

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS

**RUI GUSTAVO LIPPERT SCHWANKE**

**INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO E DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA  
MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE  
AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA DIN S700MC**

Caxias do Sul  
2017

RUI GUSTAVO LIPPERT SCHWANKE

INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO E DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA  
MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO  
DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA DIN S700MC

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Materiais da Universidade de Caxias do Sul, visando a obtenção de grau de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais, sob orientação da prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. María Cristina Moré Farias.

Caxias do Sul  
2017

G982i Gustavo Lippert Schwanke, Rui

Influência do metal de adição e da energia de soldagem na microestrutura e resistência à fadiga de juntas soldadas de aço de alta resistência e baixa liga DIN S700MC / Rui Gustavo Lippert Schwanke. – 2017.

126 f.

Dissertação (Mestrado) - Universidade de Caxias do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, 2017.

Orientação: Maria Cristina Moré Farias.

1. Aço de alta resistência e baixa liga. 2. velocidade de soldagem. 3. metal de solda. 4. propriedades mecânicas e metalúrgicas. 5. resistência à fadiga dos materiais. I. Cristina Moré Farias, Maria, orient. II. Título.

"Influência do metal de adição e da energia de soldagem na microestrutura e resistência à fadiga de juntas soldadas de aço de alta resistência e baixa liga DIN S700MC".

**Rui Gustavo Lippert Schwanke**

Dissertação de Mestrado submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Materiais da Universidade de Caxias do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais, Área de Concentração: Processamento, Caracterização e Simulação de Materiais.

Caxias do Sul, 20 de fevereiro de 2017.

Banca Examinadora:

Profa. Dra. María Cristina Moré Farias (orientadora)  
Universidade de Caxias do Sul

Prof. Dr. Dr. Pablo Yugo Yoshiura Kubo  
Volvo do Brasil

Prof. Dr. Cláudio Antônio Perottoni  
Universidade de Caxias do Sul

Prof. Dr. Alexandre Viecelli  
Universidade de Caxias do Sul



## AGRADECIMENTOS

Agradeço todos aqueles que, de forma direta ou indireta, colaboraram para elaboração deste trabalho, em particular:

Aos meus pais, Rui e Teresinha, e minha irmã, Natalí, pelo apoio incondicional depositado deste o início até a conclusão de meus estudos.

À Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup> María Cristina Moré Farias pela orientação, amizade, apoio, paciência e confiança depositada na execução deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Victor Hugo Velazquez Acosta, Prof. Dr. Alexandre Viecelli, Prof. Dr. Cláudio Antônio Perottoni, Prof. Dr. Frank Patrick Missell, Dr. Pablo Yugo Yoshiura Kubo e Prof. Dr. Luciano Tedesco Matozo por aceitarem fazer parte da banca examinadora da dissertação e colaborarem construtivamente com a evolução desta dissertação de mestrado.

Aos amigos e professores do PGMAT que, à sua maneira, auxiliaram no desenvolvimento da pesquisa, bem como, à “colega” Natália Lorandi, pelo apoio e incondicional incentivo no desenvolvimento da dissertação.

À Universidade de Caxias do Sul por ter oportunizado a realização do mestrado, disponibilizando sua estrutura em tempo integral.

Aos funcionários e coordenador do Campo de Provas das Empresas Randon que contribuíram com conhecimentos práticos e teóricos durante os testes realizados.

À CAPES, pelo suporte financeiro e concessão da taxa de mestrado.

## RESUMO

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são uma alternativa atraente em aplicações estruturais. Devido ao baixo teor de carbono e de elementos de liga (Ni, V e Ti), os aços ARBL apresentam bons níveis de tenacidade e de resistência mecânica, além de boa soldabilidade, permitindo assim, o uso de componentes estruturais mais leves, a economia no consumo de combustível, bem como o desenvolvimento de construções ambientalmente corretas. A boa combinação de propriedades mecânicas permite que os aços ARBL sejam amplamente utilizados na construção naval, na indústria petrolífera e na indústria automotiva. Para estas aplicações, a tecnologia de soldagem é inevitável, a qual produz alterações microestruturais localizadas e redução dos níveis de resistência mecânica, tensões residuais e defeitos indesejáveis, que geram problemas potenciais de segurança e de confiabilidade. Estes defeitos de soldagem acentuam o processo de falha de fadiga, quando componentes mecânicos são submetidos a cargas cíclicas. Neste trabalho, estudou-se a influência do processo de soldagem por arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa (GMAW) na microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à fadiga do aço ARBL DIN EN 10149 S700MC, aplicando três velocidades de soldagem e dois diferentes metais de adição (AWS ER 70 S – 6 e AWS E 110C-G-M). Para isso, corpos de prova deste aço ARBL e juntas soldadas desses dois metais de adição foram estudadas por meio de análises microestruturais, ensaios de tração uniaxial, microdureza e ensaios de fadiga por tração uniaxial. Os resultados mostraram que a velocidade de soldagem não causou alterações significativas na microestrutura do metal de solda e da zona termicamente afetada, na microdureza e na resistência à tração, quando foi utilizado o mesmo metal de solda. Porém, maiores velocidades de soldagem causaram o aumento do defeito de mordedura. Além disso, verificou-se um aumento da vida em fadiga do componente com a diminuição da velocidade de soldagem. Quando comparadas as amostras soldadas com uma mesma velocidade de soldagem, observou-se um aumento da proporção de ferrita acicular no metal de solda, um aumento da tensão de ruptura e, conseqüentemente, uma melhora da vida em fadiga do componente, em função do aumento da resistência mecânica do metal de solda.

**Palavras-chave:** Aço ARBL, velocidade de soldagem GMAW, microestrutura da junta soldada, resistência à fadiga.

## ABSTRACT

High strength and low alloy steels (HSLA) are attractive alternative in structural applications. Due to the low carbon and alloying elements (Ni, V and Ti) contents, HSLA steels show good levels of toughness and mechanical strength, besides good weldability, allowing use of lighter structural components, fuel economy, as well as the development of environmentally-friendly constructions and sustainable societies. The good combination of mechanical properties allows HSLA steels to be widely used in shipbuilding oil industry and automotive industry. For these applications, welding technology is inevitable, however it produces localized microstructural changes and reduction in the levels of mechanical strength, residual stresses and undesirable defects, which generate potential problems of security and reliability. These welding defects accentuate the fatigue failure process when mechanical components are subjected to cyclic loads. In this work, the influence of the gas metal arc welding process (GMAW) on microstructure, mechanical properties and fatigue life of the HSLA DIN EN 10149 S700MC steel was studied, applying three welding speeds and two different addition metals (AWS ER 70 S-6 and AWS E 110C-G-M). For this purpose, samples of this HSLA steel and welded joints of these two addition metals were studied by microstructural analysis, uniaxial tension tests, microhardness tests and uniaxial tension fatigue tests. The results showed that the welding speed did not cause significant changes in the microstructure of the weld metal and of the heat-affected zone, in the microhardness and in the tensile strength, when the same weld metal was used. However, higher welding speeds caused the increase of the undercut defect. Besides that, an increase in fatigue life of the component with the decrease in welding speed was verified. When welded samples produced with the same welding speed were compared, an increase in the ratio of acicular ferrite in the weld metal zone, in the tensile stress and, consequently, an improvement in the fatigue life of the component was observe as a function of the increase in mechanical resistance of the weld metal.

**Keywords:** HSLA steel, GMAW speed, welding joint microstructure, fatigue strength.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Curva tensão-deformação do aço estrutural A-36 e aço ARBL A588 .....	5
Figura 2 - Mecanismos de endurecimento em aços ARBL .....	8
Figura 3 - Evolução da austenita e nucleação posterior de ferrita em decorrência da temperatura aplicada durante o processo.....	9
Figura 4 – Aço microligado de ferrita-perlita.....	10
Figura 5 - Classificação dos diversos processos de soldagem.....	11
Figura 6 - Processo MIG/MAG.....	12
Figura 7 – Solda multipasse com defeito de mordedura (E) e outros defeitos, inclusão de escória (D), falta de fusão (A), trinca lamelar (B) e falta de enchimento (C).....	14
Figura 8 - Característica da união soldada.....	15
Figura 9 - Ciclo térmico dos metais submetidos ao processo de soldagem .....	16
Figura 10 - Curvas de temperatura em diferentes posições de uma junta soldada. As linhas grossas paralelas ao eixo de solda representam o ciclo térmico. O corte y-y' representam as temperaturas máximas atingidas por pontos à determinada distância em relação ao eixo central da solda.....	19
Figura 11 - Esquema das diferentes temperaturas e estruturas formadas através do cordão de solda em aços carbono .....	19
Figura 12 - Seção transversal a solda em aço estrutural com tensão de escoamento de 379 MPa. No alto da imagem, o metal depositado. Na base da imagem, região de refino de grão .....	20
Figura 13 - Classificação das formas de ferrita em aço, de acordo com Dubé e modificada por Aaronson: (a) ferrita alotriomórfica; (b) ferritas Widmanstätten primária (esquerda) e secundária (direita); (c) ferrita Widmanstätten em “dentes de serra” primária (esquerda) e secundária (direita); (d) ferrita idiomórfica; (e) ferrita acicular e (f) ferrita massiva .....	23
Figura 14 - Ferrita alotriomorfa nucleada nos contornos de grão austeníticos e ferrita idiomórfica .....	24
Figura 15 - (a) Ferrita de Widmanstätten em meio a matriz martensítica e (b) precipitado de Widmanstätten mostrando estrias lineares ao longo de sua face.....	24
Figura 16 - Reconstituição tridimensional da ferrita Widmanstätten (a) primária; (b) e (c) secundária.....	25
Figura 17 - Ferrita acicular desenvolvida em aço microligado submetido à soldagem ao arco continuamente arrefecido .....	26
Figura 18 - (a) detalhe da estrutura de perlita em um aço para construção mecânica (b) variação do espaçamento entre lamelas da perlita em aço .....	27
Figura 19 - Mecanismo simplificado de formação e crescimento da perlita. Um carboneto nucleia no contorno de grão austenítico (a), empobrecendo em carbono a região próxima, favorecendo a nucleação da ferrita formando assim, uma interface ferrita-cementita de baixa energia. À frente das placas, o carbono se difunde em uma pequena distância na austenita saindo da região em frente à ferrita e indo para a região onde os carbonetos crescerão como indicado nas setas finas (b). As setas largas indicam o crescimento da colônia de perlita.....	27
Figura 20 - Estrutura martensita em aço de baixa liga .....	28
Figura 21 - Martensita (a) em ripas e (b) em placas .....	29
Figura 22 - Diagrama esquemático da reconstituição tridimensional das duas ripas que fazem parte de um mesmo pacote de martensita em uma liga Fe-C .....	29
Figura 23 - Grão de bainita que consiste em partícula alongadas de cementita em uma matriz ferrítica. A fase que envolve a bainita é a martensita .....	30
Figura 24 - (a) bainita superior com partículas de carboneto alinhadas e (b) bainita inferior com carbonetos alinhados a 60° .....	30

Figura 25 - Esquema das morfologias da bainita mais comuns. (a) bainita superior e (b) bainita inferior, em que as regiões brancas representam a ferrita e as regiões escuras cementita. (c) representa o crescimento de carbonetos entre as placas de ferrita (bainita superior) e (d) precipitação dos carbonetos dentro da ferrita após transformação (bainita inferior) .....	31
Figura 26 - Estágios de desenvolvimento da trinca de fadiga: nucleação (1), propagação (2) e fissura (3) .....	32
Figura 27 - Mecanismo de deslizamento devido às cargas externas: (a) deformação estática, (b) tensão cíclica e (c) progressão da fadiga na formação de extrusão e intrusão .....	33
Figura 28 - Mecanismo de nucleação e propagação de trinca nos estágios I e II .....	34
Figura 29 - Estrias na superfície de fratura.....	34
Figura 30 - Processo plástico na propagação da trinca de fadiga .....	35
Figura 31 - Processo de fadiga .....	36
Figura 32 - Sinal senoidal com amplitude constante .....	37
Figura 33 - Cargas em condição alternada (a), repetida (b) e pulsante (c), todas com amplitude constante .....	38
Figura 34 - Máquina para teste de fadiga de flexão rotativa.....	39
Figura 35 - Curva S-N característica .....	39
Figura 36 - Curvas de fadiga obtidas através de forças normais e rotativas para o aço SAE 1090 .....	40
Figura 37 - Curva S-N teórica .....	41
Figura 38 – Representação esquemática do impacto em que os fatores de correção agem sobre a curva de fadiga .....	42
Figura 39 - Dispositivo MTS.....	43
Figura 40 - Efeito da tensão média na vida em fadiga em que, tensões compressivas ajudarão, enquanto que tensões trativas prejudicam a resistência à fadiga do componente.....	48
Figura 41 - Diagrama de fadiga mostrando os modelos de Goodman, Gerber e Soderberg.....	50
Figura 42 - Processo de corte a jato d'água dos corpos de prova.....	52
Figura 43 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2 utilizado para análises de microdureza.....	53
Figura 44 - Representação esquemática das linhas onde foram medidos os perfis de microdureza .....	53
Figura 45 - microscópio óptico Zeiss modelo Axio (a) e microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo Marca TESCAN MIRA 3 (b) .....	55
Figura 46 – Máquina EMIC DL 20000 utilizada para ensaio de tração .....	55
Figura 47 - Corpo de prova (a) e detalhe do posicionamento da amostra no dispositivo de ensaio de fadiga (b) .	56
Figura 48 - Micrografias de microscopia óptica (a, b) e eletrônico de varredura (c, d) do aço ARBL 700MC com ataque de Nital 2%: (a) 500x; (b) 1.000x; (c) 5.000x; (d) 10.000x .....	58
Figura 49 – Imagens microscópicas das juntas soldadas com energias de soldagem utilizadas durante o ensaio A01 (a), A02 (b) e A03 (c).....	59
Figura 50 - Imagens microscópicas das juntas soldadas com energias de soldagem utilizadas durante o ensaio B01 (a), B02 (b) e B03 (c) .....	59
Figura 51 – Defeito de mordedura entre metal base e metal de solda .....	60
Figura 52 - Microestrutura da região MS para o material AWS70, ferrita acicular (FA) observada a 200x (a), 500x (b, c) e 5.000x .....	62
Figura 53 - Microestrutura da região MS para o material AWS70, ferrita alotrimorfa (AL) observada a 500x (a), 1.000x (b, c) e 15.000x.....	62
Figura 54 - Microestrutura da região MS para o material AWS70, ferrita Widmanstätten (WI) observada a 200x (a), 500x (b), 1.000x (c) e 5.000x (d) .....	63

Figura 55 - Microestrutura da região MS para o material AWS110, ferrita acicular (FA) observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d) .....	64
Figura 56 - Microestrutura da região MS para o material AWS110, ferrita alotrimorfa (AL) observada a 500x (a, b), 1.000x (c) e 5.000x (d).....	64
Figura 57 - Microestrutura da região MS para o material AWS110, ferrita Widmanstätten (WI) observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d) .....	65
Figura 58 – Microestrutura da região RCG para o material AWS70, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observada a 200x (a), 500x (b), 1.000x (c) e 5.000x (d).....	66
Figura 59 - Microestrutura da região RCG para o material AWS110, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d).....	67
Figura 60 –Microestrutura da região RRG para o material AWS70, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 200x (a), 1.000x (b, c) e 5.000x (d).....	68
Figura 61 - Microestrutura da região RRG para o material AWS110, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d) .....	68
Figura 62 - Perfil de microdureza para condição A01 .....	69
Figura 63 - Perfil de microdureza para condição A02.....	69
Figura 64 - Perfil de microdureza para condição A03.....	69
Figura 65 - Perfil de microdureza para condição B01 .....	70
Figura 66 - Perfil de microdureza para condição B02 .....	70
Figura 67 - Perfil de microdureza para condição B03 .....	70
Figura 68 – Dados de microdureza médias comparativas dos aportes térmicos estudados para a classe A (AWS70) .....	71
Figura 69 - Dados de microdureza médias comparativas dos aportes térmicos estudados para a classe B (AWS110) .....	71
Figura 70 - Resultados dos ensaios de tração com parâmetro de solda A01, A02, A03 e MB.....	72
Figura 71 - Resultados dos ensaios de tração com parâmetro de solda B01, B02, B03 e MB .....	73
Figura 72 – Fratura ocorrida na ZTA em amostra fadigada .....	73
Figura 73 – Marcas de praia (a, b) e região de fratura frágil (c, d) em amostras fadigadas.....	74
Figura 74 – Relação de tensão e número de ciclos para condição A01 com material de adição AWS70 .....	76
Figura 75 – Relação de tensão e número de ciclos para condição A02 com material de adição AWS70 .....	77
Figura 76 – Relação de tensão e número de ciclos para condição A03 com material de adição AWS70 .....	77
Figura 77 – Relação de tensão e número de ciclos para condição B01 com material de adição AWS110.....	77
Figura 78 – Relação de tensão e número de ciclos para condição B02 com material de adição AWS110.....	78
Figura 79 – Relação de tensão e número de ciclos para condição B03 com material de adição AWS110.....	78
Figura 80 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição A01 .....	79
Figura 81 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição A02.....	79
Figura 82 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição A03.....	79
Figura 83 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição B01 .....	80
Figura 84 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição B02.....	80
Figura 85 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição B03.....	80
Figura 86 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição A01 .....	81
Figura 87 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição A02.....	82

Figura 88 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição A03 .....	82
Figura 89 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição B01 .....	82
Figura 90 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição B02 .....	83
Figura 91 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição B03 .....	83
Figura 92 - Curvas S-N comparativas entre os parâmetros de solda A01 e A02 .....	84
Figura 93 - Curvas S-N comparativas entre os parâmetros de solda B01 e B02 .....	84
Figura 94 - Limites superiores e inferiores das condições A01 e A02 .....	85
Figura 95 - Limites superiores e inferiores das condições B01 e B02.....	85
Figura 96 - Curvas S-N comparativas entre limites superior e inferior das condições A01 e A02 .....	85
Figura 97 - Curvas S-N comparativas entre limites superior e inferior das condições B01 e B02 .....	86
Figura 98 – Curva S-N comparativa entre classe A01 e B01 .....	86

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 1 - Composição química dos aços ARBL A588 e A36.....	4
Tabela 2 - Especificações químicas do fabricante para o aço ARBL S700MC.....	11
Tabela 3 - Especificações mecânicas do fabricante para o aço ARBL S700MC.....	11
Tabela 4 - Normas e especificações da ASTM para ensaios de fadiga.....	44
Tabela 5 - Valores recomendados para ensaio de fadiga.....	45
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem.....	51
Tabela 7 - Análise química do arame de solda.....	51
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do arame de solda.....	52
Tabela 9 - Resultados da análise química do material aço ARBL 700MC.....	57
Tabela 10 - Microdureza da amostra de ARBL 700MC.....	57
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de tração do material aço ARBL 700MC.....	58
Tabela 12 - Medidas de largura e profundidade do defeito de mordedura observadas nas amostras A02, A03, B02 e B03.....	60
Tabela 13 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra A01.....	75
Tabela 14 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra A02.....	75
Tabela 15 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra A03.....	75
Tabela 16 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra B01.....	75
Tabela 17 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra B02.....	76
Tabela 18 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra B03.....	76
Tabela 19 - Avaliação do coeficiente de inclinação das curvas S-N.....	81



**SIGLAS E ABREVIATURAS**

700MC	Aço DIN EN 10149 S700MC
A	Corpos de prova soldados com o material AWS ER 70 S – 6
A01	Amostras soldadas com metal de adição AWS ER 70 S – 6 e energia de soldagem de 1,2 kJ/mm
A02	Amostras soldadas com metal de adição AWS ER 70 S – 6 e energia de soldagem de 1,0 kJ/mm
A03	Amostras soldadas com metal de adição AWS ER 70 S – 6 e energia de soldagem de 0,8 kJ/mm
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AL	Ferrita alotrimorfa
ARBL	Aços de alta resistência e baixa liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS110	Arame de solda AWS E 110C-G-M
AWS70	Arame de solda AWS ER 70 S – 6
B	Corpos de prova soldados com o material AWS E 110C-G-M
B01	Amostras soldadas com metal de adição AWS E 110C-G-M e energia de soldagem de 1,2 kJ/mm
B02	Amostras soldadas com metal de adição AWS E 110C-G-M e energia de soldagem de 1,0 kJ/mm
B03	Amostras soldadas com metal de adição AWS E 110C-G-M e energia de soldagem de 0,8 kJ/mm
BS	British Standard 7608
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
F	Ferrita
FA	Ferrita acicular
FI	Ferrita idiomorfa
FSA	Ferrita de segunda fase alinhada
GMAW	Gas Metal Arc Welding
IIW	International Institute of Welding 1823

Inovar-Auto	Programa de Incentivo à Inovação Tecnológica e Adensamento da Cadeia Produtiva de Veículos Automotores
IPI	Impostos sobre os Produtos Industrializados
MB	Metal base
MFLE	Modelo da mecânica da fratura linear-elástica
MIG/MAG	Metal Inert Gas/Metal Active Gas
MS	Metal de solda
P	Perlita
RCG	Região de crescimento de grão, definida como a área entre a ZTA e o MS
RRG	Região de refino de grão, definida como a área entre o MB e o centro da ZTA
S-N	Curva de fadiga tensão (S) em função do número de ciclos (N)
TCC	Estrutura tetragonal de corpo centrado
TIG	Tungsten Inert Gas
WI	Ferrita Widmanstätten
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada
$\epsilon$ -N	Curva de fadiga deformação ( $\epsilon$ ) em função do número de ciclos (N)

## LISTA DE SÍMBOLOS

$T_{nr}$	Temperatura de Não-Recristalização
U	Tensão de soldagem
I	Corrente elétrica
V	Velocidade linear de soldagem
E	Energia de soldagem
$T_p$	Temperatura de pico
$T_c$	Temperatura crítica
$t_p$	Tempo de permanência
$\Delta t$	Variação de temperatura
$\gamma$	Austenita
$\alpha$	Ferrita
N	Número de ciclos
S	Tensão
$\varepsilon$	Deformação
$S_a$	Tensão alternada
$S_{min}$	Tensão mínima
$S_a$	Tensão alternada
$S_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$\Delta S$	Variação de tensão
$S_m$	Tensão média
R	Razão de tensão
A	Razão de amplitude
$S'_f$	Coefficiente de resistência à fadiga
b	Expoente de resistência à fadiga do material
$S_{be}$	Tensão de resistência à fadiga
$S_1$	Limite de resistência à fadiga em baixo ciclo
$S_2$	Limite de resistência à fadiga em alto ciclo
$N_1$	Número de ciclos mínimo até a falha
$N_2$	Número de ciclos máximo até a falha
K	Inclinação inversa da curva de fadiga (b)

$S_{e,R}$	Limite de resistência à fadiga modificado
$C_L$	Coefficiente de carregamento
$C_S$	Coefficiente de acabamento
$C_D$	Coefficiente de tamanho
$C_R$	Coefficiente de confiabilidade
$Y$	Número de ciclo na forma logarítmica
$X$	Tensão logarítmica
$\varepsilon$	Variável aleatória do erro
$\hat{\sigma}^2$	Variância da população com dois desvios padrões
$k$	Quantidade de amostras testadas
$t$	Intervalo de confiança
$S_{1000}$	Limite de resistência a fadiga de baixo ciclo
$F_p$	Relação entre graus de liberdade do desvio padrão
$S_u$	Limite de resistência à tração
$S_e$	Limite de resistência à fadiga corrigida, para $R = -1$
$S_y$	Limite de escoamento
$H$	Assume o valor do limite de resistência à fadiga ( $S'_f$ ) ou limite de ruptura do material ( $S_u$ )
$\gamma$	Constante do material obtida através da razão de tensão ( $R$ )
$L_0$	Alongamento inicial
$\sigma$	Tensão aplicada

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
1.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS .....	1
1.2	OBJETIVO.....	2
1.3	HIPÓTESES.....	2
<b>2</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO .....</b>	<b>4</b>
2.1	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL).....	4
2.2	PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS ARBL .....	8
2.3	AÇO MICROLIGADO DE ALTA RESISTÊNCIA ARBL 700MC.....	10
2.4	UNIÃO DOS MATERIAIS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM.....	11
	<b>2.4.1 Parâmetros do processo de soldagem GMAW.....</b>	<b>13</b>
	<b>2.4.2 Metalurgia de soldagem .....</b>	<b>15</b>
2.5	SOLDAGEM DE AÇOS ESTRUTURAIS: FORMAÇÃO E METALOGRAFIA .....	21
	<b>2.5.1 Microestrutura ferrítica.....</b>	<b>22</b>
	<b>2.5.2 Microestrutura perlítica.....</b>	<b>26</b>
	<b>2.5.3 Microestrutura martensítica .....</b>	<b>27</b>
	<b>2.5.4 Microestrutura bainítica .....</b>	<b>29</b>
2.6	FADIGA DOS MATERIAIS .....	31
	<b>2.6.1 Fadiga micro e macroestrutural.....</b>	<b>32</b>
	<b>2.6.2 Método para predição de vida.....</b>	<b>36</b>
	<b>2.6.3 Caracterização das tensões flutuantes .....</b>	<b>37</b>
	<b>2.6.4 Método de tensão – número de ciclos (S-N).....</b>	<b>38</b>
	<b>2.6.5 Curva tensão – número de ciclos (S-N) .....</b>	<b>40</b>
	<b>2.6.6 Tensão média .....</b>	<b>47</b>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>51</b>
3.1	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM .....	51
3.2	ELABORAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	52
3.3	ANÁLISE QUÍMICA .....	52
3.4	ENSAIO DE MICRODUREZA.....	53
3.5	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	53
3.6	ENSAIO DE TRAÇÃO .....	55
3.7	ENSAIO DE FADIGA.....	56
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>57</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE ARBL 700MC.....	57
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS UNIÕES SOLDADAS.....	58
	<b>4.2.1 Análise microestrutural .....</b>	<b>58</b>
	<b>4.2.2 Análise de microdureza.....</b>	<b>69</b>
	<b>4.2.3 Ensaio de tração.....</b>	<b>72</b>

4.2.4 Ensaio de fadiga e levantamento da curva S-N.....	73
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>87</b>
<b>6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>89</b>
<b>7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>90</b>
<b>ANEXO A - Fluxograma de atividades executadas.....</b>	<b>96</b>
<b>ANEXO B – Microestruturas ópticas observadas nas uniões soldadas com metal de solda AWS70.....</b>	<b>97</b>
<b>ANEXO C – Microestruturas ópticas observadas nas uniões soldadas com metal de solda AWS110.....</b>	<b>100</b>
<b>ANEXO D – Microestruturas observadas nas uniões soldadas com metal de solda AWS70 através do MEV .....</b>	<b>103</b>
<b>ANEXO E – Microestruturas observadas nas uniões soldadas com metal de solda AWS110 através do MEV .....</b>	<b>106</b>

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

O Programa de Incentivo à Inovação Tecnológica e Adensamento da Cadeia Produtiva de Veículos Automotores (Inovar-Auto) foi criado em 2012 pelo Governo Federal. Este programa possui como objetivo beneficiar as empresas nacionais com a redução de Impostos sobre os Produtos Industrializados (IPI) e assim estimular o desenvolvimento tecnológico dando ênfase à segurança, à proteção ao meio ambiente, eficiência energética, qualidade dos veículos e autopeças. [INOVAR AUTO, 2017]

Nesse contexto, a indústria automobilística altamente competitiva está constantemente à procura de melhores materiais que permitam a fabricação de componentes e veículos mais leves, com maior capacidade de carga líquida, redução significativa de peso, assim como diminuição do consumo de combustível e emissões de CO<sub>2</sub> [PERINI, 2008; LI et al., 2015; NATHAN et al., 2015; RODRIGUES, 2012].

A redução de peso efetivo pode ser conseguida através da utilização de materiais com maior resistência mecânica sem comprometer a ductilidade [PARKES et al., 2013]. Por isso, com o passar dos anos, o aço passou por diferentes alterações na composição química e microestrutura, levando ao desenvolvimento de uma família de aços com Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL). Esses materiais foram desenvolvidos inicialmente para substituir aços convencionais, a fim de melhorar a relação resistência-peso e satisfazer as necessidades de materiais com maior grau de resistência mecânica [PERINI, 2008; LI et al., 2015; NATHAN et al., 2015].

Atualmente, aços microligados da família dos ARBL são indispensáveis dentro do ramo fabril, impulsionado pelo setor automotivo, naval, petrolífero, entre outros [NATHAN et al., 2015]. Para tais aplicações, a tecnologia de soldagem é de grande importância, entretanto esta acarreta mudanças microestruturais localizadas e redução de valores relacionados às propriedades mecânicas. Este tipo de heterogeneidade microestrutural pode gerar tensões residuais e defeitos indesejáveis, criando potenciais problemas de segurança e confiabilidade dos componentes [YILDIRIM et al., 2015; PRASAD et al., 2008].

Do mesmo modo, aços ARBL, usados em diversas aplicações mecânicas, são constantemente expostos a cargas cíclicas de fadiga, que somados aos defeitos decorrentes do processo de soldagem, poderão acarretar fraturas catastróficas do componente [NATHAN et

al., 2015; ZHANG et al., 2012]. Diante do cenário exposto, um estudo do impacto causado por amostras soldadas, sob diferentes parâmetros de soldagem, demonstra ser importante em aplicações industriais [ZHANG et al., 2012; THOUPIS, 2015; XU et al. 2014]. Isso justifica o desenvolvimento de pesquisas sobre a influência dos parâmetros de soldagem no desempenho mecânico de uniões soldadas.

Dessa forma, o presente estudo avaliou o comportamento em fadiga por tração uniaxial do aço ARBL DIN EN 10149 S700MC, soldado por meio do processo MIG/MAG, um dos métodos mais utilizados dentro da indústria fabril, com dois metais de adição (AWS ER 70 S – 6 e AWS E 110C-G-M) e três diferentes velocidades da tocha de soldagem, as quais geraram três aportes térmicos. As propriedades mecânicas e microestruturais do aço ARBL e das uniões soldadas também foram avaliadas a partir de análises de microscopia, ensaios de tração uniaxial e microdureza. No A ilustra as atividades executadas ao longo desta dissertação.

## 1.2 OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo o estudo da influência do metal de adição e da velocidade de soldagem na microestrutura e resistência à fadiga do aço soldado ARBL DIN EN 10149 S700MC (ARBL 700MC). Para a obtenção do objetivo proposto, os seguintes objetivos específicos foram considerados:

- Identificar as diferenças nas propriedades mecânicas através do uso de diferentes metais de adição e com a variação da energia de soldagem;
- Avaliar a macro e microestrutura, obtidas através dos diferentes metais de adição e parâmetros de soldagem;
- Estudar o comportamento da fadiga em amostras, por meio da obtenção da curva S-N, com variação da tensão mecânica.

## 1.3 HIPÓTESES

A hipótese para cada objetivo específico é apresentada a seguir:

- Espera-se que a utilização de material com maior nível de resistência mecânica propicie também acréscimo nos valores de dureza e resistência à tração da união soldada;
- Espera-se que maiores níveis de energias de soldagem, que têm por consequência maior taxa de resfriamento, possuam a tendência de formar martensita e bainita, as



quais causam mudanças microestruturais na zona termicamente afetada, interferindo assim no aumento das propriedades de tração e dureza do componente soldado;

- Acredita-se que a correlação entre a maior energia de soldagem e o metal de adição com melhores propriedades mecânicas acarretem na melhora da resistência à fadiga de uniões soldadas.

## 2 REFERENCIAL TEÓRICO

### 2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Aços de alta resistência e baixo teor de liga são definidos como aqueles em que: (i) o máximo especificado para os elementos de liga exceder um ou mais dos seguintes: manganês 1,65%, silício 0,6% e cobre 0,6%; (ii) aqueles em que uma concentração definida ou quantidade mínima de elementos de liga (alumínio, molibdênio, níquel, titânio, tungstênio, vanádio ou zircônio) são necessários [LINNERT, 1994]. Podem ser subdivididos em quatro grupos, aços ao carbono-manganês laminados, aços ao carbono tratados termicamente (normalizados ou temperados e revenidos), aços baixa liga tratados termicamente e por fim, a destacar, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) [ASM INTERNATIONAL, 2008; KOU, 2003].

Aços ARBL possuem teores de carbono inferior a 0,25% e baixos teores de elementos de liga como nióbio, vanádio, titânio, entre outros (Tabela 1), que lhe conferem maior resistência mecânica e, em algumas situações, maior resistência à corrosão que os aços ao carbono laminados. Nas últimas décadas, aços de alta resistência vêm sendo extensivamente desenvolvidos e utilizados em componentes que antes eram empregados aços com médio teor de carbono, tendo como intuito obter melhores propriedades como soldabilidade, tenacidade, resistência ao desgaste, além de baixo custo [ASM INTERNATIONAL, 2008].

Na Figura 1 é observada a curva tensão - deformação típica de dois aços, na qual é constatado os maiores valores de limite de resistência à tração e de limite de escoamento do aço ARBL A588 em relação ao aço-carbono estrutural A36. O tipo e concentração de elementos de liga garantem um limite de escoamento na faixa de 275-550 MPa e bom alongamento (18-24%) [COLPAERT, 2015; NATHAN et al., 2015; SHI et al., 2008; BROCKENBROUGH et al., 2006; MOHAN et al., 2002; ASM INTERNATIONAL, 2008].

Tabela 1 - Composição química dos aços ARBL A588 e A36

Aço	C	Mn	P	S	Si	Cr	Cu	V
A588	0,10 – 0,19	0,90 – 1,25	0,04	0,05	0,15 – 0,30	0,40 – 0,65	0,25 – 0,40	0,02 – 0,10
A36	0,26	0,85 – 1,35	0,04	0,05	0,4	-	0,202	-

Fonte: BROCKENBROUGH et al., 2006

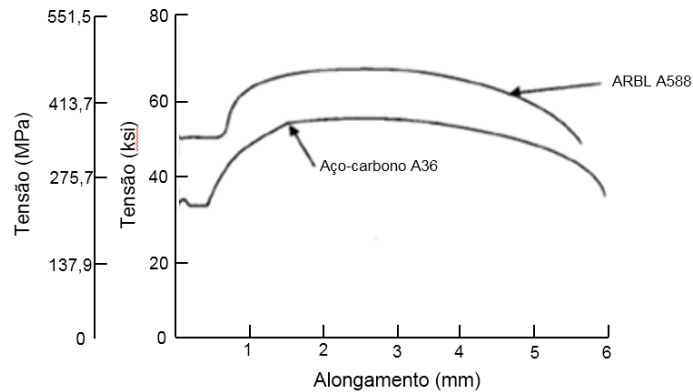


Figura 1 - Curva tensão-deformação do aço estrutural A-36 e aço ARBL A588

Fonte: Adaptador de BROCKENBROUGH et al., 2006

A classificação dos aços ARBL é bastante genérica, e por vezes conduz ao mau entendimento devido aos vários padrões e tipos de propriedades. A literatura sugere sete categorias principais: (i) aços patináveis ou resistentes às intempéries (*weathering steels*), os quais contêm pequenas quantidades de elementos de liga como cobre e fósforo, que melhoram a resistência à corrosão atmosférica e que favorecem o endurecimento por solução sólida do material; (ii) aços microligados ferríticos-perlíticos (*microalloyed ferrite-pearlite steels*), que contêm pequenas concentrações de elementos formadores de carbonetos e carbonitretos, tais como nióbio, vanádio e/ou titânio, que favorecem o endurecimento por precipitação e por refino do tamanho de grão do metal. Adições de teores específicos de vanádio, nióbio, manganês, nitrogênio, titânio, ou combinação desses elementos gerou diferentes subcategorias de aços microligados, de acordo com o(s) elemento(s) incorporados(s) na composição química. Outros aços microligados também são classificados de acordo com os níveis de propriedades mecânicas; (iii) aços laminados perlíticos (*as-rolled pearlitic steels*), que podem incluir os aços carbono-manganês e podem conter outros elementos de liga em pequenos teores para melhorar a resistência, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade; (iv) aços com microestrutura de ferrita acicular (*acicular ferrite steels*), que possuem baixa concentração de carbono (menor que 0,08%) e boa combinação de alto limite de escoamento, soldabilidade, conformabilidade e boa tenacidade; (v) aços bifásicos (*dual-phase*), que possuem uma microestrutura de martensita dispersa em matriz ferrítica e proporcionam uma boa combinação de ductilidade e alta resistência à tração; (vi) aços com forma das inclusões controlada (*inclusion shape controlled steels*), que apresentam boa ductilidade e tenacidade por meio da adição de pequenos teores de cálcio, zircônio, titânio ou elementos de terras raras que formam pequenas inclusões esféricas de sulfetos; (vii) aços resistentes à fragilização induzida (ou a trincas induzidas) pelo

hidrogênio (*hydrogen-induced cracking resistant steels*), que possuem baixo teor de carbono e controle da forma das inclusões [SILVA e MEI, 2010; ASM INTERNATIONAL, 2008].

No geral, os elementos de liga encontrados nos aços ARBL promovem o aumento da resistência à corrosão e aumento da resistência mecânica por precipitação e por refino do tamanho de grão, defeitos cristalinos que atuam como barreiras ao movimento das discordâncias durante a deformação plástica produzida por esforços mecânicos. Do mesmo modo, elementos de liga influenciam no decréscimo da temperatura de transformação da austenita em ferrita-perlita. Segundo Chiaverini (2012), Morais et al. (2008), ASM International (2008), destacam-se os seguintes elementos:

- Carbono (C): exerce grande influência sobre as propriedades dos aços principalmente por ter a característica de aumentar a quantidade de perlita, elevando a resistência mecânica e dureza, entretanto, diminui a ductilidade e a soldabilidade do material. No estado recozido e normalizado, é o carbono que determinará a estrutura do material ao mesmo tempo em que a sua presença, em maior ou menor grau, tornará o aço mais ou menos temperável.
- Silício (Si): age como desoxidante, aumenta a resistência a oxidação, eleva a resistência mecânica e dureza por solução sólida sem afetar a ductilidade dos aços.
- Vanádio (V): atua no refino do tamanho de grão ferrítico e no endurecimento por precipitação de pequenos carbonitretos de vanádio, V(C,N). A precipitação do carbonitreto de vanádio pode aumentar significativamente a resistência mecânica que não depende exclusivamente do processo de laminação utilizado, mas também da composição do metal base. Teores de carbono de 0,13% a 0,15% com 1% de manganês favorecem o endurecimento por precipitação.
- Nióbio (Nb): pequenas adições de nióbio favorecem o limite de escoamento do aço e refinam o tamanho do grão, além do endurecimento por precipitação, pela formação de carbonitretos de nióbio, Nb(C,N). Quando comparado com vanádio, nióbio é o elemento mais eficaz no refino do grão pois o carbonitreto de nióbio limita os grãos de austenita e retardam assim o crescimento do grão.
- Titânio (Ti): possui a forte tendência em formar carbonetos. Produz o endurecimento do aço por precipitados. Pequenas quantidades de titânio (< 0,025%) promovem o refinamento do grão austenítico pela formação de nitreto de titânio, TiN. Maiores teores de titânio agem no controle da forma das inclusões, pela formação de carbosulfetos globulares (Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>).

- **Cobre (Cu):** o efeito mais significativo do cobre é a melhora da resistência à corrosão atmosférica do aço. O aumento em teores de 0,25% é suficiente para duplicar os valores de resistência à corrosão atmosférica em relação ao aço carbono sem cobre. Em aços de baixo e médio carbono, o cobre em níveis superiores de 0,50% tende a elevar a resistência dos aços através do endurecimento da ferrita por precipitados, entretanto, diminui a ductilidade do material. Em aços de baixo carbono com teores de cobre acima de 1,0% (mais acentuadamente entre a faixa de 1,20 e 1,50%), ocorre o fenômeno de endurecimento por precipitação, aumentando a resistência de 70 MPa para 140 MPa, sem considerar os efeitos de outros elementos de liga.
- **Boro (B):** as adições de boro geralmente concentram-se na faixa de 0,0005 a 0,003%, sendo este, mais eficaz em aços com concentrações baixas de carbono. Aumenta a temperabilidade do aço, diminui a tendência a formação de trincas de têmpera, melhora as propriedades de conformação mecânica e capacidade de endurecimento por precipitação intersticial.
- **Cromo (Cr):** geralmente adicionado com Ni e Cu, possui a tendência de melhorar a resistência à corrosão atmosférica e a oxidação. Em teores mais elevados, aumenta a resistência ao desgaste e à abrasão em aços de alto carbono através da formação de carbonetos duros.
- **Níquel (Ni):** a adição deste elemento de liga melhora as propriedades mecânicas, resistência à corrosão, refina o grão e aumenta a tenacidade. Aços que apresentam níquel são facilmente tratados termicamente pois este elemento possui a tendência de reduzir a taxa de resfriamento. Combinando com o cromo, o níquel produz ligas de aço com uma maior capacidade de endurecimento, resistência ao impacto mais elevada, maior resistência à fadiga e maior resistência à corrosão marítima.
- **Molibdênio (Mo):** é adicionado ao aço-carbono em quantidades de 0,10 a 1,00%. Quando o molibdênio está em solução sólida na austenita, antes do processo de têmpera, as velocidades de reações para transformação tornam-se consideravelmente mais lentas em comparação ao aço carbono. Possui a característica de aumentar a resistência mecânica, reduz a fragilidade da têmpera, além de melhorar as propriedades em temperaturas mais elevadas.

- Manganês (Mn): quando adicionado, fortalece a ferrita por solução sólida aumentando assim, a resistências mecânica dos aços. Pode ser utilizado também como desoxidante nos aços, do mesmo modo que o silício.

## 2.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS ARBL

São três os métodos para obtenção de melhores propriedades mecânicas nos aços ARBL: (i) adição de elementos de liga; (ii) laminação controlada; (iii) têmpera direta (processo não abordado neste trabalho pois somente os dois primeiros métodos foram utilizados na produção do aço ARBL estudado). A adição de elementos de liga como nióbio, vanádio e titânio, permitem a adição de uma baixa concentração de carbono e manganês na composição do aço que, associado com tratamentos termomecânicos, garantem o refino do grão e precipitação controlada de carbonitreto. Essas interações possibilitam a obtenção de maiores níveis de limite de escoamento pela ação do endurecimento por precipitação, por refino de grão e por solução sólida (Figura 2) [MOHRBACHER, 2010; GALLEGO, 2005; DEARDO, 1998].

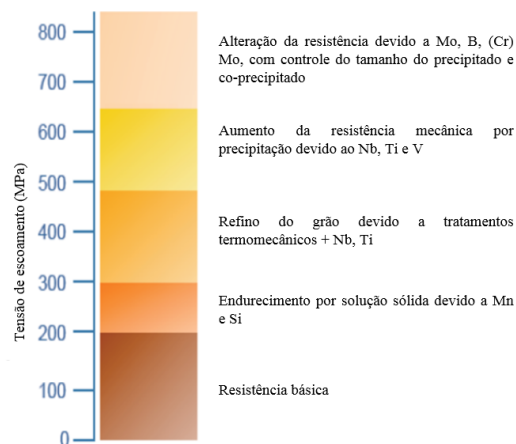


Figura 2 - Mecanismos de endurecimento em aços ARBL  
Fonte: adaptado de MOHRBACHER, 2010

A laminação a quente, envolve a aplicação de métodos de processamento, como a laminação controlada, que propiciam o aumento do limite de escoamento de até 700 MPa, o uso de uma baixa quantidade de elementos de liga e melhores valores de resistência ao impacto, características estas obtidas pelo refino de grão do componente [ASM INTERNATIONAL, 2008].

