

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM PROJETO E PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO - MESTRADO PROFISSIONAL

Oséias Matias de Oliveira Esmelindro

COMPORTAMENTO DA VIDA EM FADIGA DE JUNTA
SOLDADA DO AÇO LN-700

Passo Fundo

2015

Oséias Matias de Oliveira Esmelindro

**COMPORTAMENTO DA VIDA EM FADIGA DE JUNTA
SOLDADA DO AÇO LN-700**

Orientador: Prof. Dr. Charles Leonardo Israel

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Passo Fundo

2015

Oséias Matias de Oliveira Esmelindro

**COMPORTAMENTO DA VIDA EM FADIGA DE JUNTA
SOLDADA DO AÇO LN-700**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Data de aprovação:

Os componentes da Banca examinadora abaixo aprovaram a Dissertação:

Professor Doutor Charles Leonardo Israel
Orientador

Professor Doutor Telmo Roberto Strohaecker
Universidade Rio Grande do Sul

Professor Doutor Vagner Alves Guimarães
Universidade Passo Fundo

Professor Doutor José Antônio Portella
Universidade Passo Fundo

*Dedico este trabalho à minha esposa.
Ângela Aquino Esmelindro.*

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela vida que me deu e pela oportunidade a mim concedida deste estudo. Cri em Ti, ó Deus, para desenvolver este trabalho através de meu esforço.

Aos meus pais, Adão e Emília, que me criaram no caminho em que deveria andar quando pequeno, pois quando cresci não consegui me desviar do mesmo, aprendendo a respeitar e honrar meus genitores.

À minha família, Ângela, Manuela e Miguel, que de uma forma especial me incentivaram simplesmente com sua existência. Força para desenvolver busquei nos sorrisos, carinhos e na oportunidade que tenho de conviver ao lado deles; por isso, amo-os de todo meu coração.

À Universidade de Passo Fundo (UPF), por meio do Programa de Pós-Graduação em Projeto e Processos de Fabricação, pela oportunidade de desenvolver tecnologia de ponta com o auxílio da estrutura física e humana representada por seu corpo docente.

Ao professor orientador Charles Leonardo Israel, pelas orientações, discussões e considerações no intuito de engrandecer o trabalho realizado, agradeço pela amizade, profissionalismo e conhecimento adquirido.

Enfim, a todos que de alguma forma contribuíram para que este trabalho fosse realizado com sucesso.

“[...] aquele que bate o ferro com o martelo elogia o que solda o ídolo. E diz: ‘Que trabalho bem feito!’”

Isaías 41:7.

RESUMO

No presente trabalho foi analisado, em energia de soldagem ideal pelo processo de soldagem *metal active gás* (MAG), o comportamento da vida em fadiga de uma junta soldada do aço ARBL USI-LN-700, que, devido às suas características de composição química e processamento termomecânico, é classificado como aço de alta resistência e baixa liga. Buscou-se a diminuição do aporte térmico e, conseqüentemente, da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) para manter as propriedades mecânicas próximas das propriedades do metal base. Optou-se em realizar a soldagem robotizada para garantir a repetitividade dos parâmetros. A fim de avaliar a resistência à fadiga comparada ao material sem solda, foram feitos ensaios de tração, nos quais os resultados referentes a tensão de escoamento não tiveram significativa variação entre os CPs com e sem solda analisados. O perfil de dureza demonstrou uma pequena variação entre o MS, ZTA e MB, contribuindo para o aumento do número de ciclos nos ensaios de fadiga. A verificação do comportamento microestrutural resultou em uma zona termicamente afetada pelo calor, em um aumento no tamanho do grão, conforme previsto na literatura e, por fim, o ensaio de fadiga revelou, após o processo de soldagem nos aços USI-LN-700, que não houve uma redução significativa na resistência à fadiga em relação ao metal base.

Palavras-chave: soldagem, (ARBL) aços de baixa liga e alta resistência, fadiga.

ABSTRACT

In the present work was analyzed, in ideal welding power by the welding process metal active gas (MAG), the behavior of fatigue life in a welded joint of HSLA USI-LN-700 steel, which, due to its characteristics of chemical composition and thermo mechanical processing, is classified as high strength low alloy. Sought reduce of heat input and consequently the heat-affected zone (HAZ), to maintain the mechanical properties close to the base metal properties. It was decided to perform the robotic welding to ensure the repetitiveness of the parameters. In order to assess the fatigue strength compared with the material without weld tensile tests were performed, where the results of the yield stress had no significant variation between the samples with and without welding analyzed. The hardness profile demonstrated a little variation between the weld metal, HAZ and base metal, contributing to an increase in the number o cycles in the fatigue test. The verification of microstructural behavior resulted in an area thermally affected by the heat, an increase in grain size, as provided in the literature and, finally, the fatigue test revealed after the welding process in the USI-LN-700 steels, the there was a significant reduction in fatigue strength compared to base metal.

Key words: welding, (HSLA) high strength low alloy steels, fatigue.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

| | |
|--|----|
| Figura 1 - Zona afetada pelo calor | 24 |
| Figura 2 - Ciclo térmico e transformação de fases esquemática para uma junta soldada monopasse (Toyoda, 1989)..... | 26 |
| Figura 3 - Exemplos de microestruturas observadas no metal de solda após o resfriamento. (a) Ferrita e Perlita; (b) Ferrita de segunda fase não alinhada; (c) Ferrita acicular e poligonal; (d) Ferrita acicular; (e) Ferrita de placa lateral; (f) Ferrita poligonal..... | 29 |
| Figura 4 - Ciclo térmico de soldagem..... | 31 |
| Figura 5 - Repartição térmica de uma solda | 32 |
| Figura 6 - Curva característica do ensaio de fadiga..... | 36 |
| Figura 7 - Tipos de tensões cíclicas em fadiga: tensão alternada reversa; tensão repetida flutuante; tensão irregular aleatória | 37 |
| Figura 8 - Cronograma metodológico..... | 41 |
| Figura 9 - Especificação das dimensões (mm) de um corpo de prova sem solda norma ASTM E 8M-04..... | 43 |
| Figura 10 - Especificação das dimensões (mm) do corpo de prova com solda norma DIN EN 895:1995 | 43 |
| Figura 11 - Posição para retirada das amostras para ensaio de tração..... | 44 |
| Figura 12 - Especificação das dimensões (mm) de um CP segundo (ASTM E466, 2012)..... | 46 |
| Figura 13 - Posição de confecção das amostras para ensaio de fadiga segundo (ASTM E466, 2012)..... | 47 |
| Figura 14 - Preparação de CPs..... | 49 |
| Figura 15 - Esquema de solda do corpo de prova para ensaio de fadiga, medida em (mm) | 50 |
| Figura 16 - Corpo de prova soldado e separado pelo processo de usinagem | 50 |
| Figura 17 - Macroestrutura da solda do aço ARBL USI-LN-700 | 52 |
| Figura 18 - Estrutura da ZAC condição selecionada | 53 |
| Figura 19 - Metal de solda (MS); (a) e (b) 1: FS (NA) - ferrita de Widmanstätten, 2: AF - ferrita acicular, 3: ferrita alotriomorfa;..... | 53 |
| Figura 20 - Crescimento de grão (RCG); (a) e (b) 1: ferrita e agregados de carbonetos não-alinhados PF (FCNA); 2: Ferrita e agregados de carbonetos alinhados PF (FCA); letra (c) análise química por EDS possível nitreto de titânio | 55 |

| | |
|--|----|
| Figura 21 - Refino de grão (RRG) e intercrítica; (a), (b) e (c) 1: FC - agregados de carboneto; 2: PF - ferrita poligonal; 3: Nitreto de Titânio | 57 |
| Figura 22 - Metal base (MB); (a), (b) 1: (FC) - agregado de carboneto; 2: (P) - perlita; 3: (PF) - ferrita..... | 59 |
| Figura 23 - Esquema de montagem da microdureza de uma amostra do aço soldado USI-LN-700..... | 60 |
| Figura 24 - Amostra rompida..... | 63 |
| Figura 25 - Curva S-N do material base ARBL USI-LN-700 | 67 |
| Figura 26 - Curva S-N do metal soldado | 69 |
| Figura 27 - Região de início da fratura estágio 1 | 70 |
| Figura 28 - Região início da fratura estágio 1..... | 71 |
| Figura 29 - Região de propagação estágio 2..... | 72 |
| Figura 30 - Região final da fratura – diples estágio 3..... | 72 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1 - Normas da AWS para diferentes tipos de arames (XX indica o ano da última revisão)..... | 21 |
| Tabela 2 - Eficiências térmicas de diferentes processos de soldagem..... | 34 |
| Tabela 3 - Composição química do aço USI-LN-700 em estudo (% em peso)..... | 39 |
| Tabela 4 - Propriedades Mecânicas do aço USI-LN-700 | 40 |
| Tabela 5 - Propriedades Mecânicas dos Metais de Adição..... | 40 |
| Tabela 6 - Composição Química do Metais de Adição | 40 |
| Tabela 7 - Parâmetros de soldagem | 45 |
| Tabela 8 - Matriz de experimentos | 45 |
| Tabela 9 - Condições de soldagem MAG disponíveis do robô | 48 |
| Tabela 10 - Tabela de microdureza por região | 61 |
| Tabela 11 - Comparativo da tensão de escoamento <i>versus</i> microdureza..... | 61 |
| Tabela 12 - Comparativo das propriedades mecânicas das amostras | 62 |
| Tabela 13 - Matriz 2 x 3 com 3 repetições..... | 63 |
| Tabela 14 - Resultados do Planejamento Estatístico | 64 |
| Tabela 15 - Análise de variância do metal de adição..... | 65 |
| Tabela 16 - Análise de variância do metal de adição energia de soldagem..... | 66 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

| | |
|------------|---|
| AWS | American Welding Society |
| ARBL | Alta Resistência e Baixa Liga |
| ZTA | Zona Termicamente afetada pelo calor |
| RRG | Região de Refino do Grão |
| RCG | Região de Crescimento do Grão |
| MIG | Metal Inert Gas |
| MAG | Metal Active Gas |
| GMAW | Gas Metal Arc Welding |
| FCAW | Flux-cored Arc Welding |
| AWS | American Welding Society |
| (FS(NA)) | Ferrita de Widmanstätten |
| (AF) | Ferrita acicular; |
| (PF(FCA)) | Ferrita e agregados de carboneto alinhados |
| (PF(FCNA)) | Ferrita e agregados de carbonetos não alinhados |
| (FC) | Agregados de carboneto |
| (PF) | Ferrita poligonal |
| (P) | Perlita |
| (PF) | Ferrita |

SUMÁRIO

| | | |
|----------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 12 |
| 2 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 14 |
| 2.1 | Usos dos aços ARBL | 14 |
| 2.2 | Aços de alta resistência e sua utilização | 14 |
| 2.3 | Processo de união por soldagem | 17 |
| 2.3.1 | Soldagem de aços na indústria pelo processo MIG/MAG | 17 |
| 2.3.2 | Tipo de transferência de metal de adição | 18 |
| 2.4 | Aço utilizado nas indústrias | 19 |
| 2.5 | Consumíveis de soldagem usados em aços ARBL | 20 |
| 2.6 | Soldabilidade de aços e metalurgia da soldagem | 22 |
| 2.7 | Zona Termicamente Afetada (ZTA) | 24 |
| 2.8 | Efeitos da soldagem | 29 |
| 2.9 | Estudo do aporte de calor na soldagem | 30 |
| 2.9.1 | Ciclo térmico | 30 |
| 2.9.2 | Aporte térmico | 33 |
| 2.10 | Ensaio mecânicos | 34 |
| 3 | MATERIAIS E MÉTODOS | 39 |
| 3.1 | Metal base USI-LN-700 | 39 |
| 3.2 | Metais de adição (ER90S-D2 e ER-70S6) | 40 |
| 3.3 | Metalografia | 41 |
| 3.4 | Ensaio de microdureza | 42 |

| | | |
|-------|--|-----------|
| 3.5 | Ensaio de tração | 42 |
| 3.6 | Planejamento estatístico para escolha dos parâmetros e metal de adição | 44 |
| 3.7 | Ensaio fadiga material base sem solda USI-LN-700 | 46 |
| 3.7.1 | Preparação dos corpos de prova sem solda para ensaio de fadiga | 46 |
| 3.7.2 | Curva S-N do material base sem solda USI-LN-700 | 47 |
| 3.8 | Ensaio fadiga material material soldado USI-LN-700 | 48 |
| 3.8.1 | Predefinição dos parâmetros de soldagem | 48 |
| 3.8.2 | Ensaio fadiga material base com solda USI-LN-700 | 48 |
| 3.8.3 | Soldagem dos CPs para levantamento da curva S-N | 49 |
| 3.8.4 | Curva S-N do material base com solda USI-LN-700 | 50 |
| 3.9 | Fractografia | 51 |
| 4 | RESULTADOS E DISCUÇÕES | 52 |
| 4.1 | Metalografia | 52 |
| 4.1.1 | Análise macroestrutural | 52 |
| 4.1.2 | Análise microestrutural | 52 |
| 4.2 | Microdureza | 60 |
| 4.3 | Ensaio de tração | 61 |
| 4.4 | Planejamento estatístico | 63 |
| 4.5 | Curva S-N do material base USI-LN-700 | 67 |
| 4.6 | Curva S-N do metal soldado USI-LN-700 | 68 |
| 4.7 | Fractografia | 70 |
| 5 | CONCLUSÕES | 73 |
| 6 | REFERÊNCIAS | 75 |

1 INTRODUÇÃO

No panorama atual, as indústrias estão diversificando cada vez mais os tipos de materiais utilizados na estrutura de seus produtos, devido à concorrência acirrada em relação a massa dos produtos.

