em extensão).

Figura 42. Amostra C – Região 2 (Penetração de solda no aro). Ampliação 50 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 42 é evidenciada uma região de grãos grosseiros de aproximadamente 500 μm enquanto a região de grãos refinados é de aproximadamente de 625 μm .

Figura 43. Amostra C – Região 3 (Penetração de solda no disco). Ampliação 50 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 43 é evidenciada uma região de grãos grosseiros com aproximadamente 780 μm de comprimento. A região de grãos refinados não pôde ser dimensionada nessa ampliação. Observa-se nessa micrografia que o tempo de ataque com LePera provavelmente foi muito longo pois os grãos de ferrita aparecem em tom marrom escuro.

Figura 44. Amostra C – Região 5 (ZTA – Material Aro). Ampliação 50 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 44 é evidenciada uma região de grãos refinados de aproximadamente 718 μm de extensão, enquanto a região de grãos grosseiros não pôde ser medida nesta ampliação.

Figura 45. Amostra 6 – Região 1 (Pé de solda).

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

A Figura 45 mostra as regiões de solda, grãos grosseiros, grãos refinados e metal base para a amostra 6. O tamanho (comprimento) da região de grãos grosseiros é de aproximadamente 117 μm enquanto a região de grãos refinados é de aproximadamente de 216 μm .

Figura 46. Amostra 6 – Região 2 (Penetração de solda no aro).

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 46 é evidenciada uma região de grãos grosseiros de aproximadamente 156 μm de extensão, enquanto na região de grãos refinados de aproximadamente 250 μm .

Figura 47. Amostra 6 – Região 3 (Penetração de solda no disco).

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na amostra 6, Figura 47, é evidenciada uma região de grãos grosseiros de aproximadamente 312 μm de comprimento enquanto na região de grãos refinados de aproximadamente 500 μm .

Já na amostra 7, região do pé da solda Figura 48, é evidenciada uma região de grãos grosseiros de aproximadamente 203 μm de comprimento enquanto na região de grãos refinados de aproximadamente 125 μm .

Figura 48. Amostra 7 – Região 1 (Pé de solda).

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na amostra 7, Figura 49 (região de penetração da solda no aro), é evidenciada uma região de grãos grosseiros de aproximadamente 625 μm de comprimento.

Figura 49. Amostra 7 – Região 2 (Penetração de solda no aro).

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na amostra 7, Figura 50 (região de penetração da solda no disco), é evidenciada uma região de grãos grosseiros de aproximadamente 718 μm de comprimento. Percebe-se nessa micrografia que o ataque químico com o reagente LePera atacou de forma demasiada a região da ZTA do disco. Isso provavelmente ocorreu porque a energia de superfície dessa região estava maior se comparada com as demais regiões da amostra. Isso se explica pelo

fato de que o disco é processado por repuxamento a frio antes da soldagem. Este repuxamento introduz alta deformação dos grãos. Com o aquecimento, existe a tendência desses grãos, repuxados, sofrerem processo de recozimento.

Figura 50. Amostra 7 – Região 3 (Penetração de solda no disco).

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

As Figuras 52 a 55 foram retiradas das posições marcadas na Figura 51.

Figura 51. Esquema ilustrativo mostrando as posições das análises micrográficas. Imagens nestas posições foram tiradas com ampliação original de 200x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 52. Amostra B – Região de ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 52 (a) a região de grãos grosseiros referente à ZTA do aro da amostra B. Os grãos de ferrita possuem formatos irregulares (A - grãos quadrados, B - retangulares) e em tamanhos diversos (variando de 19 a 61 μm). Observa-se também a microestrutura da ferrita de Widmanstätten (C), característica da região de ZTA. A presença deste tipo de microestrutura tende a aumentar a dureza da região com relação ao metal base, porém também diminui a tenacidade à fratura e ductilidade do material.

Na Figura 52 (b) percebe-se a zona de transição, para uma região de grãos mais refinados, demonstrada pela linha vermelha divisória. A região de grãos refinados também possui grãos com formatos diversos, porém podem ser visualizadas ilhas de grãos de ferrita maiores (aproximadamente 35 μm) contornados por grãos de ferrita menores (aproximadamente 10 μm).

As medidas de microdureza a partir da solda, passando pela zona de grãos grosseiros e refinados e chegando ao metal base podem ser visualizadas na Tabela 10:

Tabela 10. Amostra B - Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.

Região	Média da Microdureza (HV)	Porcentagem de aumento com relação ao metal base
Solda	229	170%
Região grãos grosseiros	152	112%
Região grãos refinados	168	124%
Metal base	135	0%

Figura 53. Amostra C – ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2, continua na página 78 .

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 53 (a) a região de grãos grosseiros referente à ZTA do aro da amostra C. Os grãos de ferrita e perlita possuem formatos irregulares, o que pode ser visualizado entre os grãos A e B. O grão A possui formato poligonal, com seis lados bem distintos. Enquanto o grão B é alongado e possui razão de aspecto de aproximadamente 4,3. Observa-se também a microestrutura da ferrita de Widmanstätten (C), característica da região de ZTA. Na Figura 53 (b) percebe-se uma região de grãos mais refinados. Esta

região também possui grãos com formatos diversos, com tamanhos variando de 17 a 87 μm .