Para melhor compreensão do processo, o refino do grão promovido pela laminação controlada pode ser observado na Figura 3. É possível ressaltar que, na laminação convencional de aços comuns, a nucleação da ferrita ocorre exclusivamente nos contornos de grãos da austenita (casos (a) e (b) da Figura 3), havendo ao final uma estrutura mais refinada e, portanto,

mais resistente e tenaz. Durante a laminação controlada dos aços microligados (casos (c) e (d) da Figura 3), a nucleação da ferrita ocorre nas bandas de deformação intragranulares decorrentes do encruamento da austenita, refinando ainda mais a microestrutura final [GORNI et al, 2006].

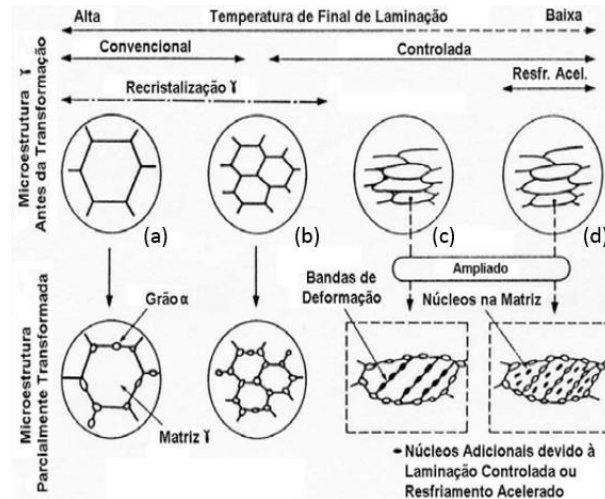


Figura 3 - Evolução da austenita e nucleação posterior de ferrita em decorrência da temperatura aplicada durante o processo

Fonte: adaptado de GORNI et al, 2006

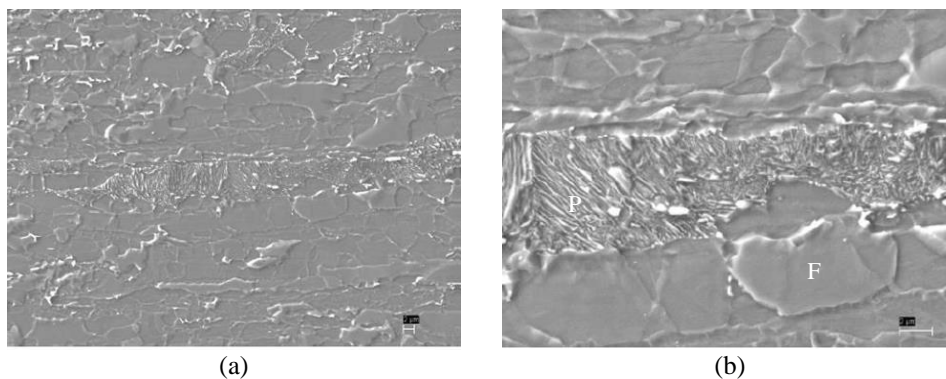
O fato da laminação definir as propriedades finais do produto impõe que seus parâmetros de processo devam ser controlados com rigor, uma vez que é necessário aplicar passes de laminação de forma coordenada com a evolução da temperatura do laminado. O tratamento termomecânico ocorre em três etapas: (i) esboçamento ou também chamado de laminação de alta temperatura (acima de 950°C), o qual propiciará a recristalização plena da austenita entre os passes de laminação; (ii) resfriamento da chapa de aço com jatos de água, etapa que promove a transformação da austenita a menores temperaturas, onde a nucleação dos novos grãos de ferrita é acelerada refinando o tamanho do grão; (iii) laminação de acabamento em temperatura abaixo de 950°C, nesta etapa não há recristalização da austenita entre passes. Por vezes, pode-se fazer uso de uma etapa intermediária de espera a qual proporciona uma microestrutura mais homogênea [GORNI et al, 2006].

Durante o processo de laminação, na transformação da austenita em ferrita, precipitados de vanádio nucleiam na presença significativa de titânio e nitrogênio (quando houver) preferencialmente nos contornos de grão. Durante a laminação de acabamento, é constatada a intensa precipitação de carbeto de vanádio e nióbio no contorno do grão austenítico. O vanádio é o maior responsável pelo endurecimento da liga, nucleando-se na austenita e precipita nos contornos dos grãos ferríticos, além de possuir a maior solubilidade em relação ao nióbio (Nb) e titânio (Ti). Em contrapartida, carbeto de titânio (TiC) e titânio-

nióbio (Ti-Nb) precipitam-se em maior quantidade no interior do grão. Além do endurecimento causado pelos precipitados muito duros de carbeto de vanádio (VC), carbeto de nióbio (NbC), titânio-nióbio (Ti-Nb) e carbeto de titânio (TiC), o aumento da resistência mecânica do aço se dá também pela interação entre partículas de carbetos e carbonitreto com discordâncias, em que sua densidade aumenta com a deformação plástica produzida pelo processo de laminação [MILESI, 2015; GALLEGO, 2005]. Entretanto, de acordo com Gallego (2005), o mecanismo de endurecimento mais efetivo nos aços microligados é o refino do tamanho de grão ferrítico, favorecido pela não recristalização da austenita durante a fabricação do componente.

### 2.3 AÇO MICROLIGADO DE ALTA RESISTÊNCIA ARBL 700MC

O aço ARBL 700MC é classificado como aço microligado de alta resistência e baixa liga de microestrutura ferrítica-perlítica (Figura 4) com alto limite elástico para conformação a frio, características a boa conformação e soldabilidade. É empregado em diversas aplicações que possuam como intuito elevar a resistência, diminuindo o peso das estruturas ao mesmo tempo em que estas possam suportar cargas mais elevadas [NATHAN et al., 2015; LI et al., 2015; RODRIGUES, 2012; SSAB TUNNPLAT, 2004].



(a) (b)  
Figura 4 – Aço microligado de ferrita-perlita  
Fonte: SSAB TUNNPLAT

É diversificado o uso de aços de ARBL na indústria, podendo citar exemplos como: guindastes, chassis de implementos rodoviários e na indústria automobilística [NATHAN et al., 2015; LI et al., 2015; RODRIGUES, 2012; SSAB TUNNPLAT, 2004].

O material ARBL 700MC, por ser classificado como um aço microligado, possui em sua constituição elementos de liga como nióbio, vanádio e titânio, possibilitando que conserve o teor baixo de carbono, que interfere diretamente no refinamento da austenita, soldabilidade e ductilidade do material [ZHANG et al., 2014; PAVLINA et al., 2015; PAMNANI et al., 2015].



Na Tabela 2 e na Tabela 3 observam-se as composições químicas e as propriedades mecânicas do aço respectivamente, dados estes fornecidos pelo fabricante do material.

Tabela 2 - Especificações químicas do fabricante para o aço ARBL S700MC

C% max.	Si% max.	Mn% max.	P% max.	S% max.	Al% min.	Nb% max.	V% max.	Ti% max.
0,12	0,10	2,10	0,025	0,010	0,015	0,09	0,2	0,15

Fonte: SSAB TUNNPLAT, 2004

Tabela 3 - Especificações mecânicas do fabricante para o aço ARBL S700MC

Tensão de Escoamento (MPa) – Mín.	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (mm) – Mín.
700	750 – 950	12

Fonte: SSAB TUNNPLAT, 2004

## 2.4 UNIÃO DOS MATERIAIS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM

Os métodos típicos para a união dos materiais podem ser divididos em duas categorias. O primeiro baseado na ação de forças macroscópicas, como as uniões rebitadas e parafusadas, onde a resistência da junta é afetada pelas tensões cisalhantes e forças de atrito entre as superfícies que se encontram em contato. O segundo método de união baseia-se em forças microscópicas conseguidas pela ligação entre átomos e moléculas, ou através da inserção de um material. Destaca-se neste tipo de união a brasagem, colagem e soldagem, sendo este último o grupo mais relevante devido ao largo emprego dentro da indústria fabril [MODONESI et al., 2012; NATHAN et al., 2015]. A ampla classificação do processo de soldagem pode ser observada na Figura 5.

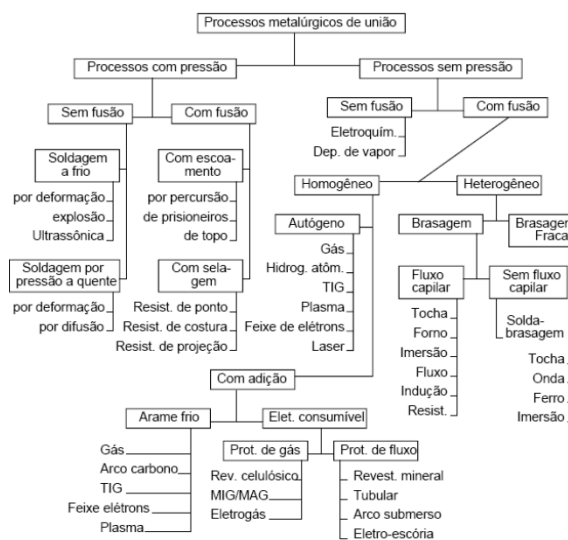


Figura 5 - Classificação dos diversos processos de soldagem

Fonte: adaptado de WAINER et al., 2004

Por definição, o termo soldagem é o processo de união entre duas partes metálicas fundamentada na combinação de ligações químicas de natureza similar às encontradas no interior dos próprios materiais [MODONESI et al., 2012; WAINER et al., 2004]. Atualmente, com o desenvolvimento das engenharias e processos de fabricação, é crescente a utilização do método de soldagem que requer maior responsabilidade e segurança de componentes, deste modo evitando incidentes e perdas econômicas [MOREIRA, 2008; SHI et al., 2008; RODRIGUES, 2012].

O processo normalmente utilizado na indústria de fabricação é a soldagem por arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa e eletrodo consumível, também conhecida como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) ou MIG/MAG (*Metal Inert Gas/Metal Active Gas*). No método MIG/MAG (Figura 6), uma fonte de calor mantém um arco elétrico entre a extremidade de um eletrodo consumível alimentado continuamente e a peça a ser soldada. A proteção da região soldada é feita por uma atmosfera de gás inerte, ativo ou uma mistura destes [SCOTTI et al., 2008; IBRAHIM et al., 2012].

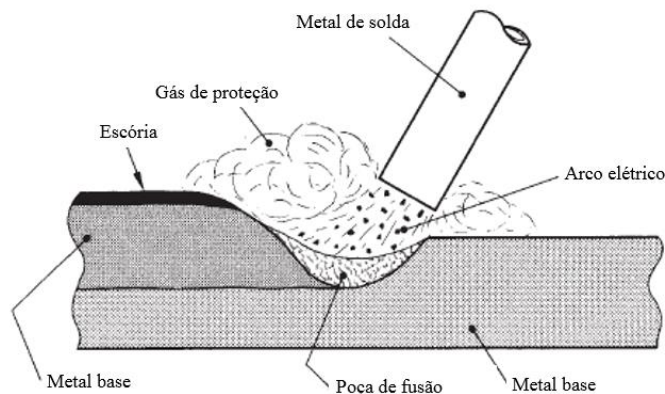


Figura 6 - Processo MIG/MAG  
Fonte: TIMINGS, 2008

Os gases de proteção utilizados no método GMAW possuem a função de evitar a contaminação do metal fundido que encontra-se em transferência, além de resguardar a poça de fusão através do contato entre esta e gases da atmosfera. O gás de proteção, como meio ionizante, confere estabilidade ao arco, que permite o controle da transferência metálica e do consumo de eletrodo, assim como a adequada fusão do metal base [SCOTTI et al., 2008; MODONESI et al., 2012].

O processo GMAW dispõe de algumas vantagens quando comparado com outros processos de soldagem, como por exemplo o de eletrodo revestido, arco submerso e TIG (*Tungsten Inert Gas*), dentre as quais cabe citar: (i) a elevada taxa de fusão do arame-eletrodo e a elevada velocidade de soldagem; (ii) o pequeno comprimento do arame (na faixa de 8 a

25mm), que permite o uso de uma elevada densidade de corrente elétrica sem afetar as propriedades mecânicas de rigidez do eletrodo quando o mesmo for aquecido; (iii) o elevado poder de fusão do metal base, devido à utilização de eletrodos com diâmetros pequenos, confere a este processo uma alta taxa de deposição do metal de solda; (iv) a alimentação contínua do arame de solda que possibilita uma maior produtividade no processo; (v) por fim, a facilidade de operação e execução do processo promove a este versatilidade, podendo ser executado em toda e qualquer direção [RODRIGUES, 2012; ESAB, 2005; SCOTTI et al., 2008].

Dentre as desvantagens do processo GMAW cabem citar: (i) elevada emissão de luz e calor; (ii) necessidade de conhecimento da correta regulagem dos parâmetros de trabalho que permitam estabilizar o arco elétrico. A regulagem da corrente elétrica afeta diretamente o arco elétrico estabelecido. Correntes baixas dificultam a manutenção do arco, por sua vez, correntes elevadas, combinadas com o aumento do diâmetro do eletrodo, facilitam a propagação de respingos, além de gerar perturbações no gás de proteção, fazendo com que o mesmo não desempenhe seu papel de forma satisfatória [SCOTTI et al., 2008].

#### **2.4.1 Parâmetros do processo de soldagem GMAW**

Considera-se como parâmetro de solda toda a variável que possa vir a alterar as características do cordão de solda. Tais variáveis podem ser divididas em quatro grupos [MOREIRA, 2008; IBRAHIM et al., 2012]: (i) variáveis pré-determinadas: características do metal base (tipo e espessura) e propriedades requeridas para o metal de solda; (ii) variáveis primárias: corrente elétrica (tipo e intensidade), tensão e velocidade de soldagem; (iii) variáveis secundárias: comprimento do eletrodo e posicionamento da tocha em relação à peça; (iv) variáveis de fundo: tipo de equipamento, projeto da junta soldada, técnica de soldagem, entre outras.

O processo GMAW utiliza uma fonte de corrente contínua e polaridade inversa com o eletrodo positivo, tendo como intuito melhorar a penetração e estabilidade do arco elétrico. Quando há necessidade de grande deposição de material, poderá fazer-se uso de polaridade direta aumentando assim, a velocidade de deposição. O controle da taxa de fusão do eletrodo é influenciado pela intensidade de corrente do arco, dependendo este da espessura das peças a serem soldadas, do diâmetro do eletrodo e características do cordão [ESAB, 2005]. Para a obtenção de um cordão de solda satisfatório, além do ajuste de corrente do arco, é necessário controlar outros parâmetros, como tensão, comprimento do arco elétrico, velocidade de alimentação do eletrodo, inclinação da pistola, fluxo e tipo de gás, entre outros.

A tensão e comprimento do arco são dois dos parâmetros importantes que caracterizam o cordão de solda e relacionam-se entre si e a outros parâmetros secundários, em que a tensão depende do comprimento do arco, do tipo e diâmetro do eletrodo e do gás de proteção utilizado. Por conseguinte, todos estes influenciam no modo de transferência do material fundido. No processo em que os parâmetros citados acima são mantidos constantes, um aumento de tensão no arco elétrico causará aumento da largura, diminuição da altura e redução de penetração do cordão de solda (Figura 8). Em contrapartida, uma tensão de solda elevada ocasiona excessos de respingos e defeitos como o de mordedura (Figura 7) [ESAB, 2005; MOREIRA, 2008].

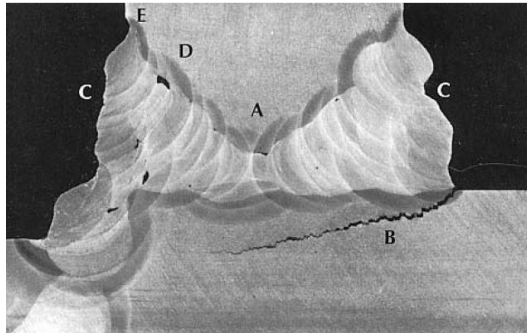


Figura 7 – Solda multipasse com defeito de mordedura (E) e outros defeitos, inclusão de escória (D), falta de fusão (A), trinca lamelar (B) e falta de enchimento (C)  
Fonte: KOU, 2003

Outro importante parâmetro a ser observado é a corrente de soldagem, definida como a corrente de saída da fonte a medida em que a solda está sendo realizada. Quando a corrente de soldagem aumenta, ter-se-á o acréscimo da taxa de deposição, e por conseguinte, aumento da largura e da profundidade do cordão [MOREIRA, 2008; MODENESI et al., 2012; IBRAHIM et al., 2012].

Por fim, a velocidade de soldagem também deverá ser considerada, a qual é definida como a velocidade de deslocamento do arco elétrico ao longo do comprimento da junta soldada. Conforme ocorre o aumento da velocidade, haverá também a diminuição da penetração, da largura e da altura do cordão. A redução da largura e penetração do cordão de solda estão associados com a redução da energia de soldagem devido ao aumento da velocidade. Em contrapartida, a redução da altura do cordão é resultante da diminuição de deposição do material de adição devido ao aumento da velocidade de avanço da pistola [MOREIRA, 2008; IBRAHIM et al., 2012].

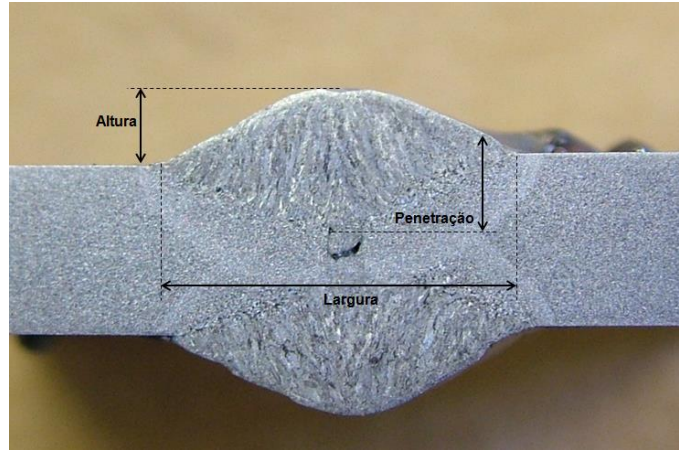


Figura 8 - Característica da união soldada  
Fonte: do autor

### 2.4.2 Metalurgia de soldagem

Como característica, os processos de soldagem, dentre estes o método GMAW, utilizam o calor como principal fonte de energia com o propósito de fundir o eletrodo em quantidade e intensidade suficientes para que forme a poça de fusão, permitindo assim, a formação de uma junta soldada de qualidade satisfatória. Em decorrência da sua temperatura elevada, a soldagem GMAW interfere diretamente na microestrutura e nas propriedades mecânicas da união [WAINER et al., 2004].

Cinco são os fatores que devem ser considerados no estudo da transferência de calor em uniões soldadas [WAINER et al., 2004]: (i) aporte de energia ou de calor à junta soldada (insumo de calor ou energia); (ii) rendimento térmico do arco elétrico; (iii) distribuição e picos de temperatura durante a soldagem (ciclo térmico); (iv) tempo de permanência em elevadas temperaturas; (v) velocidade de resfriamento.

Intensidades de energia, comumente na ordem de  $5 \times 10^8$  W/m<sup>2</sup>, concentradas em pequenas regiões, geram elevados gradientes térmicos ( $10^2$  a  $10^3$  °C/mm) e variações bruscas de temperatura (até  $10^3$  °C/s), que influenciam a estrutura cristalina, e por conseguinte, as propriedades finais do material soldado [RODRIGUES, 2012].

O fluxo de calor através do material soldado poderá ocorrer de duas formas: (i) pela geração de calor na poça de fusão; (ii) pela dissipação do calor pela peça por condução, das partes aquecidas para o restante do material. Na soldagem por arco elétrico, considera-se apenas o arco como a única fonte de calor, caracterizada pela sua energia de soldagem definida como sendo a quantidade de calor fornecida à peça por unidade de comprimento do cordão de solda, expressa de acordo com a Equação 1 [RODRIGUES, 2012; FIGUEIREDO, 2005].

$$E = \frac{U \cdot I}{v} \quad \text{Eq. 1}$$

Onde: U, refere-se a tensão de soldagem (em Volts, V); I, corrente elétrica (em Ampère, A) e V, velocidade linear de soldagem (em mm/s).

A dissipação de calor da poça de fusão para as outras regiões do material é caracterizada através do chamado ciclo térmico, representado esquematicamente na Figura 9. O ciclo térmico é composto por três etapas: (i) a primeira corresponde ao aquecimento do material no início do processo; (ii) em seguida é atingida a temperatura máxima do ciclo; (iii) por fim, a etapa de resfriamento gradual até atingir a temperatura ambiente [WAINER et al., 2004].

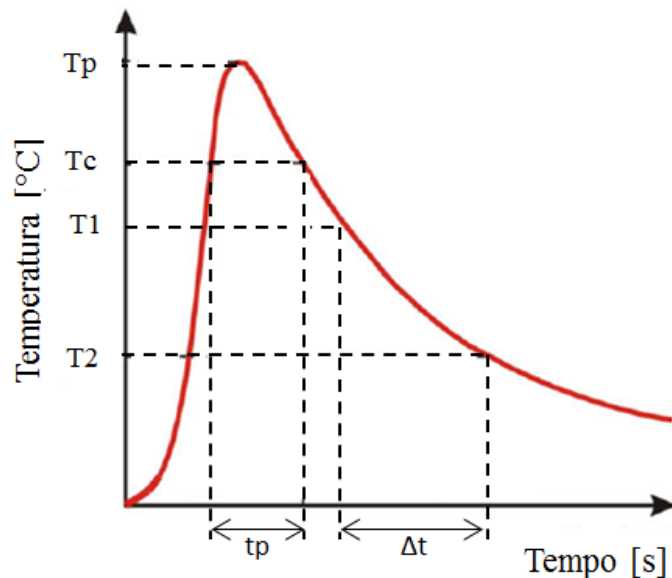


Figura 9 - Ciclo térmico dos metais submetidos ao processo de soldagem  
Fonte: adaptado de MAURER et al., 2015

Na Figura 9, os seguintes pontos tornam-se relevantes:

- Temperatura de pico ( $T_p$ ): É a temperatura máxima atingida no ponto analisado. Como característica, esta temperatura diminui com a distância ao centro da solda;
- Temperatura crítica ( $T_c$ ): É a temperatura mínima para ocorrer uma alteração microestrutural na estrutura soldada;
- Tempo de permanência ( $t_p$ ): Representa o tempo em que o ponto analisado fica submetido a temperaturas superiores a crítica;
- Velocidade de resfriamento: É representada pela taxa de resfriamento a uma determinada temperatura (T), ou seja, a velocidade de resfriamento é o tempo

necessário ( $\Delta t$ ) para o ponto resfriar de uma temperatura T1 para uma temperatura T2;

De acordo com Shi et al. (2008) e Perini (2008) citando Wang (1990), o processo de soldagem envolve muitos fenômenos metalúrgicos como, fusão, transformações microestruturais, deformações e tensões de contração. É constatado que, além de influenciar nas propriedades mecânicas dos aços, os elementos de liga interferem diretamente nas propriedades das uniões soldadas. Comumente, a presença de elementos de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita durante o processo de soldagem, favorecendo a ocorrência desta transformação em temperaturas mais baixas.

Como característica, juntas soldadas possuem três diferentes regiões, metal base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA), destacando-se as duas últimas.

#### 2.4.1.1 Zona Fundida (ZF)

A região chamada ZF é constituída pela união do MB com o metal de solda para preenchimento da junta que, após a solidificação, também é chamada de cordão de solda. Teoricamente, o ideal seria que a ZF e o MB tivessem exatamente as mesmas propriedades. Em função de que na maioria dos casos o MB é utilizado no estado forjado ou laminado (caracterizando maior resistência, ductilidade e tenacidade) e o metal de solda é fundido, é evidente que não possuirão as mesmas características [PERINI, 2008].

Para aços de baixo teor de carbono e liga, ao solidificar a poça de fusão, haverá a transformação da fase ferrita, podendo esta sofrer reações peritéticas com formação de austenita [PERINI, 2008]. Em função das elevadas temperaturas, a austenita sofre um grande crescimento de grão apresentando estruturas colunares e grosseiras. Em temperaturas inferiores a 900°C, a austenita se decompõe, resultando em diferentes constituintes. A microestrutura da zona fundida do metal de solda com baixo teor de carbono e liga, é resultante do crescimento colunar do metal de solda, sendo este influenciado pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, estado de deformações), condições de aquecimento/resfriamento e por fim, efeitos dos elementos de liga.

#### 2.4.1.2 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A chamada ZTA é a região próxima à poça de fusão a qual consiste do metal base que teve sua microestrutura alterada pelo ciclo térmico decorrente do processo de soldagem, sendo

esta frequentemente a fonte de falhas em uniões soldadas. De acordo com o tipo de material que está sendo soldado, os efeitos do ciclo térmico são os mais variados na ZTA. No caso de metais como alumínio, a mudança estrutural observada será o crescimento de grão. Em materiais como o aço carbono haverá a presença de distintas regiões [RODRIGUES, 2012].

Não é possível alterar a composição química da zona termicamente afetada pelo calor. Portanto, as propriedades requeridas no projeto deverão ser obtidas através da adição de carbono e elementos de liga no metal de solda [RODRIGUES, 2012].

Durante o processo de soldagem, na região (ZTA) próxima a poça de fusão, a temperatura aumenta substancialmente a um nível similar à borda da ZF, diminuída rapidamente, reproduzindo localmente o tratamento térmico de têmpera. Quando o material é resfriado, a austenita possui como característica a instabilidade, decompondo-se em novos constituintes dependentes da taxa de resfriamento e composição química [PERINI, 2008].

Quando há uma taxa de resfriamento lenta, a transformação passa a ser através do processo de difusão e toda a austenita transforma-se em ferrita, perlita ou bainita. Aumentando a taxa de resfriamento, o processo deixa de ser difusivo, proporcionando a transformação da austenita em martensita. Em metais de alta resistência e baixo teor de carbono, com tensão de escoamento superior a 650 MPa, a decomposição da austenita resulta em ferrita acicular, bainita e martensita de baixo teor de carbono [PERINI, 2008; RODRIGUES, 2012].

A Figura 10 mostra a distribuição de temperatura em torno da fonte de calor que se move, os ciclos térmicos calculados para alguns pontos em torno desta fonte e um corte onde registram-se as máximas temperaturas atingidas durante o processo. Assim, é possível identificar o ciclo térmico a que cada ponto, na junta soldagem foi submetido. Os perfis térmicos na direção transversal do cordão de solda (corte y-y') podem ser superpostos em um diagrama de equilíbrio de fases para avaliar o possível efeito da temperatura máxima a que o material foi submetido em cada posição (Figura 11). Efeito este que promove uma zona termicamente afetada apresentando diversas microestruturas à medida que se afasta do cordão de solda (Figura 12) [PERINI, 2008; SHI et al., 2008; COLPAERT, 2015].



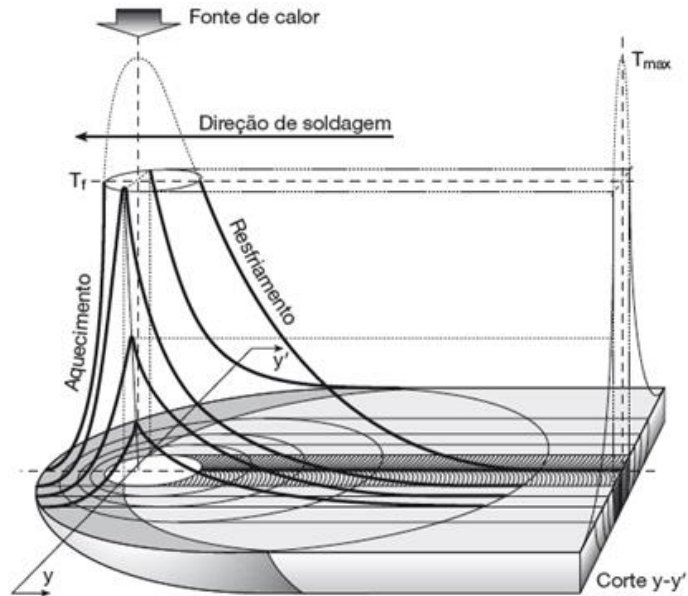


Figura 10 - Curvas de temperatura em diferentes posições de uma junta soldada. As linhas grossas paralelas ao eixo de solda representam o ciclo térmico. O corte y-y' representam as temperaturas máximas atingidas por pontos a determinada distância em relação ao eixo central da solda

Fonte: COLPAERT, 2015

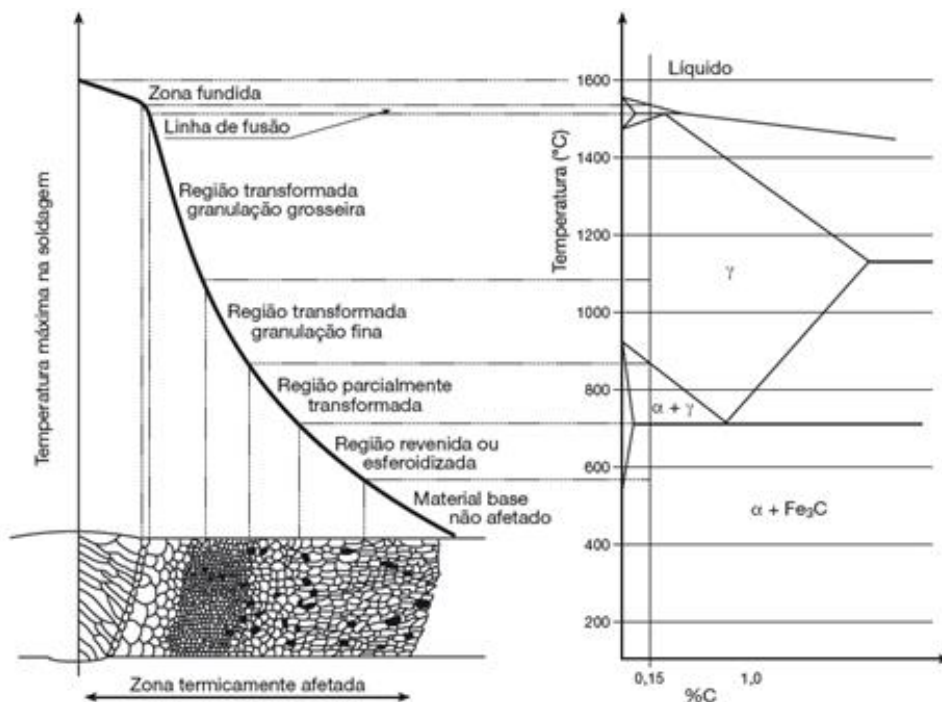


Figura 11 - Esquema das diferentes temperaturas e estruturas formadas através do cordão de solda em aços carbono

Fonte: COLPAERT, 2015

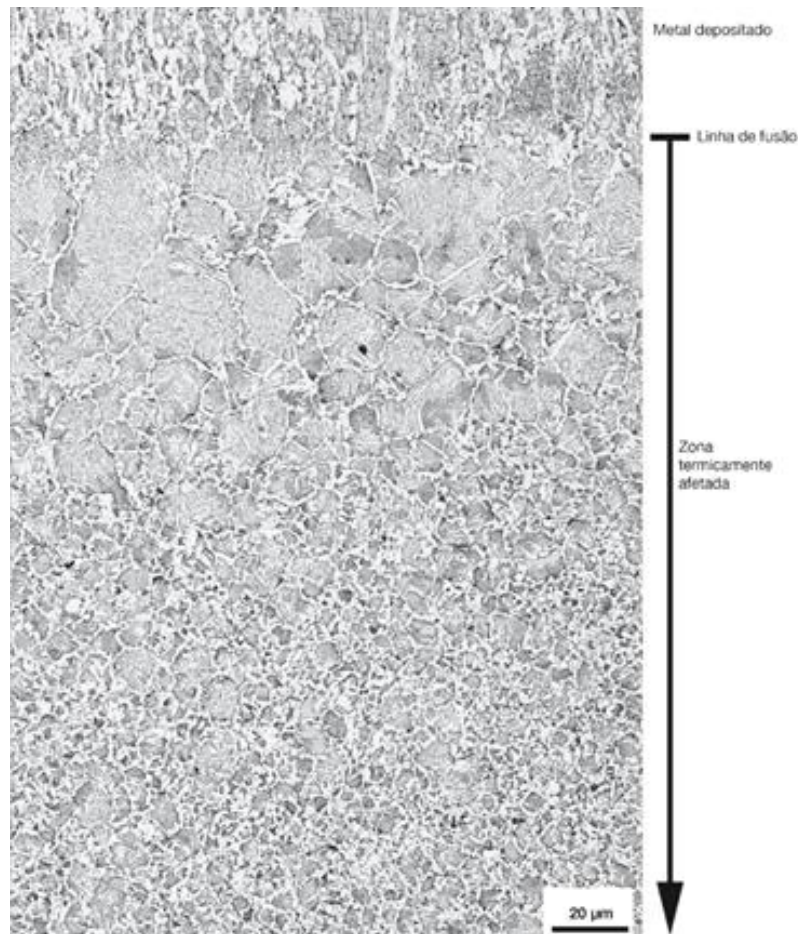


Figura 12 - Seção transversal a solda em aço estrutural com tensão de escoamento de 379 MPa. No alto da imagem, o metal depositado. Na base da imagem, região de refino de grão  
 Fonte: COLPAERT, 2015

Como ilustrado nas Figura 11 e Figura 12, diversas são as regiões microestruturais presentes na ZTA, sendo estas listadas e exemplificadas a seguir [RODRIGUES, 2012; PERINI, 2008; HANNERZ, 1975]:

- A região de granulação grosseira, corresponde ao aquecimento acima da temperatura de crescimento de grão no metal base, caracterizando uma microestrutura com elevado tamanho de grão austenítico decorrente da decomposição da austenita. Dois são os fatores que afetam o tamanho do grão austenítico: (i) ciclo térmico de soldagem, em que o material atingirá uma temperatura de pico e permanecerá determinado tempo em temperaturas superiores à de crescimento do grão; (ii) temperatura de crescimento de grão. Quando necessário, o crescimento do grão poderá ser diminuído utilizando aços que possuem valores maiores de temperatura para o desenvolvimento dos grãos. Um exemplo é a utilização de aços tratados com alumínio que apresentarem crescimento de grão em temperaturas na ordem de 1250 °C, formando precipitados de nitreto de alumínio permitindo a obtenção de material com a granulação mais fina. A adição de nióbio,

vanádio ou titânio também poderá facilitar a diminuição do grão na zona termicamente afetada.

- A região de granulação fina, durante o processo de soldagem, é submetida a temperaturas de pico na ordem de 1200 °C (temperatura de crescimento de grão) e 650 °C (temperatura de início de formação da ferrita). Esta região é caracterizada por apresentar uma granulação fina (ferrita e perlita fina, ou cementita e perlita fina, eventualmente, dependendo do tipo de aço pode-se obter bainita), similar aos aços normalizados. Em geral, devido à sua granulação fina, esta região não é considerada crítica para a maioria dos aços, exceto para os materiais temperados e revenidos que poderão apresentar menor resistência mecânica quando comparado ao metal base.
- A região intercrítica é considerada como o local em que ocorre uma transformação parcial, ou seja, apenas uma parte da estrutura é transformada em austenita, que em seguida decompõe durante o resfriamento. Em aços que possuem estrutura ferrita-perlita, durante o processo de soldagem, a microestrutura perlítica e uma quantidade de ferrita transformará em austenita.
- Aços que encontram-se nas condições laminado a quente ou normalizado, a região subcrítica apresentará uma pequena esferoidização de perlita quando observada no microscópio óptico. Em aços temperados e revenidos, as alterações microestruturais são mais intensas, proporcionando como consequência uma extensa região subcrítica e redução da dureza em relação ao metal base.

## 2.5 SOLDAGEM DE AÇOS ESTRUTURAIS: FORMAÇÃO E METALOGRAFIA

A medida em que a tecnologia dos aços evoluiu a partir do século XX, buscou-se composições químicas que proporcionaram boa tenacidade aliada à boa resistência e que fossem relativamente fáceis de serem soldadas, características essenciais dos aços estruturais. O controle da microestrutura foi conseguido através da redução do teor de carbono e acréscimo de elementos de liga. Possivelmente, a primeira área que sentiu a necessidade de correlacionar a morfologia presente na microestrutura com as propriedades mecânicas foi nos metais depositados por solda. Diante disso, o estudo das transformações que ocorrem em meio ao ciclo térmico de soldagem, assim como a previsão microestrutural e propriedades obtidas, é uma importante área dentro da metalurgia a ser estudada e conhecida [COLPAERT, 2015].

A elevada resistência mecânica e boa tenacidade que caracterizam aços estruturais são atributos difíceis de serem obtidos em juntas soldadas. De uma forma geral, dois são os

mecanismos efetivos para aumentar a tenacidade da zona termicamente afetada dos aços, a saber: (i) controle do crescimento de grão austenítico (refino de grão) especialmente em regiões onde a temperatura é elevada, obtida por meio da adição de pequenos teores de Nb, V e Ti; (ii) transformações de fases no resfriamento pela nucleação da ferrita nos contornos de grãos austeníticos (ferrita intragranular), o qual reduz e muda a trajetória livre de trincas e, conseqüentemente, aumenta a energia absorvida na fratura [COLPAERT, 2015; BHADESHIA, 2001]. Basicamente, as transformações de fases que ocorrem pela nucleação e crescimento de grão, controlam a formação da ferrita, cementita e perlita, sendo estas constituintes extremamente importantes em dois aspectos [COLPAERT, 2015; TOTTEN, 2007]:

- Definem a morfologia, tamanho e fração volumétrica destas fases, quando formadas. Portanto, determinam, em grande parte, as propriedades físicas e mecânicas.
- Quando as transformações não ocorrem, abre-se a possibilidade de formação de fases não previstas pelo equilíbrio, formadas por mecanismos mais complexos. Estas fases são a base para a obtenção das propriedades dos aços empregados em construção mecânica.

As morfologias da ferrita, que se formam durante a decomposição da austenita, foram originariamente classificadas por Dubé como: grãos de ferrita alotriomorfa, Widmanstätten e idiomorfa. Em temperaturas inferiores à de transformação austenítica são destacadas a formação de perlita, bainita e martensita. As características desses microconstituintes são discutidas a seguir [TOTTEN, 2007].

### **2.5.1 Microestrutura ferrítica**

Aços que possuem em sua composição baixo teor de carbono apresentam uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrada (CCC), chamada de ferrita, que na microestrutura se apresenta na forma de grãos equiaxiais (têm, aproximadamente, a mesma orientação em todas as direções), cujo crescimento é limitado por grãos vizinhos semelhantes. No entanto, é importante ressaltar que, dependendo das condições em que a austenita se decompõe, outras morfologias ferríticas diferentes das equiaxiais se originarão [COLPAERT, 2015; HILLERT, 2002].

Existem diferentes métodos de classificação das morfologias da ferrita, destacando-se o de Thewlis, que visa caracterizar tanto os materiais depositados por solda como os semi-

acabados. Também é utilizado o método clássico mais antigo, de Dubé, e modificado posteriormente por Aaronson (Figura 13).

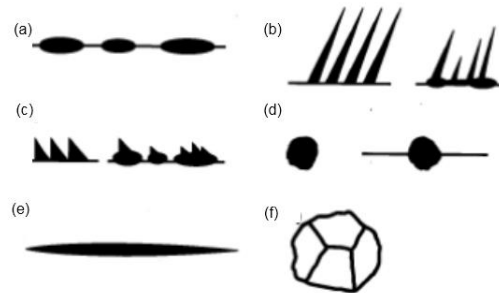


Figura 13 - Classificação das formas de ferrita em aço, de acordo com Dubé e modificada por Aaronson: (a) ferrita alotriomórfica; (b) ferritas Widmanstätten primária (esquerda) e secundária (direita); (c) ferrita Widmanstätten em “dentes de serra” primária (esquerda) e secundária (direita); (d) ferrita idiomórfica; (e) ferrita acicular e (f) ferrita massiva

Fonte: COLPAERT, 2015; KLAL et al., 1999

#### 2.5.1.1 Ferrita Alotriomorfa e Idiomorfa

Geralmente, as ferritas alotriomorfas e idiomorfas são as primeiras fases que se formam nos contornos de grão austeníticos durante o resfriamento do material e se diferenciam de acordo com o local de nucleação, a estrutura cristalina e a temperatura de desenvolvimento [COLPAERT, 2015; SPANOS et al., 2005; THEWLIS, 2004].

A ferrita alotriomorfa é uma designação que baseia-se no termo alotriomorfo, usado na área de mineralogia para descrever a forma de um mineral, de acordo com a formação de faces cristalográficas. Os cristais alotriomorfos têm forma externa irregular (não forma nenhum tipo de poliedro), pois o crescimento de suas faces é limitado pelos cristais dos minerais adjacentes. Assim, a ferrita alotriomorfa, ou também chamada de ferrita primária, corresponde à ferrita equiaxial e ferrita pró-eutetóide. Tal microestrutura é nucleada nos contornos de grão mantendo uma orientação cristalográfica preferencial em relação a um dos grãos e uma orientação qualquer em relação ao outro, o que resulta em menor energia interfacial na orientação preferencial [COLPAERT, 2015; LINNERT, 1994].

A ferrita idiomorfa (Figura 14) é a designação utilizada para indicar a morfologia que possui sua própria forma cristalina. Em especial, esta classe de ferrita é nucleada em temperaturas menores que a ferrita alotriomorfa e tende a formar-se também em inclusões não metálicas no interior dos grãos de austenita ou em contornos de grão [COLPAERT, 2015].

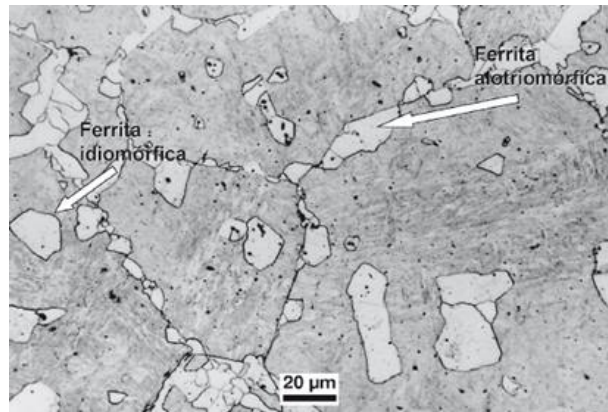


Figura 14 - Ferrita alotriomorfa nucleada nos contornos de grão austeníticos e ferrita idiomórfica  
 Fonte: COLPAERT, 2015

### 2.5.1.2 Ferrita Widmanstätten

A Widmanstätten (Figura 15) é uma classe de ferrita que possui, tridimensionalmente, a forma entre ripas e placas. Uma característica clássica da nucleação de ferrita Widmanstätten é que ela poderá formar-se diretamente no contorno de grão austenítico, ou desenvolvendo-se a partir de alotriomorfos já nucleados nos contornos de grão [COLPAERT, 2015; THEWLIS, 2004; LINNERT, 1994].