Neste contexto, buscam meios para que seus produtos se tornem cada vez mais leves e, desta forma, competitivos. Para que isso aconteça, as metalúrgicas estão em constante processo de desenvolvimento de novos materiais que satisfaçam o mercado e, conseqüentemente, o consumidor, pois a garantia desses produtos está diretamente relacionada ao tipo de material utilizado em sua construção estrutural.

Os materiais utilizados até então nas carrocerias de ônibus, aços convencionais, facilitam os processos de fabricação devido à sua composição microestrutural. Porém a baixa tensão de escoamento faz com que os projetistas tenham que usar uma relação de espessura *versus* seção, a fim de que o material seja suficientemente resistente para suportar as solicitações mecânicas impostas, o que implica em aumento da massa dos produtos.

As normatizações, cada vez mais rígidas no que diz respeito a massa bruta de veículos, como a lei da balança (PORTARIA Nº 63, DE 31 DE MARÇO DE 2009), forçam as indústrias automotivas e outras a utilizarem novos materiais em sua manufatura.

Considerando as elevadas propriedades mecânicas dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), pode-se diminuir a espessura de componentes fabricados, reduzindo peso em projetos com aplicações com solicitações dinâmicas. Dessa maneira, em comparação com aços de construção convencionais, o produto apresentará elevados índices de redução no peso. Essas reduções revertem em menor custo do produto e cliente satisfeito, pois, com menor peso, as carroceiras apresentam menos desgaste nos pneus, consumo de combustível menor e há a possibilidade de adicionar mais passageiros, aumentando, assim, a rentabilidade.

Entretanto, esse tipo de aço apresenta elevado grau de encruamento em sua estrutura metalúrgica, o que, após a realização da união por soldagem, tende a desaparecer na zona termicamente afetada (ZTA), prejudicando a aplicação desse material em juntas com solicitações dinâmicas. Tal condição faz com que esta região apresente diferentes propriedades mecânicas, que podem reduzir sua resistência à fadiga.

Para uma soldagem eficiente, espera-se que as propriedades mecânicas da junta soldada permaneçam próximas às do metal base. Para que isso ocorra, optou-se pela escolha da menor energia de soldagem, indicada pelo fornecedor do equipamento, variando em $\pm 10\%$. O metal

de adição está relacionado ao já utilizado nas indústrias de carrocerias devido ao baixo custo e ser adequado ao material utilizado atualmente e a um material que tenha as propriedades mecânicas próximas às do metal base utilizado neste trabalho, fazendo com que se tenha uma melhor soldabilidade e desempenho para o levantamento da curva S-N.

A identificação das propriedades mecânicas, microestruturais e de fadiga foram realizadas através de ensaios de tração, metalografia, dureza e levantamento da curva de fadiga para o material base soldado.

Foram analisados os resultados do comportamento da vida em fadiga em função dos parâmetros de soldagem utilizando a melhor configuração para uma junta soldada em projetos de engenharia para a indústria de carrocerias de ônibus.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Usos dos aços ARBL

A indústria tem se voltado para pesquisa de novas aplicações de materiais, sendo um dos principais quesitos a sua resistência mecânica. Em se tratando de aços, materiais com alta tensão de resistência tendem a diminuir as espessuras utilizadas nos projetos, resultando em produtos mais leves que passam a atender, assim, algumas exigências que o mercado impõe.

Os modernos aços de baixa liga alta resistência são bastante utilizados em linhas de alta pressão para distribuição de gás, petróleo, pontes de autoestradas entre outras aplicações principalmente nos Estados Unidos da América do Norte, tanques de armazenagem, barcas ou embarcações, equipamentos para agricultura, indústria automobilística entre outros. (CRUZ, 2006).

A partir das décadas de 70 e 80, diante da crise do petróleo, juntamente com o movimento de redução de peso dos veículos, tornou-se de suma importância o desenvolvimento de novos materiais pelos projetistas, engenheiros e metalurgistas.

A indústria automotiva utiliza os aços ARBL em larga escala por suas características de resistência, soldabilidade e conformabilidade, sendo que muitos veículos apresentam soluções interessantes em redução de massa e segurança. São, também, muito utilizados nos processos de forjamento a quente (CRUZ, 2006).

2.2 Aços de alta resistência e sua utilização

Atualmente, merecem atenção os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), pois antes do desenvolvimento dos mesmos a resistência era obtida através da adição de carbono e manganês, resultando em baixa soldabilidade e tenacidade. Com aços ARBL, através de pequenas adições de elementos de liga, são obtidas boas tensões de escoamento (acima de 276 MPa) com baixo teor de carbono, o que resulta em boa soldabilidade comparando-se a os aços convencionais. A principal vantagem dos aços ARBL, com sua alta resistência mecânica é que a espessura pode ser diminuída, reduzindo o peso e os custos do projeto (MELLO JR et al., 2013).

Os aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) são microligados e se constituem de um grupo específico de aços com composição química desenvolvida para terem elevadas propriedades mecânicas.

A obtenção de aços com alta resistência mecânica e alta tenacidade depende dos mecanismos de endurecimento a que foram expostos, sendo que quanto maior for a restrição ao movimento de discordâncias, maior será a resistência do material metálico (CRUZ, 2006).

Cruz (2006, p. 33) transcreve os principais meios de endurecimento de metais conforme o que segue.

a) Endurecimento pela redução do tamanho de grão

O tamanho dos grãos exerce influência sobre as propriedades mecânicas em metais policristalinos, sendo que os grãos adjacentes possuem um mesmo contorno de grão para orientações diferentes, situação em que a desordem atômica resulta em uma descontinuidade do plano de escorregamento de um grão para o outro. Logo, materiais com grãos mais finos têm maior resistência, porque há maior quantidade linear de contornos de grão, o que dificulta a movimentação de discordâncias.

b) Endurecimento pela formação de solução sólida

Consiste na adição de elementos de liga, a fim de formar soluções sólidas substitucionais ou intersticiais, conforme a relação de tamanhos atômicos entre solvente e soluto. As ligas se tornam mais resistentes que metais puros, porque os elementos de liga impõem tensões e deformações no retículo ao redor destes átomos, provocando uma restrição ao movimento das discordâncias.

c) Endurecimento por encruamento

O metal dúctil se torna mais resistente e duro na medida em que é deformado plasticamente, conhecido por endurecimento a frio ou por trabalho mecânico.

d) Endurecimento por dispersão de partículas

Existem diferentes fases, precipitados e matriz, e seus contornos em uma liga são defeitos planares que interferem na movimentação das discordâncias. O tamanho dos

precipitados interfere no movimento das discordâncias, pois quanto menor o tamanho, maior será a dispersão e menor a restrição ao movimento.

Elementos de liga nos aços ARBL

Constituem-se de microadições de Vanádio, Titânio e Nióbio nos aços de baixo carbono. Os estudos dos efeitos revolucionaram a siderurgia, porque viabilizaram o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos que levam à obtenção de aços apresentando microestrutura com alto grau de refino. A intensa redução no tamanho de grão permite aumentar simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade da chapa, sendo possível diminuir os teores de elementos de liga do aço, especialmente o carbono, o que melhora a soldabilidade, minimizando os custos de fabricação das estruturas.

É possível, também, o endurecimento por precipitação, aumentando a resistência mecânica da chapa, pela precipitação interfásica de partículas extremamente finas durante a transformação da austenita ao longo do resfriamento após a laminação a quente ou tratamento térmico, porém havendo alguma perda de tenacidade. Na laminação a frio os elementos de microliga retardam os processos de recristalização e crescimento de grão.

O Titânio atua através do refino do tamanho de grão austenítico durante o reaquecimento da placa antes de sua laminação a quente. Seus precipitados possuem baixa solubilidade, que se mantém estável mesmo no aço líquido. O Vanádio possui alta solubilidade na austenita e, por esse motivo, endurece o material por precipitação interfásica na ferrita, enquanto que o Nióbio atua através do refino do tamanho de grão austenítico imediatamente antes de sua transformação.

Durante a fase de acabamento da chamada laminação controlada, ocorre uma virtual “laminação a frio” da austenita, cujos grãos ficam completamente achatados e encruados imediatamente antes de sua transformação, o que gera inúmeros pontos propícios para a nucleação de ferrita durante o resfriamento posterior, dando origem a uma microestrutura ferrítica intensamente refinada, a qual proporciona ao produto as características tecnológicas favoráveis.

A intensidade do endurecimento por precipitação depende da fração e características das partículas precipitadas, tais como resistência mecânica, estrutura, espaçamento, tamanho, formato e distribuição. O endurecimento por precipitação é diretamente proporcional à quantidade dos precipitados e inversamente proporcional ao seu diâmetro.

O endurecimento por discordâncias ocorre se a microestrutura do material apresentar constituintes formados sob temperaturas relativamente baixas como, por exemplo, ferrita acicular ou bainita. A ferrita acicular, ao contrário da poligonal, contém discordâncias em sua estrutura que aumentam sua resistência mecânica, a qual pode, eventualmente, ocorrer na ferrita poligonal.

A maior resistência mecânica conseguida nos aços microligados se dá à custa de sua conformabilidade a frio, que é pior em relação aos aços comuns ao carbono (GORNI, 2008).

2.3 Processo de união por soldagem

“Soldagem é a operação que visa à união de duas ou mais peças, objetivando assegurar à junta a continuidade das propriedades químicas e físicas.” (QUITES, 2008).

2.3.1 Soldagem de aços na indústria pelo processo MIG/MAG

A seguir serão descritos os principais processos utilizados nas empresas do ramo metal-mecânico, sendo classificado como: soldagem por fusão, arco elétrico, proteção por gás, eletrodo consumível MIG (*Metal Inert Gas*) / MAG (*Metal Active Gas*).

A soldagem MIG/MAG usa o calor de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo nu alimentado de maneira contínua e o metal de base, para fundir a ponta do eletrodo e o metal de base na junta que está sendo soldada, utilizando-se um gás para proteção do arco e da poça de solda fundida.

No processo MIG o gás é inerte e pode ser: argônio, hélio, argônio + O₂ (de 1 a 3%) ou CO₂ (até 15%). Já no processo MAG utiliza-se gás ativo ou mistura de gases, CO₂, CO₂ + O₂ (de 5 a 10%), argônio + CO₂ (de 15 a 30%) ou O₂ (de 5 a 15%), ou N₂ (de 25 a 30%).

O argônio e o hélio são gases de proteção para soldar a maioria dos metais não ferrosos. O CO₂ é largamente usado para soldagem de aços doces, sendo a finalidade principal do gás a proteção da solda da contaminação atmosférica, e a sua eficiência quanto a isto é diretamente proporcional à densidade do gás (SCOTTI, 2008).

Por ser um processo bastante versátil, têm-se as seguintes vantagens: taxa de deposição maior que a de soldagem com eletrodo revestido, menor quantidade de gás e fumaça na soldagem, alta versatilidade, larga capacidade de aplicação, ampla faixa de materiais e

espessuras possíveis de soldar e existe a possibilidade de utilização deste processo de forma automática, como no caso dos robôs de solda.

Qualidade e produtividade em um processo de soldagem dependem da fonte de energia, que está diretamente ligada ao desempenho. Atualmente utilizam-se as denominadas fontes modernas ou eletrônicas, diferenciadas pela forma de controle que se dá por meio da eletrônica de potência (tiristores, transistores, etc.). (SCOTTI, 2008).

Ao longo dos anos, os processos de soldagem vêm se aprimorando, sendo que os principais critérios para seleção de um processo de soldagem são: reprodutibilidade, estabilidade do processo, tempo de operação e economia. (MELLO JR et al., 2013).

[...] nas últimas três décadas, a introdução de sistemas eletrônicos de controle e o uso da tecnologia da eletrônica de potência têm proporcionado um avanço significativo nas fontes para soldagem. Em contraste com as fontes eletromagnéticas, essa categoria permite uma regulagem mais fácil dos parâmetros, resposta dinâmica mais rápida e controlável, alta precisão e repetibilidade, controle por retroalimentação e de sequência de parâmetros. Fontes dessa categoria são em geral mais compactas e leves. Os princípios mais utilizados comercialmente são os dos tiristores (fontes de maior potência) e dos inversores (transistores controlados no primário ou secundário por sinais modulados de alta frequência). (SCOTTI, 2008).

Classifica-se a fonte como de corrente constante quando permite a regulagem da corrente de trabalho parametrizando a tensão, sendo que essas fontes modernas minimizam a variação causada pelo operador no *stick-out*, ou seja, o comprimento livre do eletrodo em relação à peça e ao bico de contato.

2.3.2 Tipo de transferência de metal de adição

Há quatro modos de transferência do metal de adição fundido da ponta do arame para poça de fusão, sendo aqui citado o mais relevante para aplicação neste trabalho:

Por Curto Circuito – inicia-se globularmente até que a gota aumente de tamanho e toque a poça de fusão, produzindo um curto-circuito e extinguindo o arco.

Os principais fatores que influenciam a transferência são:

- Intensidade e tipo de corrente;
- Tensão do arco elétrico;
- Densidade de corrente;

- Natureza do arame eletrodo;
- Extensão livre do eletrodo (*stick-out*);
- Gás de proteção;
- Característica da fonte de energia.