Com relação às medidas de microdureza nessa região, observa-se uma medida de microdureza de 275 HV na região de solda, 174 na região de grãos grosseiros e 185 na região de grãos refinados. Todos foram comparados com o valor de microdureza do metal base, conforme resumido na Tabela 11 abaixo:

Tabela 11. Amostra C - Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.

Região	Média da Microdureza (HV)	Porcentagem de aumento com relação ao metal base
Solda	275	203
Região grãos grosseiros	174	129
Região grãos refinados	185	137
Metal base	135	0%

Figura 54. Amostra 6 – ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 54 (a) a região de grãos grosseiros referente à ZTA do aro da amostra 6. Os grãos de ferrita e perlita também possuem formatos irregulares, conforme descrito para as amostras 7, B e C. Na Figura 54 (b) percebe-se uma região de grãos mais refinados. Percebe-se que o ataque químico foi intenso nessa região, o que pode ser explicado pela orientação cristalográfica diferente, o que facilita o ataque em somente determinadas regiões.

Com relação às medidas de microdureza nessa região, observa-se uma medida de microdureza de 297 HV na região de solda, 169 na região de grãos grosseiros e 173 na região de grãos refinados. Todos foram comparados com o valor de microdureza do metal base, conforme resumido na Tabela 12 abaixo:

Tabela 12. Amostra 6- Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.

Região	Média da Microdureza (HV)	Porcentagem de aumento com relação ao metal base
Solda	297	220
Região grãos grosseiros	169	125
Região grãos refinados	173	128
Metal base	135	0%

Figura 55. Amostra 7 – ZTA do Aro. (a) Região 2.1. (b) Região 2.2, continua na página 81.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 55 (a) a região de grãos grosseiros referente à ZTA do aro da amostra 7. Os grãos de ferrita e perlita possuem formatos irregulares, além disso, percebe-se a existência de grãos com excesso de ataque químico (regiões escuras). Na Figura 55 (b) percebe-se uma região de grãos mais refinados 12 μm, porém circundando grãos maiores, 88 μm. Trabalhos realizados, em aços baixo carbono, por Eroglu et al. (1999) mostraram a formação das mesmas microestruturas entre a região de grãos grosseiros e grãos refinados.

Com relação às medidas de microdureza nessa região, observa-se uma medida de microdureza de 230 HV na região de solda, 142 na região de grãos grosseiros e 148 na região de grãos refinados. Todos foram comparados com o valor de microdureza do metal base, conforme resumido na Tabela 13 abaixo:

Tabela 13. Amostra C - Medidas de microdureza Vickers a longo da ZTA do aro.

Região	Média da Microdureza (HV)	Porcentagem de aumento com relação ao metal base
Solda	230	170
Região grãos grosseiros	142	105
Região grãos refinados	148	110
Metal base	135	0%

As Figuras 57 a 67 foram retiradas das posições marcadas na Figura 56.

Figura 56. Esquema ilustrativo mostrando as posições das análises micrográficas. Imagens foram tiradas com ampliação original de 500x

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 57. Amostra B: Pé da solda – (a) Região 1.1. (b) Região 1.2, continua na página 83. Ampliação original de 500 x.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na região de ZTA do pé de solda, Figura 57 (a), observa-se a formação de grãos de ferrita e perlita com formatos irregulares e tamanhos diversos, variando de aproximadamente 10 a 40 μm . Na Figura 57 (b) observa-se redução no tamanho dos grãos para uma média entre 6 e 20 μm .

Figura 58. Amostra B: ZTA do disco – (a) Região 1.1. (b) Região 1.2, continua na página 84.
Ampliação original de 500 x.

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

A região de ZTA do disco da amostra B, visualizada na Figura 58 (a), mostra formação acentuada de ferrita de Widmanstätten em grãos maiores e demais grãos de ferrita e perlita em tamanhos menores. Na Figura 58 (b) percebe-se que as regiões de contorno de grão formam severamente atacadas pelo reagente LePera. Isso pode ser explicado pelo fato de que o componente disco passa por um processo de repuxamento a frio que torna seus grãos mais alongados e com alta energia interna. Como os reagentes

químicos atacam primeiramente as regiões de maior energia, esta região foi a mais afetada. Comportamento similar foi encontrado na amostra 6, Figura 62, onde pode-se observar grãos grosseiros envoltos em grãos muito finos, que também estão com ataque químico intenso.

A amostra 7 foi a que apresentou os maiores grãos de perlita, ferrita e ferrita Widmanstätten na região da ZTA do disco (Figura 63). Já a amostra C (Figura 60) foi a que apresentou a formação de grãos mais regular, evidenciando a formação de grãos de ferrita, perlita, ferrita acicular e ferrita de contorno de grão.