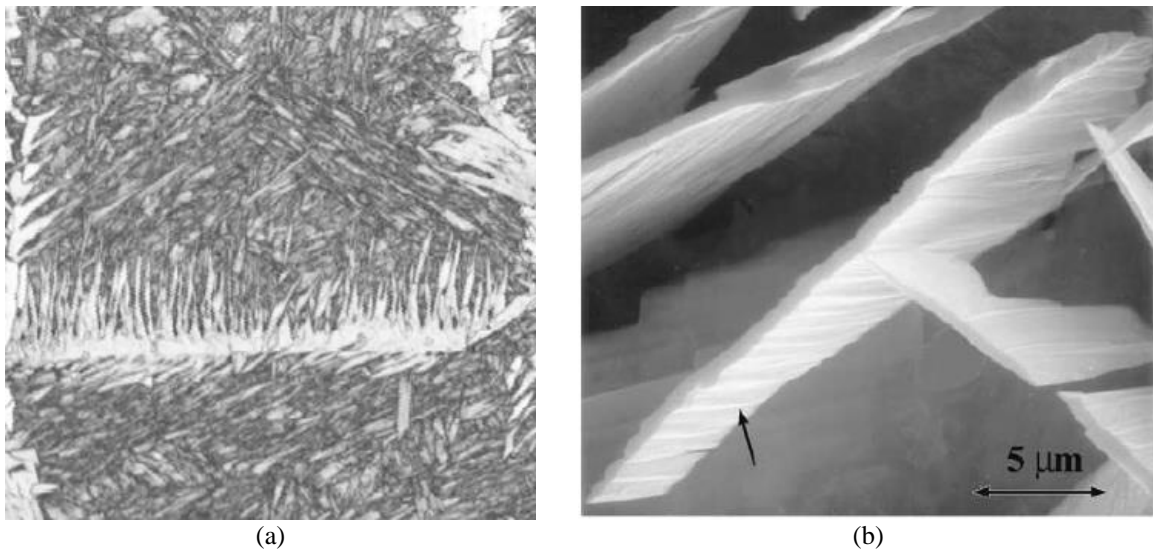


Figura 15 - (a) Ferrita de Widmanstätten em meio a matriz martensítica e (b) precipitado de Widmanstätten mostrando estrias lineares ao longo de sua face  
 Fonte: adaptado de SPANOS et al., 2005; KRAL et al., 1999

Aparentemente, as placas demonstram uma continuação da ferrita de contorno de grão, entretanto, as placas de ferrita que crescem neste caso, não têm e tampouco mantêm a mesma orientação cristalográfica inicial formada no contorno de grão. A ferrita de Widmanstätten é o resultado de uma transformação formada por um mecanismo de equilíbrio, envolvendo a rápida



difusão dos átomos de carbono em toda a interface intersticial avançando para a austenita remanescente [COLPAERT, 2015; THEWLIS, 2004].

A Figura 16 mostra tridimensionalmente o formato da ferrita Widmanstätten primária (crescem diretamente dos contornos de grão para dentro da matriz) e secundária (crescem a partir de cristais de outra morfologia, mas necessariamente da mesma fase, normalmente da alotriomorfa de contorno de grão). Constata-se nesta imagem que as placas de ferrita têm extensão maior na direção paralela ao contorno de grão do que em direção ao interior, contrariamente ao que se imaginava há alguns anos atrás [COLPAERT, 2015; KRAL et al., 1999; RODRIGUES, 2012].

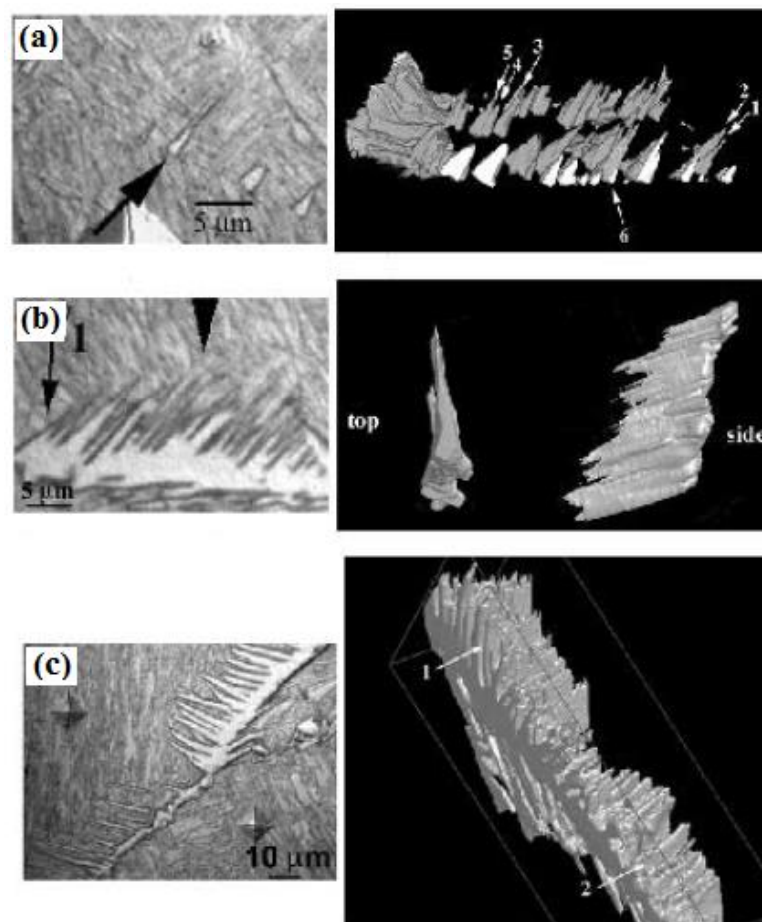


Figura 16 - Reconstituição tridimensional da ferrita Widmanstätten (a) primária; (b) e (c) secundária  
Fonte: adaptado de KRAL et al., 1999

### 2.5.1.3 Ferrita Acicular

Por um longo tempo, pensou-se que este microconstituente fosse um produto singular de transformação. Os primeiros trabalhos publicados sugeriram que a ferrita acicular fosse placas intragranulares de Widmanstätten. Posteriormente, outros autores indicaram que era um

constituente intragranular da bainita. Convencionalmente, a ferrita acicular (Figura 17) é reconhecida hoje como uma morfologia de ferrita nucleada intragranularmente a partir de inclusões [THEWLIS, 2004].

Pesquisas recentes têm demonstrado que a ferrita acicular nucleia-se em inclusões intragranulares durante o resfriamento contínuo do aço e sua morfologia depende da natureza, tamanho e quantidade de inclusões, assim como da composição química e taxa de resfriamento do aço [THEWLIS, 2004]. No geral, este microconstituente é identificado como ferrita muito fina dentro dos grãos austeníticos anteriores, intercalada com microfases que variam desde perlita até martensita. A forma das placas de ferrita pode não parecer como agulha, como o uso do termo “acicular” implicaria, sendo que o grau de refinamento desta morfologia depende da natureza dos produtos de transformação [THEWLIS, 2004; LINNERT, 1994].

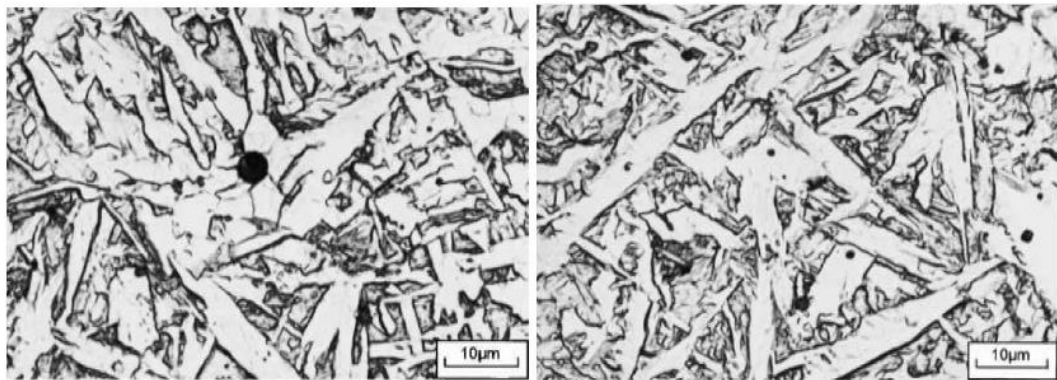


Figura 17 - Ferrita acicular desenvolvida em aço microligado submetido à soldagem ao arco continuamente arrefecido  
Fonte: THEWLIS, 2004

### 2.5.2 Microestrutura perlítica

Por definição, perlita é a microestrutura que consiste de camadas alternadas ou lamelares de duas fases (ferrita e cementita), que se formam simultaneamente durante a transformação do aço (Figura 18 – a). A variação de espaçamento (Figura 18 – b) entre lamelas decorre da taxa de resfriamento em que a perlita é formada. Resfriamento lento resultará em maiores espaçamentos interlamelares. Em contrapartida rápidos resfriamentos acarretarão na formação de perlita mais fina [COLPAERT, 2015].



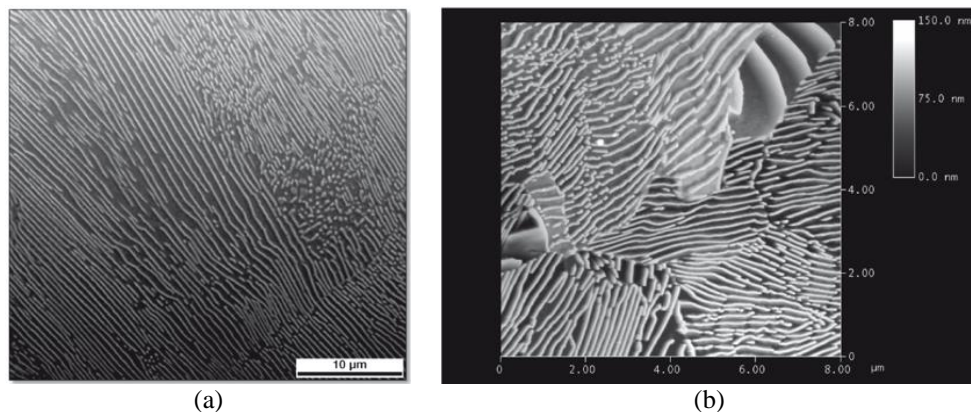


Figura 18 - (a) detalhe da estrutura de perlita em um aço para construção mecânica (b) variação do espaçamento entre lamelas da perlita em aço  
Fonte: adaptado de COLPAERT, 2015

Em geral, a perlita é formada através do crescimento cooperativo entre ferrita e cementita. Como existem orientações cristalográficas em que a energia interfacial é relativamente baixa, o crescimento ocorre através de placas paralelas das duas fases (Figura 19). Acredita-se que a nucleação inicial de cementita é decorrente da remoção de carbono da austenita situado em sua volta, favorecendo a nucleação da ferrita, ocorrendo a partir daí a nucleação simultânea entre as constituintes da perlita [COLPAERT, 2015; COSTA E SILVA, 2006; CALLISTER, 2012].

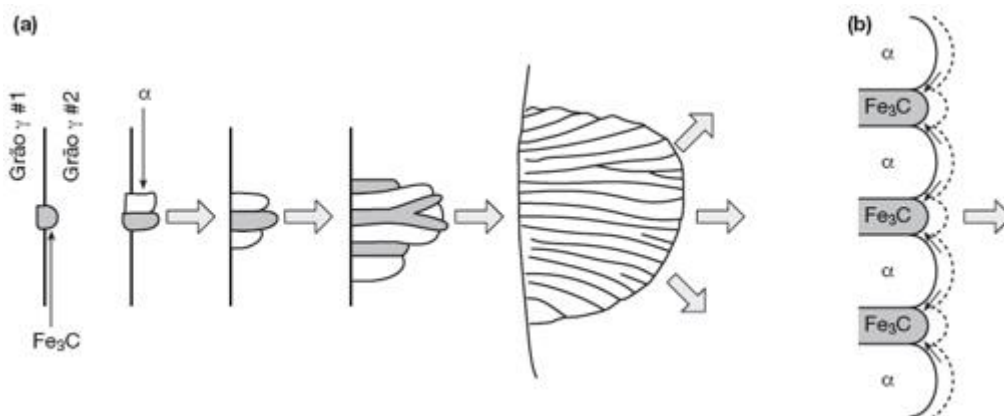


Figura 19 - Mecanismo simplificado de formação e crescimento da perlita. Um carboneto nucleia no contorno de grão austenítico (a), empobrecendo em carbono a região próxima, favorecendo a nucleação da ferrita formando assim, uma interface ferrita-cementita de baixa energia. À frente das placas, o carbono se difunde em uma pequena distância na austenita saindo da região em frente à ferrita e indo para a região onde os carbonetos crescerão como indicado nas setas finas (b). As setas largas indicam o crescimento da colônia de perlita

Fonte: COLPAERT, 2015

### 2.5.3 Microestrutura martensítica

A estrutura martensítica (Figura 20) é proveniente de movimentos cisalhantes através de planos cristalográficos, de modo rápido que nem mesmo sob resfriamento acelerado poderá

ser evitado. Este rápido resfriamento impede a mobilidade atômica e transformará a forma alotrópica do ferro da austenita em alfa, a qual retém as lâminas estreitas e alongadas de austenita provenientes do cisalhamento e tem aspecto de agulhas longas e finas [CHIAVERINI, 2012].

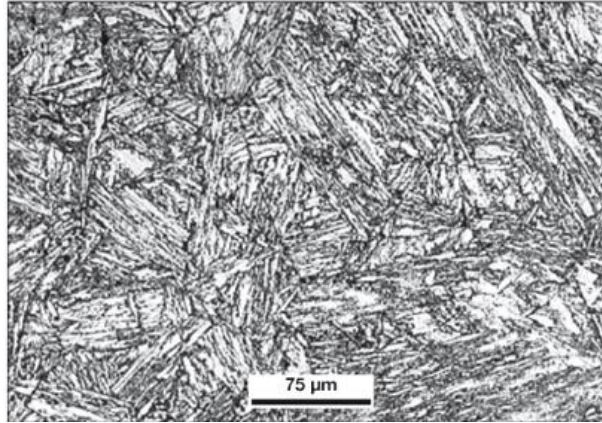
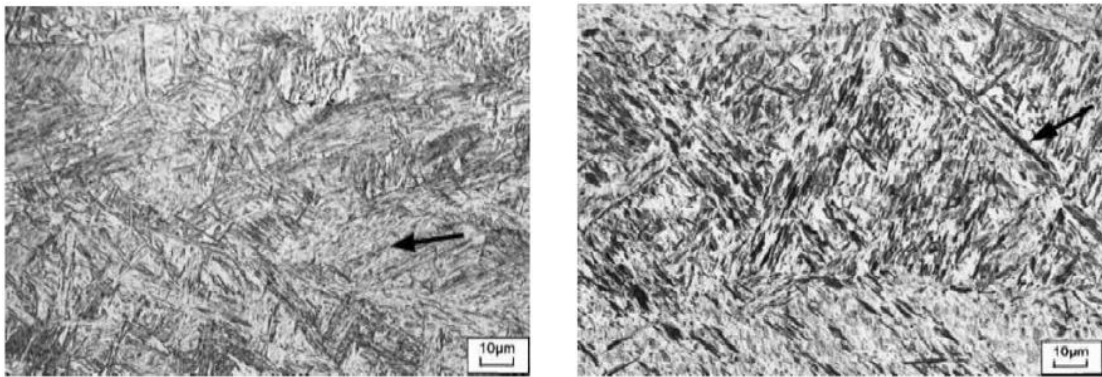


Figura 20 - Estrutura martensita em aço de baixa liga  
Fonte: COLPAERT, 2015

Diferente da ferrita ou perlita, a martensita forma-se pela deformação do reticulado da austenita em difusão, fase esta metaestável e extremamente dura (65 a 67 Rockwell C). A alta dureza e elevada resistência mecânica da martensita pode ser atribuída principalmente, aos seguintes fatores [CHIAVERINI, 2012; RODRIGUES, 2012]: (i) precipitação de partículas submicroscópicas de carboneto de ferro da solução sólida  $\gamma$  (austenita) e retenção dessas partículas na forma de uma solução sólida supersaturada no reticulado de ferro  $\alpha$  (ferrita) formada no resfriamento, impedindo o escorregamento; (ii) aumento do volume da célula unitária; (iii) distorção do reticulado; (iv) tensões internas; (v) pequeno tamanho de grão.

A morfologia observada no microconstituente martensita dependerá do teor de carbono encontrado na liga. Aços usuais na construção mecânica, os quais possuem até cerca de 0,6% de carbono, apresentam martensita na forma de “ripas” (Figura 21 – a), enquanto que aços mais ricos em carbono apresentam martensita em “placas” (Figura 21 – b) [THEWLIS, 2004; COLPAERT, 2015].



(a) (b)  
 Figura 21 - Martensita (a) em ripas e (b) em placas  
 Fonte: THEWLIS, 2004

Em aços com baixo teor de carbono, os quais são encontrados a martensita em forma de ripas, os conjuntos destes cristais, paralelos ou quase paralelos entre si, constituem um aglomerado chamado de “pacote”. A morfologia destas “ripas” foi exemplificada em 1971 por Krauss e Marder fazendo-se uso de uma liga com baixo teor de carbono. Inicialmente, Krauss e Marder identificaram duas ripas em um pacote na qual realizaram uma série de seções metalográfica paralelas à micrografia original, removendo a cada vez cerca de  $1,5 \mu\text{m}$  de material. Tal procedimento foi adotado pois as ripas, em geral, são pequenas demais para a observação através da microscopia óptica e grandes demais para a microscopia eletrônica de transmissão. Desta forma, foi capaz acompanhar a evolução tridimensional das ripas isoladas e apresentar uma reconstituição (Figura 22) [COLPAERT, 2015; KRAUSS et al., 1971].

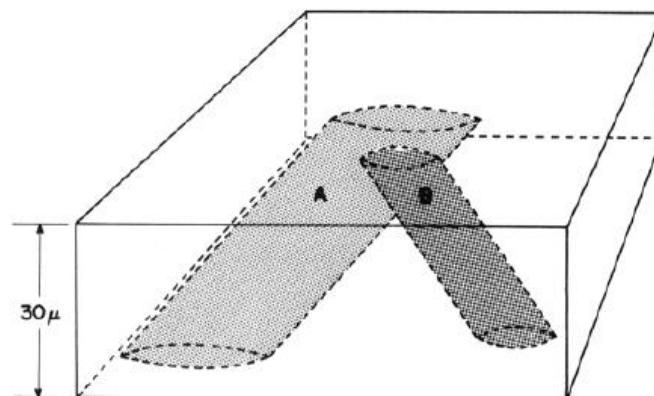


Figura 22 - Diagrama esquemático da reconstituição tridimensional das duas ripas que fazem parte de um mesmo pacote de martensita em uma liga Fe-C  
 Fonte: KRAUSS et al., 1971

#### 2.5.4 Microestrutura bainítica

A bainita consiste nas fases ferrita e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), formadas através de uma redistribuição de carbono por meio de processos difusionais, composta por uma matriz de ferrita

e partículas alongadas de cementita envolvidas pelo microconstituente martensita (Figura 23) [CALLISTER, 2012; ASM INTERNATIONAL, 2008; TOTTEN, 2007].

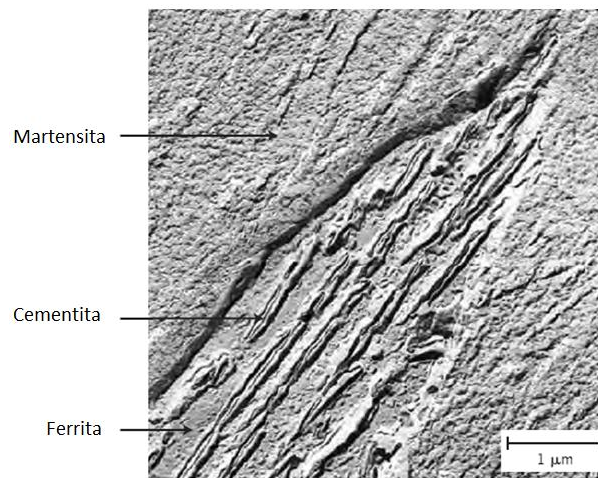


Figura 23 - Grão de bainita que consiste em partícula alongadas de cementita em uma matriz ferrítica. A fase que envolve a bainita é a martensita  
Fonte: CALLISTER, 2012

Comumente, a bainita pode ser classificada em dois tipos em função da faixa de temperatura em que formam-se, das características microestruturais e propriedades mecânicas: bainita superior e bainita inferior [COLPAERT, 2015; ASM INTERNATIONAL, 2008]. Basicamente, a bainita superior forma-se em faixas de temperaturas imediatamente abaixo da banda em que a perlita se origina (Figura 24 – a). Por outro lado, a bainita inferior (Figura 24 – b) forma-se em temperaturas ainda mais baixas [ASM INTERNATIONAL, 2008; BADESHIA, 2001].

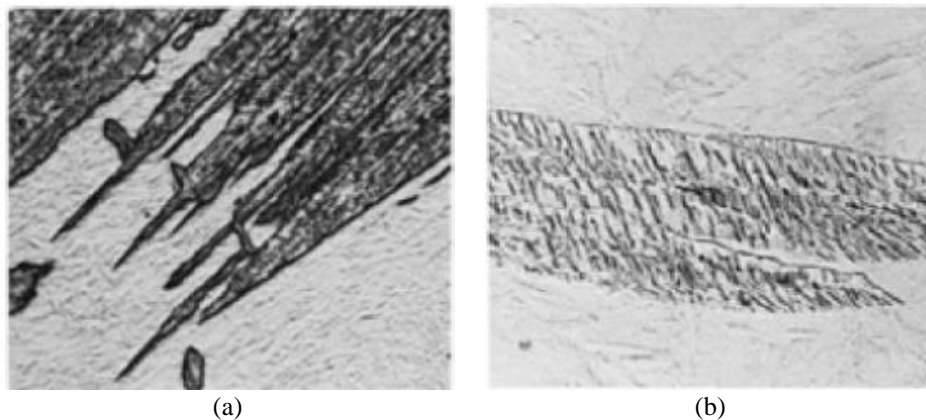


Figura 24 - (a) bainita superior com partículas de carboneto alinhadas e (b) bainita inferior com carbonetos alinhados a 60°  
Fonte: ASM INTERNATIONAL, 2008

A principal diferença entre as duas classes de bainita está na temperatura de formação e forma de precipitação dos carbonetos. Estas diferenças não são perceptíveis através das técnicas de microscopia óptica. A própria distinção entre bainita e martensita pode ser

dificultada pois as duas estruturas estão no limite da resolução dos microscópios ópticos. No entanto, em geral, a martensita possui aparentemente partículas mais finas do que a bainita [COLPAERT, 2015; ASM INTERNATIONAL, 2008]. Sob a ótica mecânica, o microconstituente bainita possui uma dureza de 40 a 60 HRC.

A Figura 25 ilustra as duas morfologias comuns de bainita. A bainita superior é composta de agregados de cristais de ferrita paralelos entre si, que crescem através dos grãos de austenita. Como característica desta microestrutura, é possível identificar a presença de carbonetos entre os cristais de ferrita, onde estes são relativamente maiores na bainita superior do que aqueles observados na bainita inferior.

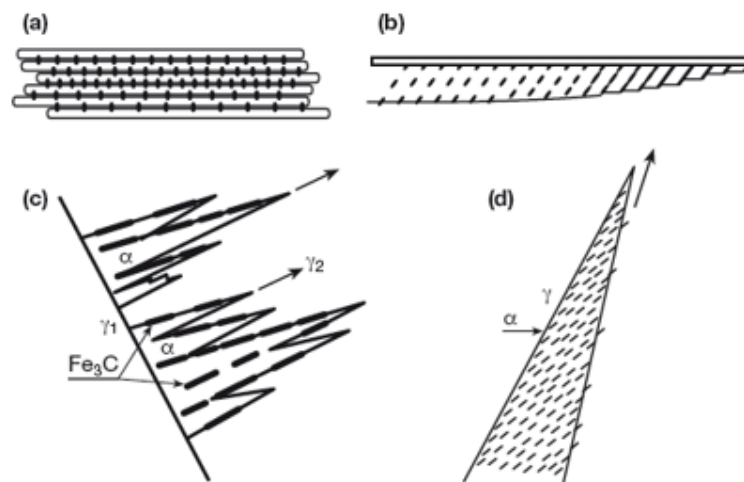


Figura 25 - Esquema das morfologias da bainita mais comuns. (a) bainita superior e (b) bainita inferior, em que as regiões brancas representam a ferrita e as regiões escuras cementita. (c) representa o crescimento de carbonetos entre as placas de ferrita (bainita superior) e (d) precipitação dos carbonetos dentro da ferrita após transformação (bainita inferior)

Fonte: COLPAERT, 2015

## 2.6 FADIGA DOS MATERIAIS

Como observado, uniões soldadas possuem diferentes componentes microestruturais decorrentes do ciclo térmico em que os materiais soldados são expostos. A presença de uma microestrutura heterogênea, influenciada pelas tensões residuais oriundas do processo, somado aos concentradores de tensão geométricos, tornam complexa a obtenção de relações entre as fases presentes (conforme item 3.3.2), propriedades mecânicas e resistência à fadiga em peças soldadas [PERINI, 2008; TOUPIS et al., 2015].

Fadiga é o processo gradativo e localizado de acúmulo de dano em materiais submetidos a condições de carregamento dinâmico variável produzindo tensões flutuantes, acarretando em trincas progressivas e permanentes no componente. Geralmente a fadiga é o



principal fator de falha de natureza frágil em veículos, máquinas, implementos rodoviários, entre outros. Falha esta que compreende noventa por cento das fraturas em estruturas mecânicas [KREITH, 1999; PRASAD et al., 2008; CALLISTER, 2012; NATHAN et al., 2015].

Quando submetidos esforços dinâmicos em um componente metálico, o mesmo pode vir a romper com uma carga de amplitude inferior a tensão máxima atingida sob carregamento estático [SOUZA, 2012]. Para que isso ocorra, três são os fatores cruciais: (i) deverá haver uma tensão de tração suficientemente alta; (ii) uma ampla flutuação desta tensão; (iii) um número de ciclos aplicados suficientemente elevado. Fatores como concentradores de tensão, carregamentos combinados, tensão residual e ambientes corrosivos aceleram a fratura do componente [CAMPBELL, 2008; POSSAMAI, 2015].

A falha por fadiga é caracterizada por surgir de três estágios de desenvolvimento (Figura 26), compreendendo a nucleação de microtrincas, a propagação e, por fim, culminando na fissura do componente ao qual a trinca atingiu uma dimensão crítica.



Figura 26 - Estágios de desenvolvimento da trinca de fadiga: nucleação (1), propagação (2) e fissura (3)

Fonte: adaptado de SHIGLEY, 2005

## 2.6.1 Fadiga micro e macroestrutural

### 2.6.1.1 Estágio I – Nucleação de microtrincas

Os metais são de origem cristalina e em sua grande maioria compreendem materiais policristalinos compostos por um conjunto de cristais pequenos ou grãos com orientações cristalográficas distintas. A deformação plástica inicia nos grãos mais desfavoravelmente

orientados com planos de deslizamento próximos da direção da tensão cisalhante máxima, acarretando no escorregamento dos grãos [DOWLING, 2007; ROSA, 2002].

Normalmente a fratura por fadiga inicia com a deformação plástica na superfície do componente, em algum ponto de concentração de tensão. A medida em que o carregamento cíclico de tensão é imposto na estrutura, surgem descontinuidades superficiais microscópicas, que tem por resultado o escorregamento de discordâncias que correspondem ao início de uma ou mais microtrincas em um plano cristalográfico preferencial diferente para cada grão [CALLISTER, 2012].

Conforme a tensão é alternada, outras bandas de deslizamento são adicionadas e agrupam-se em trincas microscópicas. O tamanho e a quantidade de bandas de escorregamento são proporcionais ao número de ciclos e amplitude de tensão imposta, ou seja, maiores níveis de tensão causam uma maior amplitude e número de bandas [CALLISTER, 2012; STEPHENS, 2001].

Não é correto o conceito de que a nucleação se dá exclusivamente na superfície do material. Em certos casos, devido a tensões residuais, descontinuidades e defeitos internos nos materiais, o ponto de tensão máxima efetiva é deslocado para o interior do componente, causando o surgimento de pequenas microtrincas nestas regiões [POSSAMAI, 2015].

A Figura 27 ilustra o deslizamento das discordâncias sob a influência de uma carga estática (Figura 27 – a) e cíclica (Figura 27 – b). Componentes submetidos a tensões alternadas possuem como característica desenvolver em sua superfície, blocos de bandas de escorregamento formadas por intrusões e extrusões (Figura 27 – c), perturbações estas que possuem altura aproximada entre 1 e 10  $\mu\text{m}$  e originam-se por volta de um décimo da vida total da amostra [STEPHENS, 2001; POSSAMAI, 2015]. O primeiro estágio de fadiga compreende a formação de uma pequena trinca direcionada a  $45^\circ$  em relação à tensão cisalhante principal, a qual não ultrapassa cinco grãos do material. A partir daí, dará origem ao segundo estágio como observado na Figura 28 [STEPHENS, 2001].

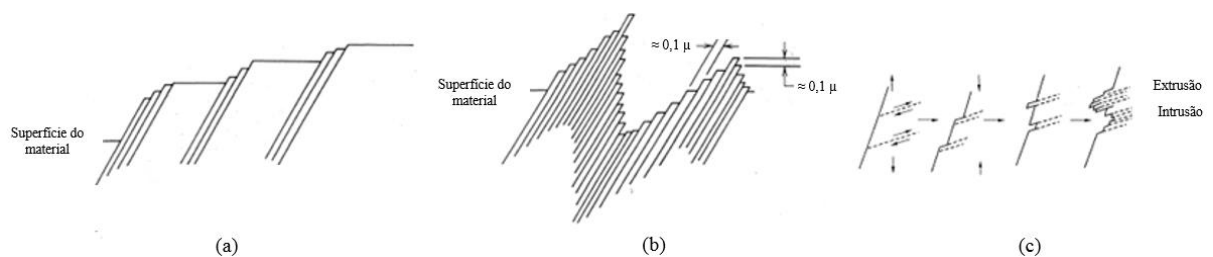


Figura 27 - Mecanismo de deslizamento devido às cargas externas: (a) deformação estática, (b) tensão cíclica e (c) progressão da fadiga na formação de extrusão e intrusão

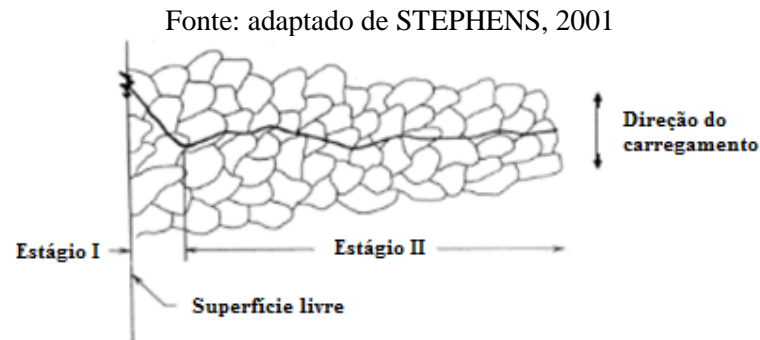


Figura 28 - Mecanismo de nucleação e propagação de trinca nos estágios I e II  
Fonte: STEPHENS, 2001

### 2.6.1.2 Estágio II – Propagação da trinca

Quando finalizado o Estágio I e o ciclo de tensão imposto ao componente continua, as microtrincas tenderão a fundir-se e crescer na direção perpendicular à máxima tensão aplicada (Figura 28). Geralmente o crescimento ocorre através do contorno de grãos, entretanto, dependendo do material, carga e condições ambientes, podem também prolongar-se ao longo dos grãos (intergranulares).

Materiais que apresentam o comportamento dúctil geralmente exibem estrias de fadiga, também chamadas de estrias, dispersas ao longo de toda a superfície fraturada (Figura 29). Em materiais de alta resistência mecânica, como no caso dos aços de ARBL, as marcas tornam-se mais difíceis de serem encontradas. De acordo com a literatura, as estrias representam o ciclo de tensão onde a extremidade da trinca deforma plasticamente o material durante as cargas trativa e compressiva [STEPHENS, 2001].



Figura 29 - Estrias na superfície de fratura  
Fonte: do autor

De acordo com Possamai (2015) citando Dieter (1981), no início do carregamento em tração, a ponta da trinca é aguda (Figura 30 – a), conforme a amostra for ciclada, um pequeno



entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento a  $45^\circ$  em relação a sua superfície (Figura 30 – b). Na medida em que a trinca vai se tornando mais larga, um cisalhamento plástico é presenciado tornando a extremidade mais arredondada (Figura 30 – c). Quando a carga é convertida em compressão, a direção de deslizamento também será invertida (Figura 30 – d), compactando (Figura 30 – e) e formando novamente uma trinca aguda iniciando outra vez o processo (Figura 30 – f).

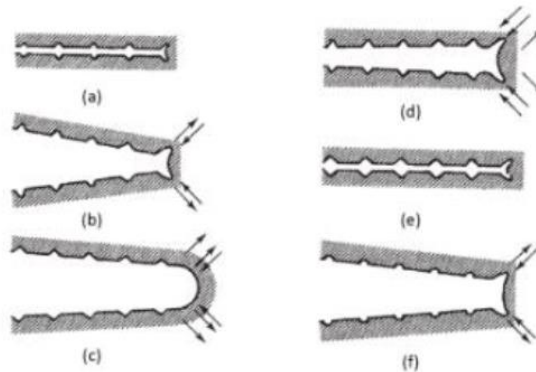


Figura 30 - Processo plástico na propagação da trinca de fadiga  
Fonte: POSSAMAI, 2015

### 2.6.1.3 Estágio III – Fratura

O terceiro estágio ocorre no último ciclo de carga onde a trinca que está avançando atinge um tamanho crítico, o material não suportará mais a tensão aplicada, e assim, a ruptura do componente acontece.

Observa-se esquematicamente na Figura 31 as etapas típicas do processo de dano por fadiga. Primeiramente ocorre o deslizamento seguido pela formação de pequenas fissuras observadas através da ampliação de imagem. O componente é ciclado e então as fissuras crescem e, eventualmente, tornam-se visíveis a olho nu. Quanto maior for a magnitude de tensão mais rápido a nucleação da trinca, propagação e por fim, quando atingir o tamanho crítico, a fratura do componente [STEPHENS, 2001].

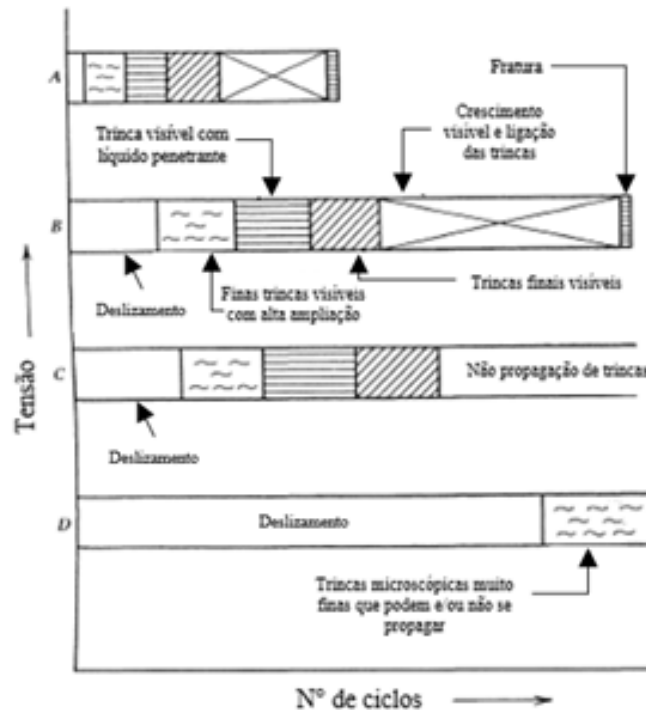


Figura 31 - Processo de fadiga  
 Fonte: adaptado de STEPHENS, 2001

### 2.6.2 Método para predição de vida

São três as abordagens utilizadas em projeto e análise para prever quando um componente irá falhar através de carregamentos cíclicos de tensão, são eles: método de tensão-número de ciclos (S-N), deformação-número de ciclos ( $\epsilon$ -N) e o modelo da mecânica da fratura linear-elástica (MFLE) [SHIGLEY, 2005].

O método S-N é considerado o mais antigo e utilizado em aplicações que envolvem fadiga de alto-ciclo devido à elevada quantidade de períodos para a ocorrência de falha. A metodologia em questão possui por finalidade obter a curva de resistência à fadiga em função da vida em ciclos do componente, de modo que as tensões cíclicas possam ser mantidas abaixo deste limite, evitando a falha prematura do material. Embora esta abordagem apresente imprecisão, sobretudo para aplicações de baixa ciclagem [SHIGLEY, 2005; POSSAMAI, 2015], razão pela qual é este o método adotado no presente trabalho.

O método da vida sob deformação ( $\epsilon$ -N) pode também ser utilizado para estimar a resistência à fadiga e é considerado por muitos o melhor procedimento para explicar a natureza da falha por fadiga. Geralmente, a fratura ocorre em decorrência de discontinuidades locais, como: entalhes, trincas superficiais, entre outros. Na medida em que a carga no concentrador de tensão exceder o limite elástico do material, dará início a deformação plástica. A aproximação baseada na tensão é incapaz de adequadamente modelar o processo de fadiga em

função do fato da iniciação da trinca envolver o escoamento do material. O modelo de vida sob deformação fornece uma visão razoável do processo de nucleação, sendo este aplicado para predição da vida do componente, em baixo ciclo, com tensões suficientemente elevadas que causam o cisalhamento cristalino superficial [NORTON, 2004; POSSAMAI, 2015].

Por fim, o método de MFLE mostra-se adequado para a análise do comportamento de estruturas com defeitos prévios que, possuem a tendência de falhar sem que tenha ampla deformação plástica, podendo ser esta em decorrência das propriedades do material, como por exemplo, alta resistência mecânica. No entanto, boa parte dos materiais possuem como características apresentar plasticidade quando solicitados mecanicamente, principalmente quando nestes são observados defeitos. Portanto, faz-se uso do MFLE em regimes de baixos ciclos e em problemas de vida finita nos quais as tensões cíclicas são conhecidas por serem elevadas o suficiente para causarem a formação de trincas [POSSAMAI, 2015].

### 2.6.3 Caracterização das tensões flutuantes

É comum observar componentes, estruturas e veículos submetidos a diversos esforços durante a vida útil da peça. Geralmente, estas tensões possuem a característica senoidal a qual é subdividida em: repetitivas ou aleatórias. Para o entendimento das tensões envolvidas nos mecanismos de fadiga é conveniente a compreensão dos conceitos de tensões cíclicas com amplitude constante, sendo esta empregada neste trabalho. Na Figura 32 observa-se um sinal senoidal com amplitude constante, usualmente empregada na caracterização de carregamentos cíclicos [SHIGLEY, 2005; STEPHENS, 2001].

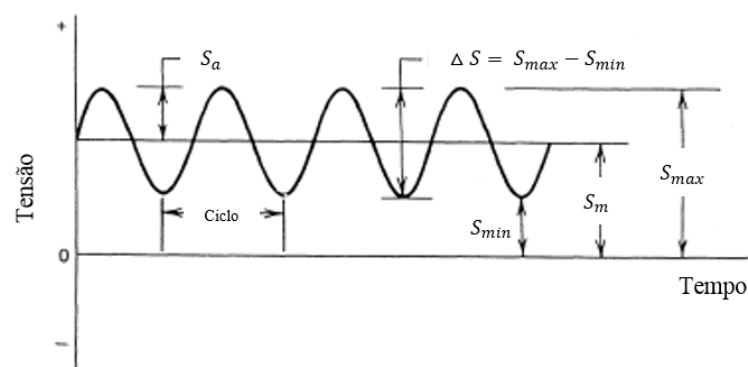


Figura 32 - Sinal senoidal com amplitude constante  
Fonte: adaptado de STEPHENS, 2001

O parâmetro  $S_a$  refere-se a tensão alternada,  $S_{min}$  é a tensão mínima,  $S_m$  é a tensão média e por fim  $S_{máx}$  representa a tensão máxima aplicada. Matematicamente têm-se:

$$S_a = \frac{\Delta S}{2} = \frac{S_{máx} - S_{mín}}{2} \quad \text{Eq. 2}$$

$$S_{med} = \frac{S_{máx} + S_{mín}}{2} \quad \text{Eq. 3}$$

$$S_{máx} = S_m + S_a \quad \text{Eq. 4}$$

$$S_{mín} = S_m - S_a \quad \text{Eq. 5}$$

No estudo de fadiga, frequentemente emprega-se o conceito de razão de tensão (R) ou de amplitude (A) para caracterizar o tipo de carregamento. Tais razões estão expressas nas Equações 6 e 7.

$$R = \frac{S_{min}}{S_{max}} \quad \text{Eq. 6}$$

$$A = \frac{S_a}{S_m} \quad \text{Eq. 7}$$

Comumente, utilizam-se três diferentes cargas cíclicas no estudo de fadiga (Figura 33): (i) alternada; (ii) repetida; (iii) pulsante. Quando a tensão é do tipo alternada, têm-se as razões  $R = -1$  e  $A = \infty$ . Quando a tensão é repetida, as razões serão  $R = 0$  e  $A = 1$ . Por fim, à medida que as tensões máximas e mínimas possuírem o mesmo sinal, tanto R quanto A serão positivos, assim  $0 \leq R \leq 1$ .

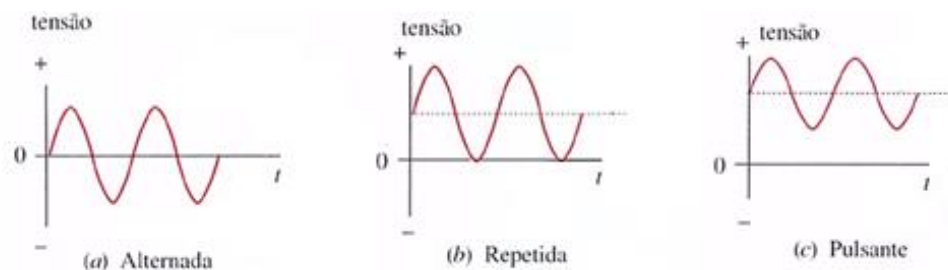


Figura 33 - Cargas em condição alternada (a), repetida (b) e pulsante (c), todas com amplitude constante

Fonte: adaptado de NORTON, 2004

#### 2.6.4 Método de tensão – número de ciclos (S-N)

Historicamente, os testes de fadiga com amplitude de tensão constante foram iniciados por Wohler em eixos ferroviários no ano de 1850, após este período, diversos foram os ensaios que visaram determinar a resistência à fadiga dos materiais sob distintas condições. O procedimento mais conhecido é o ensaio de flexão rotativa desenvolvido por Moore (Figura 34), no qual um corpo de prova é fixado em um suporte e rotacionado, permitindo assim aplicar um momento fletor de magnitude constante em qualquer ponto da circunferência da amostra [NORTON, 2004; STEPHENS, 2001].

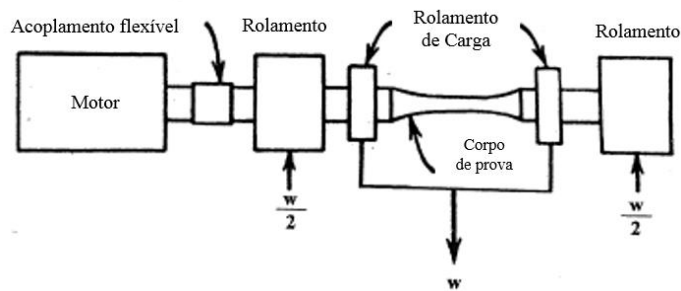


Figura 34 - Máquina para teste de fadiga de flexão rotativa  
Fonte: adaptado de STEPHENS, 2001

As propriedades em fadiga são determinadas a partir de ensaios laboratoriais que consistem em impor ao corpo de prova uma tensão elevada de amplitude conhecida, tendo como finalidade obter um número de ciclos até a falha. Ressalta-se ainda que, tal procedimento é repetido em uma série de corpos de prova modificando a tensão aplicada e por consequência, o número de ciclos suportados pela amostra. O número mínimo de corpos de provas ensaiados dependerá do experimento a ser conduzido e a finalidade da curva de fadiga. O uso de diversas amostras de ensaio possibilita a construção de um gráfico de tensão ( $S$ ) *versus* número de ciclos ( $N$ ). Conforme equação de Basquin (Equação 8), obtida através de ensaios estatísticos, representa a curva S-N em escala log-log (Figura 35) [CALLISTER, 2012].