O processo de soldagem aqui descrito é para todas as posições, de acordo com o eletrodo e gases utilizados, podendo soldar a maioria dos metais e ser utilizado, inclusive, para a deposição de revestimentos superficiais. Espessuras maiores que 0.5 mm podem ser soldadas utilizando-se transferência por curto-circuito. A taxa de deposição pode chegar a 15 kg/h.

2.4 Aço utilizado nas indústrias

Aços-carbono segundo Ashby (2011, p. 196), é o metal que tornou tudo possível – rodovias, plataformas de petróleo, caminhões-tanques, arranha-céus –, por suas características mecânicas de fácil conformação e baixo custo.

Para a indústria metal-mecânica, a matéria-prima mais importante é o aço. Com o passar dos anos, este material tem sofrido constantes alterações na sua composição química e estrutural, com a intenção de melhorar suas propriedades e diversificar suas aplicações. Uma das propriedades mecânicas mais importantes, servindo inclusive como critério de classificação dos aços, é o limite de escoamento. (PERINI, 2008).

De acordo com o teor de carbono, os aços são classificados como de baixo teor de carbono (menor teor de carbono até 0,25%); de médio teor de carbono (0,25-0,5% de carbono); de alto teor de carbono (0,5-1,6% de carbono).

A composição dos aços tem outros elementos além do ferro e do carbono, que são impurezas provenientes do processo de fabricação ou liga, quando adicionados intencionalmente. De acordo com o teor dos elementos de liga, os aços podem ser classificados como de baixa liga (soma dos teores de liga inferior a 5%), de média liga (elementos de liga entre 5 e 10%) e de alta liga (com mais de 10% de elementos de liga). (QUITES, 2008).

Inicialmente, a produção de implementos rodoviários utilizava chapas metálicas de fácil acesso no mercado do aço, preocupando-se unicamente com a resistência ao escoamento, que alcançava em torno de 230 MPa (RODRIGUES, 2012, p. 3 apud CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS, dez. 2008).

Com o desenvolvimento da indústria do aço as fábricas de implementos rodoviários passaram a dispor de uma gama maior de chapas de aço, com resistência de escoamento de até 380 MPa, porém com um teor um pouco maior de carbono e com adição de elementos de liga que agiam no carbono equivalente ao material. (RODRIGUES, 2012, p. 3 apud USIMINAS, 2010).

Utilizava-se, antes do desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, a adição de carbono como meio de incremento das tensões de escoamento e ruptura, o que, a partir de determinados níveis, gera um comportamento desfavorável do material para determinados processos de fabricação, em especial a soldagem.

Os implementos rodoviários utilizam chapas de aço de diversas formas, tanto na forma de chapas, como na forma de tiras e também na forma de geometrias estruturais, tais como perfis.

Os materiais utilizados até então permitiam facilmente os processos de fabricação devido a sua composição microestrutural, mas a baixa tensão de escoamento faz com que os projetistas tenham que usar uma relação de espessura *versus* seção, a fim de que o material seja suficientemente resistente para suportar as solicitações mecânicas impostas. (RODRIGUES, 2012).

2.5 Consumíveis de soldagem usados em aços ARBL

Consumíveis de soldagem são os materiais empregados na deposição ou proteção da solda, tais como eletrodo revestido, varetas, arames sólidos (eletrodos nus) e arames (eletrodos) tubulares, fluxos, gases e anéis consumíveis. (GARCIA E SCOTT, 2011).

No processo de soldagem com proteção gasosa (MIG/MAG) os consumíveis utilizados são: eletrodo (ou arame) sólido (nu) e arame tubular com núcleo metálico (*metal-cored*). Os eletrodos sólidos, normalmente chamados de arames, são fornecidos comercialmente em três tamanhos, dependendo de sua aplicação e equipamento. Normalmente o carretel pequeno é para tochas do tipo “tocha com carretel”, o tamanho médio é o convencional tanto para equipamento como para as diversas aplicações e, por fim, o tamanho grande é frequentemente utilizado nas operações robotizadas e com intuito de diminuir paradas para troca de arame.

De acordo com sua aplicação, o arame pode ter diferentes composições químicas. Por exemplo, para o aço-carbono normalmente utiliza-se menor teor de (C), enxofre (S) e fósforo (P) para evitar as trincas, e maior teor de Mn para obter melhores propriedades mecânicas. (SCOTTI, 2008).

Para a garantia da repetitividade do procedimento de soldagem e seleção do arame, independente do fabricante, existem normas como as da AWS (American Welding Society), que classificam os mesmos em função de faixas de composição química, propriedades mecânicas e outras características operacionais. Na Tabela 1, abaixo, segue exemplo de uma classificação segundo a AWS, demonstrando a correspondência da composição química para os aços ao carbono.

Tabela 1 - Normas da AWS para diferentes tipos de arames (XX indica o ano da última revisão)

| Especificação | Materiais |
|-------------------|-----------------------------|
| AWS – A 5.7 – XX | Cobre e suas ligas |
| AWS – A 5.9 – XX | Aço inox e aços com alto Cr |
| AWS – A 5.10 – XX | Alumínio e suas ligas |
| AWS – A 5.14 – XX | Níquel e suas ligas |
| AWS – A 5.16 – XX | Titânio e suas ligas |
| AWS – A 5.18 – XX | Aço-carbono |
| AWS – A 5.19 – XX | Magnésio e suas ligas |
| AWS – A 5.28 – XX | Aço baixa liga |

Fonte: Felipe Freitas

Gases puros e misturas gasosas são consumíveis que têm importância na proteção do arco voltaico e poça de fusão para que a junta tenha uma boa soldabilidade, livre de discontinuidades e defeitos. A composição do gás e a mistura vão depender do tipo de processo a utilizar.

Na soldagem GMAW (MIG/MAG) ou FCAW (arame tubular) são muito interessantes os efeitos de gases de proteção e de tipos de transferência (curto-circuito, globular, “spray”), tanto na energia de soldagem como em diversas outras características metalúrgicas. Quanto aos gases de proteção, sabe-se que mesmo pequenas adições de gases ativos, como O₂ e CO₂, no argônio (mais usual) ou no hélio, podem modificar totalmente os parâmetros de corrente, tensão e o próprio tipo de transferência, variando, portanto, os níveis de energia de soldagem. Mas o mais interessante ocorre quando se utiliza mesmos níveis de energia na soldagem com CO₂ e com misturas argônio + CO₂ (em diferentes teores). E tanto a estrutura de solidificação quanto as transformações no estado sólido são totalmente diferentes, pois existe um efeito similar ao de um “aumento” na energia quanto maior a quantidade de CO₂ na mistura, visto que este gás apresenta um efeito de dissociação no arco e recombinação na poça, cuja reação é exotérmica, aumentando a temperatura do metal líquido e, portanto, modificando os ciclos térmicos impostos à junta soldada, mesmo que os valores

calculados de energia, assim como as outras variáveis do procedimento, não se modifiquem. (ZEEMANN, 2013).

A escolha do gás de proteção deve levar em consideração vários fatores em relação ao modo de operação e aos materiais do processo. Para a soldagem MIG/MAG, os principais gases são o argônio, o hélio, o dióxido de carbono e o oxigênio. (SCOTTI, 2008).

Dióxido de carbono, representado por CO₂: esse gás é de baixo custo de produção (por estar presente em pequenas quantidades no ar atmosférico, é produzido comercialmente por reações químicas, como combustão). O CO₂ é muito utilizado na soldagem MIG/MAG em misturas binárias e ternárias de Ar/He, em baixos teores. É utilizado puro normalmente para soldagem de aços de baixo carbono. Nas altas temperaturas do arco, o mesmo se dissocia em CO (reductor) + 1/2 O₂ (oxidante) e se ioniza, mas não podendo, porém, na prática ser considerado neutro (é levemente oxidante). Por isto, não pode ser usado em materiais reativos. Cuidado também deve ser tomado ao se soldar materiais de muito baixo teor de carbono, como alguns aços inoxidáveis, por poder transferir carbono para a solda. A alta capacidade de troca de calor do CO₂ e sua energia liberada na recombinação faz transferir mais calor para o metal base, quando comparado com o ar puro, tendo um comportamento similar ao He em relação à geometria do cordão (também um gás “quente”, porém menos eficiente). Também demanda uma maior tensão para manter o arco aberto, e o usuário deve ficar atento a este detalhe ao regular o equipamento para passar a soldar com proteção mais rica em CO₂, evitando que um arco muito curto se estabeleça (muito respingo, falta de penetração, etc.) sem se desejar e perceber. Seu potencial de oxidação favorece a estabilidade da raiz do arco, mas de forma antagônica parece aumentar a tensão superficial metal líquido / meio ambiente (o equilíbrio termodinâmico da reação dissociação / associação do CO₂ depende da temperatura e de outros elementos ao redor, portanto da região no arco). Uma maior tensão superficial favorece a transferência por curto-circuito, mas dificulta a soldagem goticular. Também, com o modo de transferência por curto-circuito, leva a um acabamento irregular e oxidado da superfície do cordão, gerando muitos respingos e fumos. (SCOTTI, 2008).

O argônio utilizado em mistura com o gás oxidante garante a estabilidade do arco ao facilitar a emissão por campo. Entretanto, facilita a formação de ozônio, gás tóxico, na região próxima ao arco. (SCOTTI, 2008).

2.6 Soldabilidade de aços e metalurgia da soldagem

“Soldabilidade é a capacidade de um metal ou liga de se deixar soldar nas condições impostas pelo processo de fabricação, numa estrutura específica e adequada, e desempenhar-se satisfatoriamente no serviço para o qual se destina.” (QUITES 2008).

É possível obter aços com propriedades bem diferentes entre si, conforme a composição química e os tratamentos térmicos e mecânicos da fabricação, o que explica a possibilidade de utilização de aços em grandes volumes na engenharia.

A soldabilidade dos aços-carbono e dos aços de baixa liga pode ser avaliada com base no carbono equivalente (Ceq). De acordo com dados adotados pelo Instituto Internacional de Soldagem, sempre que ele for menor que 0,4%, a soldagem é possível por qualquer processo de soldagem a arco, sem preaquecimento. Já entre 0,4 e 0,45%, a espessura deve ser inferior a 30 mm, para que seja possível dispensar o preaquecimento. Em outras condições, os parâmetros de soldagem e o preaquecimento passam a ter muita importância, sendo que se deve determiná-los com atenção às questões de metalurgia. (QUITES, 2008).

Três fatores são geralmente necessários para a fissuração a frio a ocorrer em uma junta soldada:

- Microestrutura frágil
- Altas tensões
- Presença de hidrogênio

O risco de fissuração a frio durante a solda está ligado à quantidade de elementos de liga no aço. Há diferença nas equações de cálculo do carbono equivalente, que são utilizadas para levar em conta a concentração de diferentes elementos de liga na soldabilidade do aço. A Equação 1 – Carbono equivalente ARBL é a mais utilizada. (NILSSON, et al., 2004).

$$C_e (\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}$$

De acordo com a temperatura empregada no aporte térmico em processo de soldagem, os aços sofrem reações metalúrgicas, com as quais ocorrem transformações nos metais.

Uma quantidade de aço pode existir na forma de ferrita (fase α) ou como austenita (fase γ), podendo transformar-se de uma para a outra fase. Em dada temperatura, α e γ podem estar em equilíbrio, permanecendo juntas ou misturadas, desde que não seja adicionada ou retirada energia do sistema. Ao sofrer adição de calor, o sistema se altera e parte da ferrita se transforma em austenita e, ao contrário, se for retirado calor do sistema, a austenita se transforma em ferrita ou cementita. (QUITES, 2008).

Com vistas à obtenção de uma convenção internacional sobre a terminologia para a descrição de microconstituintes presentes em metais de solda dos aços ARBL, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW, 1988), adotou uma terminologia baseada em microscopia

ótica, na qual os microconstituintes são definidos como: FP – Ferrita Primária, PF(G) – Ferrita de Contorno de Grão, PF(I) – Ferrita Poligonal Intergranular, FS – Ferrita de Segunda Fase, FS(NA) – Ferrita de Segunda Fase Não Alinhada, FS(A) – Ferrita de Segunda Fase Alinhada, FS(SP) – Ferrita de Placa Plana (Widmanstätten), FS(B) – Bainita, AF – Ferrita Acicular, FC – Ferrita com Agregados de Carbonetos, M – Martensita. (MARTINS, 2011).

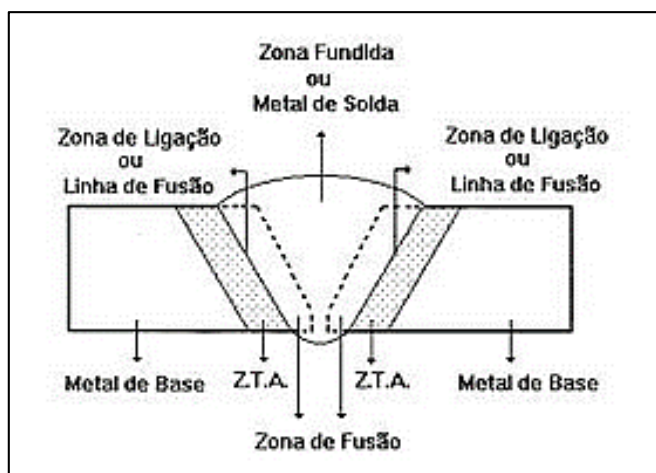
2.7 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Pode-se definir a ZTA como a região do metal de base que não foi fundida durante o processo de soldagem por fusão, mas sofre alteração na microestrutura e nas propriedades mecânicas devido ao aporte de calor, por influência da dissipação próxima à região do metal de adição, devido à fusão localizada e ao rápido resfriamento em função da junta soldada (exemplo da ZTA na Figura 1). O calor gerado durante o processo de soldagem altera as propriedades do material fazendo com que apareçam Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) próximas à região do metal de adição.