Figura 59. Amostra C – Região 1.1 (Pé de solda). Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na região de ZTA do pé de solda da amostra C, Figura 59, observa-se a formação de grãos de ferrita e perlita com formatos irregulares e tamanhos diversos, variando de aproximadamente 6 a 18 μm. Já a amostra 6, Figura 61, nesta mesma região, apresenta tamanhos de grãos variando entre 8 e 30 μm.

Figura 60. Amostra C – Região 3.1 (ZTA do Disco). Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 61. Amostra 6 – Região 1.1 (Pé de solda). Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 62. Amostra 6 – Região 3.1 (ZTA do Disco). Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Eroglu e Aksoy (2000) estudaram o efeito do tamanho inicial de grãos na microestrutura e na tenacidade na região intercrítica da ZTA de um aço baixo carbono (SAE1020A). Através desse estudo perceberam que com tamanho de grão inicial menor, mesmo mantendo o mesmo aporte térmico, a microestrutura da região intercrítica muda consideravelmente. Para microestruturas iniciais mais refinadas, observou-se a mesma formação obtida nesse trabalho e mostrada na Figura 56. Ou seja, regiões onde se evidencia a formação de perlita refinada (P), contornos de grão de ferrita (CGF) e grãos de ferrita poligonal (FP). Como a região mais refinada possui uma quantidade maior de contornos de grão, a perlita nucleia preferencialmente nessas regiões. Em amostras com tamanho de grão maior, e consequentemente menor quantidade de contornos de grão, percebeu-se a formação de martensita.

Figura 63. Amostra 7 – Região 3.1 (ZTA do Disco). Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 64. Amostra 6 – Cordão de solda. Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 65. Amostra 7 – Cordão de solda. Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 66. Amostra B – Cordão de solda. Ampliação original de 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 67. Amostra C – Cordão de solda. Ampliação original de 1000 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Através da análise microscópica da região da solda, observa-se que todas as amostras possuem microestrutura colunar dendrítica. As amostras 6 e C (Figuras 64 e 67) possuem microestrutura mais refinada e com maior presença de ferrita acicular (FA) e pouca quantidade de ferrita Widmanstätten (FW). Já as amostras 7 e B (Figuras 65 e 66) possuem grãos de ferrita de Widmanstätten (FW) maiores e menor presença da ferrita acicular (FA). Isso ajuda a explicar porque o valor médio de microdureza nas regiões de solda das amostras 6 e C é maior, em torno de 265 HV, enquanto as amostras 7 e B possuem valores médios de 235 HV.

As distâncias entre as dendritas para a amostra 6 (Figura 64) foi entre 35 e 60 μm . Esta amostra também apresentou formação de poros na região da solda, o que pode ser justificado pela maior velocidade de soldagem aplicada nesta amostra. Já na amostra 7 (Figura 65) foi observada uma distância de aproximadamente 60 μm , na amostra B (Figura 66) de aproximadamente 48 μm e na amostra C (Figura 67) entre 25 a 50 μm .

As amostras 7 e B, as quais possuem menor dureza e microestrutura mais grosseira na região da solda, foram as que apresentaram formação de trinca por fadiga justamente nessa região. Enquanto isso, as amostras 6 e C apresentaram formação da trinca por fadiga na região do pé da solda.

4.2.3.2 ZTA

4.2.3.2.1 Ataque com LePera

Figura 68. Amostra C1 – Região de ZTA. Ampliação original de 200 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 69. Amostra B2 – Região de ZTA. Ampliação original de 200 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 70. Amostra 7 – Região de ZTA. Ampliação 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 71. Amostra 6 – Região de ZTA. Ampliação 500 x.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Após a análise da microestrutura da ZTA do aro (lado oposto ao cordão de solda) através das Figuras 68, 69, 70 e 71, observou-se que a amostra 7 foi a que apresentou menor crescimento de grão ao longo de sua extensão. Não tendo variações significativas entre as extremidade e a região central.

4.2.3 Microdureza Vickers - Amostras soldadas

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers ao longo das amostras soldadas (cordão de solda), de forma a criar um mapa de microdureza. As medidas podem ser visualizadas nas Figuras 72, 73, 74 e 75.

4.2.3.1 Perfil do cordão de solda

Figura 72. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 7.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 73. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 6.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 74. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra B.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 75. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se que as amostras 7 e B (Figuras 72 e 74), que possuem medidas de microdureza mais próximas a do material virgem, foram as que apresentaram melhores resultados nos ensaios de fadiga. As medidas de microdureza Vickers na região do aro, para a amostra 7 (Figura 72), ficaram entre 130 e 173 HV. Para a amostra B (Figura 74), entre 152 e 194 HV. Enquanto nas amostras com resultados de fadiga inferiores, os valores ficaram entre 152 e 194 HV para a amostra 6 (Figura 73), e 173 a 215 HV para a amostra C (Figura 75).