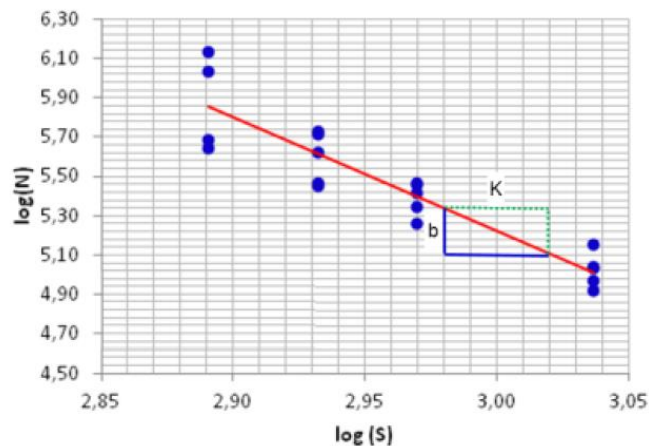


Figura 35 - Curva S-N característica  
Fonte: POSSAMAI, 2015

$$S_a = A(N_f)^B = S'_f(2N_f)^B \quad \text{Eq. 8}$$

Reescrevendo a Equação 8:

$$\log(S_a) = \log(A) + B(\log(N_f)) \quad \text{Eq. 9}$$

Onde,  $S_a$  é a amplitude de tensão,  $A$  é o valor de  $S_a$  para  $N = 1$  ciclo,  $B$  é o expoente ou inclinação da curva S-N (log-log),  $b$  representa o expoente de resistência à fadiga,  $S'_f$  é o coeficiente de resistência à fadiga e  $N_f$  refere-se ao número de ciclos até a fratura.

Quanto maior a tensão alternada imposta ao corpo de prova, menor será o número de ciclos até a falha suportada por esta amostra. Para materiais ferrosos observa-se o surgimento de uma linha horizontal para valores de  $N$  em intervalos de  $10^6$  a  $10^7$ , esta inflexão é chamada de limite de resistência à fadiga, que corresponde o nível de tensão abaixo do qual não ocorrem falhas por fadiga no material. Para diversos aços, os limites de resistência à fadiga variam entre 35% e 60% do limite de resistência à tração [NORTON, 2004; CALLISTER, 2012].

A curva S-N poderá também ser obtida através de um ensaio de fadiga sob força normal, no qual o corpo de prova é carregado ciclicamente através da tração e compressão, havendo como consequência a sollicitação de toda seção transversal do componente. Diversos são os autores que afirmam que, o valor da resistência à fadiga sob força normal poderá variar de 10% a 30% inferior ao valor encontrado para o mesmo material quando, este for submetido ao ensaio de flexão rotativa, conforme mostrado na Figura 36 [NORTON, 2004].

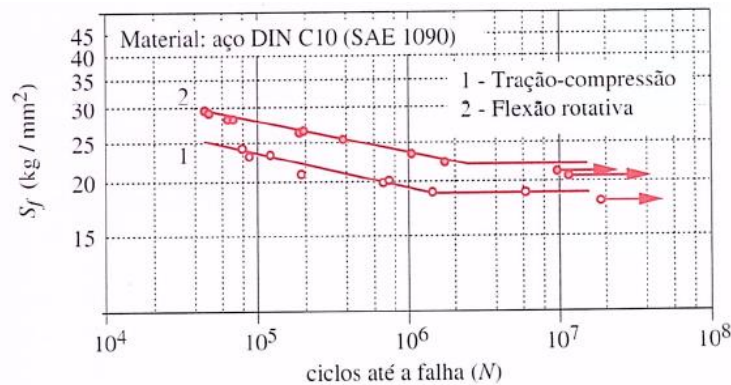


Figura 36 - Curvas de fadiga obtidas através de forças normais e rotativas para o aço SAE 1090  
Fonte: NORTON, 2004

### 2.6.5 Curva tensão – número de ciclos (S-N)

No caso em que não há possibilidade de obtenção dos dados experimentais da curva de fadiga, torna-se viável estimar o comportamento do material ou componente por meio de uma curva S-N teórica, fazendo-se uso da correlação entre a tensão alternada e a tensão de ruptura do material estudado [POSSAMAI, 2015].

A curva S-N teórica (Figura 37) é constituída por três partes em coordenadas logarítmicas. A primeira parte (com uma ciclagem de até  $10^3$ ) limita a vida mínima para a qual a curva de fadiga pode ser aplicada, e a carga  $S_{1000}$ , considerada como a tensão limite de baixo ciclo. O segundo segmento linear inclinado, que representa a fadiga de alto ciclo, é uma região

que não é delimitada por um número exato de ciclos, no entanto, abrange valores de ciclagem na ordem de  $10^3$  a  $10^6$ . Por fim, a tensão de resistência à fadiga ( $S_{be}$ ) compreende valores acima de  $10^6$  ciclos, que por definição, representa o nível de tensão abaixo do qual não ocorrerá falhas por fadiga [LEE, 2005].

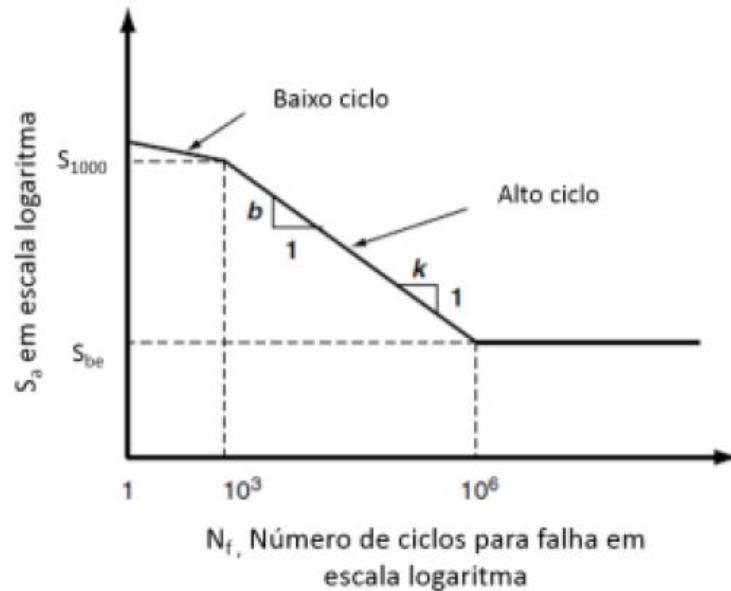


Figura 37 - Curva S-N teórica  
Fonte: adaptado de LEE, 2005

As equações que relacionam a tensão alternada e o número de ciclos são listadas abaixo.

$$N_2 = N_1 \left( \frac{S_1}{S_2} \right)^K \quad \text{Eq. 10}$$

$$S_2 = S_1 \left( \frac{N_1}{N_2} \right)^{\frac{1}{K}} \quad \text{Eq. 11}$$

Onde:

- $S_1$  – Limite de resistência à fadiga em baixo ciclo
- $S_2$  – Limite de resistência à fadiga em alto ciclo
- $N_1$  – Número de ciclos mínimo até a falha
- $N_2$  – Número de ciclos máximo até a falha
- $K$  – Inverso da inclinação da curva de fadiga (b), obtido de acordo com a Equação 12

$$b = \frac{\log S_{1000} - \log S_{be}}{\log 10^3 - \log 10^6} = -\frac{1}{3} \log \left( \frac{S_{1000}}{S_{be}} \right) \quad \text{Eq. 12}$$

Lee (2005) afirma que, no comportamento em fadiga de uniões soldadas ou componentes entalhados a inclinação da curva S-N atingirá valores elevados, com  $b \approx -0,3$  e  $K \approx 3$ . Caso o componente ensaiado for liso, sem cortes ou entalhes, a curva de fadiga terá uma inclinação menor, com valores de  $b \approx -0,15$  e  $K \approx 7$ .

No caso em que as condições de carregamento dos componentes se afastem da configuração laboratorial de ensaio para predição da curva S-N, é necessário sua modificação através das diferenças físicas entre o corpo de prova e a peça projetada. Tais alterações se referem as diferenças de temperatura, meio ambiente, forma e condições reais de carregamento, que são consideradas no cálculo de correção para modificar a curva S-N (Figura 38). O resultado esperado tem por consequência a redução da tensão de resistência à fadiga ( $S_{be}$ ) para uma resistência à fadiga estimada ( $S_{e,R}$ ) pela sua multiplicação por fatores específicos (temperatura, meio ambiente, forma e condições de carregamento), conforme Equação 13 [LEE, 2005; NORTON, 2004].

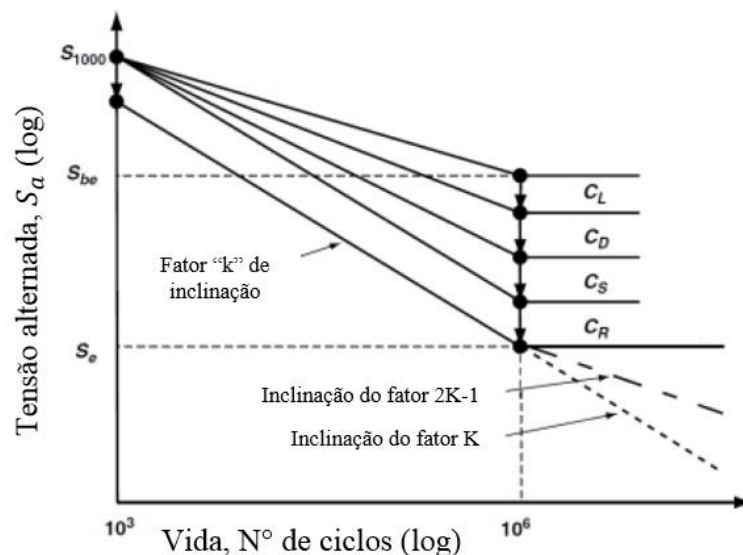


Figura 38 – Representação esquemática do impacto em que os fatores de correção agem sobre a curva de fadiga

Fonte: adaptado de LEE, 2005

$$S_{e,R} = S_{be} \cdot C_L \cdot C_S \cdot C_D \cdot C_R \cdot C_T \quad \text{Eq. 13}$$

Onde:

- $S_{e,R}$  – Limite de resistência à fadiga estimado
- $C_L$  – Coeficiente de carregamento
- $C_S$  – Coeficiente de acabamento
- $C_D$  – Coeficiente de tamanho
- $C_R$  – Coeficiente de confiabilidade



- $C_T$  – Coeficiente de temperatura

Entre 1852 e 1870, August Wöhler, realizou as primeiras investigações no estudo de fadiga dos materiais, desenvolvendo curvas S-N que representam o comportamento de componentes, fornecendo assim, informações relevantes de projeto em peças sujeitas a tensões cíclicas [LEE, 2005].

A obtenção experimental da curva S-N pode ser conseguida ensaiando a própria peça quando há disponibilidade de equipamentos adequados para execução do teste. Podem também ser reproduzidos esforços aplicados às estruturas através de corpos de prova, reproduzindo nestes o comportamento real obtido em campo, ou ainda a verificação dos efeitos particulares da peça analisando assim, as propriedades do material [SOUZA, 2012].

Usualmente o estudo experimental de uma estrutura poderá ser efetuado através dos ensaios de fadiga axial, flexão, flexão rotativa ou torção cíclica. O equipamento utilizado para o experimento deverá ser tal, que as condições de tensão em serviço sejam duplicadas o tanto quanto for possível [CALLISTER, 2012]. Na Figura 39 observa-se um dispositivo MTS (*MTS Systems Corporation*) eletro-hidráulico servocontrolado utilizado para o ensaio de fadiga axial, o qual possibilita ajuste e precisão necessária para a obtenção da curva S-N.

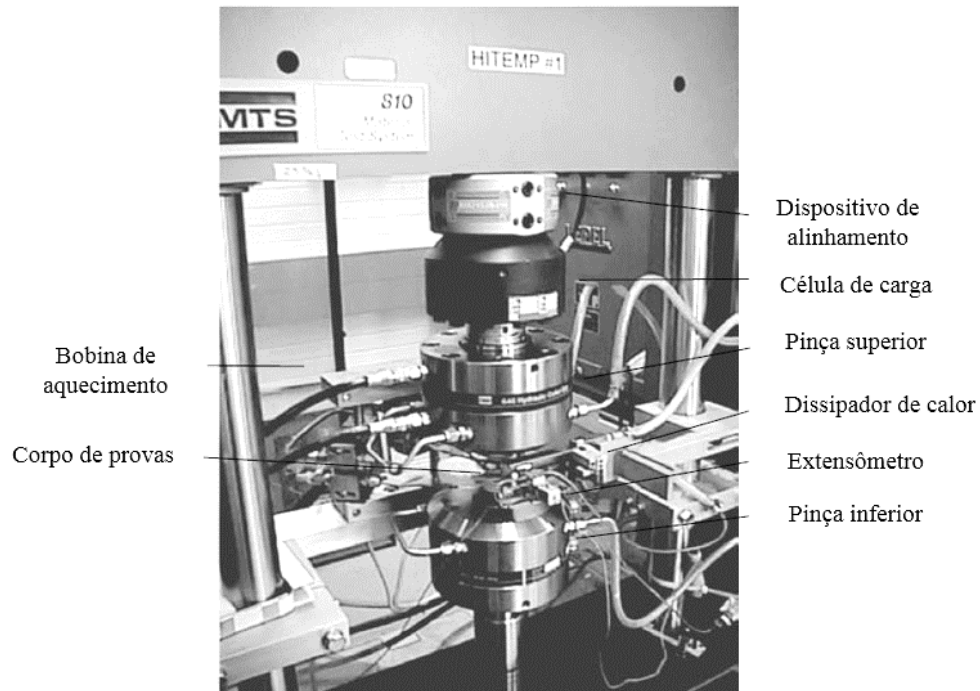


Figura 39 - Dispositivo MTS  
Fonte: adaptado de CAMPBELL, 2008

Os corpos de prova utilizados durante o teste estão sujeitos a controle de qualidade, confeccionados e submetidos a ensaios sob orientação de diversas normas. A Tabela 4 indica as principais normas ASTM que estabelecem requisitos para a realização de ensaios de fadiga.

Tabela 4 - Normas e especificações da ASTM para ensaios de fadiga

Norma ASTM	Assunto
E 206	Testes e tratamento estatístico dos resultados
E 466	Testes de fadiga axial, com amplitude constante
E 467	Verificação de máquinas de ensaio axial
E 468	Apresentação de resultados com amplitude constante
E 513	Teste de amplitude constante, baixo número de ciclos
E 606	Nomenclatura de ensaios de baixo número de ciclos
E 647	Ensaio de propagação de trincas de fadiga
E 739	Análise estatística das curvas $\sigma$ -N e $\epsilon$ -N
E 742	Testes de fadiga com ambiente agressivo

Fonte: POSSAMAI, 2015

É comum encontrar grandes dispersões entre os resultados experimentais de tensão e número de ciclos nas curvas S-N, principalmente para números superiores a  $10^4$ . Tal efeito é notado devido: (i) fenômenos de nucleação de trincas, que têm como característica ser influenciado por heterogeneidades metalúrgicas dispersas no material; (ii) fabricação do corpo de prova; (iii) preparação da superfície; (iv) variáveis metalúrgicas; (v) imprecisão da bancada de teste; (vi) por fim, oxidação superficial. Por estes motivos, análises estatísticas dos dados tornam-se um importante aliado para a predição da curva S-N em diferentes condições de ensaio. O método apresentado pela *Japan Society of Mechanical Engineers* (1981), *Nakazawa e Kodama* (1987), ASTM (1998), *Shen* (1994), *Wirshing* (1983), e *Kececioglu* (2003) são alguns dos exemplos de ferramentas utilizadas para a análise estatística dos dados coletados [ROSA, 2002; LEE, 2005; POSSAMAI, 2015].

A norma ASTM E739-10 sugere a utilização de tratamento de sinais estatísticos na construção das curvas de projeto, a qual não recomenda que seja ensaiado um corpo de prova por nível de tensão devido a variabilidade encontrada no ensaio. A Equação 14 fornecida pela ASTM E739-10, ilustra o cálculo percentual de replicação em função da finalidade a que se destina a utilização da curva S-N. Fazendo-se uso do resultado percentual de replicação juntamente com os valores recomendados pela Norma (Tabela 5), é possível determinar a

quantidade de corpos de prova utilizados para a correta estimativa da curva de fadiga [POSSAMAI, 2015].

$$\text{Replicação (\%)} = 100 * \left(1 - \frac{\text{n}^\circ \text{ de diferentes níveis de solicitações utilizados}}{\text{n}^\circ \text{ total de corpos de provas ensaiados}}\right) \quad \text{Eq. 14}$$

Tabela 5 - Valores recomendados para ensaio de fadiga

Tipo de Ensaio	Nº Mínimo de Corpos de Provas	Réplica Mínima (%)
Preliminar	6 a 12	17 a 33
Pesquisa e desenvolvimento de componentes	6 a 12	33 a 50
Dados utilizáveis em projeto	12 a 24	50 a 75
Dados com confiabilidade estatística	12 a 24	78 a 88

Fonte: adaptado de ASTM E739-10

Supõem-se que, em um experimento de pesquisa e desenvolvimento de equipamentos, têm-se 10 corpos de prova para descrever a curva S-N do componente. Quando ensaiadas duas amostras para cinco diferentes níveis de tensão, a replicação é de 50%, sendo este valor considerado um número favorável para quando deseja-se utilizar a curva no desenvolvimento do componente. Entretanto, não pode-se dizer o mesmo quando utilizados oito diferentes níveis de tensão para os quais duas amostras para cada nível são testadas, fornecendo uma replicação de apenas 20%, tornando-se assim, inadequada para uso na engenharia [POSSAMAI, 2015].

Uma vez que os dados da vida em fadiga na região finita são coletados através de diversos ensaios em diferentes corpos de prova, o método dos mínimos quadrados (Equação 15) é recomendado para a geração de uma linha de ajuste no gráfico log-log com amplitude de tensão em função do número de ciclos [LEE, 2005].

$$\bar{Y} = \hat{A} + \hat{B}\bar{X} + \varepsilon \quad \text{Eq. 15}$$

Onde:

- $\bar{Y}$  – É o número de ciclos na escala logarítmica
- $\bar{X}$  – Tensão aplicada na escala logarítmica
- $\varepsilon$  - Variável aleatória do erro

Os valores estimados de  $\hat{A}$  e  $\hat{B}$  são obtidos através das Equações 16 e 17, onde  $\bar{X}$  e  $\bar{Y}$  representam as médias dos valores dependentes X ( $\log S_i$ ) e independentes Y ( $\log N_i$ ):

$$\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B}\bar{X} \quad \text{Eq. 16}$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \quad \text{Eq. 17}$$

A variável independente é determinada por X e a dependente é obtida por Y, encontradas através das Equações abaixo:

$$Y = \log(2N_f) \text{ ou } Y = \log(S_a) \quad \text{Eq. 18}$$

$$\hat{A} = -\frac{1}{b} \log(S_{f'}) \quad \text{Eq. 19}$$

$$\hat{B} = \frac{1}{b} \quad \text{Eq. 20}$$

Elevando na forma logarítmica na base 10 a equação da curva de fadiga (Equação 16) e rearranjando, têm-se:

$$\log(2N_f) = -\frac{1}{b} \log(S'_{f'}) + \frac{1}{b} \log(S_i) \quad \text{Eq. 21}$$

A norma ASTM E739, adota a metodologia que utiliza uma abordagem de intervalos de confiança para explicar a dispersão estatística presente no experimento analisado. Portanto, a média de desvio ou a raiz quadrada da média residual sobre os valores de  $Y_i$  e  $X_i$  é descrita de acordo com a Equação 22, em que “ $k$ ” refere-se a quantidade de amostras testadas e “ $\hat{\sigma}^2$ ” representa a variância da população com dois desvios padrões [POSSAMAI, 2015].

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{\sum_{i=1}^k (Y_i - \hat{Y}_i)^2}{k-2} \quad \text{Eq. 22}$$

Assim, o intervalo de confiança para os parâmetros estimados  $\hat{A}$  e  $\hat{B}$  podem ser estabelecidos de acordo com a distribuição “ $t$ ” e o intervalo de confiança é dado por:

$$\hat{A} \pm t_p \hat{\sigma}_{\hat{A}}, \text{ ou:}$$

$$\hat{A} \pm t_p \hat{\sigma} \left[ \frac{1}{k} + \frac{\bar{x}^2}{\sum_{i=1}^k (x_i - \bar{x})^2} \right]^{\frac{1}{2}} \quad \text{Eq. 23}$$

$$\hat{B} \pm t_p \hat{\sigma}_{\hat{B}}, \text{ ou:}$$

$$\hat{B} \pm t_p \hat{\sigma} \left[ \sum_{i=1}^k (x_i - \bar{x})^2 \right]^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Eq. 24}$$

Portanto, o limite superior e inferior da curva S-N para um específico grau de confiança poderá ser calculado utilizando a seguinte equação:

$$\hat{A} + \hat{B}X \pm \sqrt{2F_p} \hat{\sigma} \left[ \frac{1}{k} + \frac{(X-\bar{X})^2}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \right]^{\frac{1}{2}} \quad \text{Eq. 25}$$

Em que “ $F_p$ ” relaciona os graus de liberdade do desvio padrão em relação ao número de corpos de provas ensaiados na vida finita do material.

A escolha da curva de projeto é arbitrária, dependendo do custo do material, da política de segurança da empresa, padrões industriais, entre outros. A curva S-N obtida em ensaios experimentais é uma curva média e em projeto geralmente são empregadas curvas corrigidas com desvio padrão na ordem de 2 ou 3, dependente do tipo de material, processo de fabricação, função do componente, entre outros [POSSAMAI, 2015; LEE, 2005].

### 2.6.6 Tensão média

Na prática, em diversas situações, a solicitação cíclica no ponto crítico apresenta valor médio diferente de zero em torno do qual, a tensão varia ciclicamente. Através do carregamento externo aplicado sobre a estrutura, tensões cíclicas alternantes são geradas internamente no material em estudo, o estado de tensão no ponto crítico poderá ter incremento de um valor de tensão média não nulo em decorrência, por exemplo, de tensões residuais. Portanto, torna-se importante o estudo do comportamento do material em que solicitações mecânicas possuem uma média diferente de zero [ROSA, 2002].

Em estruturas, quando encontrada uma tensão média positiva sobreposta a uma tensão alternada, haverá a formação de tensões trativas tendo esta como característica degradar o comportamento em fadiga em decorrência do favorecimento da abertura de micro-trincas, que por sua vez, acelera o processo de propagação destas. Em contrapartida, quando ocorrer uma tensão compressiva haverá inibição da abertura das micro-trincas, minimizando o processo de fadiga. Na Figura 40 vê-se que a resistência à fadiga do material é afetada positivamente quando aplicada uma tensão média compressiva e negativamente quando introduzida uma tensão média trativa [NORTON, 2004].

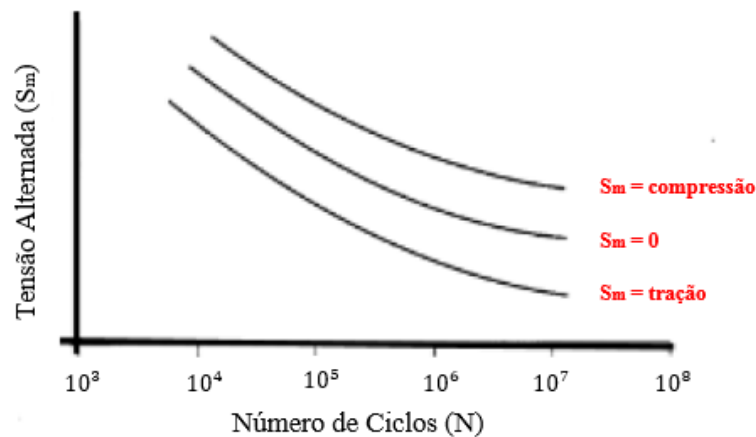


Figura 40 - Efeito da tensão média na vida em fadiga em que, tensões compressivas ajudarão, enquanto que tensões trativas prejudicam a resistência à fadiga do componente  
Fonte: adaptado de NORTON, 2004

Diversos são os modelos utilizados que consideram os efeitos das tensões médias para a obtenção e determinação da vida em fadiga de estruturas mecânicas. São eles:

Goodman (1899):

$$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S_u} = 1 \rightarrow S_e = \frac{S_a}{1 - \left(\frac{S_m}{S_u}\right)^2} \quad \text{Eq. 26}$$

Gerber (1874):

$$\frac{S_a}{S_e} + \left(\frac{S_m}{S_u}\right)^2 = 1 \rightarrow S_e = \frac{S_a}{1 - \frac{S_m}{S_u}} \quad \text{Eq. 27}$$

Soderberg (1930):

$$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S_y} = 1 \rightarrow S_e = \frac{S_a}{1 - \frac{S_m}{S_y}} \quad \text{Eq. 28}$$

Morrow (1874):

$$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S'_f} = 1 \rightarrow S_e = \frac{S_a}{1 - \frac{S_m}{H}} \quad \text{Eq. 29}$$

SWT:

$$S_e = \sqrt{\frac{1-R}{2}} \rightarrow S_e = \sqrt{\frac{1 - \left(\frac{S_m - S_a}{S_m + S_a}\right)}{2}} \quad \text{Eq. 30}$$

Walker:

$$S_e = S_{max} \left( \frac{1-R}{2} \right)^\gamma \rightarrow S_e = S_{max} \left( \frac{1 - \left( \frac{S_m - S_a}{S_m + S_a} \right)}{2} \right)^\gamma \quad \text{Eq. 31}$$

Bagei:

$$\frac{S_a}{S_e} + \left( \frac{S_m}{S_y} \right)^4 = 1 \rightarrow S_e = \frac{S_a}{1 - \left( \frac{S_m}{S_y} \right)^4} \quad \text{Eq. 32}$$

ASME Elíptico:

$$\frac{S_a}{S_y} + \left( \frac{S_m}{S_y} \right)^2 = 1 \rightarrow S_e = \frac{S_a}{\sqrt{1 - \left( \frac{S_m}{S_y} \right)^2}} \quad \text{Eq. 33}$$

Onde:

- $S_a$  – Amplitude de tensão;
- $S_e$  – Limite de resistência à fadiga corrigida, para  $R = -1$ ;
- $S_m$  – Tensão média;
- $S_u$  – Limite de resistência à tração;
- $S_y$  – Limite de escoamento;
- $S'_f$  – Coeficiente de resistência à fadiga;
- $S_{max}$  – Tensão máxima;
- $H$  – Assume o valor do limite de resistência à fadiga ( $S'_f$ ) ou limite de ruptura do material ( $S_u$ );
- $\gamma$  – É uma constante do material obtida através da razão de tensão ( $R$ ).

De acordo com a literatura, existe um número expressivo de propostas de correções entre tensão média e tensão alternada. Inicialmente, os primeiros modelos empíricos propostos por Gerber (1874), Goodman (1899), Haigh (1917) e Soderberg (1930) tiveram o intuito de compensar os efeitos médios normais de tração sobre a resistência à fadiga de alto ciclo. Posteriormente, os resultados destes modelos foram plotados em forma de diagrama, proporcionando a rápida e fácil estimativa do comportamento em fadiga do elemento estudado. Na Figura 41 observa-se o diagrama de Haig-Soderberg (1930) que apresenta simultaneamente as curvas de Goodman, Gerber e Soderberg, sendo estes os modelos mais conhecidos e utilizados.

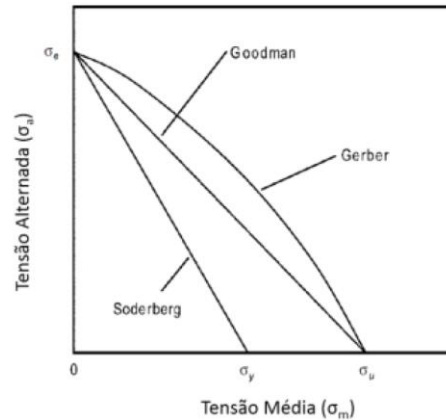


Figura 41 - Diagrama de fadiga mostrando os modelos de Goodman, Gerber e Soderberg  
 Fonte: CAMPBELL, 2008

O gráfico representado por uma linha reta segue a metodologia proposta por Goodman, o qual demonstra o comportamento dos materiais frágeis. A proposta de Gerber, representado por uma linha parabólica, descreve o comportamento de materiais dúcteis. Soderberg por sua vez, faz-se uso em componentes que levam em consideração o rendimento ao invés da resistência máxima, método este considerado mais conservador em relação às outras metodologias [POSSAMAI, 2015]. Matematicamente, os três modelos são relacionados através da Equação 35.

$$S_a = S_e \left[ 1 - \left( \frac{S_m}{S_u} \right)^x \right] \quad \text{Eq. 35}$$

Onde:

- $x = 1$ , para Goodman;
- $x = 2$ , para Gerber;
- $S_u = S_y$ , para Soderberg.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

O processo de soldagem foi realizado em uma máquina Tiesse. Para tal, foram utilizadas chapas do aço ARBL 700MC de 4 mm de espessura e três diferentes valores de velocidade da tocha de soldagem foram aplicados, havendo como consequência três energias de soldagem, denominadas neste trabalho como 01, 02 e 03. A velocidade 01 foi definida através de parâmetros que proporcionaram um cordão de solda sem defeitos aparentes e com penetração total da junta. A energia resultante desta velocidade foi calculada por meio da Equação 1. As velocidades 02 e 03, que geraram as energias de soldagem correspondentes, representam um percentual de 16,6% e 33,3% abaixo da energia 01, respectivamente. Na Tabela 6 consta os parâmetros de solda utilizados na fabricação dos corpos de prova.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem

Designação	E [kJ/mm]	I [A]	U [V]	V [mm/min]	Espessura [mm]	Varição de Energia em Relação à 01 [%]
01	1,2	345	33,0	560	4	0%
02	1,0	345	33,0	670	4	16,6%
03	0,8	345	33,0	800	4	33,3%

Fonte: do autor

Utilizou-se junta de topo e chanfro reto nos corpos de provas que foram soldados por meio do processo GMAW. Empregaram-se dois tipos de arame de solda para a fabricação das uniões soldadas com designações A (AWS ER 70 S – 6) e B (AWS E 110C-G-M - arame tubular), ambos com diâmetro de 1,2 mm. Na Tabela 7 e Tabela 8 encontram-se a composição química e as propriedades mecânicas dos metais de solda, disponibilizados pelo fornecedor.

Tabela 7 - Análise química do arame de solda

	C % max.	Si % max.	Mn % max.	P % max.	S % max.	Cu % min.	Ni % max.	Cr % max.	Mo % max.	V % max.
A	0,090	0,900	1,600	0,010	0,010	0,200	0,005	0,025	0,003	0,004
B	0,048	0,510	1,410	0,015	0,011	-	2,190	0,650	0,459	0,020

Fonte: adaptado de SSAB, 2004

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do arame de solda

Material	Tensão de Escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Energia Absorvida à -40°C (kJ/J)
A	450	550	30	60
B	710	790	22	50

Fonte: adaptado de Voestalpine

### 3.2 ELABORAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Para as análises do metal base (ensaio de tração, análise química, metalografia e dureza), os corpos de provas foram retirados de uma chapa maciça de aço ARBL 700MC. Posteriormente, para análises dos materiais soldados, corpos de prova de tração, fadiga e metalografia foram extraídos, tendo o cordão de solda posicionado no centro transversal de todas as amostras. Para isso, os corpos de prova foram retiradas da chapa metálica por meio de corte a jato d'água (mistura de água e abrasivo) em uma máquina de corte Bystronic modelo ByJet Pro L 6030 (Figura 42).



Figura 42 - Processo de corte a jato d'água dos corpos de prova

Fonte: do autor

### 3.3 ANÁLISE QUÍMICA

A análise química do metal base por espectrometria de emissão óptica, foi baseada em procedimentos estabelecidos pela Norma de referência ASTM E415:2014, realizada em uma amostra com superfície homogênea e isenta de irregularidades. Utilizou-se um espectrômetro marca Spectro (modelo Spectrocast-spark analyzer 2000 v2.1) do Laboratório Mecânico da Universidade de Caxias do Sul (LAMEC-UCS).

### 3.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

As análises de microdurezas foram realizadas em amostras que possuíam como característica uma superfície limpa, lisa e plana. O ensaio foi alcançado utilizando a escala Vickers (HV) em um microdurômetro Shimadzu – HMV-2 (Figura 43) localizado no Laboratório Mecânicos da Universidade de Caxias do Sul (LAMEC-UCS). Foram feitas medições do perfil de dureza em três posições conforme Figura 44, onde a linha superior e inferior estão a uma distância de 0,5 mm em relação as superfícies e uma linha intermediária a elas. Cada uma destas compreendendo 60 indentações distribuídas ao longo de 30 mm. A carga de 300 gramas por 15 segundos foi aplicada, de modo a comparar as diferentes regiões presentes na união soldada (metal base, metal de solda e zona termicamente afetada).



Figura 43 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2 utilizado para análises de microdureza  
Fonte: do autor

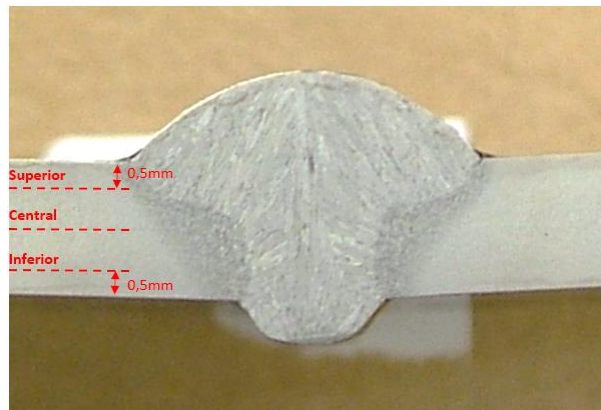


Figura 44 - Representação esquemática das linhas onde foram medidos os perfis de microdureza  
Fonte: do autor

### 3.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural das amostras soldadas foi realizada através de microscopia, com a finalidade de correlacionar os microconstituintes com: propriedades mecânicas, desempenho em fadiga, qualidade da solda por identificação de possíveis falhas

e/ou defeitos induzidos pelo processo GMAW. A preparação metalográfica, das amostras, consistiu-se dos seguintes passos:

- Embutimento em resina termofixa apropriada para análises em microscópio;
- Lixamento com granulometria igual a 150, carga aplicada de 40 N em 5 minutos e rotação de 300 rpm;
- Lixamento com granulometria igual a 220, carga aplicada de 40 N em 5 minutos e rotação de 300 rpm;
- Lixamento com granulometria igual a 320, carga aplicada de 40 N em 5 minutos e rotação de 300 rpm;
- Polimento com pano MD-Largo e pasta abrasiva de diamante com granulometria de 9  $\mu\text{m}$ , carga aplicada de 30 N em 5 minutos e rotação de 150 rpm;
- Polimento com pano MD-Dac e pasta abrasiva de diamante com granulometria de 3  $\mu\text{m}$ , carga aplicada de 25 N em 4 minutos e rotação de 150 rpm;
- Polimento com pano MD-Nap e pasta abrasiva de diamante com granulometria de 1  $\mu\text{m}$ , carga aplicada de 20 N em 1 minutos e rotação de 150 rpm;
- Polimento com pano MD-Chem e pasta abrasiva de diamante com granulometria de 0,04  $\mu\text{m}$ , carga aplicada de 10 N em 1 minutos e rotação de 150 rpm;
- Ataque químico com Nital a 2% para resolução da microdureza;
- Após a preparação metalográfica, de cada uma das amostras, a microestrutura das mesmas foram analisadas através de um microscópio óptico Zeiss modelo Axio (Figura 45 – a) e microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo Marca TESCAN MIRA 3 (Figura 45 – b). Todos eles encontrados no Laboratório Central de Microscopia Professor Israel Baumvol da Universidade de Caxias do Sul (LCMic-UCS).

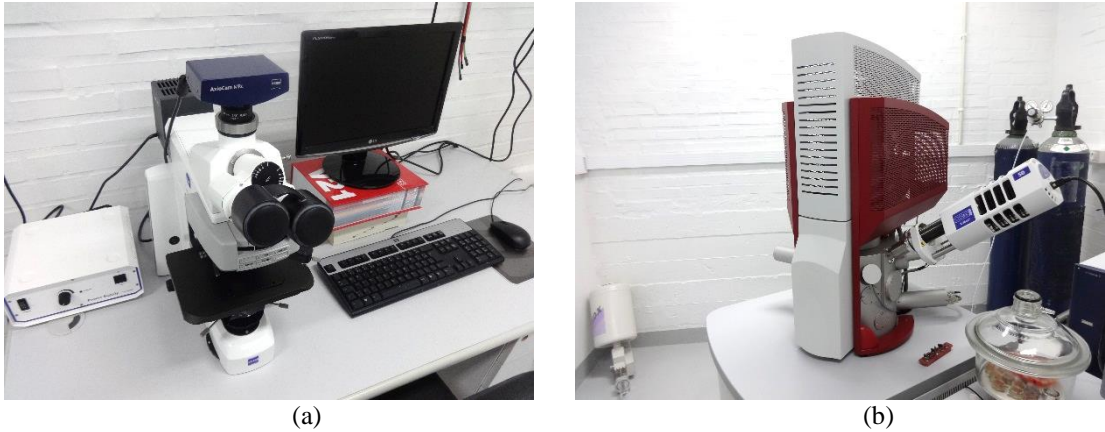


Figura 45 - microscópio óptico Zeiss modelo Axio (a) e microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo Marca TESCAN MIRA 3 (b)

Fonte: do autor

### 3.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi executado com a finalidade de caracterizar mecanicamente as uniões soldadas e verificar a conformidade do metal base, especificado pelo fornecedor. Os ensaios de tração foram realizados no LAMEC-UCS utilizando uma máquina EMIC DL 20000, conforme Figura 46, com capacidade de carga de 200 kN e taxa de carregamento de 8,0 mm/min. Foram realizados 7 ensaios com 5 repetições, para o metal base e, cada parâmetro de solda utilizado.

As Normas ASTM A370-15 e ABNT NBR ISO 6892:2005 foram utilizadas como base para elaboração dos corpos de prova e execução dos ensaios de tração, para as amostras de metal base e uniões soldadas, respectivamente.



Figura 46 – Máquina EMIC DL 20000 utilizada para ensaio de tração

Fonte: do autor

### 3.7 ENSAIO DE FADIGA

O método adotado para a realização do ensaio de fadiga foi a flexão axial de tensão repetida, com razão de tensão  $R=0$ , embasado na Norma ASTM E466-15. Na Figura 47 é possível visualizar um dos corpos de provas, posicionado no equipamento de ensaio.

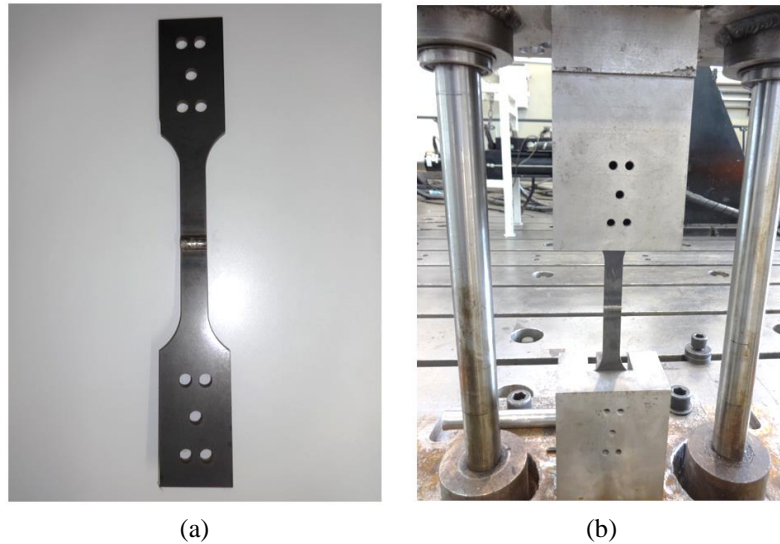


Figura 47 - Corpo de prova (a) e detalhe do posicionamento da amostra no dispositivo de ensaio de fadiga (b)

Fonte: do autor

Os ensaios foram realizados no Campo de Provas das Empresas Randon em uma máquina servo-hidráulica marca MTS, modelo Flex Test 100, com capacidade de carga no atuador hidráulico de 50 kN a uma frequência de trabalho de 10 Hz. Foram empregados quatro níveis de carregamento para determinar a regressão de alto ciclo da curva S-N e, 20 amostras foram utilizadas para cada. Os níveis de carga aplicados foram na faixa de 160 a 90 MPa, 150 a 70 MPa e 130 a 50 MPa para as amostras 01, 02 e 03, respectivamente, com delta de variação de 20 MPa. O nível de replicabilidade foi de 75,0%, segundo a Norma ASTM E-739-10 que caracteriza o ensaio como confiável e utilizados em projeto (Tabela 5). Foi adotado como vida infinita (*runout*) o valor de dois milhões de ciclos.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE ARBL 700MC

Os resultados da análise química (Tabela 9) para o aço ARBL 700MC indicam que as concentrações dos elementos químicos C, Si, Mn, P, S, Al, Nb, V e Ti encontram-se dentro da faixa percentual especificada pelo fabricante (Tabela 2). De acordo com a bibliografia estudada, aços microligados apresentam em sua constituição elementos como Nb, V e Ti, que conferem a estes materiais características peculiares como alta resistência, boa soldabilidade e consideráveis valores de ductilidade [COLPAERT, 2015; ASM INTERNATIONAL, 2008]. Foi também constatada para o aço ARBL, a presença de outros elementos residuais como Ni, Mo, W, Pb, Co e As.

Tabela 9 - Resultados da análise química do material aço ARBL 700MC

C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al
0,06	0,03	1,87	0,021	0,004	0,03	0,01	0,027
V	Nb	Ti	W	Pb	Co	As	Fe
0,014	0,065	0,107	0,008	0,004	0,019	0,001	Balanço

Fonte: do autor

Os valores de microdureza para o metal base (ARBL 700MC) são apresentados na Tabela 10. Constatou-se comparativamente que a dureza medida está dentro das especificadas pelo fabricante do aço.

Tabela 10 - Microdureza da amostra de ARBL 700MC

Material	Leituras em HV 0,3					Média (HV 0,3)
	1	2	3	4	5	
ARBL 700MC	283	275	288	270	275	278

Fonte: do autor

A Figura 48 apresenta a micrografia obtida por microscópio óptico e eletrônico de varredura da liga de aço ARBL. Foi possível verificar que a estrutura desse material é composta por ferrita (F) com grãos finos (regiões claras) e alongadas no sentido de laminação do material. É também constatada a presença de regiões mais escuras de prováveis perlita fina (P) que condizem com a bibliografia estudada [NATHAN et al., 2015; PAMNANI et al., 2015, RODRIGUES, 2012; ASM INTERNATIONAL, 2008].