O objetivo de uma boa solda é minimizar a região da ZTA, pois em seu interior é que se iniciam as trincas por fadiga. (JUNIOR, 2011 apud VURAL et al. 2006).

Para o aço API 5L X80, “um aumento médio de 40% nas velocidades de soldagem utilizadas nas soldagens robotizadas, proporcionaram uma redução de 38% na extensão da ZTA apesar do aumento médio de 35% na corrente de soldagem.” (ALBUQUERQUE, et al., 2011).

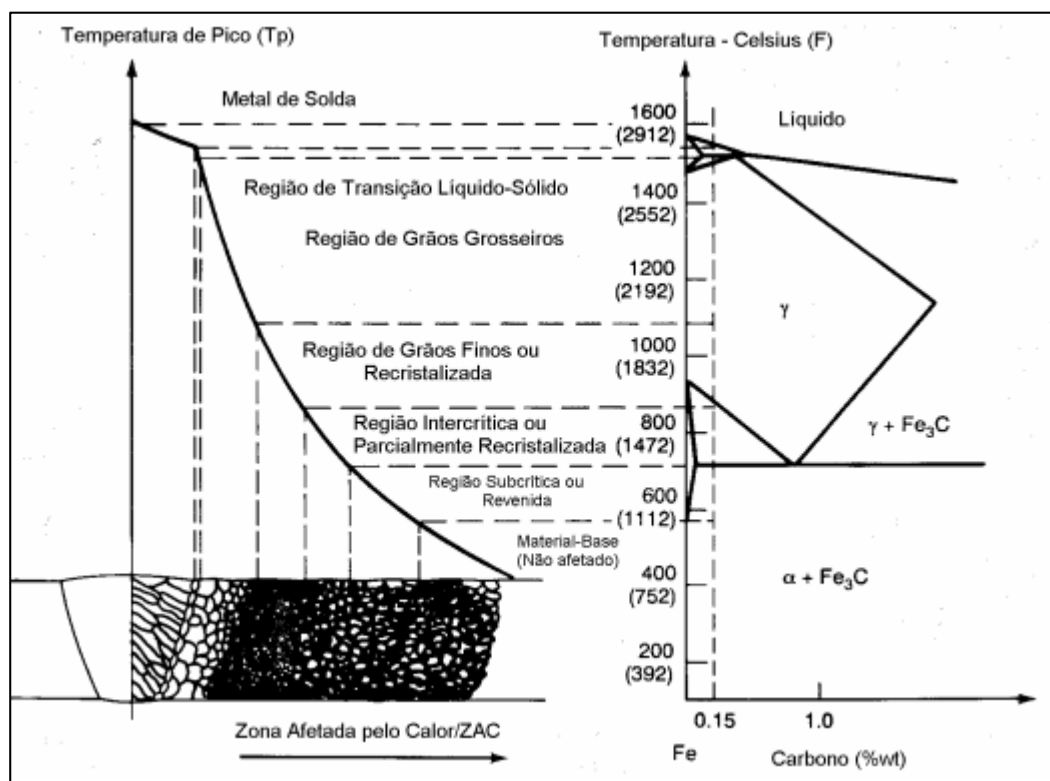
Figura 1 - Zona afetada pelo calor



Fonte: Inspetor de soldagem. 2015

A Figura 2, mostra esquematicamente as principais sub-regiões que podem ser observadas na ZTA dos aços ao carbono, juntamente com a faixa aproximada das temperaturas de pico atingidas. As principais variáveis que influenciam o tamanho das sub-regiões e as transformações microestruturais ocorridas nestas são: a composição química e a espessura do material e o aporte térmico de soldagem (estes dois últimos afetando a temperatura de pico e os tempos de permanência à alta temperatura e de resfriamento experimentada pelos diferentes pontos da ZTA). (SILVA, 2010).

Figura 2 - Ciclo térmico e transformação de fases esquemática para uma junta soldada monopasse (Toyoda, 1989).



Fonte: Silva (2010)

A região de grão grosseiro e sua microestrutura final depende da composição química do aço e do ciclo térmico de soldagem (velocidade de resfriamento). É uma região submetida à temperatura superior a 1100 °C (1100 a 1400 °C), sendo a região mais problemática da ZTA, podendo apresentar dureza elevada, perda da tenacidade e ser suscetível a formação de trincas.

Na região em que a temperatura varia de 900 a 1100 °C, região de grãos refinados, a temperatura não permite que a austenita formada cresça consideravelmente, tornando o tamanho do grão pequeno após o resfriamento, não sendo, em geral, uma região problemática na ZTA.

Em temperaturas entre 700 e 900 °C tem-se a região intercrítica, na qual, dependendo da taxa de resfriamento e da composição química, podem ser encontrados constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade. As microestruturas típicas dessa região são as da decomposição da austenita: perlita, bainita superior, martensita autorrevenida ou de alto carbono.

A região subcrítica (abaixo de 700 °C) pode ser revenida e apresentar queda da dureza e, em alguns casos, envelhecimento dinâmico.

Os diferentes ciclos térmicos de soldagem e a composição química do aço determinam a formação, na ZTA, de constituintes produtos e transformação da austenita, desde a ferrita proeutetoide à martensita, que influenciam diretamente o comportamento da junta soldada. Silva (2010, p.18) descreve as principais características da microestrutura passíveis de ocorrer na ZTA limitando-se à ferrita e à bainita, que são os principais constituintes que afetam a tenacidade da ZTA. (SILVA, 2010).

Ferrita

Para as morfologias observadas na ZTA, a ferrita apresenta a seguinte classificação:

- Ferrita alotriomórfica ou de contorno de grão – é o primeiro constituinte observado durante o resfriamento da austenita. Nucleia no contorno de grão da austenita e cresce por transformação difusional reconstitutiva, dando a nítida impressão da presença de longos monocristais.
- Ferrita poligonal (idiomórfica) – apresenta uma morfologia grosseiramente equiaxial e nucleia exclusivamente no interior do grão. É formada pelo mesmo mecanismo da ferrita alotriomórfica e os contornos apresentam uma característica cristalográfica bem definida, sendo também observados contornos curvos irregulares.
- Ferrita de Widmanstätten – são placas laterais e placas intragranulares de ferrita que substituem as ferritas de contorno de grão e poligonal em temperaturas de transformação mais baixas. Essa ferrita apresenta a mesma orientação que a de contorno de grão em relação ao grão de austenita prévio, o que explica a ausência de um contorno visível, podendo ser observada mais claramente através de microscopia eletrônica de transmissão, pela qual a densidade de discordâncias no interior das ripas faz essa diferenciação. Não aparecem carbonetos precipitados nessa ferrita.
- Ferrita acicular – é o constituinte mais comumente observado na transformação da austenita durante o resfriamento, sendo composta de placas lenticulares finas não paralelas, separadas por contorno de autoângulo, cujo mecanismo de crescimento não é bem estabelecido. É comumente observado em metais de

solda ferríticos, pois está associado a tamanhos de grão austenítico grandes. Pode nuclear na ferrita de contorno de grão ou na ferrita de Widmanstätten. A ferrita acicular pode ser considerada uma bainita ou uma ferrita de Widmanstätten nucleada intragranularmente, sendo a diferença explicada pelo respectivo sítio de nucleação. (SILVA, 2010).

Bainita

É um microconstituente que consiste em uma matriz ferrítica em forma de ripas com alta densidade de discordâncias, separadas por contorno de baixos ângulos, em geral associados com carbonetos, sendo que os tamanhos e formas dependem da temperatura de formação. A bainita é subdividida em vários tipos e várias formas, sendo os mais conhecidos bainita superior e bainita inferior.

A bainita superior é formada por feixes ou ripas paralelas de ferrita com cementita descontinuada precipitada entre as ripas, sempre nucleadas em contornos de grãos, inclusões e às vezes em maclas. A bainita inferior é mais acicular que a superior e é semelhante à martensita. A precipitação de carbonetos ocorre no interior da ferrita. Esses carbonetos são geralmente cementita. A bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior e possui maior resistência mecânica. Quanto aos carbonetos grosseiros de cementita, na bainita superior possuem tendência a serem pontos de nucleação de micro cavidades e de trincas de clivagem.

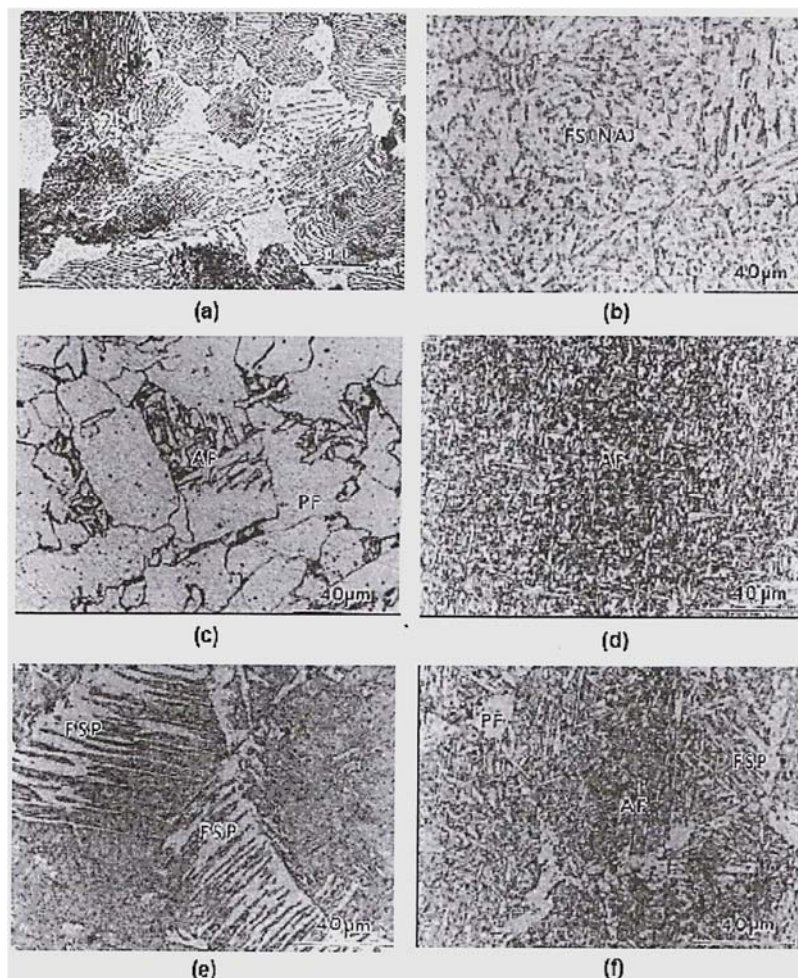
É importante, ainda, a bainita granular, que é uma estrutura composta de ferrita de alta densidade de discordância com ilhas de martensita e austenita de alto teor de carbono, conhecidas como constituintes M-A. A bainita granular forma-se somente em condições de resfriamento contínuo, tendo, como uma das características, a aparente ausência de carbonetos na microestrutura. (SILVA, 2010).

2.8 Efeitos da soldagem

“Quando o arco voltaico de soldagem passa ao longo da junta, a temperatura de qualquer ponto próximo se eleva e depois baixa mais lentamente até o valor inicial.” (QUITES 2008).

A variação de temperatura é o ciclo térmico que afeta uma extensão do material que se solda ao metal base. A parte afetada pelo calor é chamada de zona termicamente afetada (ZTA) e tanto nela quanto na solda as propriedades mecânicas finais dependem do ciclo térmico. Na Figura 3, podem ser vistos exemplos de microestruturas observadas em metal de solda após o processo de soldagem.

Figura 3 - Exemplos de microestruturas observadas no metal de solda após o resfriamento. (a) Ferrita e Perlita; (b) Ferrita de segunda fase não alinhada; (c) Ferrita acicular e poligonal; (d) Ferrita acicular; (e) Ferrita de placa lateral; (f) Ferrita poligonal.



Fonte: QUITES (2008).

2.9 Estudo do aporte de calor na soldagem

A fim de entender o que ocorre na soldagem, em relação às mudanças de temperatura, é preciso ter em mente alguns conceitos: calor, temperatura, fluxo térmico, gradiente térmicos, sendo esses os mais importantes (QUITES, 2008).

Calor é a energia da vibração atômica de uma substância, podendo ser transferida de um material para outro por contato, ou radiação e convecção.

A temperatura é uma medida que serve para indicar a amplitude da vibração atômica de certo material (expressa em °C, °F, °k, °R).

O fluxo térmico ocorre entre dois materiais sempre que houver um diferencial da amplitude de vibração atômica. Já gradiente de temperatura é a diferença de temperatura entre dois pontos a uma distância estabelecida.