Já na região da solda, as amostras 7 e B (Figuras 72 e 74) mostraram valores entre 215 e 257 HV, enquanto as amostra 6 e C (Figuras 73 e 75) mostraram valores entre 257 e 300 HV. Desta vez, as amostras com resultados superiores em fadiga ficaram com medidas de microdureza em torno de 15% menores.

A região referente ao disco, material SAE1015AA deformado pelo processo de repuxamento a frio, possui uma microdureza média de 190 HV. Após o processo de soldagem, percebe-se que houve um aumento da microdureza na região de ZTA do disco. As amostra 7 e B (Figuras 72 e 74) foram as que apresentaram menor aumento, enquanto que as amostras 6 e C (Figuras 73 e 75) apresentaram aumento superior. Outra observação sobre as amostras 6, B e C (Figuras 73, 74 e 75), é que estas possuem uma diminuição da

microdureza a partir da solda para o metal base em um determinado trecho (região de grãos grosseiros). Logo em seguida os valores de microdureza tendem a aumentar consideravelmente (região de grãos refinados).

O resumo das microdurezas apresentadas nas Figuras 72, 73, 74 e 75 pode ser visualizado na Tabela 14:

Tabela 14. Resumo das medidas de microdureza médias por região da amostra soldada.

Amostra	Material Aro SAE1010AA (HV)	Região ZTA Aro – Média (HV)	Material Disco SAE1015AA (HV)	Região ZTA Disco – Média (HV)	Região Solda – Média (HV)
6	135	169	155	224	263
7	135	156	155	186	233
B	135	174	155	235	238
C	135	187	155	234	265

Da mesma forma, foram realizadas medidas de microdureza para as amostras referentes à região de ZTA do aro. Como pode ser visualizado nas Figuras 76 a 82.

4.2.2.2 ZTA

Figura 76. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 6.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 77. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 6

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 78. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra B.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 79. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra B.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 80. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 81. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 82. Medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 7.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 83. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda. Amostra 7.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 84. Média das medidas de microdureza ao longo do perfil do cordão de solda.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observando o gráfico da Figura 84 e Figuras 76 a 82, percebe-se que as amostras 6 e 7 quase não tiveram variação de microdureza ao longo da ZTA. Também apresentaram pequeno aumento de dureza (13%) com relação ao material virgem, que possui média de 135 HV. Já as amostras B e C mostram um comportamento variável ao longo da ZTA, mostrando valores de microdureza inferiores na região central e superiores nas laterais.

Desta forma, através das medidas de microdureza da região da ZTA do aro, observa-se um comportamento diferente do obtido nas regiões soldadas. As amostras que apresentaram menor dureza na região de ZTA do aro foram a 6 e 7, essas amostras foram as que apresentaram pior resultado em fadiga.

Estudos realizados por Bhattachryya et al. (2008) mostraram que para o tipo de soldagem por resistência utilizado em aros de rodas comerciais, a menor dureza na região de ZTA da solda é crítica e pode levar a falha do componente em uso.

4.2.1 Curvas SN - Amostras soldada

Figura 85. Curva SN levantada para a amostra B.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 15. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra B por flexão alternada ($R=-1$)

Amostra	S máx (MPa)	Nf (Ciclos)
1	250	172.392
2	250	191.815
3	250	220.250
4	225	148.506
5	220	311.725
6	220	329.095
7	210	656.768
8	210	730.576
9	200	$> 2.10^6$
10	180	$> 2.10^6$
11	180	$> 2.10^6$

Para o run-out pré-estabelecido de 2.10^6 ciclos, a tensão de fadiga encontrada para a amostra B foi de 180 MPa, o que pode ser verificado no gráfico da Figura 85. Demais valores de tensão e ciclagem podem ser visualizados na Tabela 15.

Figura 86. Curva SN levantada para a amostra C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 16. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra C por flexão alternada ($R=-1$)

Amostra	S máx (MPa)	Nf (Ciclos)
1	240	161.862
2	240	232.625
3	240	198.591
4	225	323.886
5	225	236.901
6	225	298.753
7	200	906.143
8	190	1.702.327
9	190	1.108.812
10	170	$> 2.10^6$
11	170	$> 2.10^6$

Para o run-out pré-estabelecido de 2.10^6 ciclos, a tensão de fadiga encontrada para a amostra C foi de 170 MPa, o que pode ser verificado no gráfico da Figura 86. Demais valores de tensão e ciclagem podem ser visualizados na Tabela 16.

Figura 87. Curva SN levantada para a amostra 6.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 17. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra 6 por flexão alternada ($R=-1$)

Amostra	S máx (MPa)	Nf (Ciclos)
1	230	105.601
2	230	103.573
3	210	129.536
4	210	275.828
5	200	170.327
6	200	215.979
7	170	664.694
8	170	560.548
9	170	423.583
10	170	325.205
11	160	1.362.730
12	160	$> 2.10^6$

Para o run-out pré-estabelecido de 2.10^6 ciclos, a tensão de fadiga encontrada para a amostra 6 foi de 160 MPa, o que pode ser verificado no gráfico da Figura 87. Demais valores de tensão e ciclagem podem ser visualizados na Tabela 17.