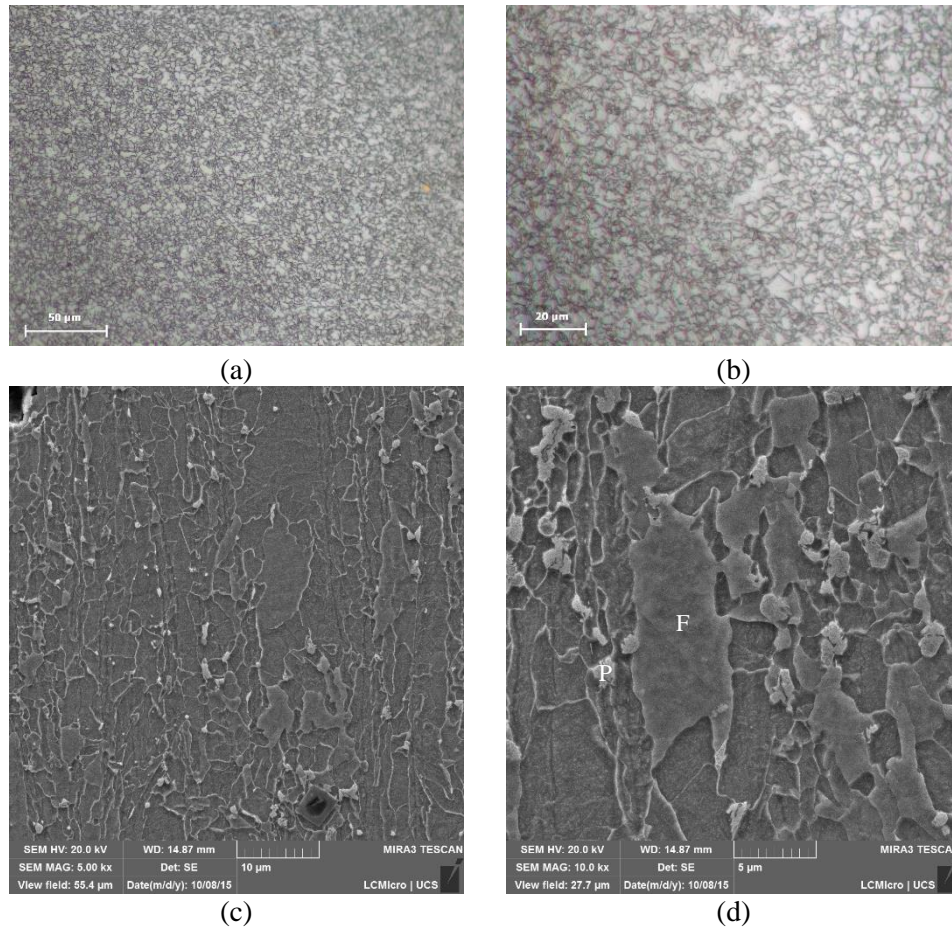


Figura 48 - Micrografias de microscopia óptica (a, b) e eletrônico de varredura (c, d) do aço ARBL 700MC com ataque de Nital 2%: (a) 500x; (b) 1.000x; (c) 5.000x; (d) 10.000x

Fonte: do autor

Os resultados do ensaio de tração para o aço ARBL 700MC (Tabela 11) demonstram que os valores de tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento encontram-se dentro da faixa especificada pelo fabricante e de acordo com a literatura [RODRIGUES, 2013].

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de tração do material aço ARBL 700MC

Amostra	Área (mm <sup>2</sup> )	Tensão de Escoamento $S_y$ (MPa $\pm$ %)	Resistência à tração $S_u$ (MPa $\pm$ %)	Alongamento	
				$L_0$ (mm)	(%)
Média	50,4	784	823	50	18
Desvio Padrão	0,46	7,12	7,71	0	0,54

Fonte: do autor

## 4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS UNIÕES SOLDADAS

### 4.2.1 Análise microestrutural

Encontram-se nas Figura 49 e Figura 50 as macroestruturas resultantes do processo de soldagem das uniões A01, A02 e A03 (Figura 49) e B01, B02 e B03 (Figura 50). É possível



assegurar que nas condições de aportes térmicos ensaiados houve penetração total da junta soldada. Verificam-se também nas macrografias a transição da zona termicamente afetada (ZTA) para o metal de solda (MS) de maneira suave e sem falhas visíveis, comportamento este esperado pelo processo de soldagem, durante o qual as elevadas temperaturas acarretam a modificação microestrutural do componente [TOUPIS et al., 2015; NATHAN et al., 2015; PAMNANI et al., 2015].

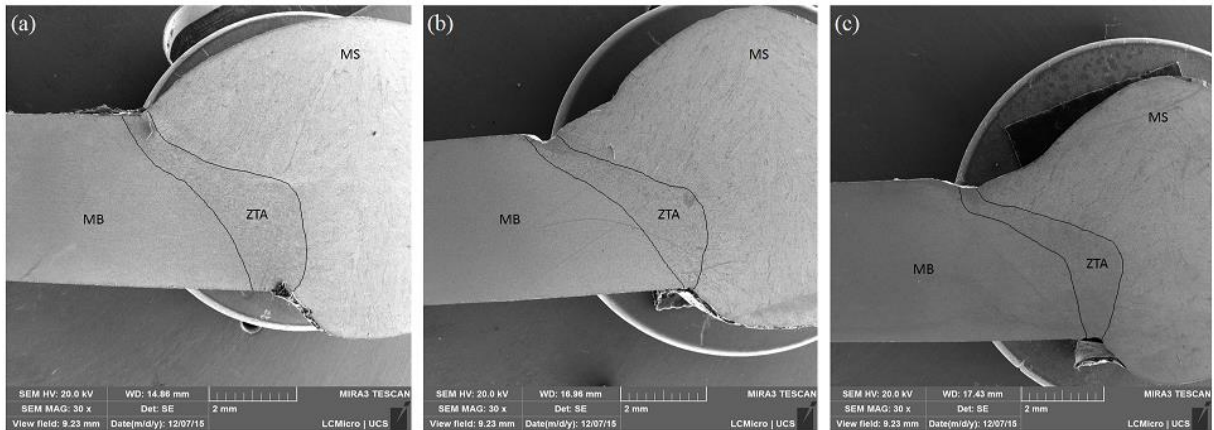


Figura 49 – Imagens microscópicas das juntas soldadas com energias de soldagem utilizadas durante o ensaio A01 (a), A02 (b) e A03 (c)

Fonte: do autor

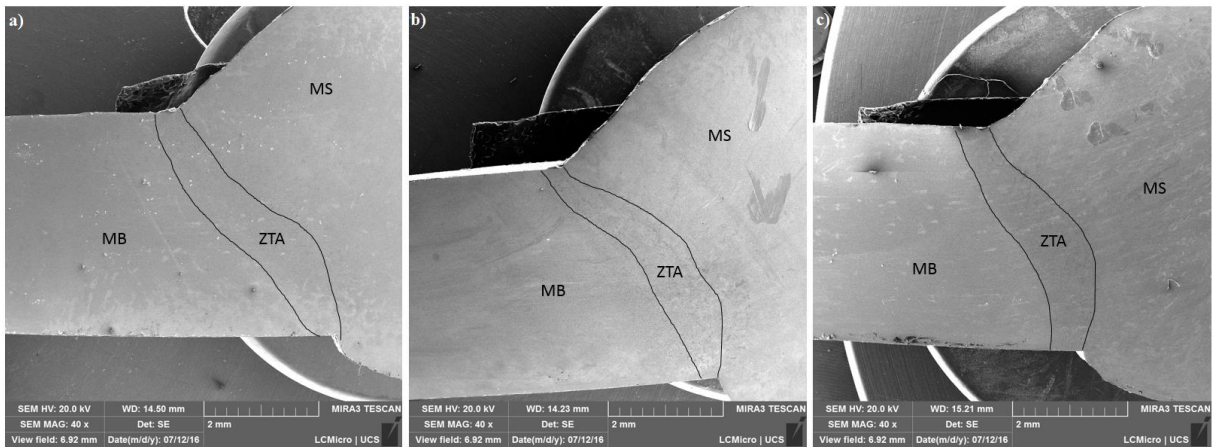


Figura 50 - Imagens microscópicas das juntas soldadas com energias de soldagem utilizadas durante o ensaio B01 (a), B02 (b) e B03 (c)

Fonte: do autor

Para as amostras A02 (Figura 49 – b), A03 (Figura 49 – c), B02 (Figura 50 – b) e B03 (Figura 50 – c) identificou-se a existência de regiões com defeitos de soldagem de mordedura entre MS e MB promovendo uma eventual zona concentradora de tensão (Figura 51). De acordo com a “*Structural Welding Code Steel (AWS:D1.1/D1.1M:2002)*” a mordedura não deverá exceder o valor de 1 mm para chapas de até 25 mm de espessura. Para mensurar o defeito de mordedura, utilizou-se o software “*ImageJ*” e as macrografias obtidas pelo microscópio

eletrônico de varredura. Observam-se na Tabela 12 as medidas encontradas para as amostras A02, A03, B02 e B03 as quais estão de acordo com o código de estruturas de aços soldadas (AWS:D1.1/D1.1M:2002).

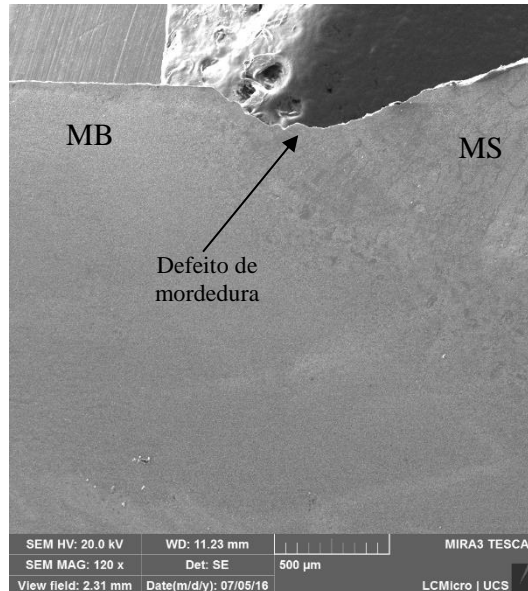


Figura 51 – Defeito de mordedura entre metal base e metal de solda  
Fonte: do autor

Tabela 12 - Medidas de largura e profundidade do defeito de mordedura observadas nas amostras A02, A03, B02 e B03

Amostra	Largura (mm)	Profundidade (mm)
A02	0,622	0,117
A03	0,842	0,170
B02	0,405	0,106
B03	0,501	0,115

Fonte: do autor

Como observado na Tabela 12, foi constatado o aumento dos valores de largura e profundidade da mordedura na medida em que houve acréscimo da velocidade de soldagem. De acordo com Moreira (2008) e Ibrahim et al. (2012), quando há aumento da velocidade de deslocamento da tocha, pode produzir uma diminuição da deposição e uma distribuição não homogênea do metal de solda, acarretando assim, decréscimo da penetração e largura do cordão, e conseqüentemente, o aumento da incidência de mordedura.

Para uma melhor análise metalográfica das amostras soldadas com diferentes aportes térmicos, a união foi subdividida em cinco diferentes áreas:

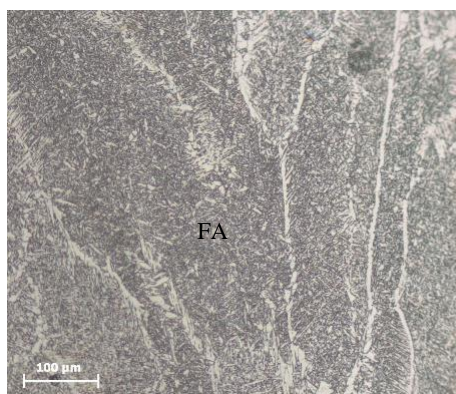
- MB – Metal base;
- MS – Metal de solda;

- ZTA – Zona termicamente afetada;
- RRG – Região de refino de grão, definida como a área entre o MB e o centro da ZTA;
- RCG – Região de crescimento de grão, definida como a área entre a ZTA e o MS.

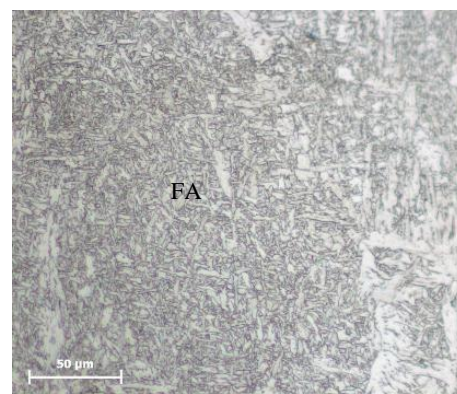
#### 4.2.1.1 Metal de solda (MS)

Constata-se para as amostras soldadas com metal de solda AWS70 (A01, A02 e A03) a presença de três diferentes morfologias da ferrita no MS (acicular (Figura 52), alotriomorfa (Figura 53) e Widmanstätten (Figura 54)). Para as amostras soldadas com metal de solda AWS110 (B01, B02 e B03), identificou-se a presença de ferrita acicular (Figura 55) em maiores proporções, ferrita alotriomorfa (Figura 56) e Widmanstätten (Figura 57) em menores proporções quando comparado com o metal de solda AWS70. De acordo com Linnert (1994), as morfologias encontradas são decorrentes da condição de soldagem que afetam a solidificação, difusão e transformação das fases do MS.

A microestrutura do MS é influenciada principalmente pela composição do material e taxa de resfriamento. De acordo com Linnert (1994), as elevadas e baixas taxas de resfriamento são decorrentes da baixa e alta energia de soldagem imposta sobre a união, respectivamente. Por esta razão, não é encontrada perlita no MS pois a taxa de resfriamento nesta região é considerada rápida o suficiente para que não haja a difusão lenta da austenita, mas sim a formação de ferrita nos contornos de grão (alotriomorfa e Widmanstätten) e acicular onde antes era o interior do grão austenítico. No que tange as propriedades mecânicas, a ferrita de contorno de grão pode influenciar positivamente a tenacidade do material e ferrita acicular torna-se benéfica quando deseja-se um material com resistência mecânica superior [LINNERT, 1994].



(a)



(b)



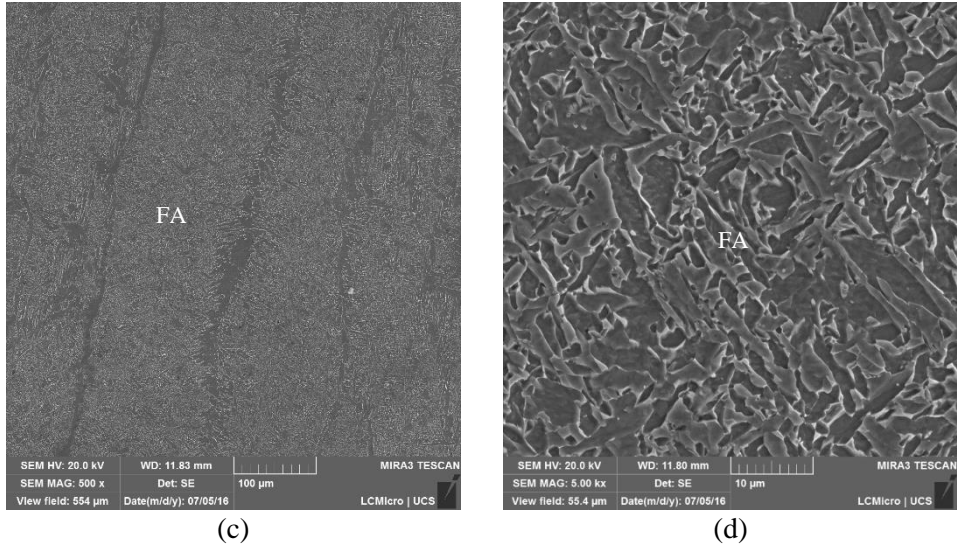


Figura 52 - Microestrutura da região MS para o material AWS70, ferrita acicular (FA) observada a 200x (a), 500x (b, c) e 5.000x (d)  
Fonte: do autor

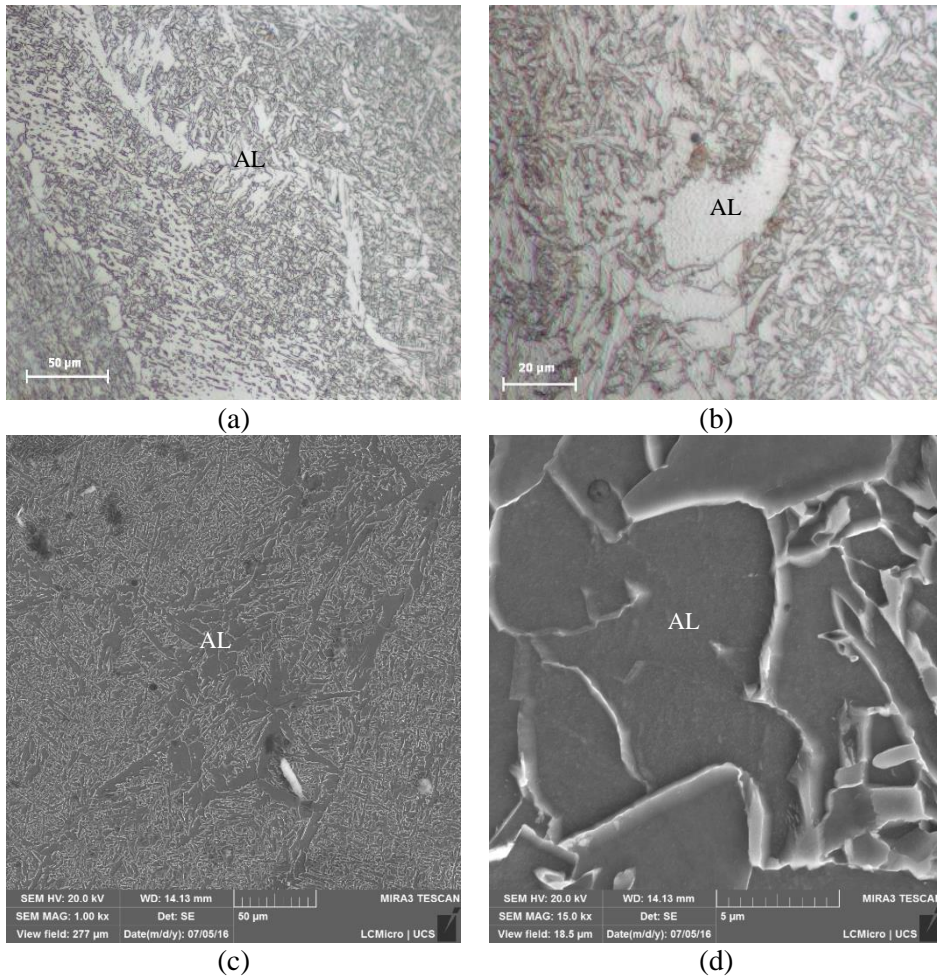


Figura 53 - Microestrutura da região MS para o material AWS70, ferrita alotrimorfa (AL) observada a 500x (a), 1.000x (b, c) e 15.000x (d)  
Fonte: do autor

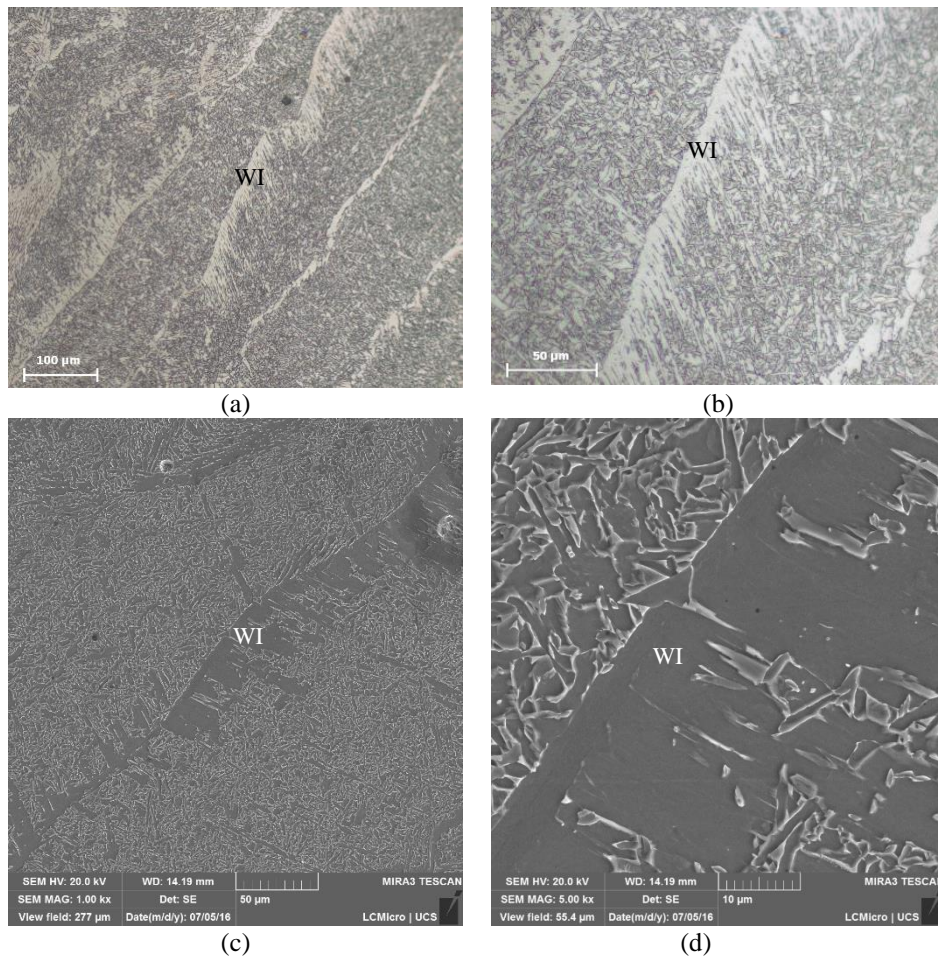


Figura 54 - Microestrutura da região MS para o material AWS70, ferrita Widmanstätten (WI) observada a 200x (a), 500x (b), 1.000x (c) e 5.000x (d)

Fonte: do autor



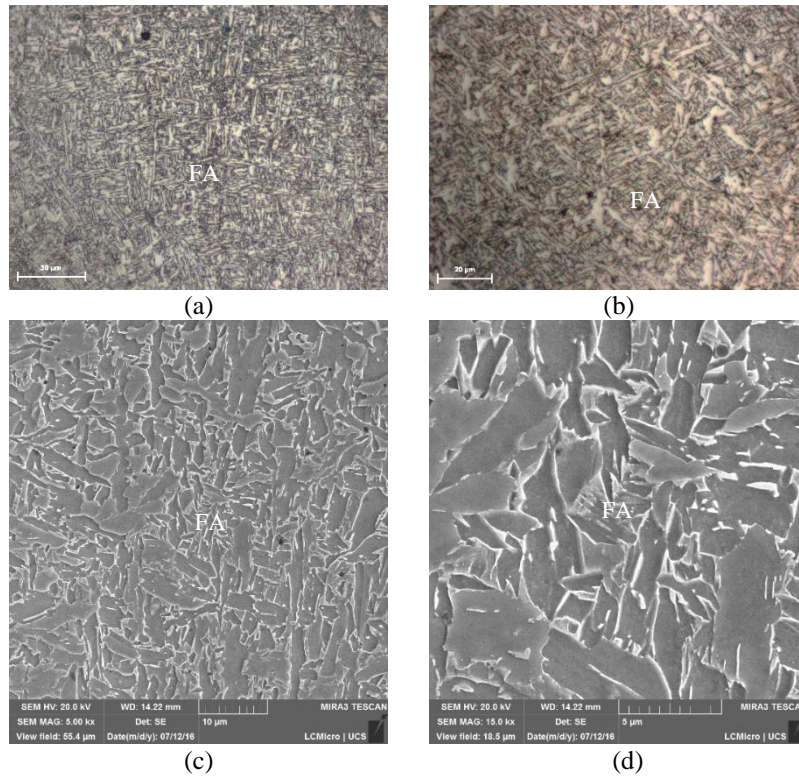


Figura 55 - Microestrutura da região MS para o material AWS110, ferrita acicular (FA) observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d)

Fonte: do autor

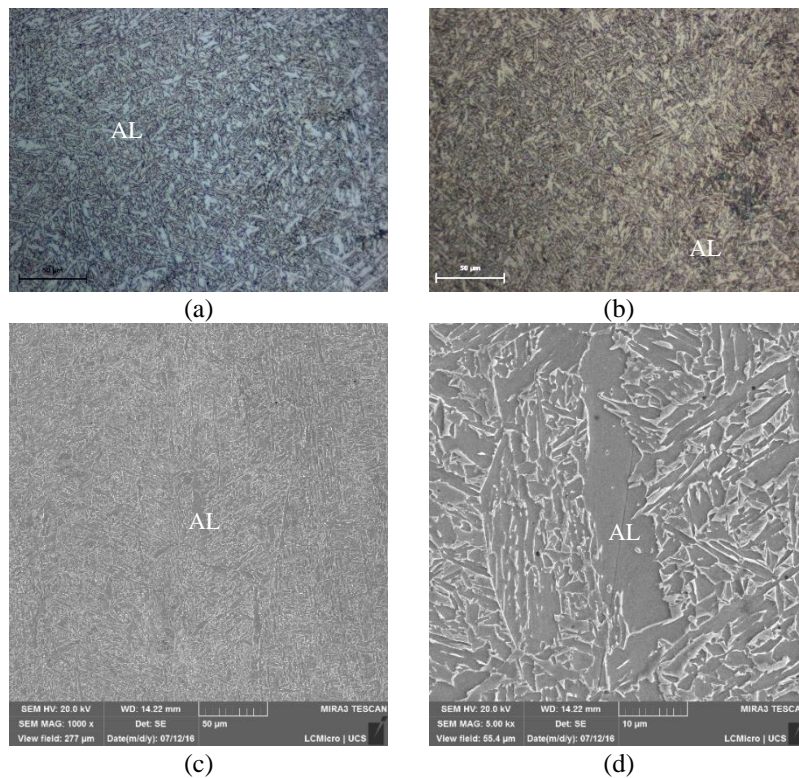


Figura 56 - Microestrutura da região MS para o material AWS110, ferrita alotrimorfa (AL) observada a 500x (a, b), 1.000x (c) e 5.000x (d)

Fonte: do autor

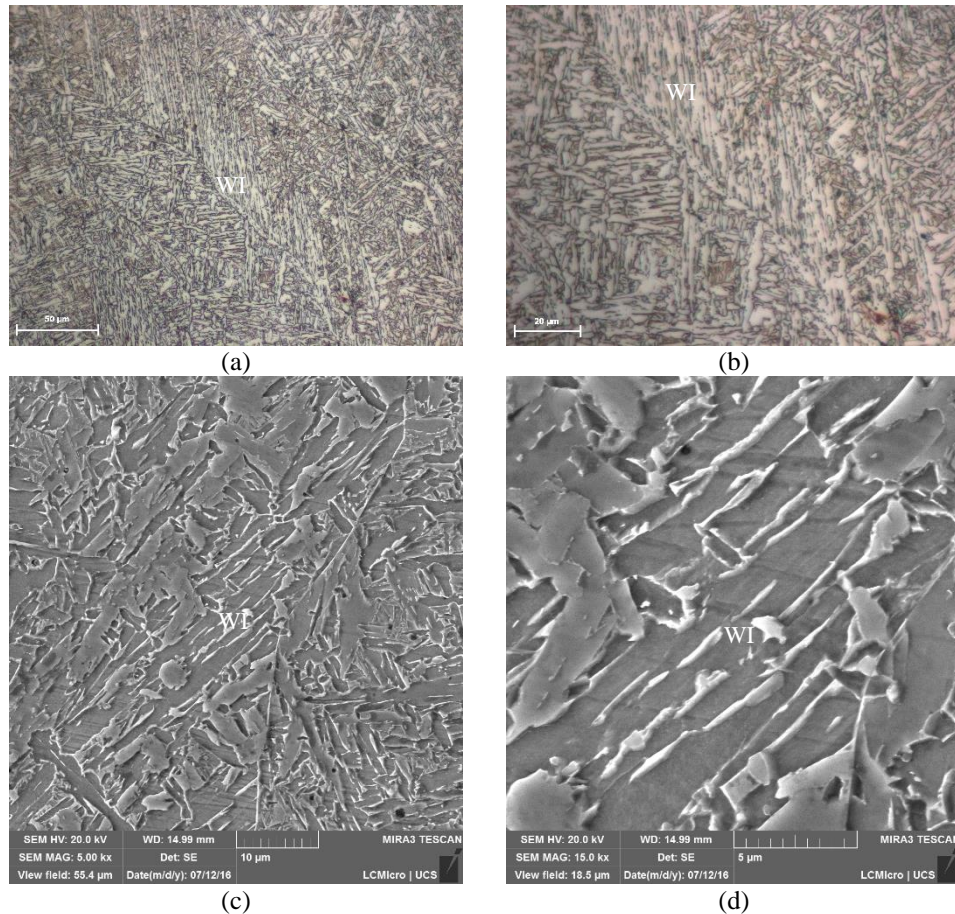


Figura 57 - Microestrutura da região MS para o material AWS110, ferrita Widmanstätten (WI) observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d)

Fonte: do autor

#### 4.2.1.2 Região de crescimento de grão (RCG)

A região identificada como RCG representa a faixa de microestrutura a qual encontra-se vizinha à poça de fusão e que atingiu temperaturas próximas da temperatura de fusão do material, acarretando no crescimento local de grão austenítico. A Figura 58 e Figura 59 mostram as microestruturas encontradas na região RCG para os materiais AWS70 e AWS110, respectivamente e constatam a formação de ferrita de segunda fase alinhada e predominantemente concentrações de duas diferentes formas aleatórias de ferrita, acicular e alotriomorfa. Estas observações estão de acordo com as encontradas em diferentes trabalhos científicos [RODRIGUES, 2012; ZHANG et al., 2012; TOUPIS et al., 2015; MOHAN et al., 2002; CHEN et al., 2015; NATHAN et al., 2015].

É evidente que a estrutura original do aço tem influência direta na transformação microestrutural durante o processo, assim como a taxa de resfriamento afeta diretamente a morfologia da austenita. De acordo com a bibliografia, quanto menor a energia de soldagem, maior a taxa de resfriamento, por consequência menor propensão de ocorrer a difusão de átomos



que irão reduzir a quantidade de carbono nos limites de grão, formando assim constituinte de ferrita de segunda fase alinhada no aço ARBL [LINNERT, 1994; EVANS et al, 1997; CHEN et al., 2015; NATHAN et al., 2015; LAN et al., 2016]. Esta segunda fase, quando dispersa na matriz ferrítica, influencia significativamente a taxa de propagação de trincas por fadiga, que diminui quando o material apresenta maior teor de martensita e bainita [LI, et al., 2015].

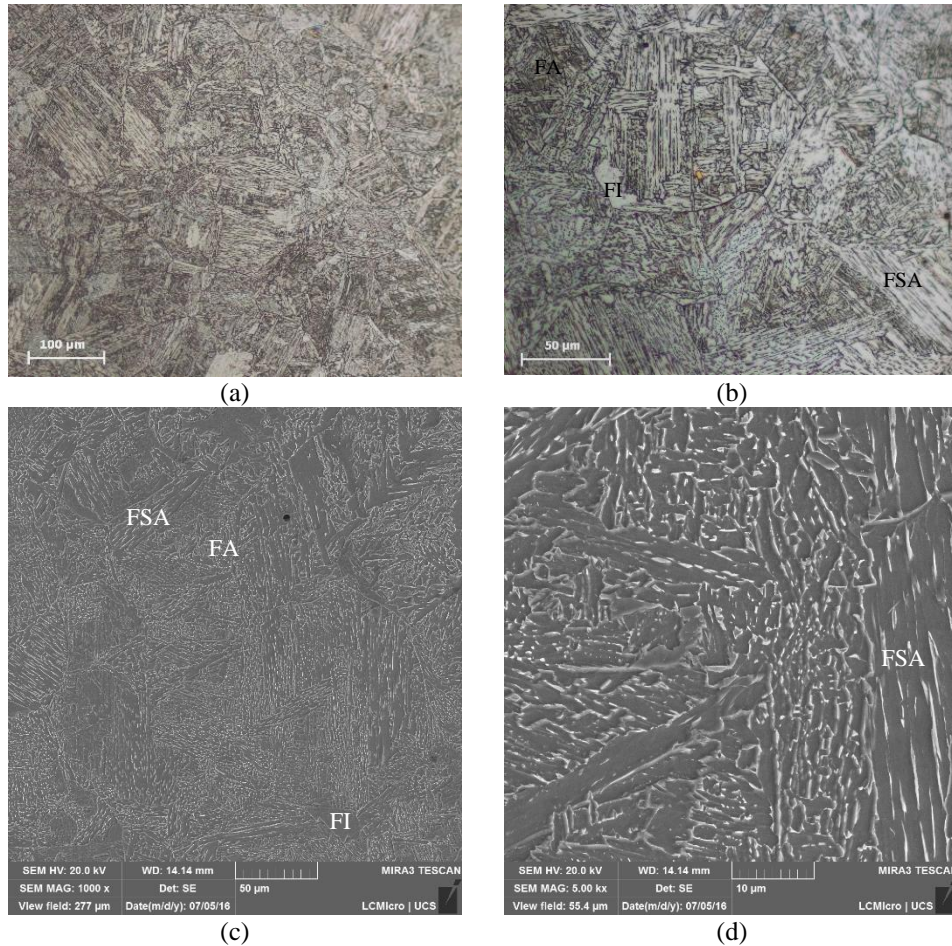


Figura 58 – Microestrutura da região RCG para o material AWS70, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observada a 200x (a), 500x (b), 1.000x (c) e 5.000x (d)

Fonte: do autor



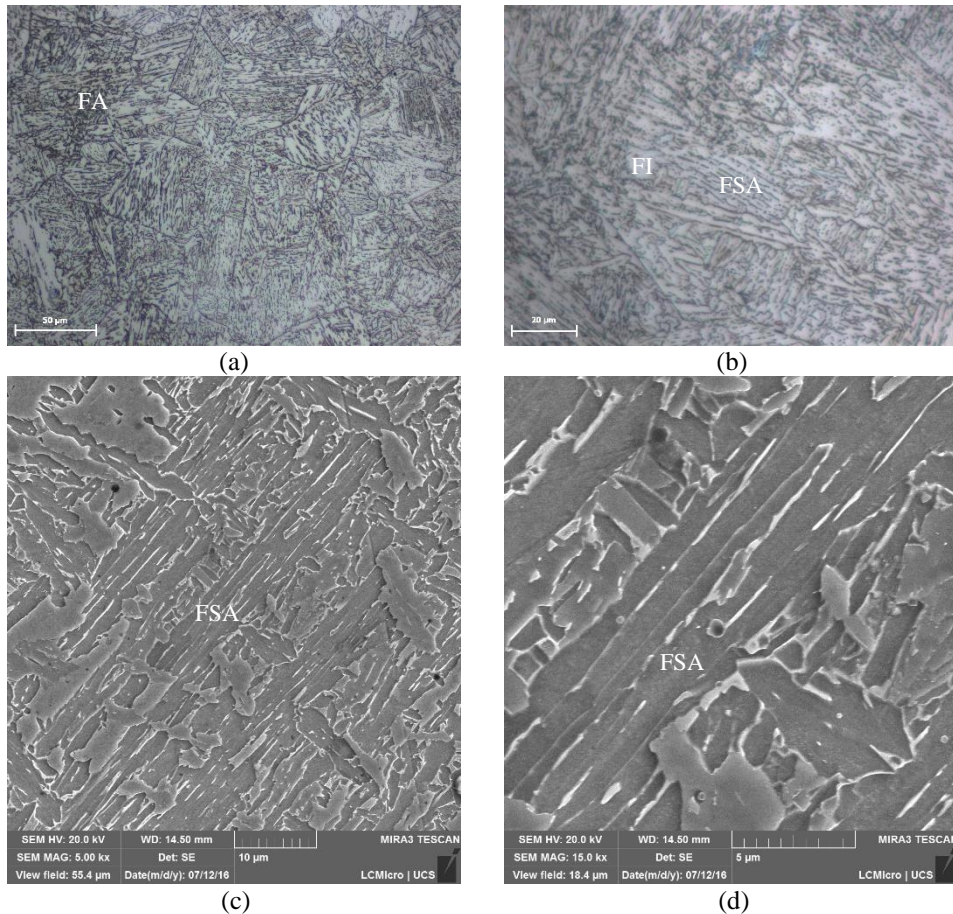


Figura 59 - Microestrutura da região RCG para o material AWS110, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d)

Fonte: do autor

#### 4.2.1.3 Região de refino de grão (RRG)

Diferentemente da região RCG, a área RRG ficou afastada da poça de fusão, acarretando em um crescimento de grão mais lento onde o carbono teve tempo suficiente para difundir-se ao longo da microestrutura. Como constatado na bibliografia, foram identificadas as fases ferrita idiomorfa e perlita, as quais podem ser observadas na Figura 60 (metal de solda AWS70) e Figura 61 (metal de solda AWS110) [RODRIGUES, 2012; ZHANG et al., 2012; ZHANG et al., 2014; NATHAN et al., 2015].

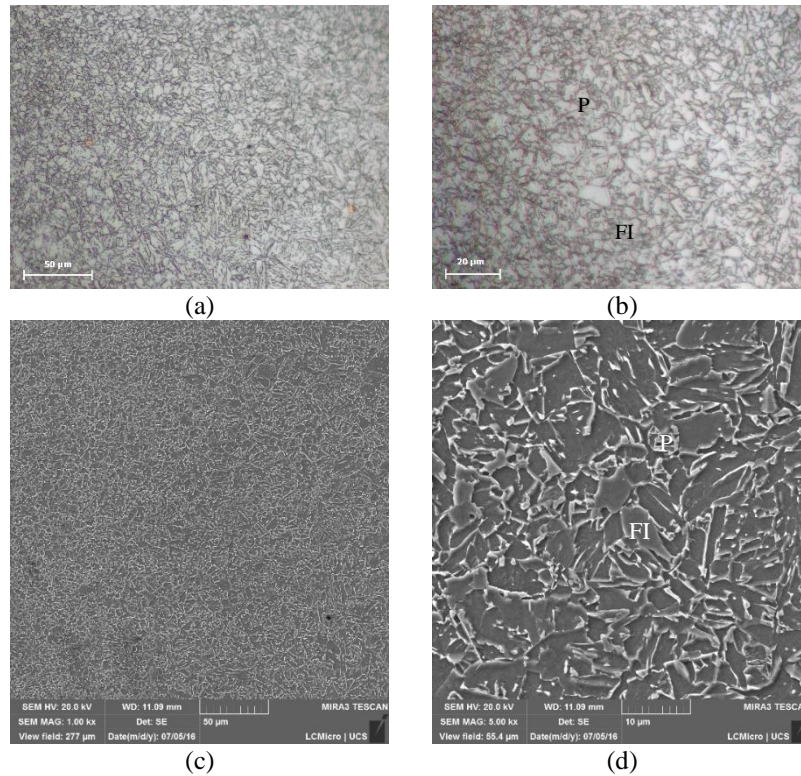


Figura 60 –Microestrutura da região RRG para o material AWS70, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 200x (a), 1.000x (b, c) e 5.000x (d)

Fonte: do autor

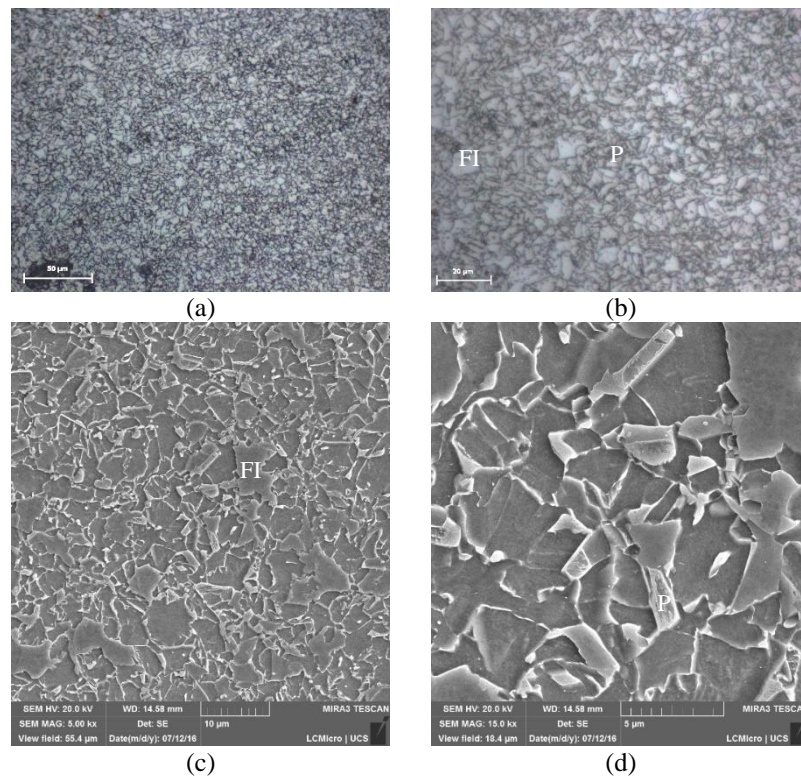


Figura 61 - Microestrutura da região RRG para o material AWS110, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500x (a), 1.000x (b), 5.000x (c) e 15.000x (d)

Fonte: do autor

#### 4.2.2 Análise de microdureza

Medições de microdureza ao longo do perfil das uniões soldadas foram registradas para diversas regiões consideradas representativas de forma consistente para todos os três parâmetros de solda (01, 02 e 03). Essas medições proporcionaram uma melhor compreensão da distribuição de dureza na zona soldada. O perfil de microdureza representando a linha superior, intermediária e inferior em relação a penetração do cordão de solda, foram obtidas para as diferentes condições de energia utilizando os metais de adição AWS70 (Figura 62, Figura 63 e Figura 64) e AWS110 (Figura 65, Figura 66 e Figura 67).