2.9.1 Ciclo térmico

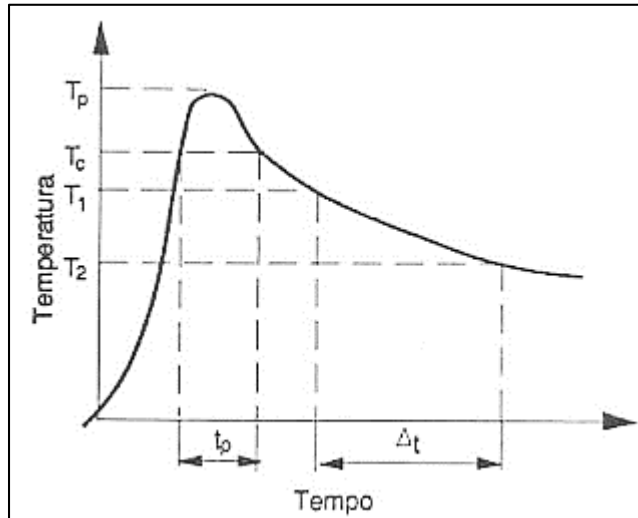
Em um processo de soldagem, o arco voltaico, quando exposto a um material de base, eleva a temperatura acima do ponto de fusão, formando uma poça de metal fundido e, depois que se ultrapassa esse ponto, as temperaturas vão baixando lentamente até o valor inicial, solidificando-se e formando a solda, ocorrendo neste ciclo uma variação da temperatura. Forma-se neste processo uma região afetada pelo calor entre o metal base e o metal de solda, chamada de ZAC (zona afetada pelo calor) (QUITES, 2008).

Segundo Rodrigues (2012, p. 45), devido à variação de temperatura, ou seja, em função da taxa de resfriamento na região soldada, relacionada com a espessura, aporte térmico, condutividade e composição química do material de base, obtêm-se uma nova microestrutura.

As mudanças das microestruturas da zona fundida e da zona afetada termicamente devem-se à composição química do material base, do ciclo térmico em função do aporte de calor (LACERDA, 2007).

Conforme Perini (2008, p. 59), durante a soldagem há uma variação da temperatura em diferentes pontos do metal base, que pode ser estimada na forma de uma curva, esta denominada ciclo térmico de soldagem, devido à passagem da fonte de calor, na qual os pontos mais próximos da junta terão uma variação de temperatura, conforme Figura 4.

Figura 4 - Ciclo térmico de soldagem



Fonte: Rodrigues (2012, p. 44)

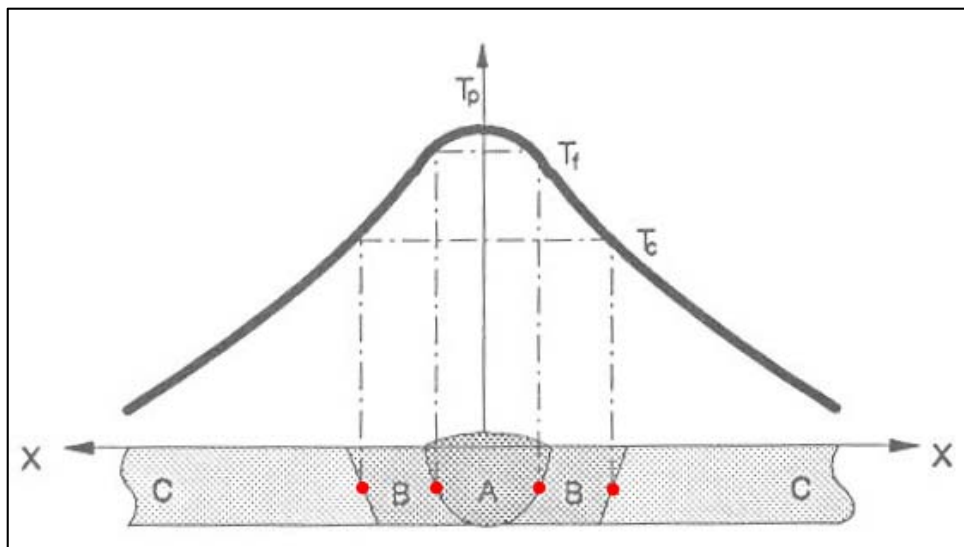
Os pontos apresentados na curva, de acordo com Rodrigues (2012, p. 44):

- Temperatura de pico (T_p): temperatura máxima atingida no ponto; conforme se for distanciando do centro da solda, a T_p diminui e marca a extensão das regiões afetadas pelo calor de soldagem.
- Tempo de permanência (t_p): acima de uma temperatura crítica, é o tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura mínima para ocorrer uma alteração de interesse, chamada temperatura crítica.
- Temperatura crítica (T_c): mínima temperatura para ocorrer transformação de fase.
- Velocidade de resfriamento: é a taxa de resfriamento, dada, pelo tempo necessário (Δt) para o ponto resfriar de uma temperatura (T_1) até (T_2), definida por (Equação 2 – velocidade de resfriamento):

$$Vr = \frac{T_1 - T_2}{\Delta t}$$

Considerando o ciclo térmico de cada ponto, a temperatura (T_p) varia em distância referente ao centro do cordão. Colocando-se na forma gráfica, conforme a Figura 5, as temperaturas de pico contra a distância ao cordão de solda, obtém-se uma curva esquemática, conhecida como repartição térmica.

Figura 5 - Repartição térmica de uma solda



Fonte: Rodrigues (2012, p. 44)

Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica são principalmente dependentes dos seguintes parâmetros:

- Tipo de metal de base;
- Geometria da junta;
- A espessura da junta aumenta com a velocidade de resfriamento até uma espessura limite;
- A velocidade de resfriamento diminui com o aumento do aporte térmico e da temperatura inicial da peça e, conseqüentemente, a repartição térmica torna-se mais larga. (ESAB)

O ciclo térmico consiste basicamente de três fases: a etapa de forte aquecimento do material no início do processo; a fase em que a temperatura máxima do ciclo é atingida; e a etapa de resfriamento gradual até a temperatura inicial. Cada ponto de material processado

passa por um ciclo térmico durante a soldagem, cuja intensidade será relacionada com a localização em relação à fonte de energia. (BURIGO, et al.).

O estudo do ciclo térmico do aço ASTM 514, determinando parâmetros para melhores propriedades estruturais e mecânicas na ZAT, verificando que as temperaturas máximas variam de 1186 a 1485 °C. O aumento na extensão a ZAT, do tempo de retenção acima de 1000°C e tempo de resfriamento ΔT 800-500 foram observados com a elevação da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento. (DOS REIS SOBRINHO, et al., 2007)

2.9.2 Aporte térmico

A microestrutura de um material, após um processo de soldagem, depende muito da quantidade de energia aplicada, tornando o aporte térmico uma variável importante no processo de soldagem, pois influenciará diretamente na qualidade da junta soldada.

O estudo de Martins et al. (2011) sobre a influência dos parâmetros de soldagem no aço ASTM A588 concluiu que a microestrutura do metal soldado foi constituída principalmente por ferrita acicular e ferrita de contorno de grão, sendo que com o aumento da energia de soldagem ou do preaquecimento, ocorria diminuição da ferrita acicular e aumento da ferrita de contorno de grão, com queda das propriedades mecânicas. Quando a energia de soldagem foi menor, o metal soldado apresentou maior dureza devido à maior taxa de resfriamento e ao maior percentual de ferrita acicular, ocorrendo o mesmo quando a temperatura de preaquecimento foi menor.

A quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear, é o que se chama energia de soldagem, ou aporte de calor, ou aporte térmico, ou mesmo “heat input”, geralmente representada pelas letras E ou H e cuja unidade usual é em kJ/mm, sendo também apresentada em J/mm.

Como se vê, a energia de soldagem depende muito do processo de soldagem (através de η e das faixas de V e I) e da técnica que se utiliza (através de v, podendo variar muito dependendo da oscilação do arco). (ZEEMANN, 2013).

Segundo Lacerda (2007, p. 25), a energia produzida por unidade de comprimento kJ/mm, pelo processo de soldagem, pode ser calculada através da (Equação 3 - Energia produzida), em que se tem a tensão (V) em Volts, a corrente I em Amperes e a velocidade de soldagem (v) em mm/min e o rendimento térmico do processo de soldagem em (f) valor unitário.

$$H = f(V.I. 60)/(100.v)$$

A tenacidade é mais suscetível a alterações do que a resistência mecânica, recomendando-se energia de soldagem baseada na tenacidade requerida. (MARTINS, 2010).

Quanto à eficiência dos equipamentos de soldagem, a mesma varia de processo para processo e, segundo Durand (2007, p. 25), é tal como se apresenta na Tabela 2.

Tabela 2 - Eficiências térmicas de diferentes processos de soldagem

| Processo | Eficiência |
|---------------------------------|------------|
| Oxiacetileno | 35% |
| Soldagem TIG | 20 – 50% |
| Soldagem MIG/MAG | 70 – 85% |
| Soldagem por eletrodo revestido | 70 – 80% |
| Soldagem por arame tubular | 65 – 85% |
| Soldagem por arco submerso | 90 – 99% |

Fonte: (DURAND, 2007)

Martins (2010) concluiu, em seu trabalho, que as propriedades mecânicas de resistência à tração, tenacidade ao impacto e dureza de juntas soldadas do aço ASTM A588 se mostraram superiores para as condições de soldagem com energia e temperaturas de preaquecimento mais baixas.

2.10 Ensaios mecânicos

“Não existe ensaio mecânico que preveja completamente o real desempenho mecânico de um material, seja na etapa de produção (conformação, usinagem, etc.), seja na etapa de utilização (como elemento estrutural, peça automobilística, painel, etc.). ” (RODRIGUES, 2012).

No entanto, os ensaios são as ferramentas disponíveis para a projeção do comportamento do material em termos de testes laboratoriais.

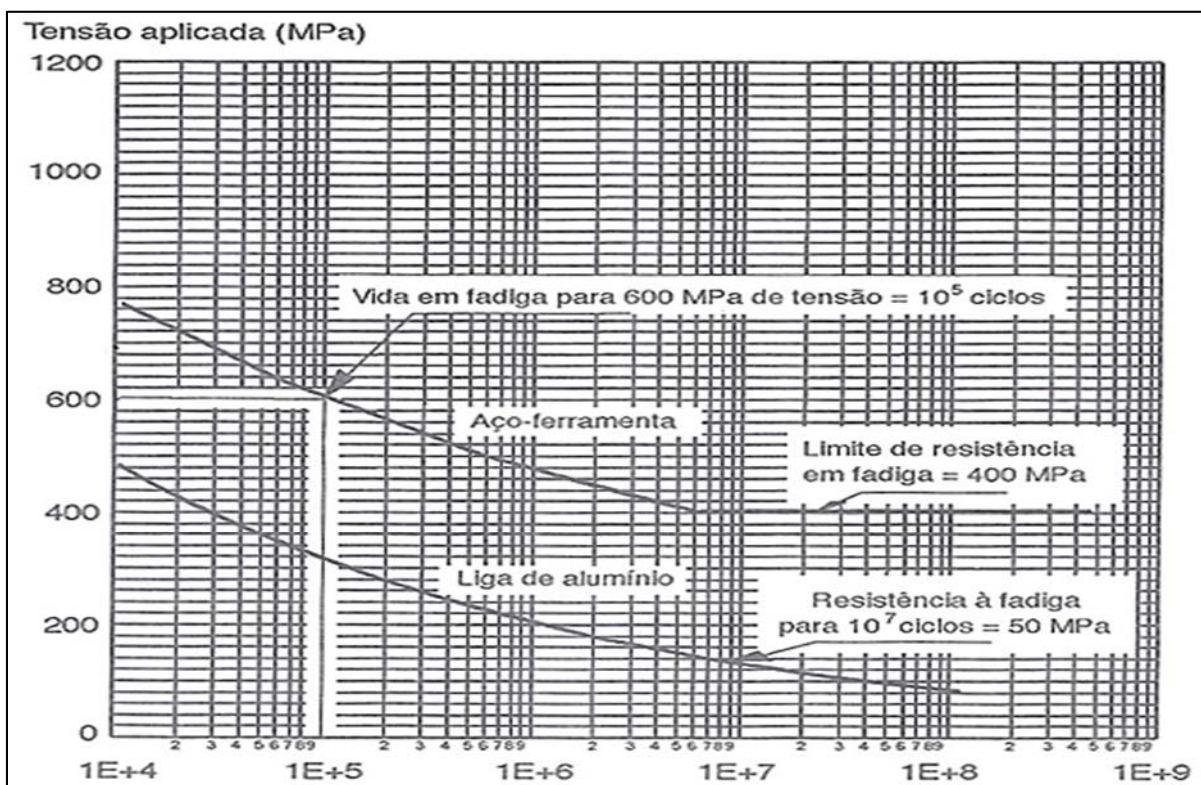
Veremos os ensaios mais importantes para o desenvolvimento do presente trabalho, o que é necessário para mensurar e validar o experimento proposto.

A ruptura por fadiga ocorre na aplicação de esforços cíclicos na condição dinâmica. Estas tensões flutuantes acabam por romper os materiais metálicos a uma tensão muito inferior às obtidas estaticamente nos ensaios de tração e compressão. Este fenômeno ocorre após um tempo, em função de contínuos esforços dinâmicos e vibratórios, por meio de ensaios. O fenômeno fadiga passa a estimar cerca de 90% das falhas em serviço de componentes metálicos. (GARCIA, 2000).

Ensaio de fadiga consiste na aplicação de carga cíclica em corpo-de-prova apropriado e padronizado segundo o tipo de ensaio a ser realizado. É extensamente utilizado na indústria automobilística e, em particular, na indústria aeronáutica, existindo desde ensaios em pequenos componentes até em estruturas completas, como asas e longarinas. O ensaio mais utilizado em outras modalidades de indústria é o ensaio de flexão rotativa. O ensaio de fadiga é capaz de fornecer dados quantitativos relativos às características de um material ou componente ao suportar, por longos períodos, sem se romper, cargas repetitivas e/ou cíclicas. Os principais resultados do ensaio são: limite de resistência à fadiga (TRJ), resistência à fadiga (TJ) e vida em fadiga (fVr). Os resultados do ensaio podem variar devido a uma diversidade de fatores. (GARCIA, 2000).