Figura 88. Curva SN levantada para a amostra 7.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 18. Dados obtidos do ensaio de fadiga da amostra 7 por flexão alternada (R=-1)

Amostra	S máx (MPa)	Nf (Ciclos)
1	370	21.745
2	300	87.117
3	275	74.204
4	240	111.290
5	230	152.827
6	210	430.715
7	180	> 2.10 ⁶

Para o run-out pré-estabelecido de 2.10^6 ciclos, a tensão de fadiga encontrada para a amostra 7 foi de 180 MPa, o que pode ser verificado no gráfico da Figura 88. Demais valores de tensão e ciclagem podem ser visualizados na Tabela 18.

Estudo similar realizado por Santos (2006) mostraram resultados de vida em fadiga para aço baixo carbono soldado pelo processo de arco submerso de aproximadamente 270 MPa pra run-out de 1.10^6 ciclos. As conclusões obtidas também foram que o formato do cordão de solda é fundamental para o desempenho em fadiga.

Figura 89. Comparativo entre curvas SN levantadas – Curva Média

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 90. Comparativo entre curvas SN levantadas – Curva R95C90

Fonte: Elaborada pelo autor.

As Figuras 89 e 90 mostram o comparativo entre curvas SN levantadas para as amostras B, C, 7 e 6. Observa-se que, considerando a quantidade de amostras testadas, não houve grande diferença em termos de resultados em fadiga. As 4 amostras apresentaram comportamento similar, sendo as amostras B e C as com resultados ligeiramente superiores. Deve-se também ressaltar que os resultados encontrados para as amostras soldadas foram inferiores aos resultados encontrados para os materiais como recebidos e sem solda. Desta forma, o processo de soldagem altera as propriedades mecânicas do material de forma localizada, contribuindo para reduzir a resistência à fadiga.

4.2.2 Perfil do Cordão de Solda x Resultados do Ensaio de Fadiga

Figura 91. Formatos finais do cordão de solda e posição da trinca após ensaio de fadiga nas amostras 7, C, B e 6.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 92. Amostras ensaiadas em fadiga mostrando formatos finais dos cordões de solda e posições das trincas.

Fonte: Elaborada pelo autor.

As amostras apresentadas na Figura 92 foram testadas nas seguintes tensões máximas e ciclagens: Amostra 7 (180 MPa / 420.663 ciclos), Amostra B (210 MPa, / 730.576 ciclos), Amostra 6 (200 MPa / 170.327 ciclos) e Amostra C (240 MPa, 161.862 ciclos).

Percebe-se nas Figuras 91 e 92 que a amostra B, a qual apresentou os melhores resultados no ensaio de fadiga, possui o cordão de solda com formato mais suave, com

ângulo de pé de solda baixo e evitando a formação de concentradores de tensão. A amostra 7 também possui ângulo de pé de solda baixo. Devido o ângulo do pé de solda baixo, nos dois casos, as amostras apresentaram trinca na região da solda.

Nas amostras C e 6, percebe-se que a trinca inicia-se na região do pé da solda, já que nesses casos observa-se uma região de descontinuidade entre solda e aro, gerando concentradores de tensão. Pode-se observar na amostra 6 a presença de uma descontinuidade conhecida como mordedura. A existência de mordeduras significa criação de pontos concentradores de tensão, que por reduzirem a seção resistente, conseqüentemente geram enfraquecimento da junta soldada.

4.2.4 Análise MEV - Amostras soldadas

4.2.4.1 Superfície de fratura

Figura 93. Amostra C – Superfície de fratura por fadiga geral. Tensão máxima no teste de fadiga: 240 MPa, 161.862 ciclos.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 93 a região de fratura por fadiga da amostra C. A região denominada E corresponde à região de crescimento da trinca até o momento da interrupção do ensaio de fadiga (critério de falha considerado de 1 mm de deslocamento). A região D corresponde à fratura por abertura da trinca, após o término do ensaio, com o objetivo de analisarmos a superfície fraturada.

As regiões B e C indicam que a nucleação da trinca foi nesses pontos. O que está de acordo com o formato do corpo de prova, considerando que estas regiões são os cantos vivos da amostra analisada (pontos de concentradores de tensão).

Já a região A evidencia uma das muitas regiões que apresentam estrias de fadiga nessa amostra. A Figura 94 mostra com maior ampliação essa região de estrias (A). Nas demais regiões observadas na Figura 94, percebe-se o predomínio do tipo de fratura frágil por clivagem (transgranular já que a trinca se propaga através dos grãos).

Figura 94. Amostra C – Superfície de fratura, zoom na região A.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 95. Amostra B – Superfície de fratura por fadiga geral. Tensão máxima no teste de fadiga: 210 MPa, 656.768 ciclos.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 95 a região de fratura por fadiga da amostra B. A região denominada B corresponde à região de crescimento da trinca até o momento da interrupção do ensaio de fadiga. A região A corresponde à fratura por abertura da trinca, após o término do ensaio, com o objetivo de analisarmos a superfície fraturada.