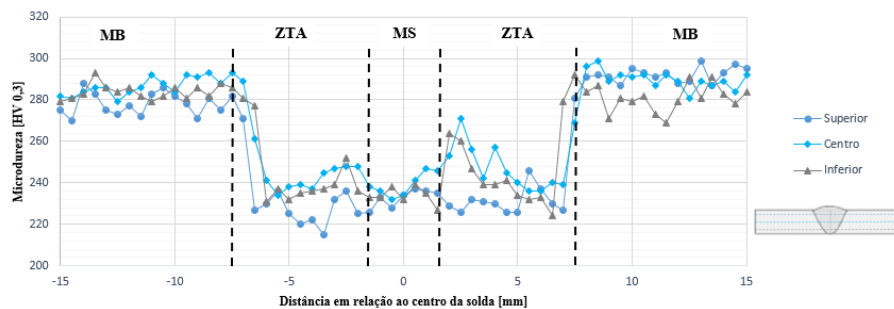


Figura 62 - Perfil de microdureza para condição A01  
Fonte: do autor

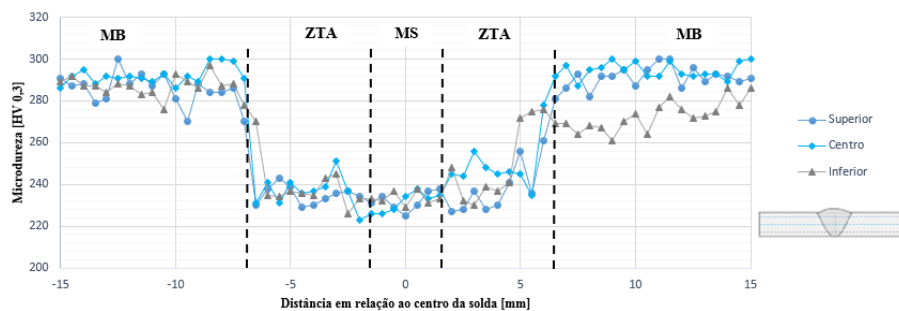


Figura 63 - Perfil de microdureza para condição A02  
Fonte: do autor

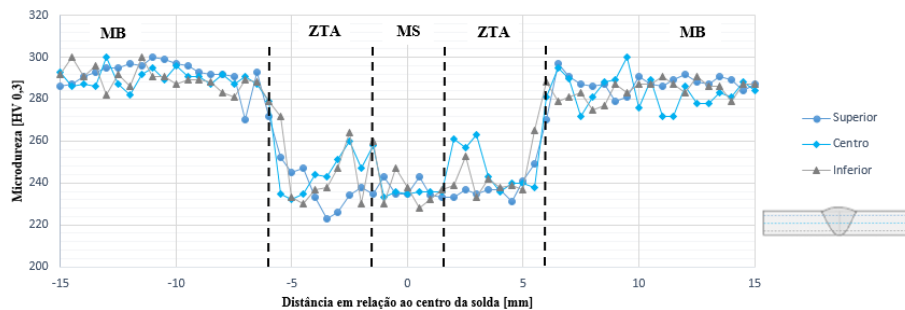


Figura 64 - Perfil de microdureza para condição A03  
Fonte: do autor



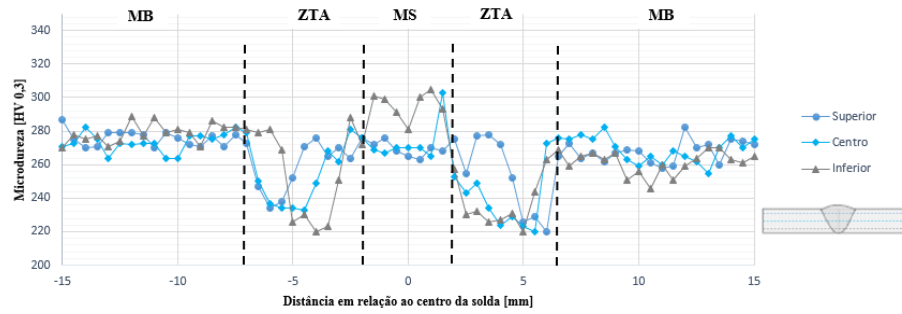


Figura 65 - Perfil de microdureza para condição B01  
Fonte: do autor

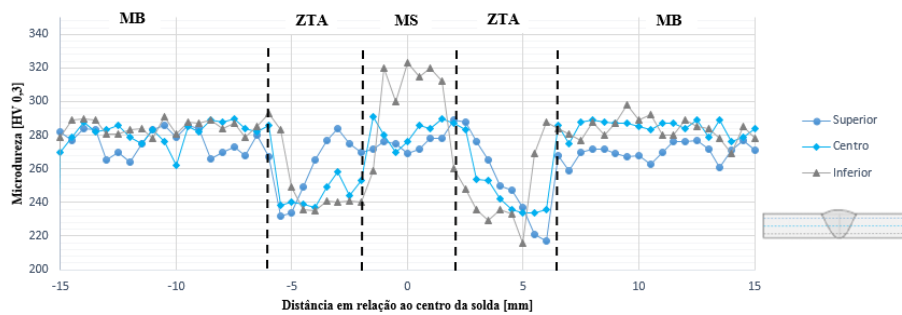


Figura 66 - Perfil de microdureza para condição B02  
Fonte: do autor

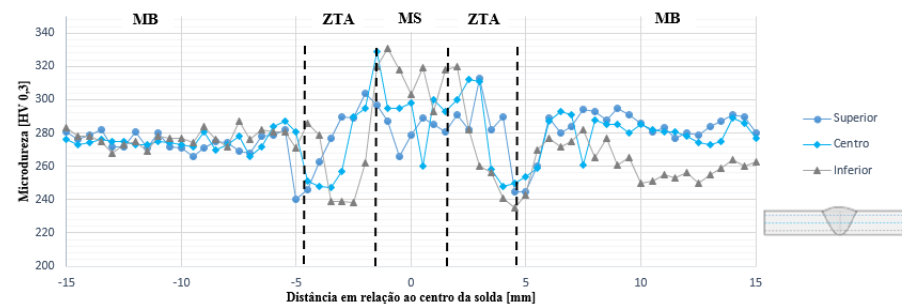


Figura 67 - Perfil de microdureza para condição B03  
Fonte: do autor

Analisando comparativamente os perfis de solda das amostras soldagem, constatou-se que não houve alterações significativas nos valores de microdureza nas diferentes regiões analisadas (MB, ZTA e MS) obtidas com distintos aportes térmicos (Figura 68 e Figura 69), resultados estes também obtidos por Poorhaydari (2006) e Rodrigues (2012). De acordo com Evans et al. (1997), na medida em que há um maior aporte térmico, haverá como consequência maior área da ZTA, constatação esta observada nos perfis de microdureza acima representados. Destaca-se também que os valores de microdureza encontrados no MB condizem com os observados nos ensaios de dureza com ARBL 700MC (Tabela 10).

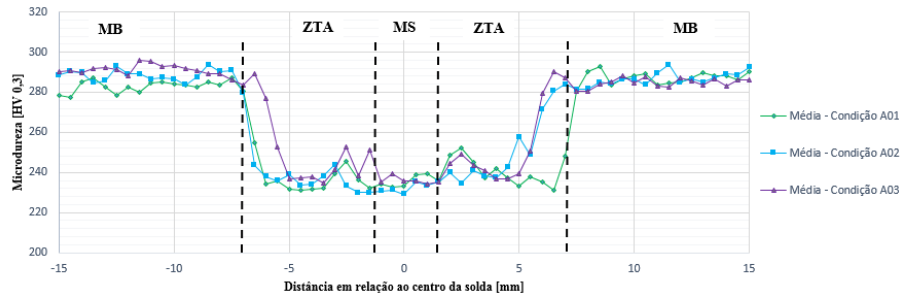


Figura 68 – Dados de microdureza médias comparativas dos aportes térmicos estudados para a classe A (AWS70)  
Fonte: do autor

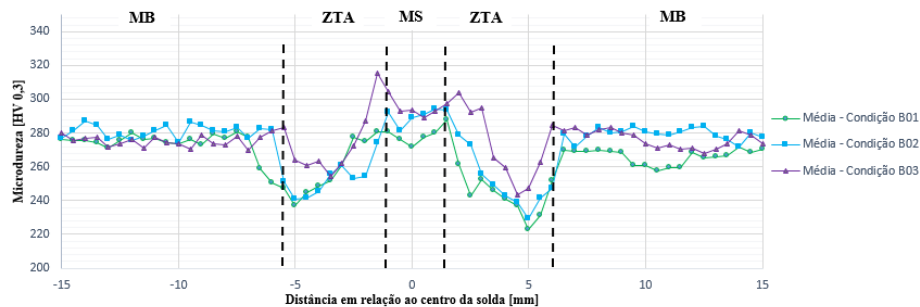


Figura 69 - Dados de microdureza médias comparativas dos aportes térmicos estudados para a classe B (AWS110)  
Fonte: do autor

Contudo, torna-se significativa a variação de dureza ao longo das diferentes regiões do cordão de solda (MB, ZTA e MS), os quais apresentaram mudanças microestruturais devido as diferentes taxas de resfriamento para as distintas regiões da união.

Do mesmo modo como verificado no estudo de Rodrigues (2012), em todos os corpos de prova que utilizaram-se do AWS70 (A01, A02 e A03), a dureza do metal de solda foi menor em relação ao metal base. Tal fato é decorrente de que as propriedades mecânicas do arame de solda AWS70 são inferiores às do metal base (Tabela 10), relação esta conhecida como “*undermatching*” [RODRIGUES, 2012]. Já as amostras soldadas com AWS110 (B01, B02 e B03), as quais possuem um MS com propriedades mecânicas superiores em comparação ao AWS70, a microdureza obtida no metal de solda também foi superior em relação ao MB.

Sabe-se que a dureza está em correspondência com as microestruturas desenvolvidas ao longo da união de solda durante o processo [RODRIGUES, 2012; XU, 2014]. No presente trabalho, a interface entre o MS e ZTA (RCG) apresentou microestrutura de ferrita e ferrita de segunda fase alinhada correspondendo aos picos de dureza em aproximadamente  $\pm 0,25$  mm observados nas Figura 62 a Figura 67. Já na interface na ZTA e MB (RRG) a dureza diminui (em aproximadamente  $\pm 0,4$  mm) devido a presença de perlita e ferrita, sendo este decréscimo também constatado nas Figura 62 a Figura 67.

### 4.2.3 Ensaio de tração

São observados nas Figura 70 e Figura 71 os valores obtidos no ensaio de tração para os três aportes térmicos de soldagem (01, 02 e 03) utilizando-se os metais de solda AWS70 (Figura 70) e AWS110 (Figura 71). Quando o desvio padrão for levado em consideração, os resultados refletem a pequena diferença na resistência à tração na medida em que a velocidade de soldagem foi alterada para ambos os metais de solda (AWS70 e AWS110). Como não houve alterações microestruturais quando comparado os diversos aportes térmicos para o mesmo metal de solda, é esperado que não haja significativas alterações das propriedades mecânicas das diversas amostras.

Constatou-se também que a média dos valores de resistência à tração do metal de solda AWS110 foi de 6% superior ao arame AWS70. Pode-se dizer que este acréscimo de resistência está correlacionado com a microestrutura encontrada do MS AWS110, composta predominantemente por ferrita acicular com pequenas proporções de ferrita alotrimorfa e Widmanstatten, propiciando a maior resistência mecânica ao componente [LINNERT, 1994]

Quando correlacionada a média da resistência à tração dos metais de solda AWS70 e AWS110 ao MB (Tabela 10), identificou-se reduções de 16% e 11%, respectivamente, diminuições estas que estão de acordo com os estudos realizados por Rodrigues (2012), Pamnani (2015) e Nathan (2015). Este efeito decorre durante o processo de soldagem em que há incidência de elevadas temperaturas que propiciam a modificação localizada da microestrutura (ZTA e MS), gerando possíveis defeitos que atuarão na redução das propriedades mecânicas das uniões.

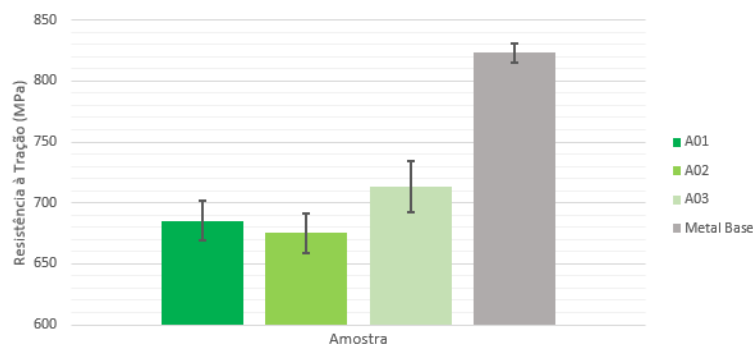


Figura 70 - Resultados dos ensaios de tração com parâmetro de solda A01, A02, A03 e MB  
Fonte: do autor

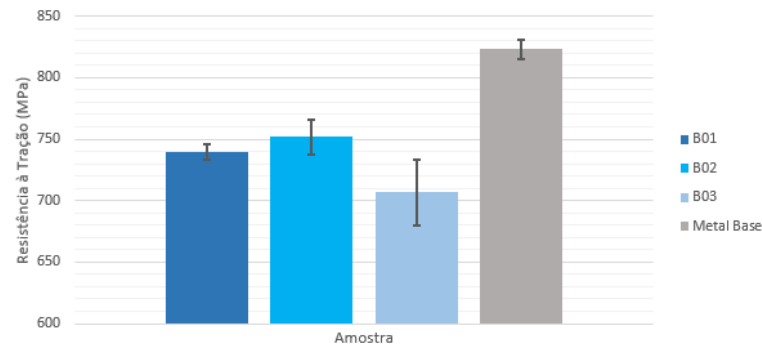


Figura 71 - Resultados dos ensaios de tração com parâmetro de solda B01, B02, B03 e MB  
Fonte: do autor

#### 4.2.4 Ensaio de fadiga e levantamento da curva S-N

Durante os ensaios de fadiga observou-se que todas as fraturas ocorreram na ZTA (Figura 72). A presença de fases mais duras na ZTA (ferrita de segunda fase alinhada) e a presença do defeito de mordedura, devem ter sido as responsáveis pela maior fragilidade da junta, maior concentração de tensão e conseqüentemente uma maior incidência de fratura nesta região [TOUPIS et al., 2015; NATHAN et al., 2015; SVOBODA et al., 2015; SHI et al., 2008].



Figura 72 – Fratura ocorrida na ZTA em amostra fadigada  
Fonte: do autor

Na Figura 73 é possível identificar as regiões de marcas de praia (Figura 73 – a e Figura 73 – b), as quais indicam a propagação da trinca durante o ensaio de fadiga e regiões de fratura frágil (Figura 73 – c, Figura 73 – d), ocasionada quando a trinca de fadiga atingiu um tamanho crítico e a partir disso, o material não suportou a tensão aplicada acarretando na ruptura do componente.

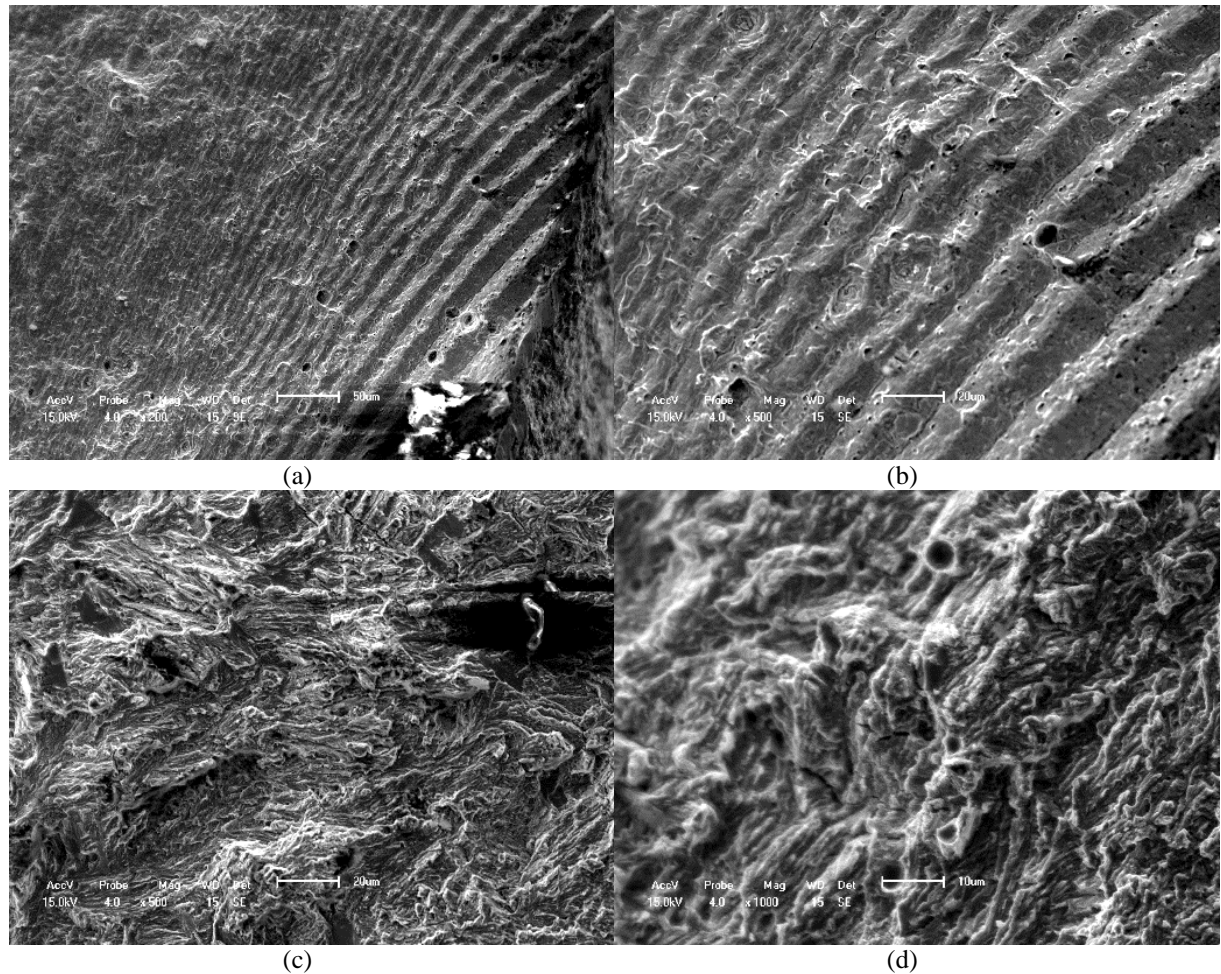


Figura 73 – Marcas de praia (a, b) e região de fratura frágil (c, d) em amostras fadigadas  
 Fonte: do autor

Na Tabela 13 à Tabela 18 apresentam-se os níveis de tensão de baixo nível associados ao respectivo número de ciclos para cada amostra ensaiada para os diferentes aportes térmicos e metais de solda. Para os corpos de prova soldados com maior energia (A01 e B01), constatou-se uma dispersão abaixo de 28% para cada um dos níveis de tensão ensaiados. Para as condições de energia intermediária A02 e B02, os resultados apresentaram uma dispersão máxima de 25% (90 MPa) e 17% (110MPa), respectivamente. Observa-se nas amostras de menor energia A03 e B03 uma dispersão próxima ou acima de 40% o que afetou significativamente a caracterização das curvas S-N de ambos os materiais. Como discutido no item 3.6.4, as dispersões encontradas são decorrentes dos fenômenos de nucleação de trincas, fabricação dos corpos de prova, preparação da superfície, imprecisão da bancada de teste, oxidação superficial e por fim, heterogeneidade do material o que afeta no comportamento à fadiga do componente. Verificou-se também que em todas as condições de energia de soldagem (A01, A02, A03, B01, B02 e B03) o aumento de tensão acarretou na diminuição do número de ciclos de fadiga.



Tabela 13 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra A01

$\sigma = 230$ MPa		$\sigma = 160$ MPa		$\sigma = 130$ MPa		$\sigma = 110$ MPa	
Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos
01	36.946	02	168.756	13	354.716	17	433.299
05	55.736	03	151.677	14	382.388	18	382.461
06	71.170	04	156.593	15	347.371	19	382.021
07	46.161	09	129.173	16	272.613	20	485.390
Média	5,25E+04	1,52E+05		3,39E+05		4,21E+05	
Desvio Padrão	1,46E+04	1,66E+04		4,69E+04		4,93E+04	
%	28%	11%		14%		12%	

Fonte: do autor

Tabela 14 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra A02

$\sigma = 150$ MPa		$\sigma = 130$ MPa		$\sigma = 110$ MPa		$\sigma = 90$ MPa	
Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos
14	110.357	02	194.572	11	376.352	01	693.168
15	118.411	05	216.635	12	410.155	02	919.537
17	143.756	07	166.747	16	452.628	04	510.282
19	126.794	08	213.002	18	291.608	06	631.257
Média	1,25E+05	1,98E+05		3,83E+05		6,89E+05	
Desvio Padrão	1,43E+04	2,28E+04		6,83E+04		1,72E+05	
%	11%	12%		18%		25%	

Fonte: do autor

Tabela 15 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra A03

$\sigma = 130$ MPa		$\sigma = 110$ MPa		$\sigma = 90$ MPa		$\sigma = 70$ MPa	
Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos
12	190.740	18	318.877	01	1.202.961	03	962.225
13	227.879	10	213.598	02	681.863	04	1.021.637
15	196.743	11	518.206	07	796.111	09	1.095.429
23	190.740	14	277.934	08	1.087.484	16	1.431.460
Média	2,02E+05	3,32E+05		9,42E+05		1,13E+06	
Desvio Padrão	1,78E+04	1,31E+05		2,44E+05		2,10E+05	
%	9%	40%		26%		19%	

Fonte: do autor

Tabela 16 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra B01

$\sigma = 230$ MPa		$\sigma = 160$ MPa		$\sigma = 130$ MPa		$\sigma = 110$ MPa	
Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos
06	120.353	04	202.391	02	527.788	01	744.129
21	89.356	14	160.028	07	334.292	09	673.741
22	110.849	15	199.680	08	336.508	11	851.214
23	95.112	16	152.163	13	371.291	12	763.263
Média	1,04E+05	1,79E+05		3,92E+05		7,58E+05	
Desvio Padrão	1,42E+04	2,62E+04		9,18E+04		7,30E+04	
%	14%	15%		23%		10%	

Fonte: do autor

Tabela 17 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra B02

$\sigma = 150$ MPa		$\sigma = 130$ MPa		$\sigma = 110$ MPa		$\sigma = 90$ MPa	
Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos
01	175.746	03	234.019	07	286.042	08	485.378
02	153.390	04	178564	16	293.902	09	476.488
05	145.556	06	168.676	17	340.041	13	606.671
19	143.377	18	181.828	20	412.174	14	631.686
Média	1,55E+05	2,45E+05		3,33E+05		5,50E+05	
Desvio Padrão	1,48E+04	1,04E+05		5,79E+04		8,05E+04	
%	10%	15%		17%		15%	

Fonte: do autor

Tabela 18 - Amostras utilizadas para geração da curva de vida finita em fadiga - Amostra B03

$\sigma = 130$ MPa		$\sigma = 110$ MPa		$\sigma = 90$ MPa		$\sigma = 70$ MPa	
Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos	Amostra	Nº de Ciclos
07	117.252	19	227.707	03	431.820	01	604.840
08	126.840	06	126.921	04	459.041	02	935.640
10	65.575	11	144.715	14	480.620	16	740.184
18	279.098	12	342.180	15	613.531	17	1.477.787
Média	1,47E+05	2,10E+05		4,96E+05		9,40E+05	
Desvio Padrão	9,20E+04	9,82E+04		8,07E+04		3,84E+05	
%	62%	47%		16%		41%	

Fonte: do autor

As Figura 74 a Figura 79 apresentam em forma gráfica as dispersões dos resultados experimentais obtidos nos diversos ensaios de fadiga em função do nível de tensão aplicado para as condições A01 (Figura 74), A02 (Figura 75), A03 (Figura 76), B01 (Figura 77), B02 (Figura 78) e B03 (Figura 79). Considerou-se para vida infinita (*runout*), ou a tensão de resistência à fadiga, o valor de dois milhões de ciclos.

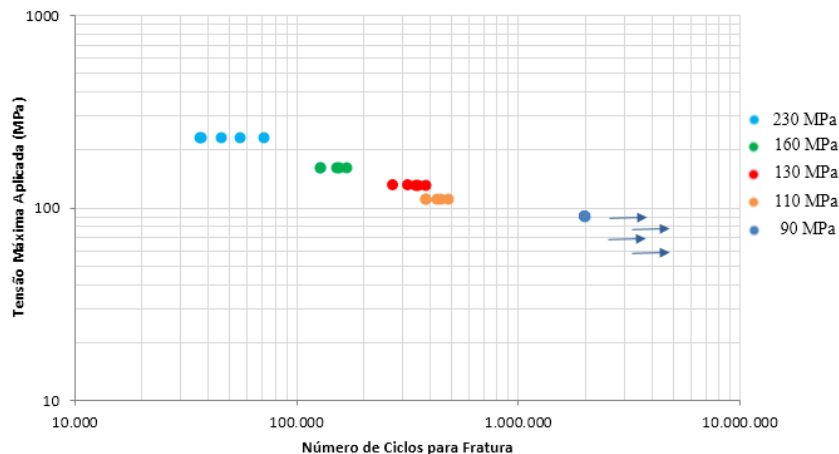


Figura 74 – Relação de tensão e número de ciclos para condição A01 com material de adição AWS70

Fonte: do autor

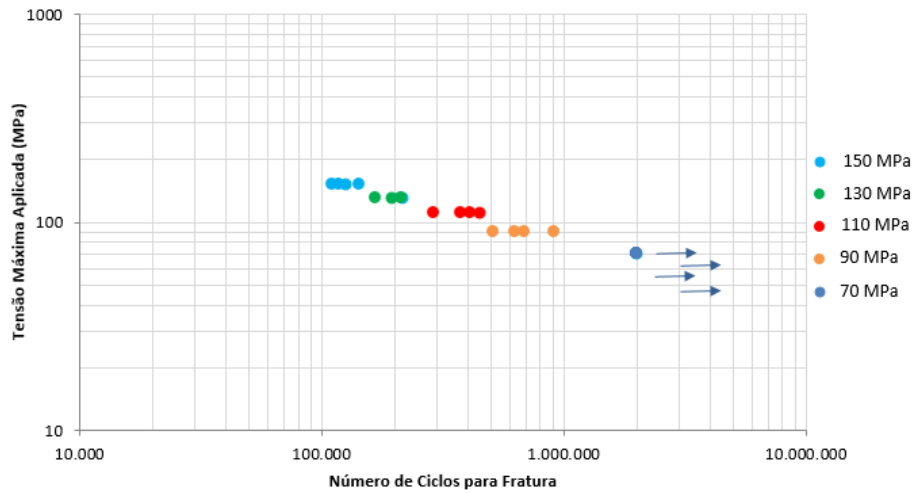


Figura 75 – Relação de tensão e número de ciclos para condição A02 com material de adição AWS70  
Fonte: do autor

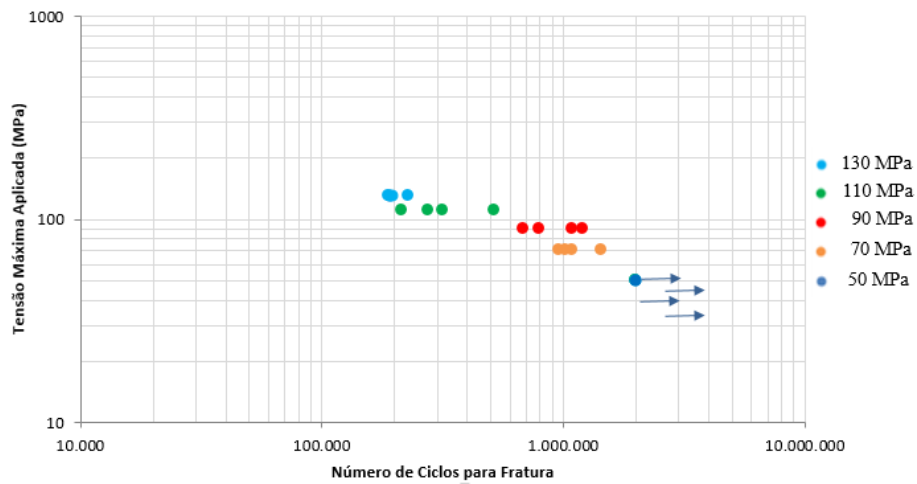


Figura 76 – Relação de tensão e número de ciclos para condição A03 com material de adição AWS70  
Fonte: do autor

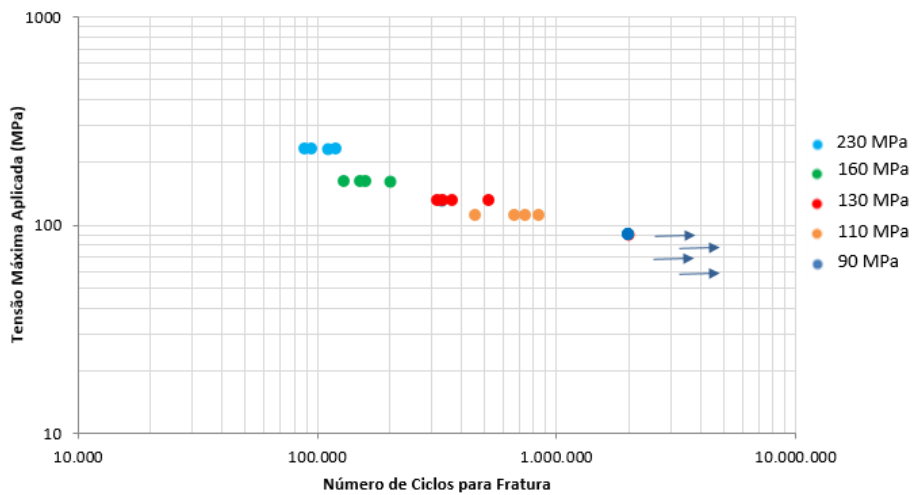


Figura 77 – Relação de tensão e número de ciclos para condição B01 com material de adição AWS110  
Fonte: do autor

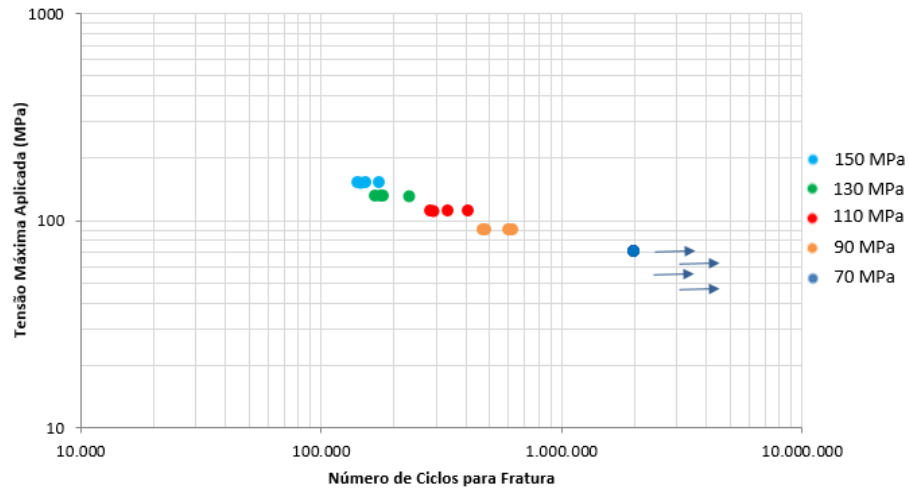


Figura 78 – Relação de tensão e número de ciclos para condição B02 com material de adição AWS110  
Fonte: do autor

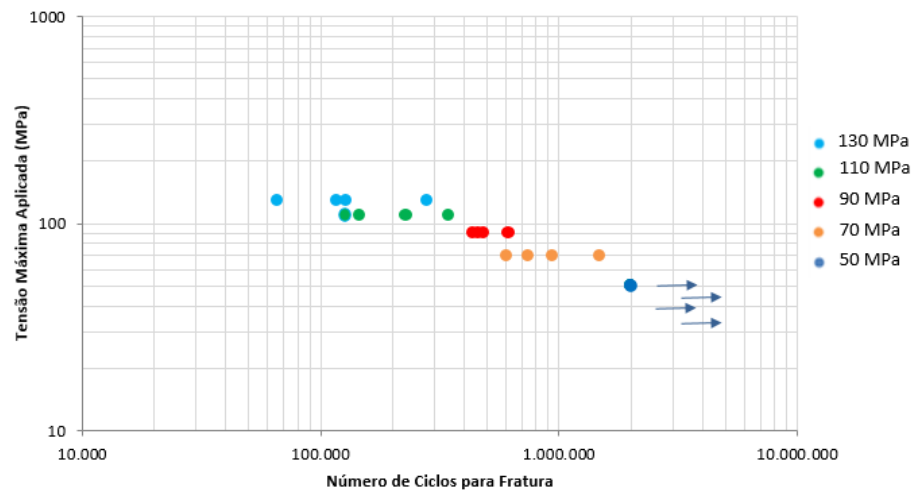


Figura 79 – Relação de tensão e número de ciclos para condição B03 com material de adição AWS110  
Fonte: do autor

Nas a observam-se a variação das curvas S-N, em escala log-log, em função da dispersão do número de ciclos para quatro diferentes níveis de tensão, no intuito de ressaltar a variabilidade do material ensaiado. Nos gráficos S-N são constatados também os coeficientes de inclinação de cada uma das curvas ( $k$ ) e o modelo de regressão de mínimo quadrados obtidas seguindo recomendações da norma ASTM E739-10. Estes gráficos demonstram os valores aproximados de 3 que, de acordo com a bibliografia, representam o comportamento em fadiga de uniões soldadas.

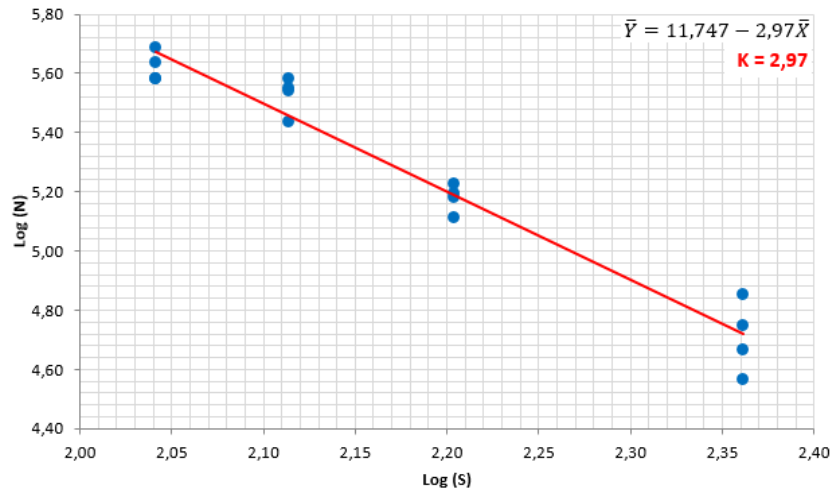


Figura 80 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição A01  
Fonte: do autor

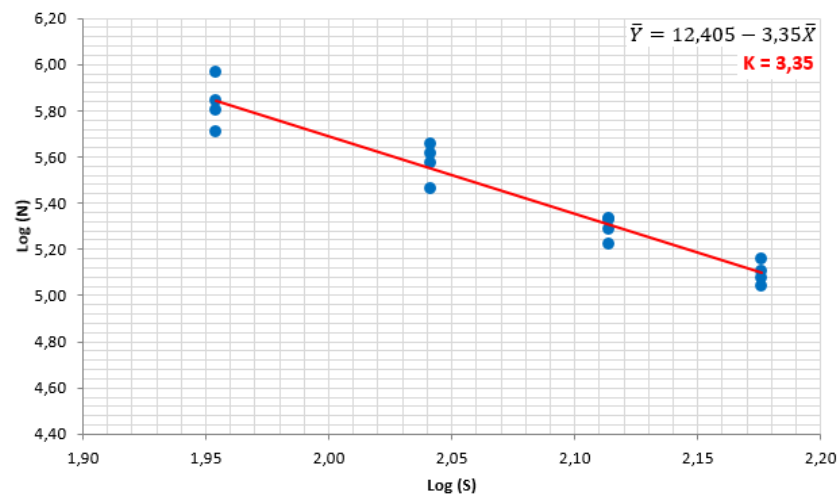


Figura 81 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição A02  
Fonte: do autor

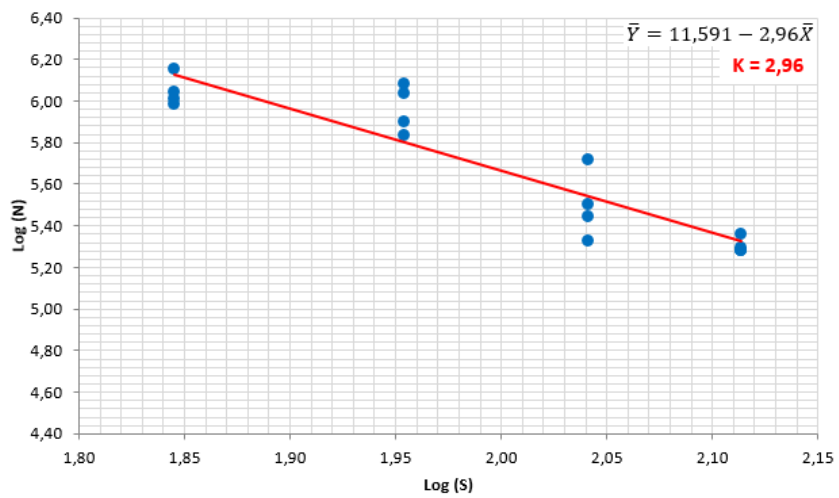


Figura 82 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição A03  
Fonte: do autor

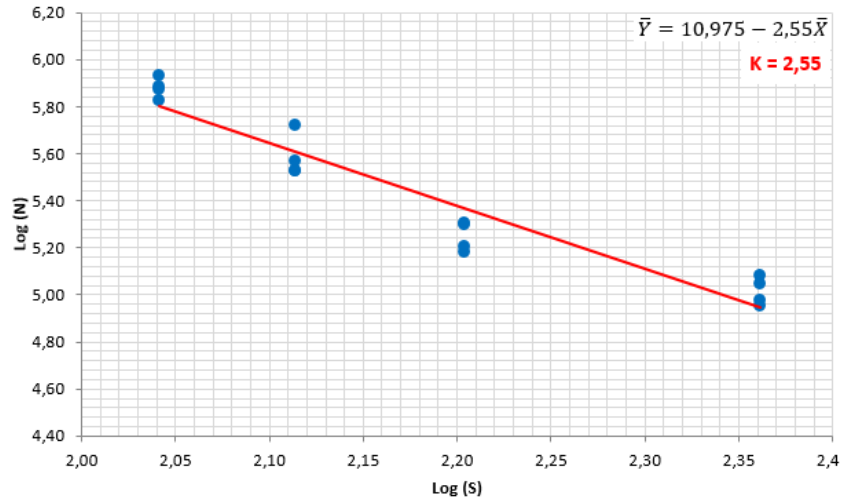


Figura 83 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição B01  
Fonte: do autor

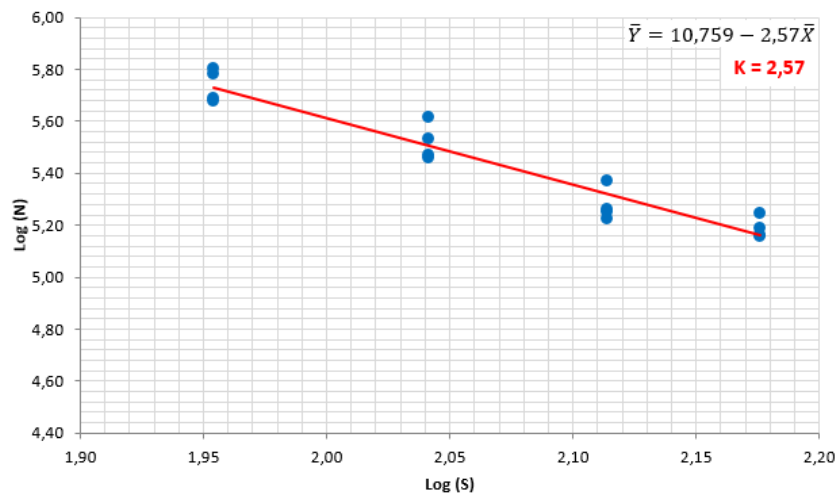


Figura 84 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição B02  
Fonte: do autor

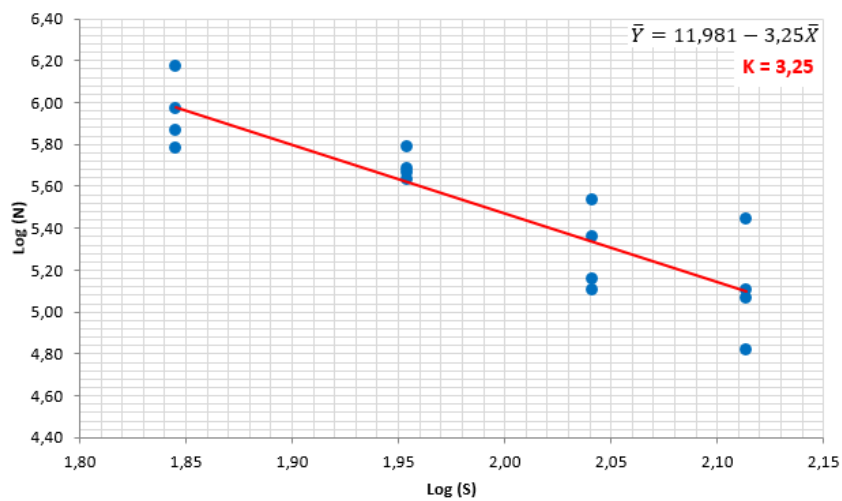


Figura 85 - Diagrama S-N para vida finita das amostras ensaiadas da condição B03  
Fonte: do autor

Nos diagramas acima identificam-se uma variação do coeficiente de inclinação das curvas S-N ( $k$ ) os quais influenciam no comportamento das curvas log-log, efeito este que compromete a caracterização da curva de fadiga do material [POSSAMAI, 2015]. A Tabela 19 apresenta o coeficiente  $k$  em função dos níveis de tensão e amostras consideradas no ajuste da curva. Identificam-se bons valores de coeficiente de determinação ( $R^2$ ) para as amostras A01, A02, B01 e B02, diferentemente das amostras A03 e B03. Por fim, percebe-se que a inclinação da curva ( $k$ ) do metal de solda AWS70 (condição A) foi maior que a do arame AWS110 (condição B).

Tabela 19 - Avaliação do coeficiente de inclinação das curvas S-N

Amostra	Níveis de tensões aplicadas (MPa)	$R^2$	Inclinação da curva ( $k$ )
A01	230, 160, 130, 110	0,95	2,97
A02	150, 130, 110, 90	0,94	3,35
A03	130, 110, 90, 70	0,85	2,96
B01	230, 160, 130, 110	0,91	2,55
B02	150, 130, 110, 90	0,93	2,57
B03	130, 110, 90, 70	0,79	3,25

Fonte: do autor

A norma ASTM E739-10 recomenda que a curva de fadiga de projeto seja definida considerando dois desvios padrões ( $2\sigma$ ) em torno da curva média [POSSAMAI, 2015; ASTM E739, 2010]. A equação de Basquin (Equação 8) é utilizada para o desenvolvimento da curva de projeto ilustrado nas a , as quais apresentam as curvas de fadiga médias, mínimas e máximas correspondentes a cada um dos aportes térmicos utilizados para os materiais AWS70 (condição A) e AWS110 (condição B).