Augusto Wohler é o responsável pelas primeiras informações sobre o comportamento de materiais metálicos sujeitos a esforços alternados e repetitivos. Essas informações, obtidas por meio de ensaios, foram transportadas para um gráfico, em meados da década de 1950, que relaciona tensão *versus* número de ciclos até a fratura. Na Figura 6, a seguir, é possível observar respostas típicas de um ensaio de fadiga para metais ferrosos e não ferrosos.

Figura 6 - Curva característica do ensaio de fadiga



Fonte: (GARCIA, 2000)

Para que uma falha ocorra por fadiga é necessário que três fatores sejam aplicados simultaneamente no material: solicitações dinâmicas, solicitações de tração e deformação plástica. (RODRIGUES, 2012, p. 59 apud STROHAECKER, 2006).

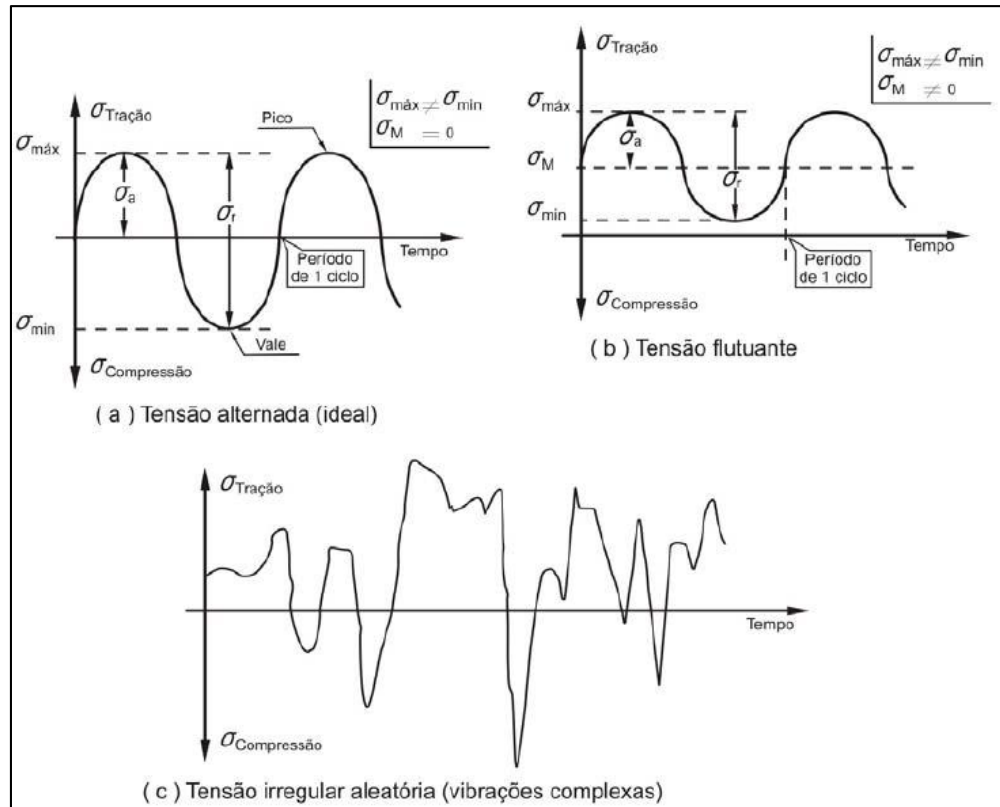
Segundo Ferreira (2011, p. 42), a análise da fadiga baseada na tensão foi o primeiro método para previsão da vida em fadiga. Considerando-se a curva S-N (curva de Wohler), obtida através de um ensaio ao qual se submete um corpo de prova, segundo uma norma, a um carregamento de amplitude constante até a falha.

Existem três possíveis tipos de tensões que podem provocar o fenômeno fadiga (GARCIA, 2000):

- Tensão axial (tração-compressão)
- Tensão de flexão (dobramento)
- Tensão de torção (carga rotativa)

Podemos visualizar, na Figura 7, três formas de tensão cíclica ou variável no tempo.

Figura 7 - Tipos de tensões cíclicas em fadiga: tensão alternada reversa; tensão repetida flutuante; tensão irregular aleatória



Fonte: (GARGIA, 2000)

Para o tipo de tensão alternada, as tensões máximas e mínimas são iguais em magnitude, ou seja, as tensões de tração consideram-se positivas, e as de compressão, negativas. As tensões flutuantes se dão em torno de uma tensão média, em que os valores de tensão máxima e mínima não são iguais, o ciclo pode deslocar-se no eixo das ordenadas podendo estar no campo de tração ou compressão, ou ainda na situação em que as tensões máximas e mínimas tenham sinais opostos. Na figura 7 (c) O ciclo de tensão ocorre aleatoriamente, com ciclos complexos. Para tensão média igual a zero, a razão de tensão será ($R = -1$). (GARCIA, 2000).

Pode-se, através de ensaios laboratoriais, determinar as propriedades de um material sujeito à fadiga. Os resultados obtidos são apresentados através da curva S-N, ou curva de Wohler.

Para o ensaio de fadiga, as propriedades térmicas, superficiais e dimensionais dos corpos de provas devem ser idênticas. Utilizam-se vários corpos de prova de mesmo material para cada nível de tensão, procedimento este para estimar a variabilidade e a distribuição estatística da vida em fadiga. Para diferentes cargas aplicadas ocorrerá a fratura em um determinado número de ciclo, o qual deverá ser registrado.

Para os aços, o limite de resistência à fadiga (σ_{rf}) está compreendido na faixa de 35% a 65% do limite de resistência à tração.

Vida em fadiga (N_f) é o número de ciclos em que ocorrerá a fratura para uma determinada tensão. Em função do número de ciclos para que a fratura ocorra, divide-se a fadiga em dois tipos:

- Fadiga de baixo ciclo – ocorre a ruptura abaixo de 10^4 Ciclos
- Fadiga de alto ciclo – ocorre a ruptura acima de 10^4 Ciclos

Normalmente, a fadiga de alto ciclo (baixos níveis de tensão) está relacionada com as propriedades elásticas do material (resistência mecânica), já que as deformações empregadas durante a realização do ensaio são predominantemente elásticas. Enquanto a fadiga de baixo ciclo (altos níveis de tensão) é caracterizada pela presença de deformação plástica cíclica acentuada, possibilitando determinações do comportamento dúctil do material. (GARCIA, 2000).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Inicialmente, para o desenvolvimento do procedimento experimental, foi realizada a avaliação do comportamento da vida em fadiga e tração no aço USI-LN-700, para fins de caracterização e comparação com os dados do fornecedor. Depois, foi definida a melhor configuração entre os parâmetros de soldagem e o metal de adição a serem utilizados na soldagem do aço USI-LN-700, objetivando manter as características o mais próximo possível do metal base, comparando-se a partir do comportamento da vida em fadiga dos corpos de prova soldados. A metodologia adotada para este trabalho é descrita a seguir.

3.1 Metal base USI-LN-700

No presente trabalho foi utilizado, como metal base, o aço ARBL USI-LN-700, produzido pela USIMINAS segundo sua norma interna, em forma de tubo, com dimensões de 80 x 40 x 4,0 mm de espessura. A especificação química do material fornecida pelo fabricante, juntamente com os valores encontrados na análise química da amostra, obtida através de verificação por espectrômetro de massa modelo FOUNDRY-MASTER Xline Potencia 600 VA estão expressos na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química do aço USI-LN-700 em estudo (% em peso)

| Elemento | C | Si | Mn | P | S | AL | Cu | Nb | V | Ti | Cr | Ni | Mo | Sn | Ni | B | Ca | Pb |
|------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| USI-LN-700 | 0,090 | 0,030 | 1,560 | 0,021 | 0,004 | 0,062 | 0,020 | 0,044 | 0,007 | 0,114 | 0,440 | 0,020 | 0,010 | 0,002 | 0,006 | 0,000 | 0,001 | 0,001 |
| Amostra | 0,097 | 0,034 | 1,510 | 0,028 | 0,004 | 0,058 | 0,016 | 0,042 | 0,004 | 0,136 | 0,538 | 0,007 | 0,003 | 0,001 | 0,007 | 0,001 | 0,003 | 0,013 |

Fonte: Autor

A especificação das propriedades mecânicas, apresentadas pelo fornecedor, do metal base utilizado, juntamente com os valores encontrados no ensaio de tração da amostra, obtidos na máquina universal de ensaio de materiais SCHENCK modelo UPM-200 são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 - Propriedades Mecânicas do aço USI-LN-700

| Descrição | Tensão de Escoamento (MPa) | Tensão Máxima (MPa) | Alongamento Ruptura (%) |
|------------|-------------------------------|------------------------|----------------------------|
| USI-LN-700 | 714.4 | 758.5 | 18 |
| Amostra | 736,9 | 780,5 | 7,8 |

Fonte: Autor

3.2 Metais de adição (ER90S-D2 e ER-70S6)

Nas Tabelas 5 e 6 são apresentadas, respectivamente, as propriedades mecânicas e a composição química dos metais de adição utilizados no experimento como elemento de adição para a soldagem dos corpos de prova, ER90S-D2 e ER-70S6.

A escolha do metal de adição foi feita a partir dos seguintes pressupostos: o primeiro foi definido em função de ser mais utilizado atualmente na indústria, ER70S6 - AWS 5.18-05, não tendo grande impacto nos custos do produto; o segundo foi definido pelas propriedades químicas e mecânicas próximas às do metal base, ER90S-D2 - AWS A5.28, com o mesmo intuito de avaliação, mas com maior custo.

Tabela 5 - Propriedades Mecânicas dos Metais de Adição

| Material de adição | Limite de Escoamento (MPa) | Resistência à Tração (MPa) | Alongamento (%) |
|--------------------|-------------------------------|-------------------------------|--------------------|
| ER90S-D2 | 620 | 705 | 26 |
| ER70S-6 | 440 | 550 | 30 |

Fonte: Adaptado de Lincoln, 2014

Tabela 6 - Composição Química do Metais de Adição

| COMPOSIÇÃO DO ARAME – Conforme AWS A5.28/A5.28M: 2005 | | | | | | | | |
|---|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------|-----------|
| | %C(4) | %Mn | %Si | %Ni | %Mo | %S | %P | %Cu |
| Especificado - ER90S-D2 | 0.07-0.12 | 1.60-2.10 | 0.50-0.80 | 0.15 máx. | 0.40-0.60 | 0.025 máx | 0.025 máx. | 0.50 máx. |
| Especificado - ER70-S | 0.086 | 1.57 | 0.86 | 0.019 | 0.006 | 0.012 | 0.014 | 0.018 |

Fonte: Adaptado de Lincoln, 2014

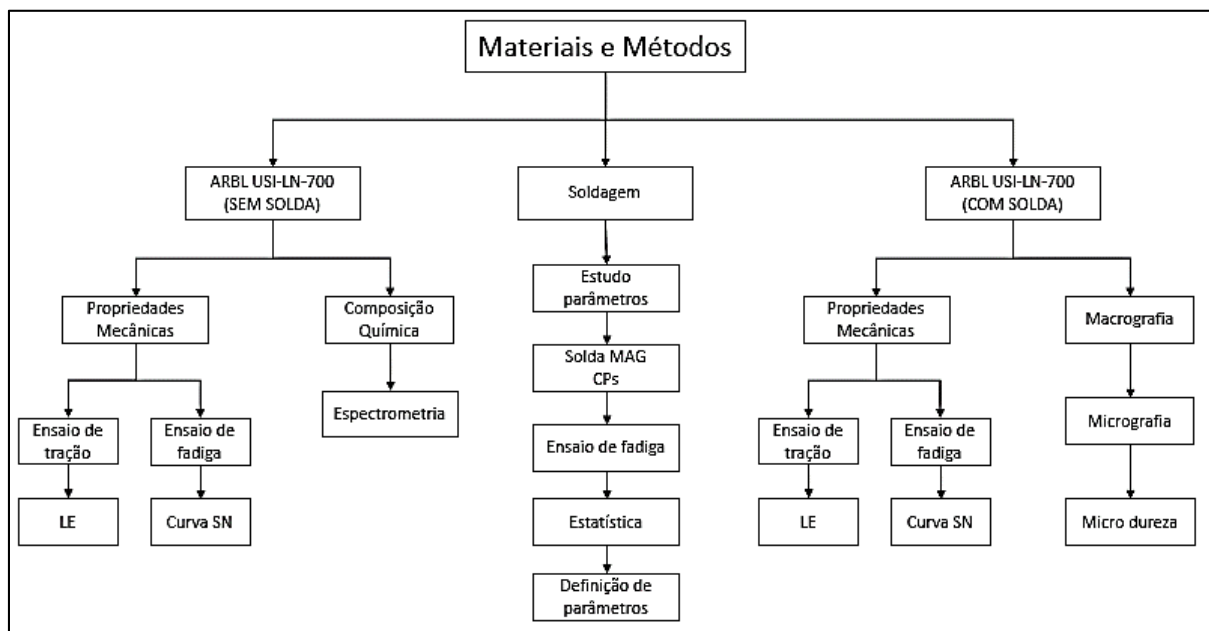
O método de desenvolvimento deste trabalho compreende quatro etapas, a saber: determinação dos ensaios, realização dos ensaios, apresentação dos resultados e conclusões.