Nas regiões D, E e F percebe-se a geração de 3 múltiplas trincas. Já a região C evidencia as estrias de fadiga nessa amostra. A Figura 96 mostra com maior ampliação essa região de estrias (C). Outra observação é que esta amostra possui menor quantidade de estrias de fadiga com relação à amostra C.

Figura 96. Amostra B – Superfície de fratura, zoom na região C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 97 a região de fratura por fadiga da amostra 6. A região denominada B corresponde à região de crescimento da trinca até o momento da interrupção do ensaio de fadiga. A região A corresponde à fratura por abertura da trinca, após o término do ensaio, com o objetivo de analisarmos a superfície fraturada.

As regiões D e E mostram a geração de múltiplas trincas nessa amostra. Já a região C evidencia uma região que apresenta uma das raras estrias de fadiga nessa amostra. A Figura 98 mostra com maior ampliação essa região de estrias (C). Nas demais regiões,

observadas na Figura 96, também se percebe o predomínio do tipo de fratura frágil por clivagem (transgranular já que a trinca se propaga através dos grãos).

Figura 97. Amostra 6 – Superfície de fratura por fadiga geral. Tensão máxima no teste de fadiga: 200 MPa, 170.327 ciclos.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 98. Amostra 6 – Superfície de fratura, zoom na região dos detalhes C e D.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 99. Amostra 6 – Superfície de fratura, zoom na região C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nas Figuras 98 e 99, percebe-se o predomínio do tipo de fratura frágil por clivagem (transgranular já que a trinca se propaga através dos grãos). Observa-se também a presença de micro trincas, o que caracteriza esta região como frágil.

Figura 100. Amostra 7 – Superfície de fratura por fadiga geral mostrando os detalhes A, B e C. Tensão máxima no teste de fadiga: 210 MPa, 430.715 ciclos.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 101. Amostra 7 – Superfície de fratura, zoom na região C.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Observa-se na Figura 100 a região de fratura por fadiga da amostra 7. A região denominada E corresponde à região de crescimento da trinca até o momento da interrupção do ensaio de fadiga. A região D corresponde à fratura por abertura da trinca, após o término do ensaio, com o objetivo de analisarmos a superfície fraturada.

As regiões A e B possuem coloração diferente das demais partes da região de propagação de trinca, o que pode ser um indicativo de que a nucleação da trinca foi nesses pontos. Já a região C evidencia uma das poucas regiões que apresentam estrias de fadiga nessa amostra. A Figura 101 mostra com maior ampliação essa região de estrias (C).

Foram medidas as áreas da região de propagação da trinca nas 4 amostras. Os resultados podem ser visualizados na Tabela 19.

Tabela 19. Medidas da área da região de propagação da trinca por fadiga, considerando corpo de prova com 5 mm da largura.

Amostra	Comprimento (mm)	Área (mm ²)
C	2,8	14,0
B	3,3	16,5
6	2,3	11,5
7	3,9	19,5

Pode ser observar também, através das áreas de propagação de trinca, que as amostras que apresentaram melhor desempenho no teste de fadiga foram as de maior área de propagação.

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos para os materiais utilizados SAE1010AA e SAE1015AA conforme recebidos foram:

- Através da composição química constatou-se que ambos os aços são de baixo carbono e atendem o especificado pela norma SAEJ403.
- Pela análise micrográfica foi verificado que as fases presentes foram ferrita e perlita, e o tamanho médio de grão foi de aproximadamente 11,2 μm para os dois materiais.
- Com relação às propriedades mecânicas, o aço SAE1010AA apresentou limite de escoamento médio de 265,2 MPa, limite de resistência de 384,8 MPa e alongamento médio de 43,9%. Já o aço SAE1015AA apresentou limite de escoamento médio de 260,1 MPa, limite de resistência de 407,3 MPa e alongamento de 41,9%. Para ambos os materiais, o limite de resistência à fadiga ($2 \cdot 10^6$ ciclos) foi de 225 MPa.

Os resultados obtidos na caracterização das amostras soldadas foram:

- Através do ensaio de fadiga por flexão alternada das amostras soldadas os seguintes resultados foram obtidos: amostras 7 e B obtiveram 180 MPa, amostra C obteve valor de 170 MPa, e amostra 6 obteve o menor valor, de 160 MPa.
- Os valores de microdureza na região do cordão de solda foram de aproximadamente 235 HV para as amostras 7 e B e de aproximadamente 265 HV para as amostras 6 e C. Isso pode ser explicado pelo fato de que a quantidade de metal de solda depositada nas amostras 6 e C foi menor do que para as demais. Isso favoreceu o resfriamento mais rápido da solda formando microestruturas com dureza maior.
- Através da análise micrográfica e das medidas de microdureza, observou-se que as regiões da ZTA do aro na amostra soldada apresentaram grãos de tamanhos e formatos variados. Percebe-se a existência de microestruturas como ferrita de Widmanstätten e ferrita de contorno de grão, que são usualmente características da

região termicamente afetada. A microestrutura formada na amostra C foi a que destacou das demais, pois apresentou maior crescimento dos grãos nesta região. Nesta amostra ficou evidente a formação de grão de ferrita de Widmanstätten e ferrita de contorno de grão. No entanto, esta região na amostra C não apresentou queda da microdureza com o aumento dos grãos.