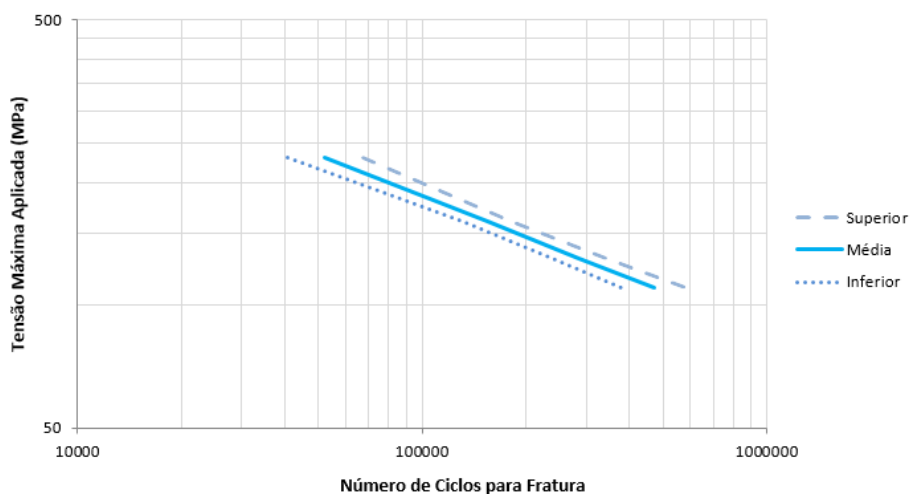


Figura 86 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição A01

Fonte: do autor

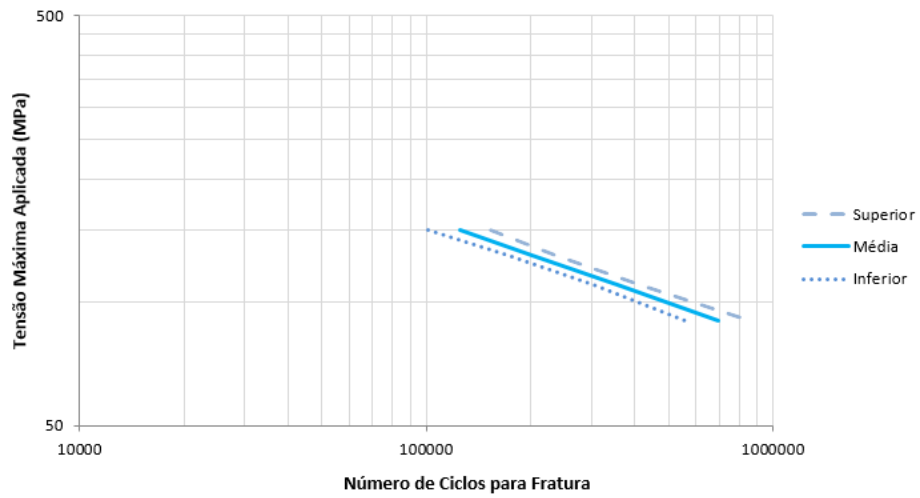


Figura 87 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição A02  
 Fonte: do autor

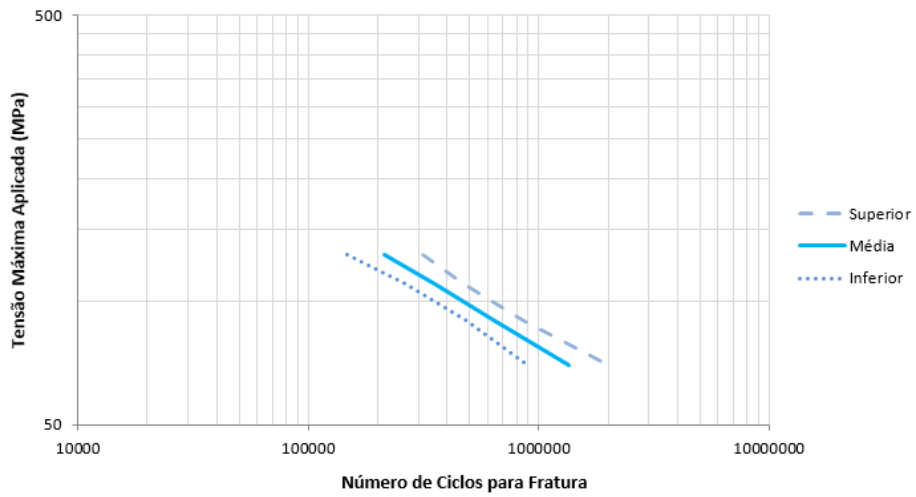


Figura 88 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição A03  
 Fonte: do autor

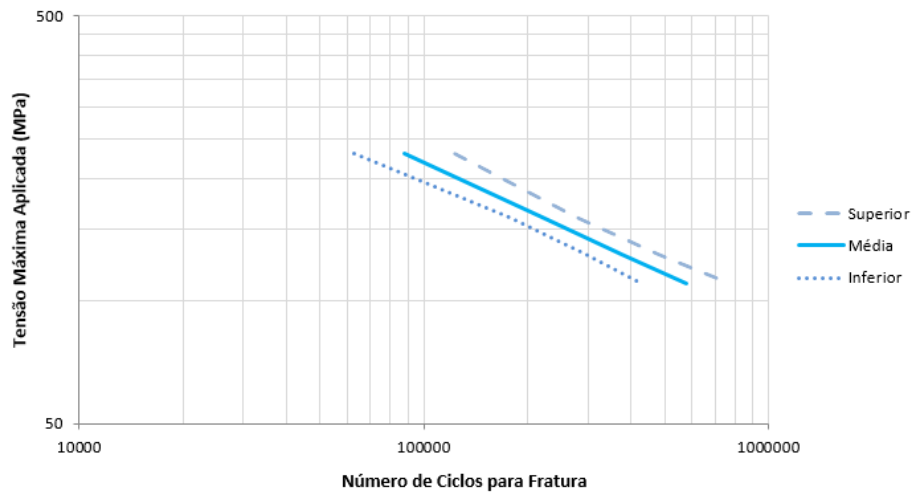


Figura 89 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição B01  
 Fonte: do autor



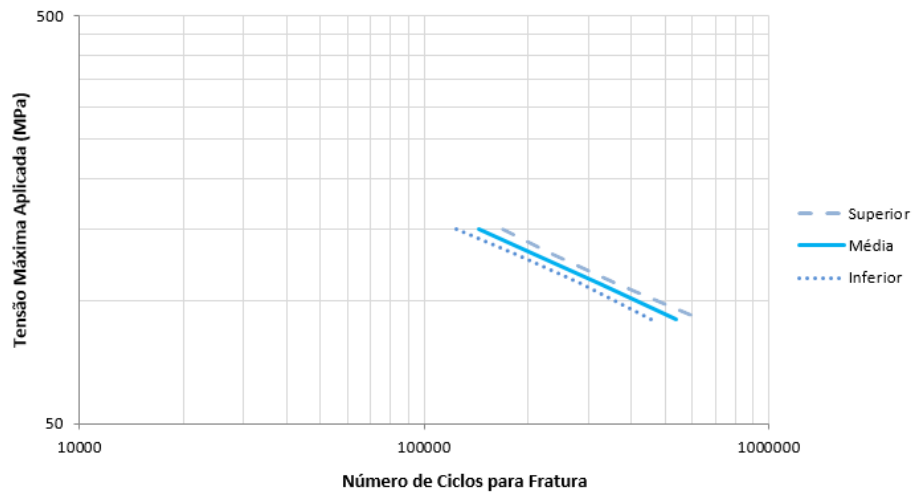


Figura 90 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição B02  
Fonte: do autor

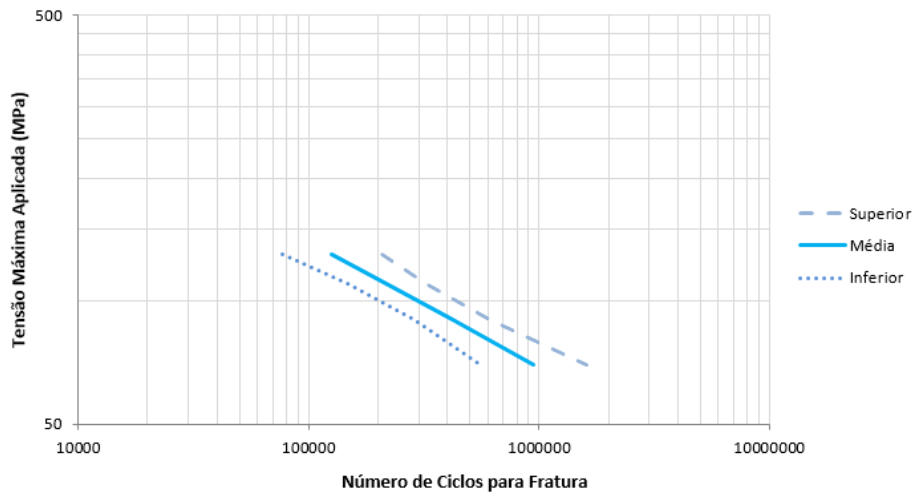


Figura 91 - Curva de fadiga conforme ASTM E739-10 para condição B03  
Fonte: do autor

Para avaliação comparativa de fadiga foram utilizadas as curvas A01, A02, B01 e B02 pois estas apresentaram baixa dispersão nos resultados e adequado coeficiente  $R^2$ . Na Figura 92 e Figura 93 observa-se a relação das curvas S-N médias para o metal de adição AWS70 (condição A) e AWS110 (condição B), respectivamente. Quando analisada a inclinação ( $k$ ) da curva para as amostras da condição A, constata-se que o fator “ $k$ ” foi maior para a curva S-N da classe A02 quando comparada com as amostras A01 (Tabela 19). Este efeito identificado interfere diretamente no comportamento em fadiga do componente, que: (i) para ciclagens próximas a vida infinita do componente (2.000.000 ciclos), ambas as curvas tenderam a mesma tensão (próximas a 65 MPa); (ii) quando tensões elevadas (acima de 65 MPa) foram impostas ao componente, percebeu-se que quanto maior a tensão aplicada, mais ciclos as amostras da condição A01 suportaram, ou seja, apresentaram uma maior resistência à fadiga em altos ciclos.

Isso é verificado pelos diferentes valores de coeficiente angular ( $k$ ) correspondente a estes materiais ( $k = 2,97$  e  $k = 3,35$ ).

Analisando a curva S-N média das amostras soldadas com metal de adição AWS110 (condição B), identificou-se que, diferentemente do comportamento observado para o conjunto A, a curva de resistência à fadiga da classe B01 foi superior que amostras da condição B02 durante toda a vida finita do componente. O paralelismo entre as curvas é decorrente da proximidade dos valores de coeficiente angular ( $k$ ) das curvas S-N das classes B01 ( $k = 2,55$ ) e B02 ( $k = 2,57$ ).

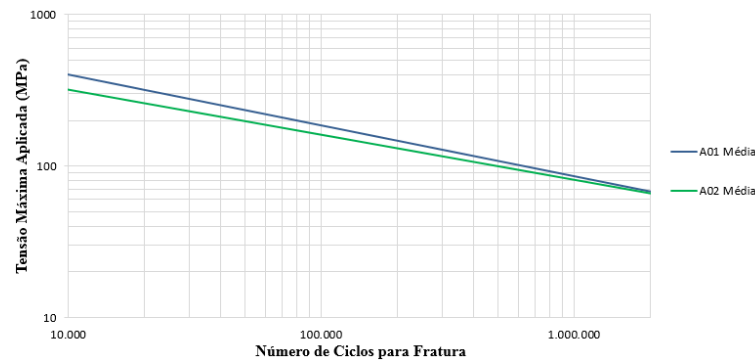


Figura 92 - Curvas S-N comparativas entre os parâmetros de solda A01 e A02  
Fonte: do autor

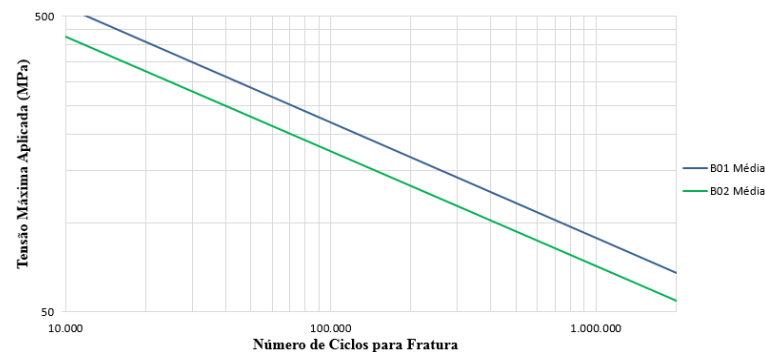


Figura 93 - Curvas S-N comparativas entre os parâmetros de solda B01 e B02  
Fonte: do autor

Quando analisado os mínimos e máximos de tensão exigidos pela ASTM E739-10 das curvas S-N para as condições A (Figura 94) e B (Figura 95), percebe-se a intersecção dos limites inferior e superior correspondentes as classes A (A01 e A02) e B (B01 e B02), respectivamente. Este efeito pode ser melhor representado quando plotados separadamente os limites superior e inferior ao longo dos ciclos de fadiga, para ambos os conjuntos (Figura 96 e Figura 97). Acredita-se que esta dispersão dos resultados pode ser diminuída aumentando o número de corpos de prova ensaiados (acima dos 4 ensaiados neste trabalho). Além disso, é também evidente a melhora da resistência à fadiga para as amostras soldadas com maior energia (A01 e

B01). Segundo a bibliografia, quanto menor a velocidade, maior calor será dissipado pela peça, consequentemente, maior será a energia de soldagem, resultando em melhora nas propriedades de fadiga [PRASAD et al., 2008; RODRIGUES, 2013].

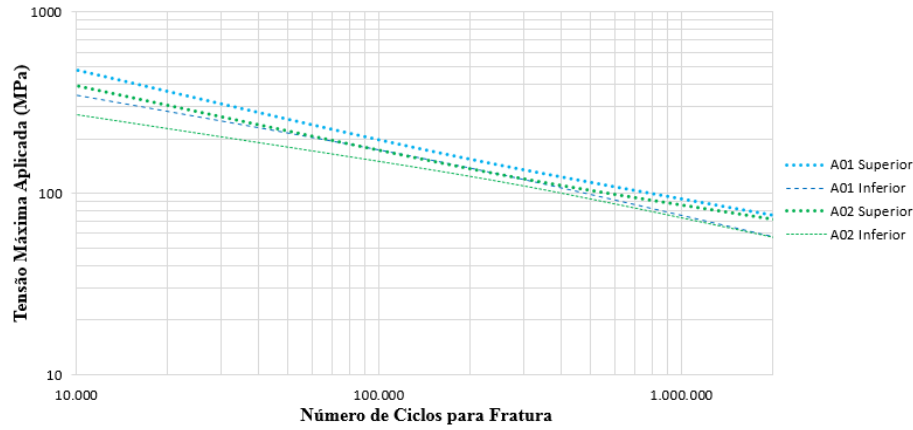


Figura 94 - Limites superiores e inferiores das condições A01 e A02

Fonte: do autor

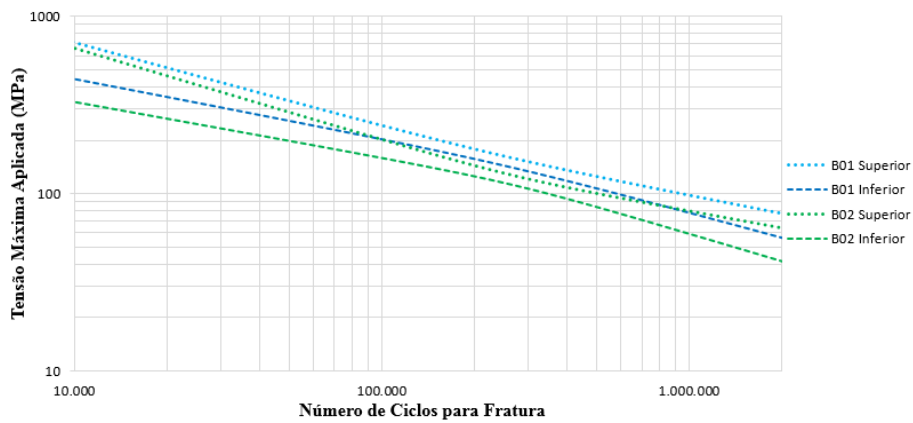


Figura 95 - Limites superiores e inferiores das condições B01 e B02

Fonte: do autor

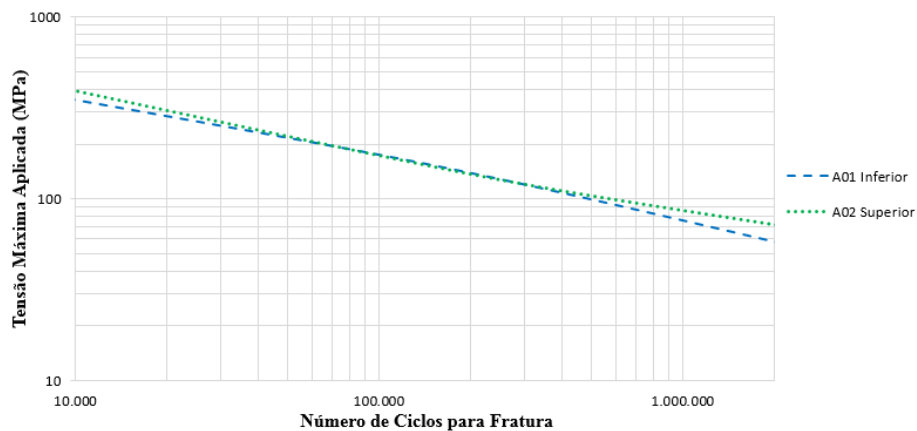


Figura 96 - Curvas S-N comparativas entre limites superior e inferior das condições A01 e A02

Fonte: do autor

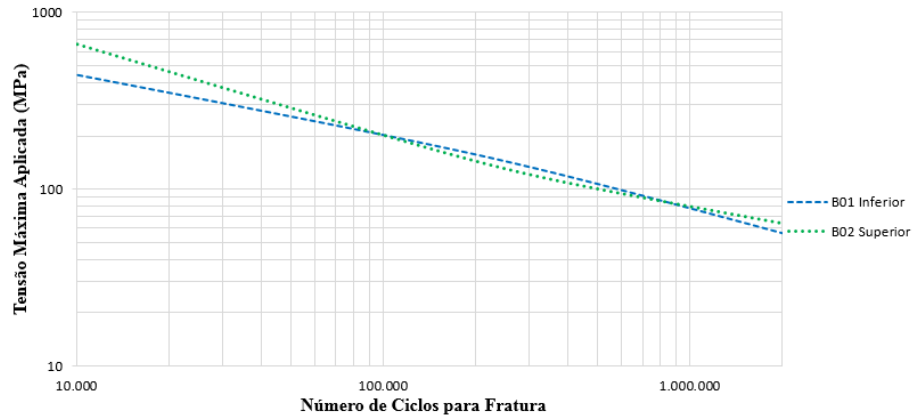


Figura 97 - Curvas S-N comparativas entre limites superior e inferior das condições B01 e B02  
Fonte: do autor

Considerando o efeito do tipo de metal de adição, apenas para velocidade de soldagem que não produziu defeitos de mordedura (A01 e B01), observou-se a mesma tendência que a energia de soldagem acima discutida: o aumento da resistência do metal de solda elevou a resistência à fadiga. Conforme pode ser visto na Figura 98, a classe B01 (AWS110), com maior resistência à tração, apresentou uma vida em fadiga maior comparada com a classe A01 (AWS70). Este efeito pode estar correlacionado com a maior fração de ferrita acicular presente no metal de solda B01, que segundo Linnert (1994), é um microconstituente que confere maior resistência mecânica e tenacidade ao material, devido as pequenas e alongadas plaquetas que formam um padrão interligado no interior do grão austenítico [LINNERT, 1994; EVANS et al, 1997]. De acordo com Evans et al (1997), a maior proporção de ferrita acicular disposta no metal de solda B está correlacionada ao fato de possuir superiores quantidades de elementos de liga (Ni, Cr, Mo, V), que favorecem a substituição de ferrita primária pela ferrita acicular.

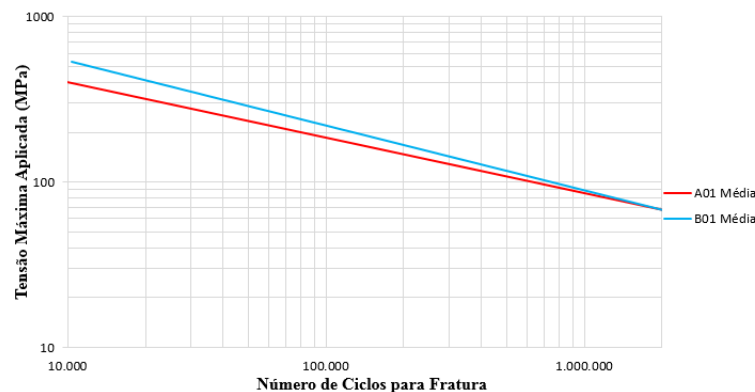


Figura 98 – Curva S-N comparativa entre classe A01 e B01  
Fonte: do autor

## 5 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi estudada a influência do metal de adição e da velocidade de soldagem na microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à fadiga do aço soldado ARBL DIN EN 10149 S700MC (ARBL 700MC).

A qualidade das uniões soldadas, no que diz respeito à penetração do metal de solda, é a mesma para ambos os arames de solda (AWS 70 e AWS110) quando expostos aos três aportes térmicos (1,2, 1,0 e 0,8 kJ/mm) estudados neste trabalho.

No que tange à caracterização microestrutural, o metal base de aço ARBL 700MC é constituído por uma microestrutura ferrítica-perlita. A região de crescimento de grão é formada pelas fases ferrita de segunda fase alinhada, acicular e idiomorfa, que proporcionam aumento na dureza quando comparada com a região de refino de grão, a qual apresenta ferrita idiomorfa e perlita em sua constituição. A microestrutura do metal de solda é caracterizada pela presença de ferritas acicular, alotriomorfa e Widmanstätten. Para o metal de solda com maior resistência mecânica (AWS110), a microestrutura é caracterizada por uma maior quantidade de ferrita acicular em relação ao aço de menor resistência mecânica (AWS70), além de menores proporções de ferrita alotriomorfa e Widmanstätten.

A resistência à tração das uniões foi aproximadamente 16% (AWS70) e 11% (AWS110) inferior quando comparada com a resistência à tração do metal base (ARBL 700MC).

A dureza das diferentes regiões da união soldada não varia com a velocidade de soldagem (560, 670 e 800 mm/s). No entanto, a aplicação de um metal de adição com maior resistência mecânica, favorece o aumento da dureza da região do metal de solda e da ductilidade, associado a presença de ferrita acicular em maiores proporções.

Os resultados referentes ao perfil de microdureza refletem a maior área da ZTA, visto que há uma diminuição da velocidade de soldagem. Esta constatação é decorrente da maior energia e temperatura de soldagem a ser dissipada pela peça na medida em que há uma diminuição da velocidade da tocha.

Outra evidência a ser relatada é a zona concentradora de tensão entre o MB e o MS, região caracterizada pelo defeito de soldagem de mordedura. Embora este defeito não tenha excedido 1 mm de espessura, recomendação fornecida pelo “*Structural Welding Code Steel*”, é evidente o aumento da largura e profundidade na medida em que há acréscimo da velocidade de soldagem. O aumento da velocidade de deslocamento da tocha proporciona a diminuição do

tempo de deposição, presenciado assim, uma distribuição não homogênea do metal de solda depositado, promovendo a diminuição da penetração e largura do cordão.

A utilização de parâmetros de soldagem inadequados propicia a heterogeneidade macro e microestrutural, que por sua vez diminui a vida em fadiga e aumentou a dispersão no número de ciclos de falha do componente, fator este que evidencia a importância do ajuste correto das variáveis empregadas durante o processo.

Altas velocidades de soldagem promovem uma maior dispersão dos resultados da vida em fadiga, visto que este efeito está relacionado ao aumento da largura e profundidade da mordedura. No entanto, todas as curvas S-N apresentam coeficiente angular ( $k$ ) próximo de 3 que, representa o comportamento em fadiga de uniões soldadas. Quando correlacionado o mesmo material de adição, o coeficiente  $k$  da curva S-N diminui a medida em que a velocidade de soldagem decresce, como consequência do aumento do aporte térmico e melhora nas propriedades em fadiga.

Considerando o efeito do metal de adição na vida em fadiga do componente, conclui-se que o aumento da resistência do metal de solda eleva a resistência à fadiga da peça assim como o coeficiente angular da curva S-N do componente. Tal efeito é decorrente do aumento da ferrita acicular presente no metal de solda AWS110, que confere maior resistência mecânica e tenacidade, devido a distribuição das plaquetas que formam um padrão interligado no interior do grão austenítico anterior.

Como conclusão final, pode-se afirmar que as relações obtidas neste trabalho entre dureza, resistência à fadiga e microestrutura sugerem que os parâmetros utilizados no processo de soldagem assim como o tipo de material de solda devem ser previstos e avaliados no projeto de dimensionamento das uniões.

## **6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS**

Com a realização desta dissertação, algumas sugestões para trabalhos futuros são apresentados.

- 1) Realizar análise de dano fazendo-se uso das curvas S-N geradas neste trabalho e dados de extensometria coletados do componente real. Os resultados possibilitam confirmar a representatividade das curvas de fadiga caracterizadas em relação ao material de adição e processo de soldagem.
- 2) Avaliar a influência de diferentes geometrias (juntas de canto, em ângulo e sobrepostas) na resistência à fadiga de juntas soldadas com diferentes metais de adição (AWS 80S6 e AWS ER 309L).

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. West Conshohocken, PA, USA. 2015.

\_\_\_\_\_. **ASTM E415: Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry**. West Conshohocken, PA, USA. 2015.

\_\_\_\_\_. **ASTM E466: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, USA. 2015.

\_\_\_\_\_. **ASTM E739: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life ( $\epsilon$ -N) Fatigue Data**. West Conshohocken, PA, USA. 2015.

\_\_\_\_\_. **ASTM E739-91. Statistical analysis of linear or linearized stress-life (S-N) and strain-life ( $\epsilon$ -N) fatigue data**. West Conshohocken, PA: American society for testing and materials, 1991.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 9892. Materiais metálicos — Ensaio de Tração – Especificação**. Rio de Janeiro: ABNT, 2005.

ASM INTERNATIONAL, **Heat Treating**. In: ASM Handbooks. ASM International, v. 1, 2008.

\_\_\_\_\_. **Metallography and Microstructures**. In: ASM Handbooks. ASM International, v. 9, 2008.

AWS D1.1/D1.1M: 2002. **Structural Welding Code-Steel**. Miami, USA: American Welding Society, 2002.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**, 2 ed, London: Institute of Materials, 2001.

British Standards Institution. **Code of practice for: Fatigue design and assessment of steel structures**. BS, 7608, London, 1993.

BROCKENBROUGH, R. L.; MERRITT, F. S., **Structural Steel Designer's Handbook**. 4.ed. EUA: The McGraw-Hill Companies, 2006.

CALLISTER, J. R.; W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 8ª ed. São Paulo. LTC Editora, 20012.

CAMPBELL, Flake C., ed. **Elements of metallurgy and engineering alloys**. Ohio, ASM International, 2008.



CHEN, X. HUANG, Y. LEI, Y. **Microstructure and properties of 700 MPa grade HSLA steel during high temperature deformation.** Journal of Alloys and Compounds, 2015, v. 631, p. 225 – 231.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos.** 7.ed. São Paulo: ABM, 2012.

COLPAERT, H. Metalografia: dos produtos siderúrgicos comuns. 4.ed. São Paulo: Blucher, 2015.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais.** 2 ed, São Paulo: Blucher, 2006.

CUNHA, L. D., **Solda: como, quando e por quê,** 3 ed, Porto Alegre: Editora Imprensa Livre, 2013.

DEARDO, A. J., **Microalloyed strip steels for the 21st century.** Material Science Forum, 1998, p. 284-286.

DOWLING, N. E.; **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue.** Upper Saddle River, New Jersey, 3<sup>a</sup> ed, 2007.

ESAB BR – **Soldagem Mig/Mag,** 25 de janeiro de 2005.

EVANS, G. M., BAILEY, N. **Metallurgy of Basic Weld Metal.** 1<sup>a</sup> ed. Abington Publishing, 1997.

FIGUEIREDO, K. M., **Tecnologia da Soldagem.** Centro de Educação do Maranhão – Centro de Mecânica e Materiais, São Luiz do Maranhão, 2005.

GALAFASSI, D. **Resistência à abrasão do aço carbono comum em relação ao aço de alta resistência e baixa liga na aplicação da caixa de carga basculante.** Caxias do Sul: Universidade de Caxias do Sul, 2015. Tese de Conclusão de Curso.

GALLEGO, J., MORALES, E. V., KESTENBACK, HANS-JURGEN. **Estudo quantitativo dos mecanismos de endurecimento em aços comerciais microligados com vanádio.** Revista Matéria, V. 10, 2005, n. 3, p381 – 391.

GOES, K. C., **Um modelo para previsão de vida à fadiga de untas soldadas submetidas a carregamentos combinados.** Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

GORNI, A. A, SILVEIRA, J. H. D., REIS, J. S. de S. **Aços microligados na fabricação de tubos soldados com grandes diâmetros.** Tubo & Companhia, 2009, p.52 - 63.

HANNERZ, N. E. **Effects of Cb on HAZ Ductility in Constructional HT Steels.** Welding Journal, May 1975. p. 162-168.

HARATI, E. KARLSSON, L. SVENSSON, L. E. DALAEI, K. **The relative effects of residual stresses and weld toe geometry on fatigue life of weldments.** International Journal of Fatigue, 2015, v. 77, p. 160 – 165.

HILLERT, M. **Paradigm shift for bainite.** Scripta materialia. Scripta Materialia, 2002. v. 47, p. 175-180.

IBRAHIM, I. A. MOHAMAT, S. A. AMIR, A. GHALIB, A. **The Effect of Gas Metal Arc Welding (GMAW) processes on different welding parameters.** Procedia Engineering, 2012, v. 41, p. 1502 – 1506.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. **Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Componentes.** IIW, 1823, Paris, 2008.

INOVAR AUTO. **Conheça o Inovar Auto.** Disponível em: [http://inovarauto.mdic.gov.br/InovarAuto/public/inovar.jspx?\\_adf.ctrl-state=gdxisiirc\\_9](http://inovarauto.mdic.gov.br/InovarAuto/public/inovar.jspx?_adf.ctrl-state=gdxisiirc_9). Acesso em: 14 jan. 2017.

KOU, S., **Welding Metallurgy**, 2 ed, New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

KRAL, M. V.; SPANOS, G. **Three-Dimensional Analysis of Proeutectoid Cementite Precipitates.** Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, v. 47. p.711-724.

KRAUSS, G. MARDER, R. **The Morphology of Martensite in Iron Alloy.** Metallurgical Transactions, 1971, v. 2, p. 2343 – 2357.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance.** 1 ed, Ohio: ASM International, 2005.

KREITH, F. **Mechanical Engineering Handbook.** 1 ed, CRC Press, 1999.

LAN, L. KONG, X. QIU, C. ZHAO, D. **Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints.** Materials and Design, 2016, v. 90, p. 488 – 498.

LEE, Yung-Li, ed. **Fatigue testing and analysis: theory and practice.** Vol. 13. Burlington, MA. Butterworth-Heinemann, 2005.

LI, S. KANG, Y. ZHU, G. KUANG, S. **Microstructure and fatigue crack growth behavior in tungsten inert gas welded DP780 dual-phase steel.** Materials and Design, 2015, v. 85, p. 180 – 189.

LINNERT, G. E.; **Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels.** 4<sup>a</sup> ed. Miami, ASM International, 1994.

MAURER, W. ERNST, W. RAUCH, R. VALLANT, R. ENZINGER, N. **Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ.** Weld World, 2015, v.59, p. 809 – 822.

MILESI, D. A. Z., **Análise dos efeitos do ciclo térmico nos processos de arqueamento e alinhamento de chassis rodoviários**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em engenharia de Minas, Metalúrgicas e de Materiais, UFRSG, Porto Alegre, 2015.

MODONESI, P.; MARQUES, P.; SANTOS, D. B., **Introdução à física do arco elétrico**, UFMS, Belo Horizonte, Janeiro, 2012.

MOHAN, S. PRAKASH, V. PATHAK, J. P. **Wear characteristics of HSLA steel**. *Wear*, 2002. v. 252, p. 16 – 25.

MOHRBACHER, H. **Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements**. International Seminar in Applications of Mo in Steels, Beijing, China, 2010.

MORAIS, W. A.; MAGNABOSCO, A. S.; NETTO, E. B. M. **Metalurgia física e mecânica aplicada**. São Paulo: ABM, v. 1 e 2, 2008.

MORAWSKI, Alexandre P. **Estimação da vida de fadiga de tubulações de transporte de petróleo sujeitas a carregamentos estocásticos**. Vitória. 2013.

MOREIRA, H. S., **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem MIG e da morfologia do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas de um eixo traseiro veicular**. Escola Politécnica – USP/SP – 2008.

NATHAN, S. R. BALASUBRAMANIAN, V. MALARVIZHI, S. RAO, A. G. **Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints**. *Defence Technology*, 2015, v. 11, p. 308 – 317.

NORTON, Robert L. **Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada**. Trad. João Batista de Aguiar, José Manoel de Aguiar. [Et al.] 2º edição—Ed. 2004.

PAMNANI, R. KARTHIK, V. VASUDEVAN, M. SAKTHIVEL, T. **Evaluation of mechanical properties across micro alloyed HSLA steel weld joints using Automated Ball Indentation**. *Materials Science & Engineering A*, 2015, v. 651, p. 214 – 223.

PARKES, D. XU, W. WESTERBAAN, D. NAYAK, S. S. ZHOU, Y. GOODWIN, F. BHOLE, S. CHEN, D. L. **Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels**. *Materials and Design*, 2013, v. 51, p. 665 – 675.

PAVLINA, E. J. VAN TINE, C. J. SPEER, J. G. **Effects of combined silicon and molybdenum alloying on the size and evolution of microalloy precipitates in HSLA steels containing niobium and titanium**. *Materials Characterization*, 2015, v. 102, p. 35 – 36.

PERINI, F., **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Materiais da UCS, Caxias do Sul, 2008.

POORHAYDARI, K. PATCHETT, B. M. IVEY, D. G. **Transformation Twins in the weld HAZ of a low-carbon high-strength microalloyed steel.** Materials Science & Engineering A, 2006, v. 435 – 436, p. 371 – 382.

POSSAMAI, E. R. F. **Estudo do comportamento em fadiga do aço SAE 5160 aplicado em feixes de molas automotivas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em engenharia de Minas, Metalúrgicas e de Materiais, UFRSG, Porto Alegre, 2015.

PRASAD, K. DWIVEDI, D. K. **Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints.** International Journal Manufacturing Technology, 2008, v. 36, p. 475 – 483.

RODRIGUES, S. M. **Estudo do comportamento em fadiga de juntas soldadas de aços bifásicos de alta resistência mecânica.** Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em engenharia de Minas, Metalúrgicas e de Materiais, UFRSG, Porto Alegre, 2012.

ROSA, Edison da. **Análise de Resistência Mecânica de Peças e Componentes Estruturais: Mecânica da Fratura e Fadiga. Apostila da Disciplina Fadiga e Confiabilidade.** Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. 2002.

SCHIJVE, Jaap. **Fatigue of structures and materials.** Dordrecht: Kluwer Academic, 2001.

SCOTTI, A; PONOMAREV, V., **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho,** 1 ed, São Paulo: Artliber Editora Ltda, 2008.

SHI, Y. HAN, Z. **Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade high strength low alloy steel.** Journal of materials processing technology, 2008, v. 207, p. 30 – 39.

SHIGLEY, Joseph Edward; MISCHKE, Charles R. **Projeto de engenharia mecânica.** Bookman, 2005.

SHOME, M. **Effect of heat-input on austenite grain size in the heat-affected zone of HSLA-100 steel.** Materials Science & Engineering A, 2007, v. 445, p. 454 – 460.

SILVA, A. L. V. D. C. E.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** 3º. ed. São Paulo: Blucher, 2010.

SOUZA, S. A.; **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos.** Editora Blucher, 5ª ed, 2012.

SPANOS, G. WILSON, A. W.; KRAL, M. V. **New insights into the Widmanstätten proeutectoid ferrite transformation: integration of crystallographic and three-Dimensional morphological observations.** Metallurgical and Materials Transactions A, May 2005. v. 36. p. 1209-1218.

SSAB TUNNPLAT, **Sheet steel joining handbook**. Sweden. SSAB Tunnplat, Disponível em: <ssabdirect.com>, 2004 (Sheet Steel Joining Handbook: Joining of High Strength Steels).

STEPHENS, Ralph I. et al. **Metal fatigue in engineering**. John Wiley & Sons, 2000.

SVOBODA, G. H. NADELE, H. C. **Fatigue life of GMAW and PAW welding joints of boron microalloyed steels**. Procedia Materials Science, 2015, v. 9, p. 419 – 427.

THEWLIS, G. **Classification and quantification of microstructures in steels**. Materials Science and Technology, Feb 2004. v. 20. p. 143-160.

TIMINGS, R., **Fabrication and Welding Engineering**, 1 ed, Burlington: Elsevier, 2008.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. 2 ed, Portland: CRC Press, 2007.

TOUPIS, A. GALLOWAY, A. MOLTER, L. POLEZHAYEVA, H. **Systematic investigation of the fatigue performance of a friction stir welded low alloy steel**. Materials and Design, Apr 2015. v. 80. p. 116 – 128.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H., **Soldagem: processo e metalurgia**, 4 ed, São Paulo: Editora Edgar Blucher Ltda, 2004.

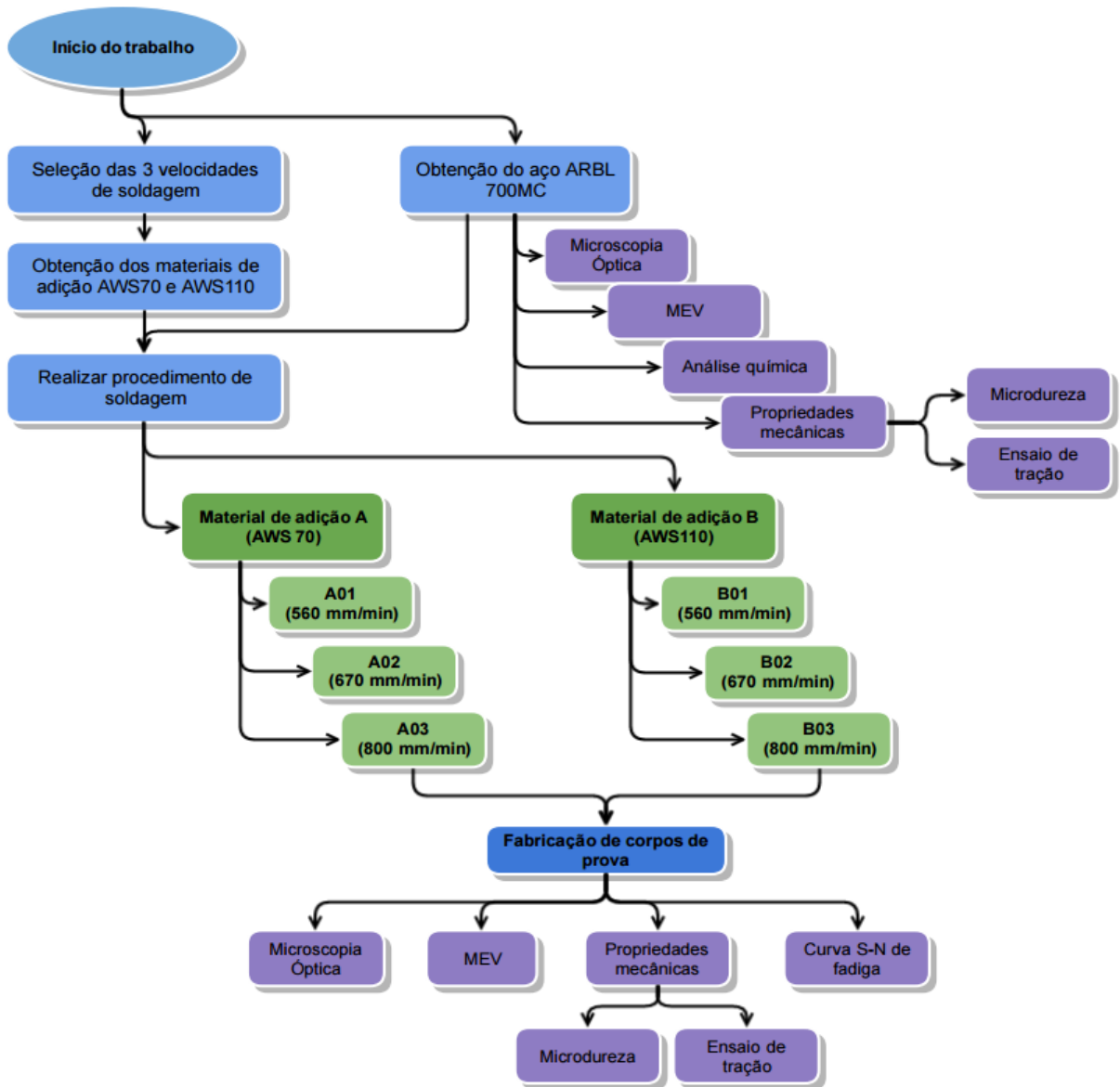
XU, W. H. LIN, S. B. FAN, C. L. YANG, C. L. **Evaluation on microstructure and mechanical properties of high-strength low-alloy steel joints with oscillating arc narrow gap GMA welding**. International Journal Advanced Manufacturing Technology, 2014, v. 75, p. 1439 – 1446.

YILDIRIM, H. C. MARQUIS, G. SONSINO, C. M. **Lightweight design with welded high-frequency mechanical impact (HFMI) treated high-strength steel joints from S700 under constant and variable amplitude loadings**. International Journal of Fatigue, 2015.

ZHANG, C. YANG, J. HU, X. LU, P. ZHAO, M. **Microstructure characteristics and fatigue properties of welded HSLA with and without buffer layer**. Materials Science and Engineering A, 2012, v. 546, p. 169 – 179.

ZHANG, L. KANNENGIESSER, T. **Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel**. Materials Science & Engineering A, 2014, v. 613, p. 326 – 335.