Os experimentos seguiram um planejamento variando energia de soldagem (3 níveis) e metal de adição (2 especificações) para a determinação da melhor configuração de soldagem em corpos de prova do aço USI-LN-700 para posterior levantamento da curva S-N do metal soldado e avaliando-os em ensaios de tração, dureza, fadiga, bem como por macro e micrografia, conforme ilustrado pela Figura 8.

Depois, os dados dos experimentos foram tabulados e analisados de acordo com as especificações.

Finalmente, são apresentadas as conclusões do trabalho, que definem a possibilidade de utilização do aço USI-LN-700 na indústria.

Figura 8 - Cronograma metodológico



Fonte: Autor

3.3 Metalografia

Após a análise estatística para a obtenção da melhor configuração de soldagem, estes parâmetros foram utilizados no processo de soldagem para obtenção dos CPs a serem utilizados na análise macro e microestrutural.

Iniciou-se com a preparação superficial das amostras utilizando-se procedimento usual de metalografia.

Para a revelação de macro e microestrutura nos corpos de prova foi utilizado o reagente químico Nital 2% microscopia ótica e 10% MEV.

Com o auxílio da microscopia ótica, foram analisadas as possíveis transformações metalúrgicas ocorridas no processo. O estéreo microscópio utilizado na macrografia foi o ZEISS modelo Stemi 2000-C, na micrografia modelo AxioCam MRc5. – Scope. A1 disponível no laboratório de micrografia da UPF.

3.4 Ensaio de microdureza

O equipamento utilizado para o ensaio de microdureza foi um microdurômetro Shimadzu Modelo HMV-G20ST.

A microdureza foi medida na escala Vickers ao longo do corpo de prova soldado. A ponteira de diamante de geometria piramidal, com 136° foi impressa no corpo de prova, a uma carga de 0,3 kgf, com distância de 0,3 mm entre indentação, abrangendo a região do metal base, zona afetada termicamente, e o metal de adição, para comparação da microdureza nestas fases.

3.5 Ensaio de tração

O objetivo do ensaio de tração é determinar a tensão de escoamento do material base, aço ARBL USI-LN-700, a ser utilizado para três finalidades: comparação com os valores informados pelo fabricante do aço, verificação do impacto do processo de soldagem nas propriedades mecânicas e tensão de escoamento para a união soldada neste trabalho.

O método para o ensaio de tração seguiu as normas (ASTM E8M, 2004) e (BS EN 895,1995), que definem o dimensional dos corpos de prova. Foram ensaiados três corpos de prova sem solda do aço USI-LN-700 e três corpos de prova com solda do mesmo aço. Para ensaiar os corpos de prova utilizou-se a máquina universal de ensaios de materiais da marca SCHENCK, modelo UPM-200. Os corpos de prova soldados romperam fora do cordão de solda conforme a exigência da norma, garantindo a confiabilidade da junta soldada.

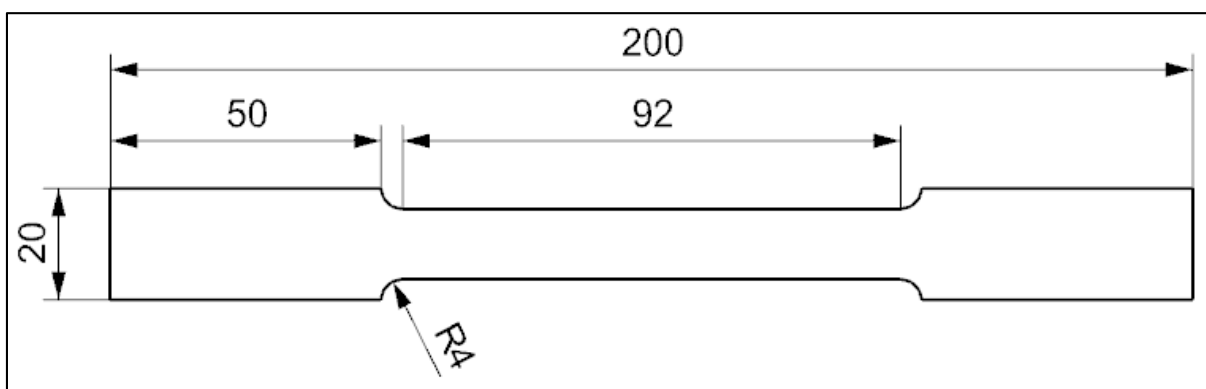
Para a realização dos experimentos, foram confeccionados dois tipos de corpos de prova, os de metal base sem solda e os soldados. Os corpos de prova foram obtidos de tubos ARBL USI-LN-700 retangulares, de dimensões 80 x 40 x 4,0 mm.

Os tubos foram produzidos pela Usiminas juntamente com uma empresa de ônibus com o objetivo de utilizá-los em suas estruturas em substituição a um perfil “C” atualmente utilizado. Todos os CPs utilizados para este trabalho foram retirados deste material.

Após o processo de corte dos tubos, os corpos de prova foram fabricados com base nas normas ASTM E 8M-04 para o metal base sem solda, e DIN EN 895:1995 para o metal base com solda.

Foram seguidas as dimensões especificadas, respectivamente, nas Figuras 9 e 10, para fins de comparação.

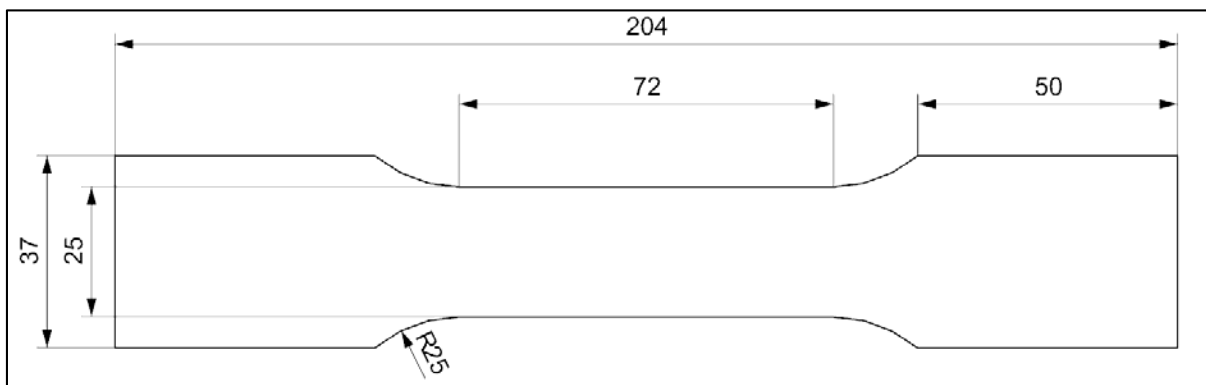
Figura 9 - Especificação das dimensões (mm) de um corpo de prova sem solda norma ASTM E 8M-04



Fonte: Autor

Seguindo as normas, os corpos de provas foram obtidos pelo processo de usinagem, no sentido longitudinal ao tubo.

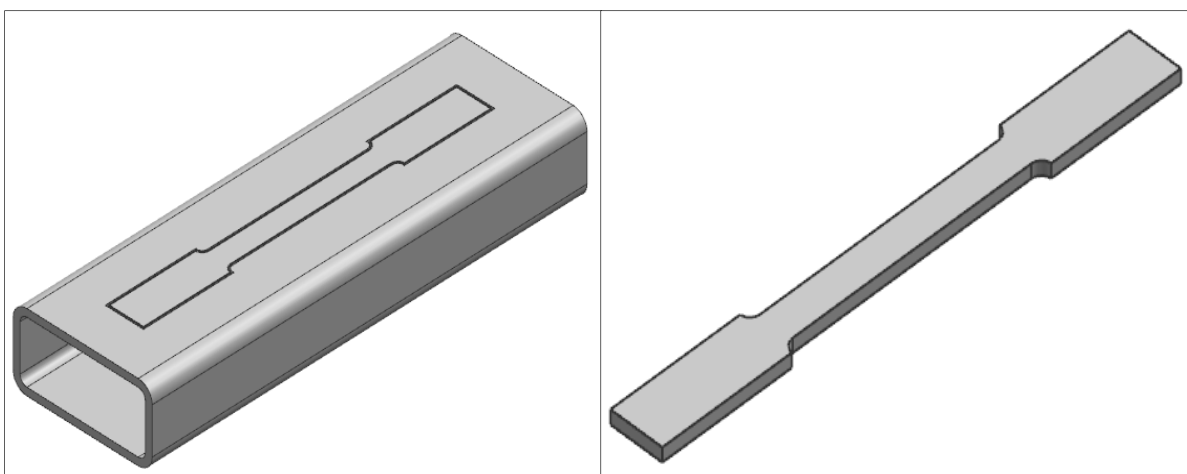
Figura 10 - Especificação das dimensões (mm) do corpo de prova com solda norma DIN EN 895:1995



Fonte: Autor

Para a obtenção dos CPs foram utilizados o Centro de usinagem ROMI modelo D800 e um dispositivo de fixação para garantir o alinhamento dos CPs. Os CPs foram usinados no sentido longitudinal ao tubo a mesma direção de laminação (Figura 11), conforme dimensional previsto nas normas.

Figura 11 - Posição para retirada das amostras para ensaio de tração



Fonte: Autor

3.6 Planejamento estatístico para escolha dos parâmetros e metal de adição

A escolha dos parâmetros de soldagem para uma determinada espessura de chapa normalmente está disponível no manual do equipamento a ser utilizado, visto na Tabela 9. Este procedimento leva em conta as informações obtidas do manual, variando-se em $\pm 10\%$ a partir da mínima corrente, a fim de identificar a presença de diferença no aporte de calor nos ensaios envolvidos.

Quanto menor o calor do processo de soldagem, menor será a extensão e magnitude das mudanças na ZTA, sendo possível minimizar avarias na região soldada. Por este motivo optou-se em utilizar a menor corrente indicada pelo fornecedor do equipamento para a realização dos experimentos, sendo então, realizados alguns testes para validar a junta soldada, quanto a sua penetração e defeitos decorrentes no processo de soldagem dos CPs.

Os parâmetros para os experimentos foram definidos através de testes em laboratório de soldagem, apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem

| PARÂMETROS | VALORES |
|-------------------------|------------|
| Energia_1 | 0,44 kJ/mm |
| Energia_2 | 0,54 kJ/mm |
| Energia_3 | 0,58 kJ/mm |
| Dist. Bico contato peça | 15 mm |
| Ângulo tocha | 15 Graus |
| Vazão gás de proteção | 15 l/min |
| Abertura de Raiz | 2,0 mm |

Fonte: Autor

Pós-procedimento, optou-se por utilizar duas variáveis do processo no decorrer dos testes, sendo elas energia: 03 níveis de energia e 2 tipos de metal de adição. Foi possível, assim, desenvolver a matriz experimental 3x2 conforme a Tabela 8.

Tabela 8 - Matriz de experimentos

| | Energia_1 (A) | Energia_2 (B) | Energia_3 (C) |
|--------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| Arame 1 (a) | Aa (ER-70S6/135) | Ba (ER-70S6/150) | Ca (ER-70S6/165) |
| Arame 2 (b) | Ab (ER-90S-D2/135) | Bb (ER-90S-D2/150) | Cb (ER-90S-D2/165) |

Fonte: Autor

Os CPs para os ensaios de fadiga foram soldados, sendo cada grupo de repetição soldado com uma energia e um tipo de arame conforme definição da matriz de experimento apresentada na Tabela 8. Então serão obtidos como resultado o número de ciclos adquiridos através do ensaio de fadiga feito em cada repetição.

Com a utilização da tensão máxima no ensaio de fadiga, para a aquisição do número de ciclos, tem-se a definição da matriz experimental. Os dados foram analisados através do *software* livre Sisvar, da UFL (Universidade Federal de Lavras), para averiguar a existência de diferença significativa entre as amostras.

Neste estudo definiu-se a melhor configuração, para posterior desenvolvimento da soldagem dos corpos de prova e posterior levantamento da curva de fadiga do USI-LN-700 soldados para fins de comparação ao USI-LN-700 sem solda, verificando-se a correlação da vida em fadiga em relação a uma junta soldada.

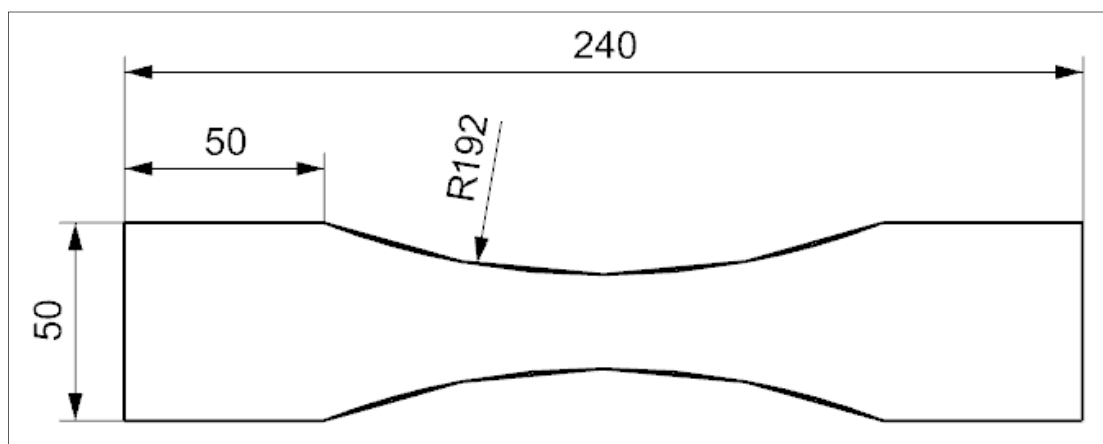
3.7 Ensaio fadiga material base sem solda USI-LN-700

Para obtenção dos números de ciclos *versus* tensão, o tópico está dividido em duas partes a seguir: preparação dos CPs e ensaio de fadiga para levantamento da curva S-N.