- Através da análise micrográfica e das medidas de microdureza, observou-se que as regiões da ZTA do disco também apresentaram grãos de formatos e tamanhos variados. No entanto, no caso da ZTA do disco, deve-se considerar que o disco antes de ser soldado ao aro, passou por um processo de repuxamento a frio, onde sua microestrutura sofre altas taxas de deformação. Com isso, com o aquecimento originado da solda, pode aparecer o processo de recristalização nessa região.
- Através da análise micrográfica e das medidas de microdureza retiradas da região ZTA aro, observou-se que as amostras B e 6 apresentaram a maior variação de valores ao longo de sua extensão. Já as amostras C e 7 tiveram pouca ou nenhuma variação e tiveram valores de microdureza menores, ou seja, mais próximos do metal base.
- As amostras 6 e C soldadas e testadas em fadiga apresentaram trinca iniciadas a partir da superfície na região do pé da solda, já que se tratou da região de maior concentração de tensão para esses dois casos. Já as amostras 7 e B testadas em fadiga também apresentaram trincas iniciadas a partir da superfície porém na região do cordão de solda. Isso se deve ao fato de que para as amostras 7 e B, os cordões de solda obtidos tiveram formato mais adequado para as solicitações em fadiga e não geraram concentradores de tensão significativos na região do pé da solda.
- As amostras 6 e C foram as que apresentaram características mais evidentes de fratura frágil por clivagem. As amostras B e C foram as que apresentaram a maior quantidade de estrias de fadiga ao longo da região de propagação de trinca.
- A amostra B foi a que apresentou cordão com menor ângulo de pé de solda e formato mais suave. Esta amostra também apresentou melhores resultados no teste

de fadiga, mostrando que o formato do cordão pode influenciar na vida em fadiga da roda.

- Percebeu-se que o tamanho de grão inicial refinado do disco, devido ao processo de repuxamento, influencia na microestrutura da região intercrítica favorecendo a formação de perlita e ferrita poligonal e não de estrutura martensítica.
- Os ensaios de fadiga e levantamento das curvas SN demonstraram que o comportamento das 4 amostras foi similar, não havendo uma diferença tão significativa nas curvas. As amostras de material conforme recebido tiveram melhores resultados no ensaio de fadiga, comprovando que o processo de soldagem pode alterar as propriedades em fadiga de componentes finais.
- Por fim, conclui-se que o formato do cordão de solda e a microestrutura formada após o processo de soldagem interferem diretamente nas propriedades mecânicas como microdureza, tenacidade e resistência à fadiga do componente soldado. Desta forma torna-se fundamental controlar os parâmetros de soldagem utilizados pra se garantir a maior vida útil do componente estudado.

REFERÊNCIAS

ABSON, D.; DOLBY, R. A scheme for the quantitative description of ferrite weld metal microstructure. **Weld Institute Paper**, p. 100-103, 1980.

AKSELSSEN, O.; GRONG, O.; RORVIK, G. Embrittlement phenomena in the grain coarsened heat affected zone of low carbon microalloyed steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 19, p. 258-264, 1990.

ANDERSON, T. L. Fracture mechanics: fundamentals and applications. 2nd ed. 1995.

ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. Etching Techniques for Characterizing the Phases of Low-Alloy Dual-Phase and TRIP Steels. **Prakt. Metallogr**, München, v.43, p.127-142, 2006.

BHATTACHARYYA, S. et al. Failure analysis of cracking in wheel rims – material and manufacturing aspects. **Engineering Failure Analysis**, v. 15, p.547-554, 2008.

BRAZ, M. H. P. **Propriedades da fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais**, 1999. Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo.

DIETER, G. E.; BACON, D. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-Will, 1988.

EROGLU, M.; AKSOY, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel. **Materials Science and Engineering**, p. 289–297, 2000.

EROGLU, M. et al. Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical properties of weld metal and HAZ of a low carbon steel. **Materials Science and Engineering**, p. 59–66, 1999.

FAIRCHILD, D. P. Local brittle zones in structural welds. **Welding metallurgy of structural steels**, p. 303-318, 1987.

FERREIRA, I; SANTANA, P; GOMES, S. Influência de tratamentos térmicos intercríticos nas propriedades mecânicas do aço API 5L X65. In Congresso ABCM, Rio de Janeiro, 2003.

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, P.; MOLS, K.; VAN HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels. **Materials Characterization**, v.40, p. 111-118, 1998.