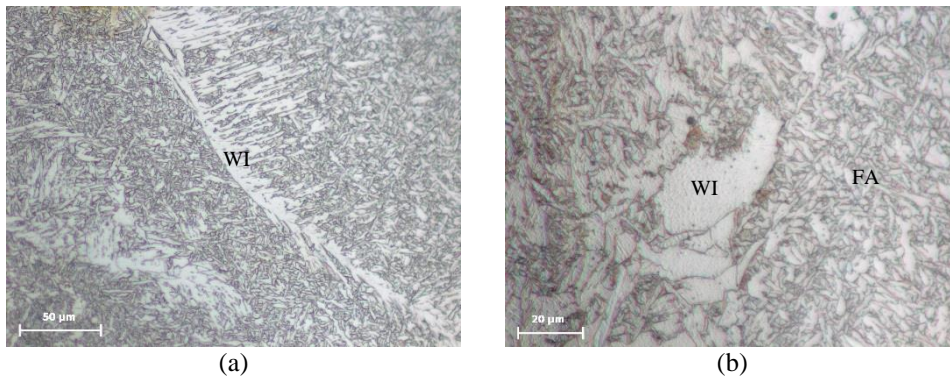
## ANEXO A - FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES EXECUTADAS



Anexo 1 - Fluxograma de atividades executadas

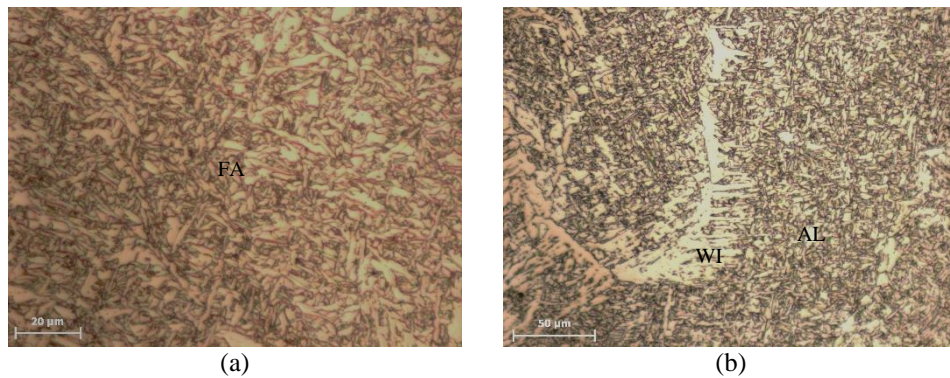
Fonte: do autor

## ANEXO B – MICROESTRUTURAS OPTICAS OBSERVADAS NAS UNIÕES SOLDADAS COM METAL DE SOLDA AWS70



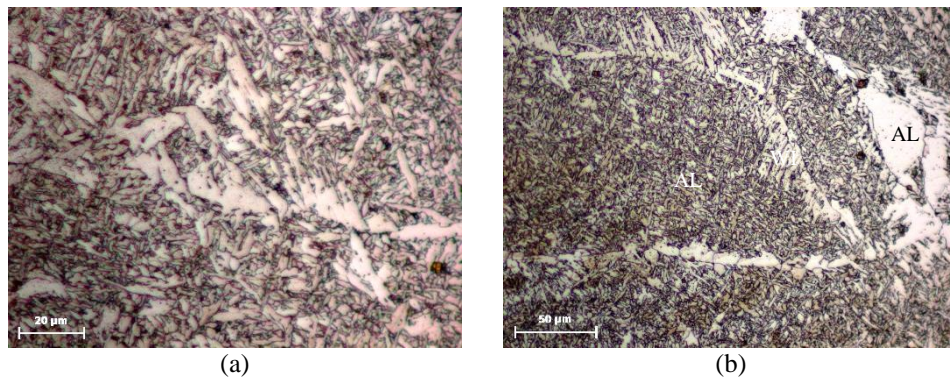
Anexo 2 - Microestrutura da região MA para a condição A01, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observada a 500x (a) e 1.000x (b)

Fonte: do autor



Anexo 3 - Microestrutura da região MA para a condição A02, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observada a 1.000x (a) e 500x (b)

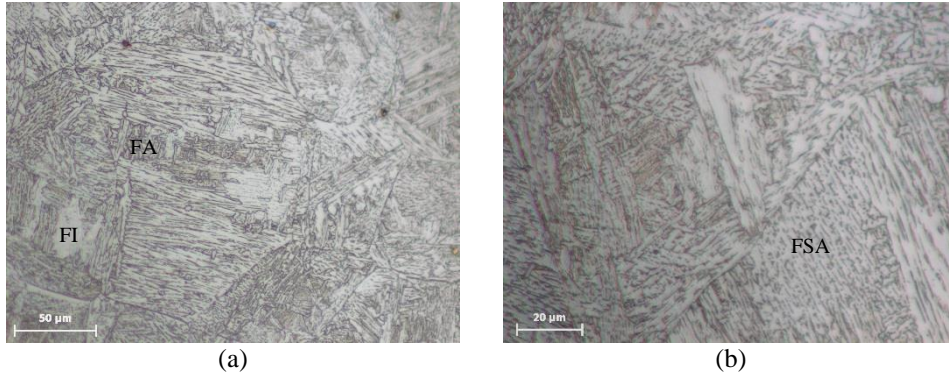
Fonte: do autor



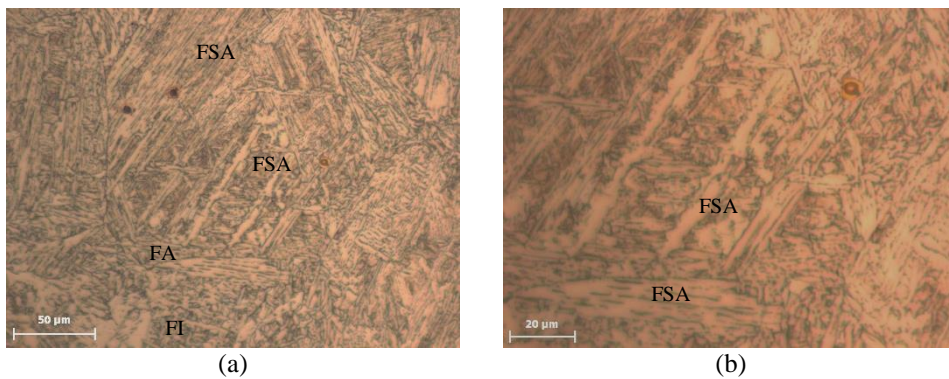
Anexo 4 - Microestrutura da região MA para a condição A03, ferrita Widmanstätten (WI), ferrita acicular (FA) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000x (a) e 500x (b)

Fonte: do autor

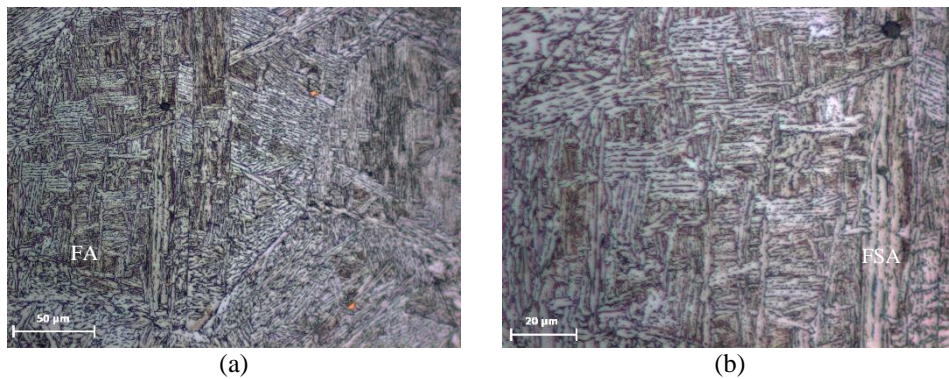




Anexo 5 - Microestrutura da região RCG para a condição A01, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observada a 500X (a) e 1000X (b)  
Fonte: do autor

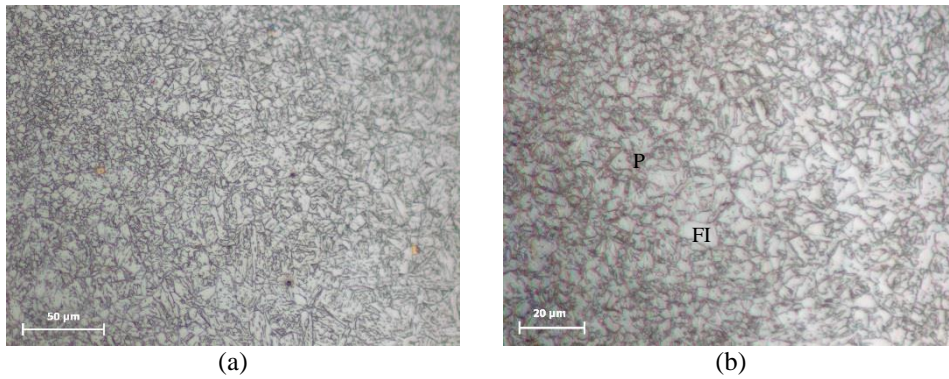


Anexo 6 - Microestrutura da região RCG para a condição A02, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observada a 500X (a) e 1000X (b)  
Fonte: do autor



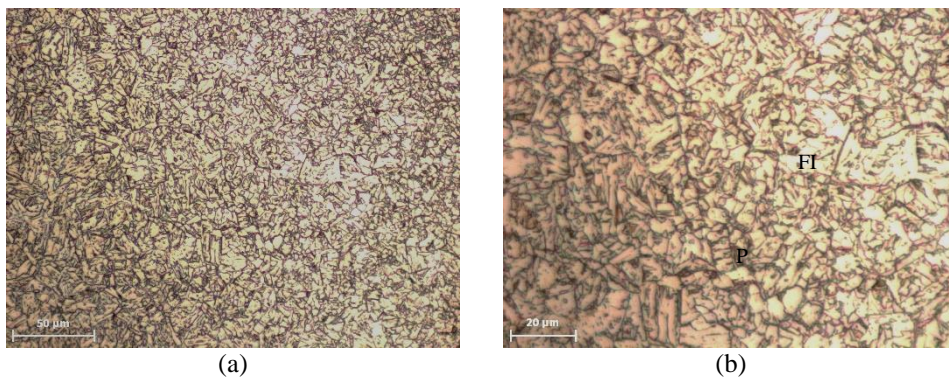
Anexo 7 - Microestrutura da região RCG para a condição A03, ferrita de segunda fase alinhada (FSA) e ferrita acicular (FA), observada a 500X (a) e 1000X (b)  
Fonte: do autor





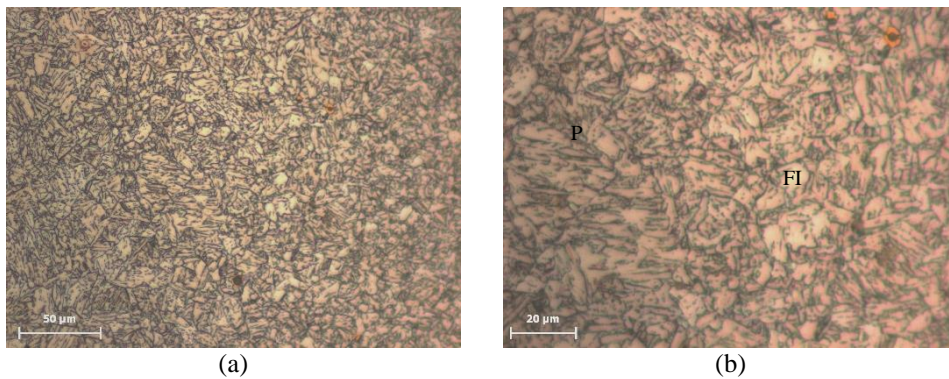
Anexo 8 - Microestrutura da região RRG para a condição A01, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500X (a) e 1000X (b)

Fonte: do autor



Anexo 9 - Microestrutura da região RRG para a condição A02, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500X (a) e 1000X (b)

Fonte: do autor

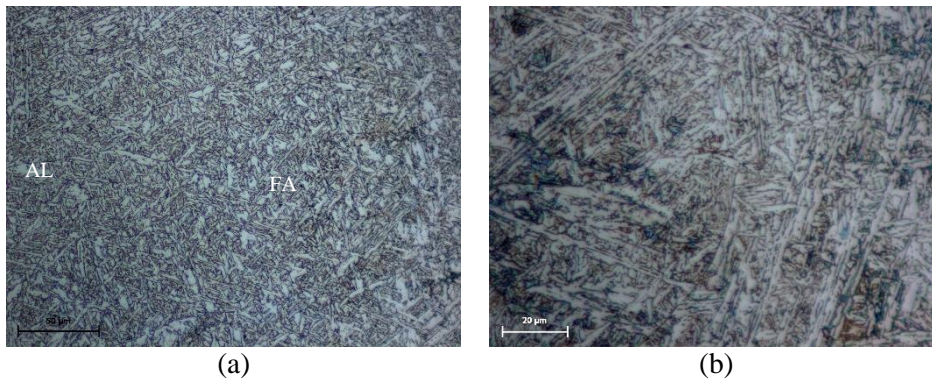


Anexo 10 - Microestrutura da região RRG para a condição A03, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500X (a) e 1000X (b)

Fonte: do autor

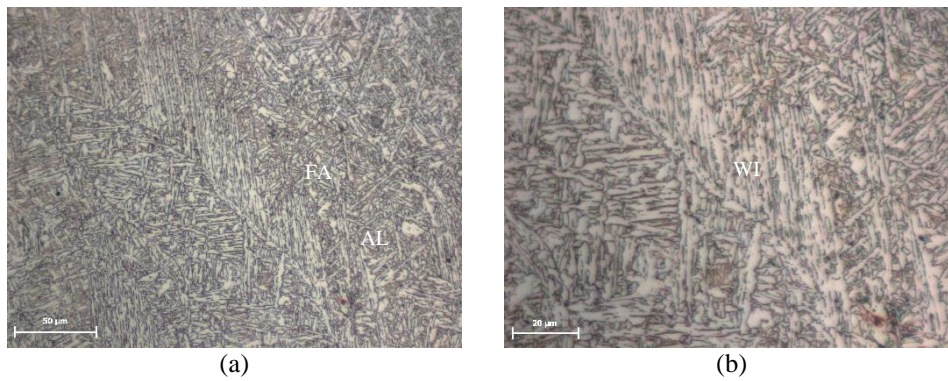


**ANEXO C – MICROESTRUTURAS OPTICAS OBSERVADAS NAS UNIÕES SOLDADAS COM METAL DE SOLDA AWS110**



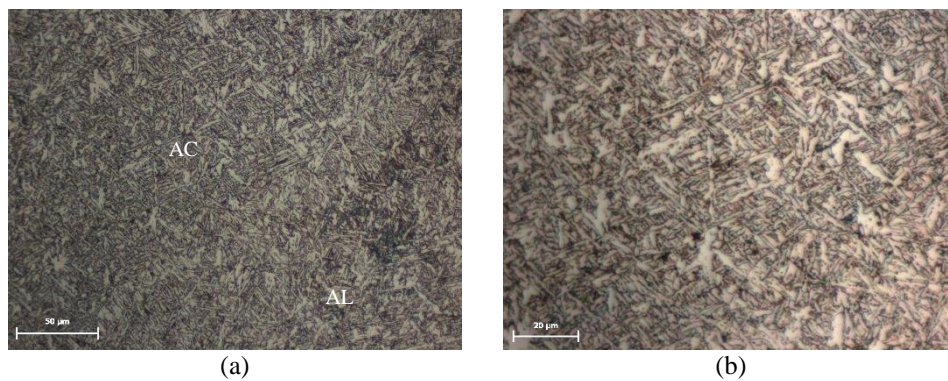
Anexo 11 - Microestrutura da região MA para a condição B01, ferrita acicular (FA) e alotriomorfa (AL) observadas a 500X (a) e 1.000X (b)

Fonte: do autor



Anexo 12 - Microestrutura da região MA para a condição B02, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotriomorfa (AL) observadas a 500 (a) e 1.000X (b)

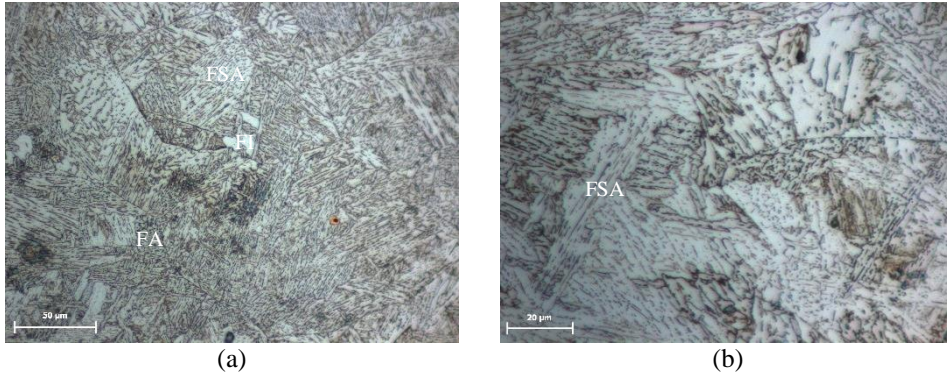
Fonte: do autor



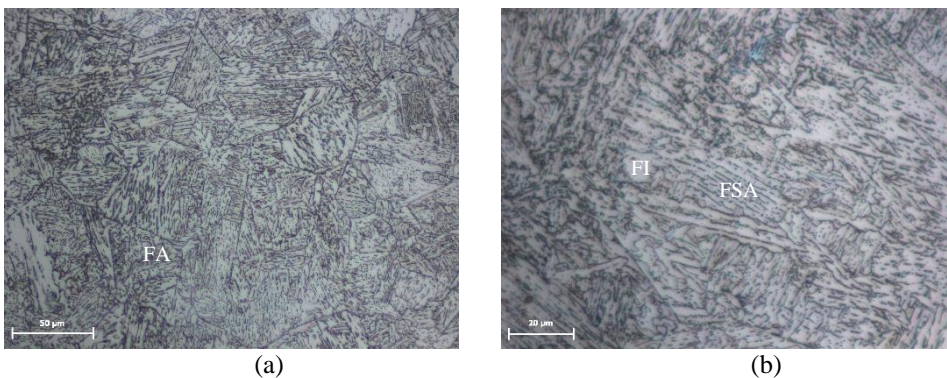
Anexo 13 - Microestrutura da região MA para a condição B03, ferrita acicular (FA) e alotriomorfa (AL) observadas a 500 (c) e 1.000X (b)

Fonte: do autor

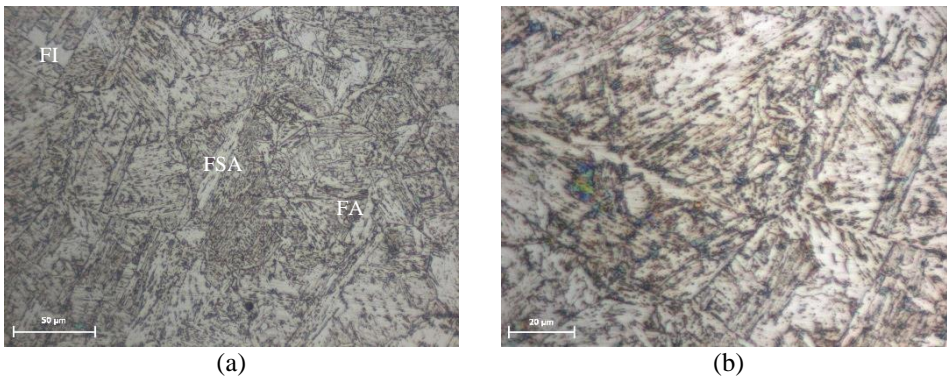




Anexo 14 - Microestrutura da região RCG para a condição B01, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 500 (c) e 1.000X (b)  
Fonte: do autor

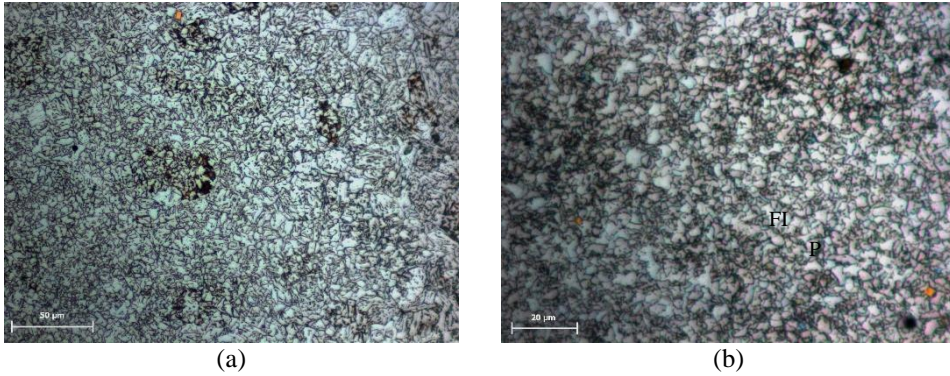


Anexo 15 - Microestrutura da região RCG para a condição B02, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 500 (c) e 1.000X (b)  
Fonte: do autor



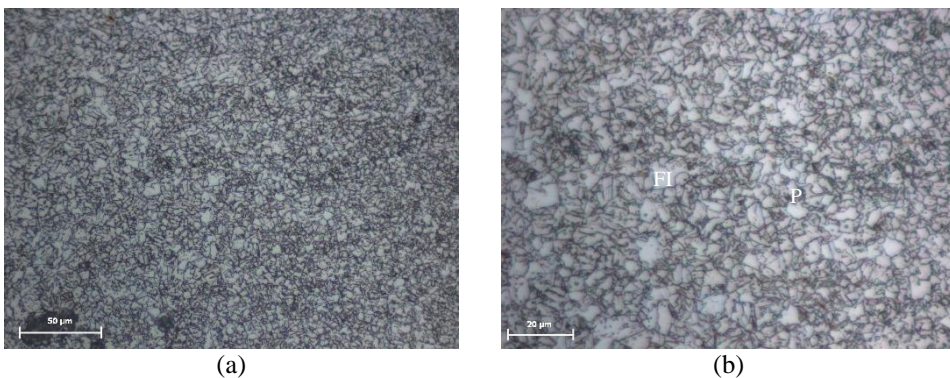
Anexo 16 - Microestrutura da região RCG para a condição B03, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 500 (c) e 1.000X (b)  
Fonte: do autor





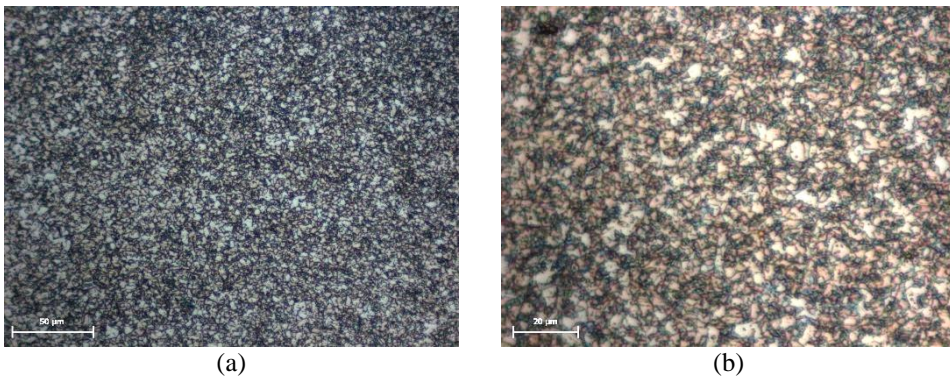
Anexo 17 - Microestrutura da região RRG para a condição B01, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500X (a) e 1.000X (b)

Fonte: do autor



Anexo 18 - Microestrutura da região RRG para a condição B02, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500X (a) e 1.000X (b)

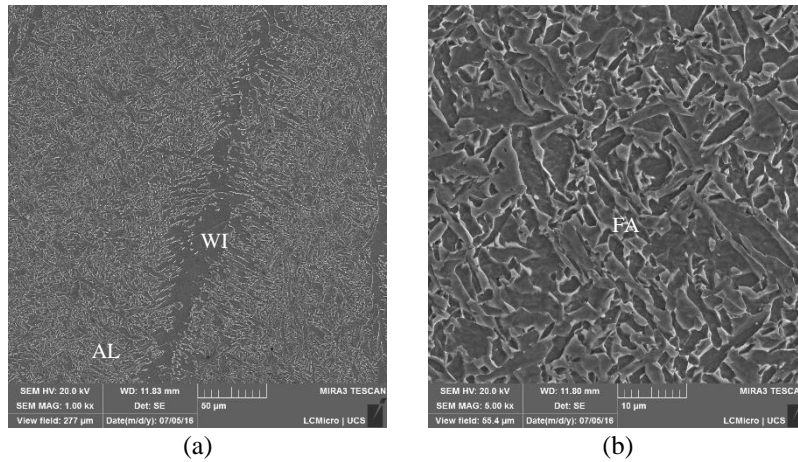
Fonte: do autor



Anexo 19 - Microestrutura da região RRG para a condição B03, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 500X (a) e 1.000X (b)

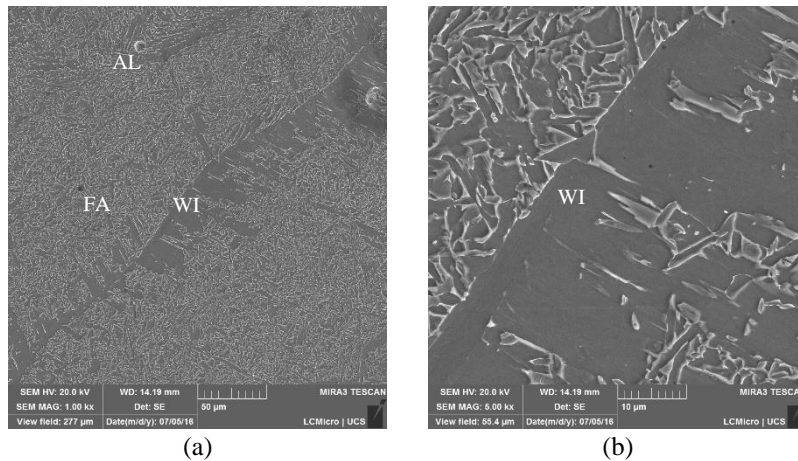
Fonte: do autor

**ANEXO D – MICROESTRUTURAS OBSERVADAS NAS UNIÕES SOLDADAS COM METAL DE SOLDA AWS70 ATRAVÉS DO MEV**



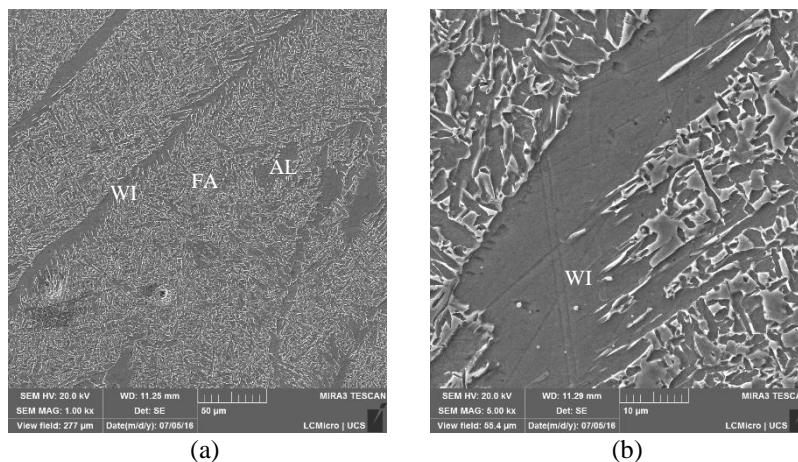
Anexo 20 - Microestrutura da região MA para a condição A01, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)

Fonte: do autor



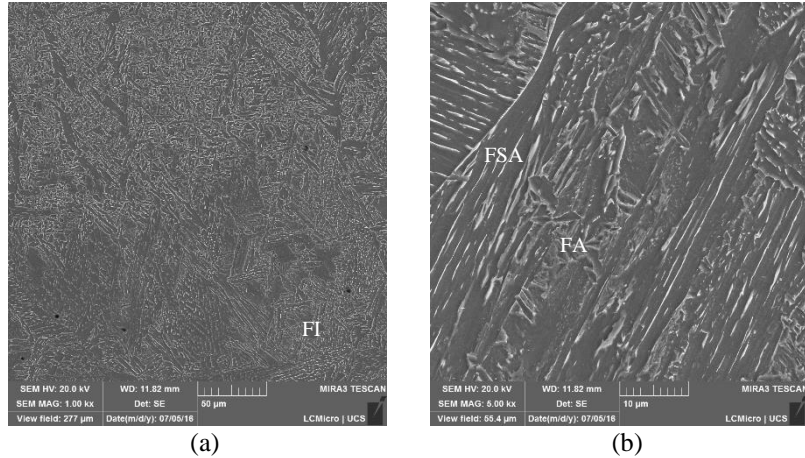
Anexo 21 - Microestrutura da região MA para a condição A02, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)

Fonte: do autor

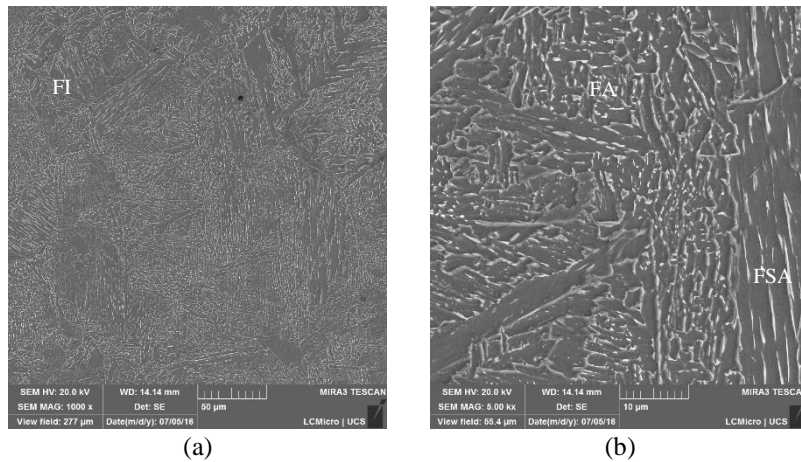


Anexo 22 - Microestrutura da região MA para a condição A03, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)

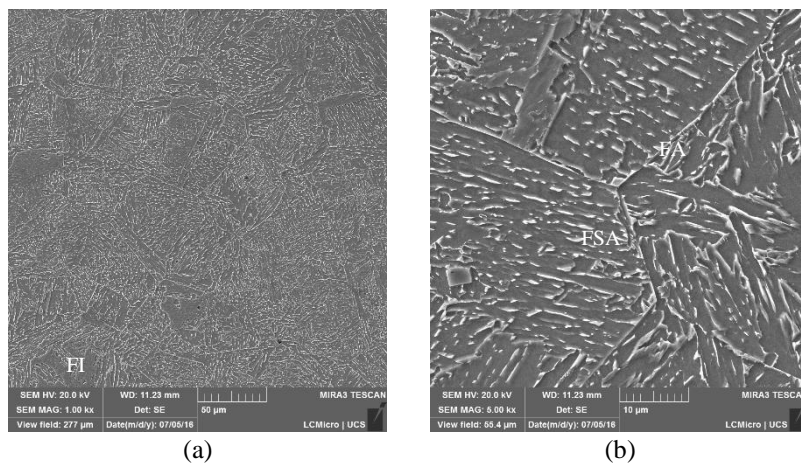
Fonte: do autor



Anexo 23 - Microestrutura da região RCG para a condição A01, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)  
Fonte: do autor

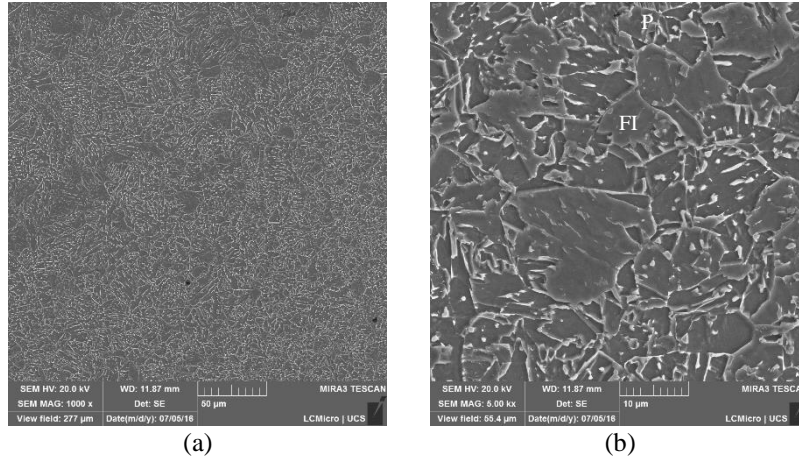


Anexo 24 - Microestrutura da região RCG para a condição A02, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)  
Fonte: do autor



Anexo 25 - Microestrutura da região RCG para a condição A03, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)  
Fonte: do autor

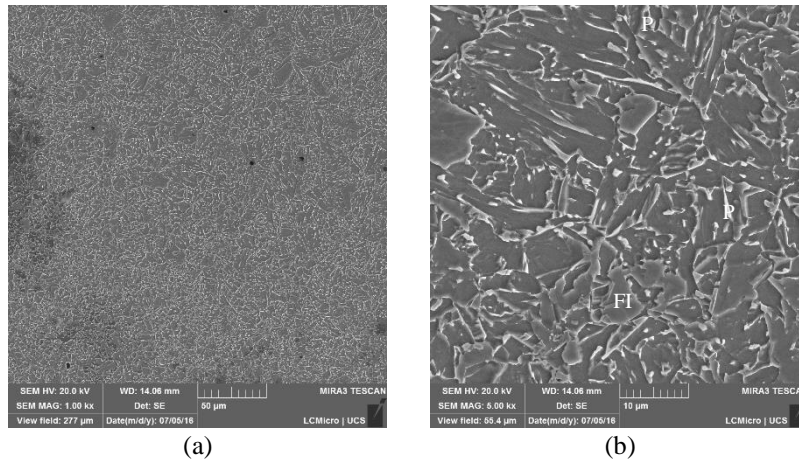




(a)

(b)

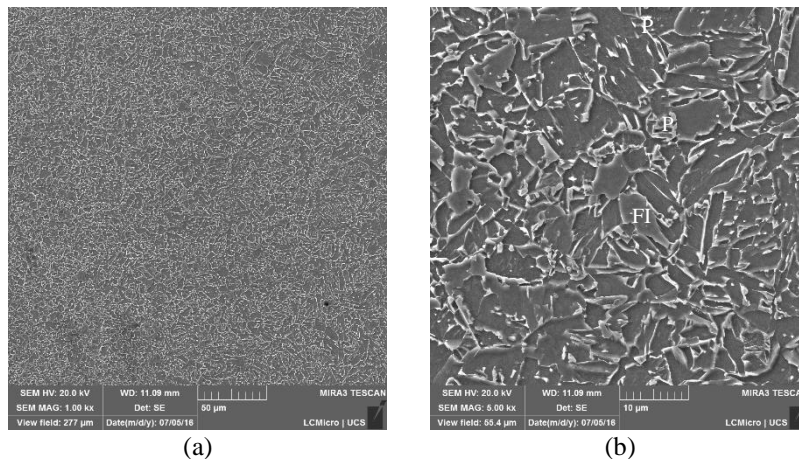
Anexo 26 - Microestrutura da região RRG para a condição A01, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 1.000x (a) e 5.000x (b)



(a)

(b)

Anexo 27 - Microestrutura da região RRG para a condição A02, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 1.000x (a) e 5.000x (b)

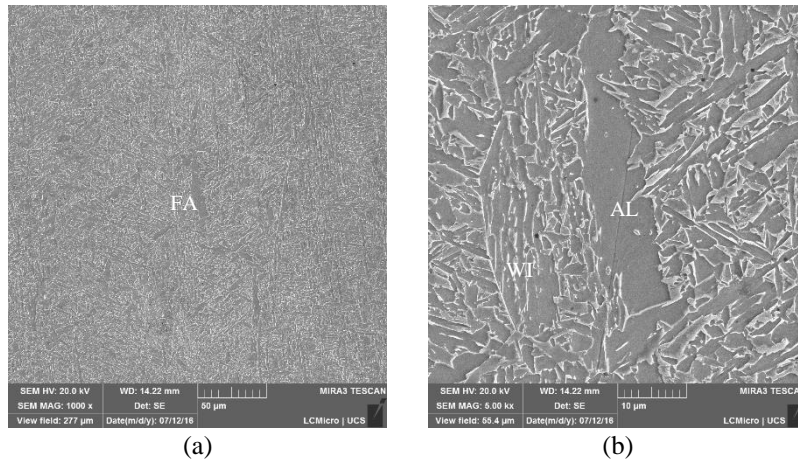


(a)

(b)

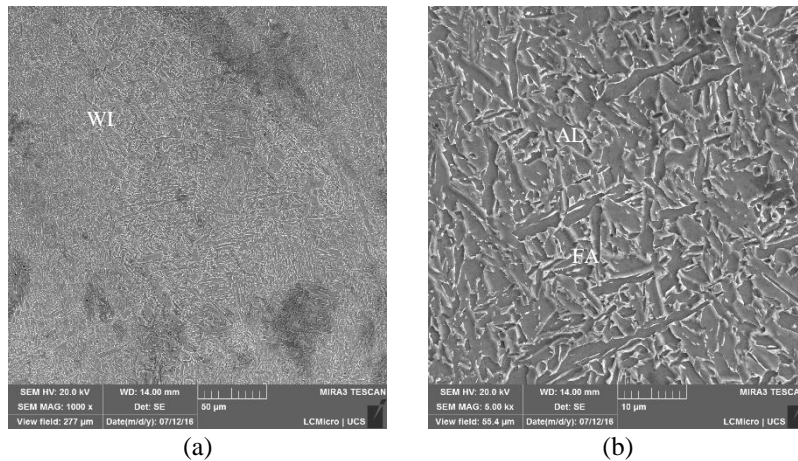
Anexo 28 - Microestrutura da região RRG para a condição A03, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 1.000x (a) e 5.000x (b)

**ANEXO E – MICROESTRUTURAS OBSERVADAS NAS UNIÕES SOLDADAS COM METAL DE SOLDA AWS110 ATRAVÉS DO MEV**



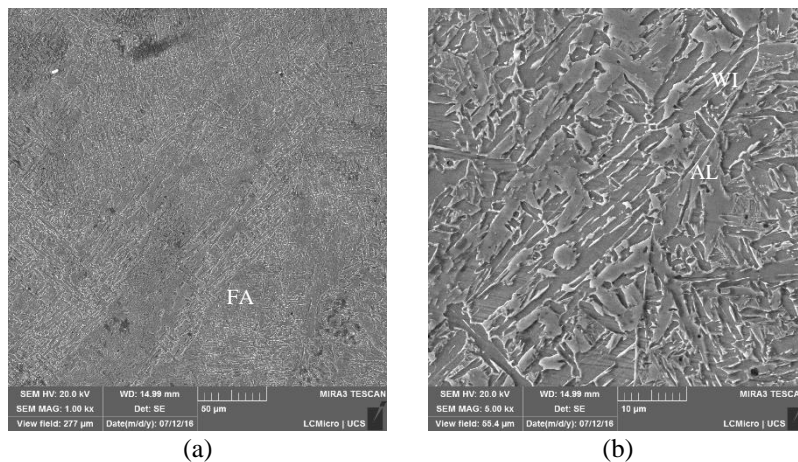
Anexo 29 - Microestrutura da região MA para a condição B01, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)

Fonte: do autor



Anexo 30 - Microestrutura da região MA para a condição B02, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)

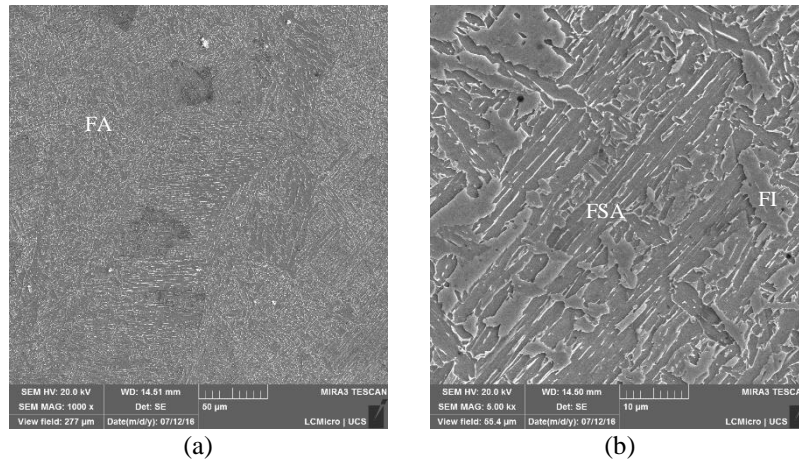
Fonte: do autor



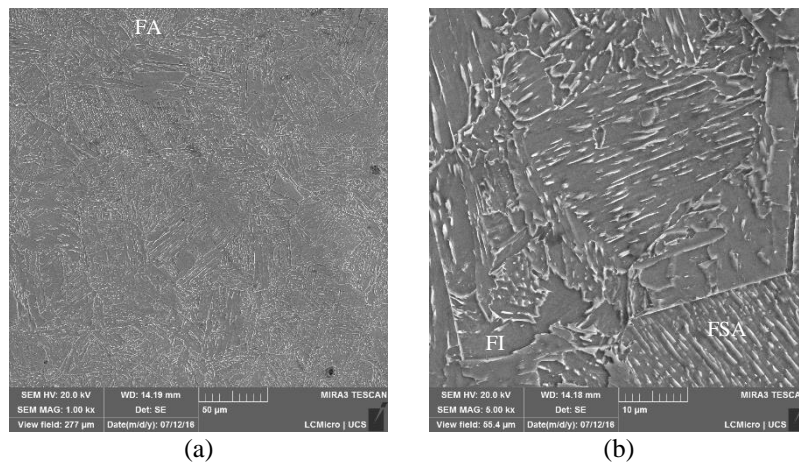
Anexo 31 - Microestrutura da região MA para a condição B03, ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (WI) e alotrimorfa (AL) observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)

Fonte: do autor

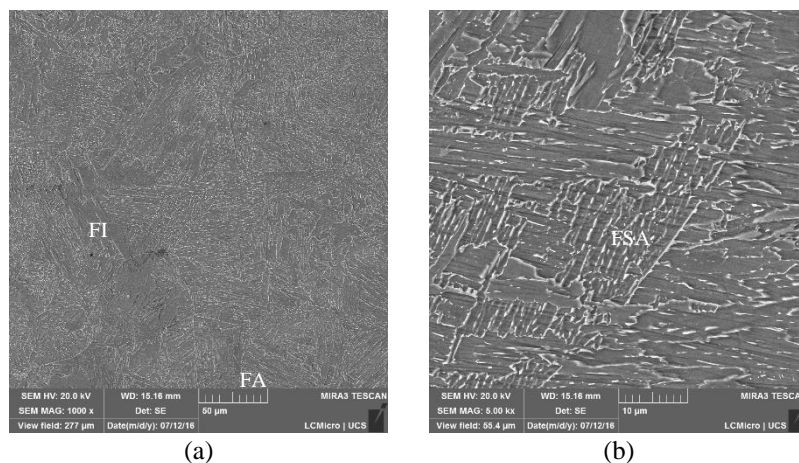




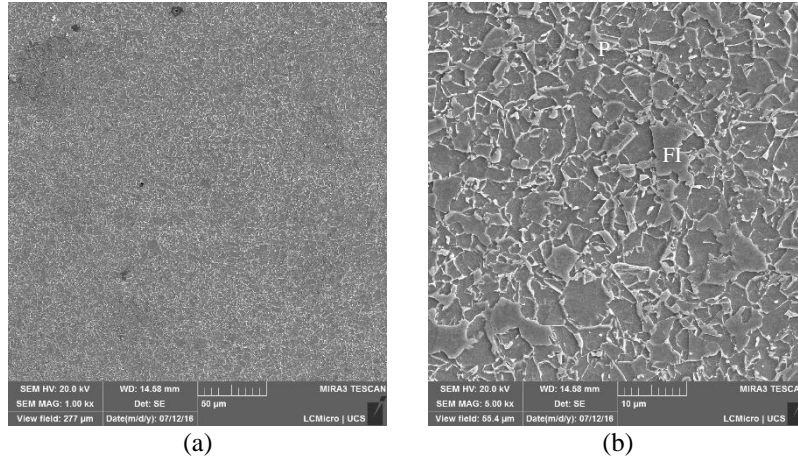
Anexo 32 - Microestrutura da região RCG para a condição B01, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)  
Fonte: do autor



Anexo 33 - Microestrutura da região RCG para a condição B02, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)  
Fonte: do autor

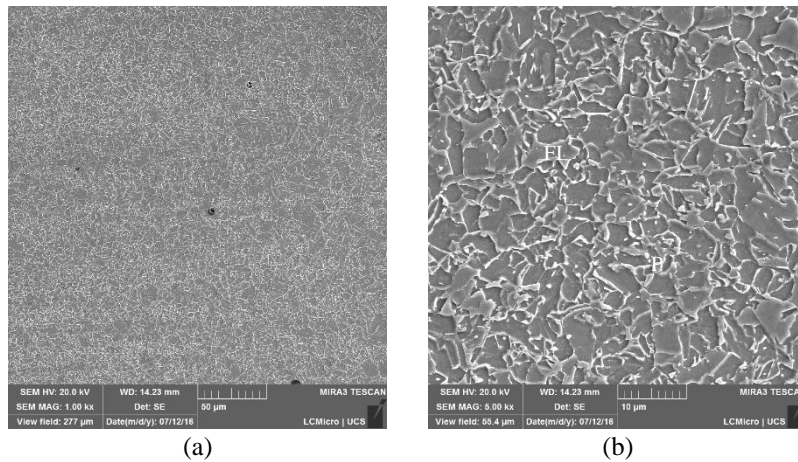


Anexo 34 - Microestrutura da região RCG para a condição B03, ferrita de segunda fase alinhada (FSA), ferrita acicular (FA) e ferrita idiomorfa (FI), observadas a 1.000 (a) e 5.000X (b)  
Fonte: do autor



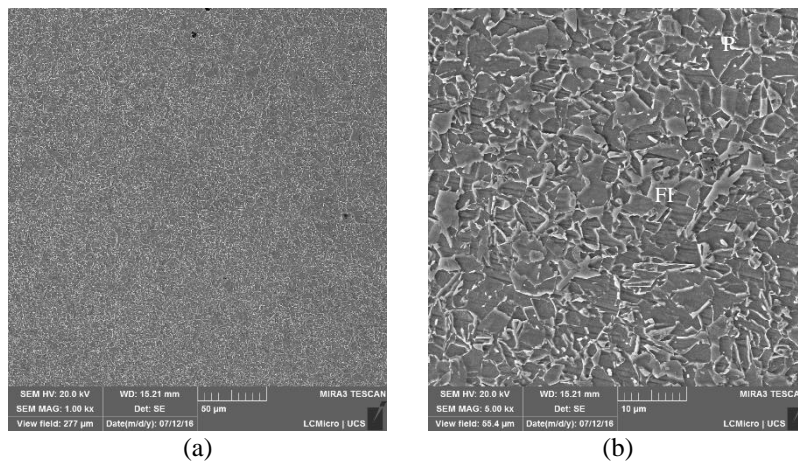
Anexo 35 - Microestrutura da região RRG para a condição B01, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 1.000x (a) e 5.000x (b)

Fonte: do autor



Anexo 36 - Microestrutura da região RRG para a condição B02, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 1.000x (a) e 5.000x (b)

Fonte: do autor



Anexo 37 - Microestrutura da região RRG para a condição B03, ferrita idiomorfa (FI) e perlita (P), observada a 1.000x (a) e 5.000x (b)

Fonte: do autor