GOMES, D. J. C. **Determinação de resistência à fadiga em aços ABNT 4140 em vidas super longas (gigaciclos)**, 2011. Dissertação (Mestrado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.

GONÇALVES, E. **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem do processo eletrodo tubular na dureza da ZTA de um aço CrMo**, 2005. Dissertação (Mestrado) - Unileste – MG.

GONZÁLEZ, A. M. R.; DUTRA, J. C. Análise e desenvolvimento do processo MIG/MAG duplo arame com potencial único. In **ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM 25.**, 1999.

GROETELAARS, P. Influence of the weld parameters on metal transfer and weld bead profile in double wire MIG/MAG process. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, 2005.

GUNARJ, V; MURUGAN, N. Application of response surface methodology for predicting weld bead quality in submerged arc welding of pipes. **Journal of Materials Processing Technology**, 1999.

HEALD, P. R. Mapping the Droplet Transfer Modes for an ER-100S-1 GMAW Electrode. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, 1994.

HONEYCOMBE, R. W. K. Aços: microestruturas e propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1982.

LASSALINE, B.; ZAJACZKOWSKI, B.; NORT, T. H. Narrow Groove Twin-Wire MIG / MAG of High-Strength Steel. **Welding Journal**, p. 53-58, 1989.

LEE, Y.; PAN, J.; HATHAWAY, R.; BARKEY, M. Fatigue testing and analysis: theory and practice. Burlington: Elsevier Butterworth - Heinemann, 2005.

LEPERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual phase steel. **Journal of Metals**, p. 38-39, 1980.

LEVINE, E. Structure property relationship in low carbon weld metal. **Metallurgical Transactions**. p. 1453 – 1463, 1977.

LINCOLN ELETRIC, **GMAW Welding Guide**. The Lincoln Elettric Company, Cleveland Ohio, 2010.

LINTON, V. M. A theoretical treatment of burn through potential and hydrogen cracking while hot tapping. In INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING ONTO IN-SERVICE PETROLEUM GAS AND LIQUID PIPELINES 1., 2000. Wollongong, Australia.

LOPES, K. S. S.; SALES, W. F.; PALMA, E. S. Influence of machining parameters on fatigue endurance limit of AISI 4140 steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, 2008.

MODENESI, P. J. **Descontinuidades e inspeção em juntas soldadas**, 2001. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais.

MOGROVEJO, M. **Estudo do processo MIG-MAG com dois arames e único arco**, 2010. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Santa Catarina.

MOTTA J, M. **Efeitos das variáveis do processo MIG/MAG duplo arame com potenciais isolados nas características geométricas do cordão de solda**, 2005. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Santa Catarina.

MURUGAN, N.; PARMAR, R. S. Effects of MIG process parameters on the geometry of the bead in the automatic surfacing of stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 1994.

NOVAIS, P. S. Avaliação das principais descontinuidades encontradas nas juntas soldadas, causas e possíveis soluções. In CONGRESSO LATINO AMERICANO DA CONSTRUÇÃO METÁLICA, 2010.

PARRISH, G. **The influence of microstructure on the properties of case-carburized components**. Ohio: ASM, 1980.

PINHO NILO, L. **Otimização de um processo de solda MIG/MAG para aplicação na indústria automobilística através da utilização da técnica do projeto e análise de experimentos**, 2003. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Itajubá.

PINTO, F. C. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L – X65 soldado por feixe de elétrons**, 2011. Dissertação (Mestrado), Universidade Estadual de São Paulo

ROSA, G. L. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. **International Journal of Fatigue**, vol. 22, p. 65–73, 2000.

SANCHES, R. A. **Defeitos em soldas detectáveis através da inspeção visual**, 2010. Dissertação (Mestrado), Centro Universitário Luterano de Manaus.

SANTOS, F. P. **Desenvolvimento de ensaios de corrosão-fadiga para juntas soldadas de aço API 5L X60**, 2006. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

STEPHENS, R. I. **Metal fatigue in engineering**. 2nd ed. New York: John Wiley, 2001.

TOYODA, M. **Tempering effect on HAZ toughness of multi-layered welds**. Osaka: Faculty of engineering, 1989, p. 1-19.

VALENTE, L. M. **Análise da fratura de chapas de aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões**, 2011. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Paraná.

VANDERVOORT, G. F. **Color Metallography**. In: ASM Handbook: Metallography and Microstructures. Ohio: ASM International, 2004. V. 9, p. 332 – 354.

VERSUTO, B. C. **Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência em aços ARBL**, 2010. Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo.

VUROBI, Selauco. **Caracterização microestrutural de um aço Sae4118H modificado submetido a diferentes tratamentos isotérmicos**, 2007. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Ponta Grossa.

WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Blucher, 1992.

WULPI, D. J. **Understanding how components fail**. Materials Park, OH: American Society for Metals, 1999.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. **Soldagem**. Local: SENAI, 1997. Coleção tecnologia SENAI.