3.7.1 Preparação dos corpos de prova sem solda para ensaio de fadiga

Após o processo de corte dos, os corpos de prova sem solda, para levantamento da curva de Wohler, foram fabricados com base na norma (ASTM E466, 2012), o dimensional foi de acordo com a espessura proposta para o trabalho, sendo que as dimensões podem ser vistas na Figura 12.

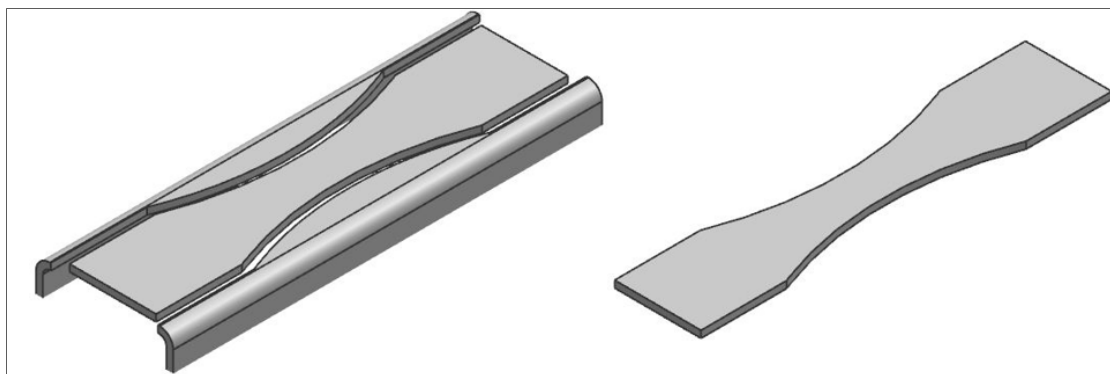
Figura 12 - Especificação das dimensões (mm) de um CP segundo (ASTM E466, 2012)



Fonte: Autor

Seguindo a norma, os corpos de prova foram retiradas pelo processo de usinagem, no sentido longitudinal ao tubo, utilizando o mesmo processo descrito anteriormente. A Figura 13 mostra como ficaram os CPs para realização dos ensaios de fadiga.

Figura 13 - Posição de confecção das amostras para ensaio de fadiga segundo (ASTM E466, 2012)



Fonte: Autor

3.7.2 Curva S-N do material base sem solda USI-LN-700

Após a obtenção da tensão de escoamento, carga utilizada para obtenção do número de ciclos, obtido através dos ensaios de tração utilizando a média dos três CPs fraturados, realizaram-se os ensaios de fadiga a fim de definir a curva S-N do material base sem solda.

Para o levantamento da curva S-N utilizaram-se vários corpos de provas do material base sem solda com o dimensional conforme norma, com o mesmo padrão referente às propriedades térmicas, superficiais e dimensionais.

Iniciaram-se os ensaios, aplicando-se diferentes cargas para levantamento da curva de Wohler, inicialmente com uma carga de 80% da tensão de escoamento do material, reduzindo-se esta carga gradativamente até chegar em 50%, quando foram obtidos 1×10^6 ciclos sem falha, o que foi considerado, por este trabalho, vida infinita.

A máquina utilizada para ensaiar os corpos de prova foi a Servo Pulser da marca Shimadzu, modelo EHF-EV101K1-010-1A, com capacidade de carga 100KN, utilizando-se tensão cíclica repetida flutuante com frequência de 10Hz.

Para cada nível de carregamento utilizaram-se três corpos de prova obtidos através do processo de usinagem, conforme anteriormente descrito, recebendo tratamento superficial para retirada de possíveis concentrações de tensão em função do processo e seguindo as especificações dimensionais conforme a Figura 12.

Para cada estágio ocorreu a fratura do corpo de prova para um determinado número de ciclos, dados estes utilizados para levantamento da curva S-N.

3.8 Ensaio fadiga material material soldado USI-LN-700

O procedimento a seguir leva em conta a preparação dos CPs e levantamento do número de ciclos em função da tensão para posterior plotagem da curva S-N.

3.8.1 Predefinição dos parâmetros de soldagem

Os parâmetros de soldagem foram definidos em função da espessura do metal base, conforme especificação do fornecedor do robô de solda, e estão indicados na Tabela 9.

Tabela 9 - Condições de soldagem MAG disponíveis do robô

| Material: aço, gás: mistura de gás Ar+Co2 (10 - 15 l/min) | | | | | | |
|---|----------------|--------------------------|---------------|--------------------------|--------------|-------------------------------------|
| Geometria da junta | Espessura (mm) | Diâmetro do arame (mm ø) | Abertura (mm) | Corrente de soldagem (A) | Voltagem (V) | Velocidade de deslocamento (cm/min) |
| Topo | 4,0 | 1.0 - 1.2 | 1.5 - 2.0 | 150 - 170 | 18 - 21 | 25 - 40 |

Fonte: adaptado manual OTC, 2011

3.8.2 Ensaio fadiga material base com solda USI-LN-700

As amostras, foram cortadas ao meio no sentido transversal e posteriormente no sentido longitudinal, sendo as duas extremidades unidas por pontos de solda, garantindo uma abertura de 2 mm para posterior soldagem. Para garantir alinhamento entre as peças, teve-se o auxílio do dispositivo utilizado para usinagem dos CPs. A Figura 14 demonstra os CPs produzidos antes do processo de soldagem.

Figura 14 - Preparação de CPs



Fonte: Autor

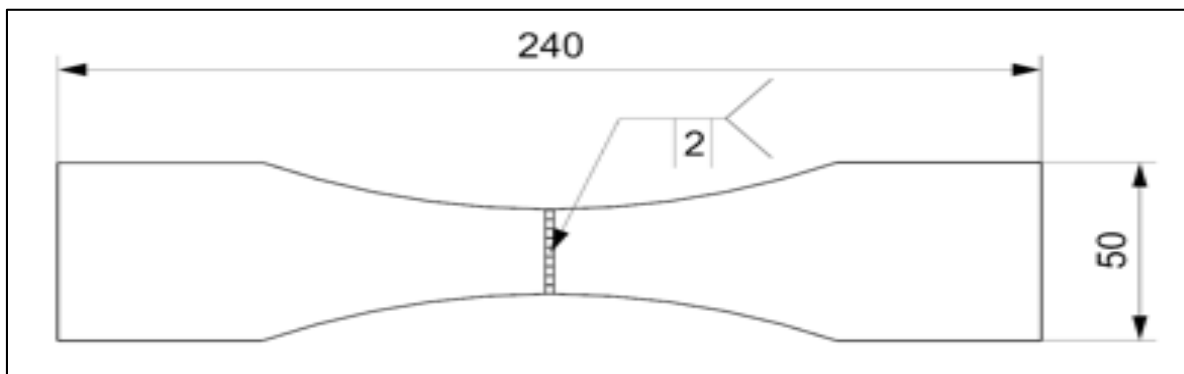
3.8.3 Soldagem dos CPs para levantamento da curva S-N

Os corpos de prova extraídos para o experimento são do tipo aço ARBL USI-LN-700, desenvolvido pela empresa Usiminas, conforme norma interna, obtido pelo processo de laminação a quente na espessura de 4,0 mm. As amostras foram soldadas pelo processo MAG, utilizando-se o robô de solda da marca SUMIG, modelo OTC, com 5 graus de liberdade, a fonte de soldagem que compõe o robô é uma fonte Digital Inverter DP 400, modelo DP-400 P30026, e o controlador, modelo AX21.

Utilizou-se o esquema de solda conforme consta na Figura 15, para haver repetibilidade no processo de soldagem. Com este documento, garantiram-se as informações independentemente do operador.

Os parâmetros de solda utilizados neste trabalho compuseram a melhor configuração sugerida no item 3.6 deste experimento, decorrente de uma análise estatística.

Figura 15 - Esquema de solda do corpo de prova para ensaio de fadiga, medida em (mm)

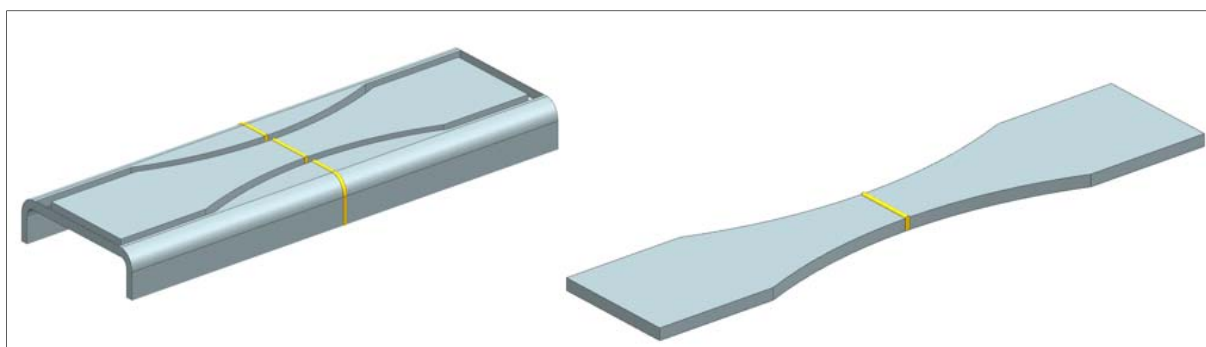


Fonte: Autor

A mistura de gás utilizada no processo de solda dos corpos de prova foi na proporção Ar 85% e CO₂ 15% com vazão de 15 L/min.

Após o processo de soldagem dos CPs, seguindo as especificações de dimensões segundo a (ASTM E466, 2012), os mesmos foram extraídos e utilizados para levantamento do número de ciclos, como se vê na Figura 16, seguindo o mesmo processo de usinagem e tratamento superficial descrito anteriormente.

Figura 16 - Corpo de prova soldado e separado pelo processo de usinagem



Fonte: Autor

3.8.4 Curva S-N do material base com solda USI-LN-700

Com o valor médio da tensão de escoamento, obtido através do ensaio de tração referente a três corpos de prova do aço ARBL USI-LN-700, iniciaram-se os ensaios seguindo o mesmo procedimento utilizado anteriormente para definição da curva S-N do metal base sem solda.

As configurações da máquina Servo Pulser modelo EHF-EV101K1-010-1A foram as mesmas utilizadas para o levantamento da curva S-N do metal sem solda, para comparação dos resultados obtidos.

Para cada nível de tensão, entre 80% a 50% da tensão de escoamento, foram fadigados 03 CPs para a obtenção dos números de ciclos em função da fratura, para levantamento da curva S-N para o metal soldado, levando em conta como vida infinita a fadiga em 1×10^6 ciclos.

3.9 Fractografia

Através da Fractografia pode-se caracterizar e determinar a causa da falha. A região da fratura traz informações sobre a história da falha os carregamentos submetidos, a qualidade do material e os efeitos corrosivos do meio ambiente, entre outros.

A análise de fractografia foi realizada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) onde a região fraturada da amostra foi analisada em relação as características morfológicas de sua superfície.

4 RESULTADOS E DISCUÇÕES

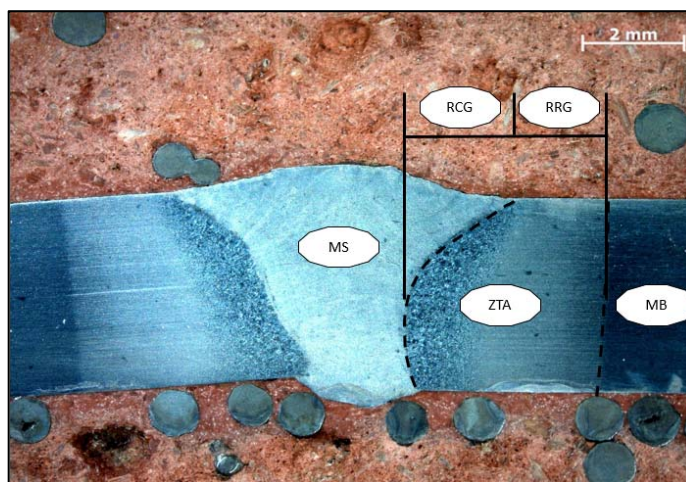
4.1 Metalografia

4.1.1 Análise macroestrutural

Os parâmetros utilizados e a definição da junta soldada conforme projeto visto na Figura 15, resultaram na penetração total da solda nos CPs, não havendo porosidade, o que contribuiu para as análises posteriores.

A macroestrutura vista na Figura 17 é amostra resultante de CP soldado pelo processo MAG, embutido com baquelite e atacado com Nital 2%. É possível notar, com este procedimento, as três fases distintas: metal de solda (MS), zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) dividida em (RCG) e (RRG), e metal base (MB).

Figura 17 - Macroestrutura da solda do aço ARBL USI-LN-700

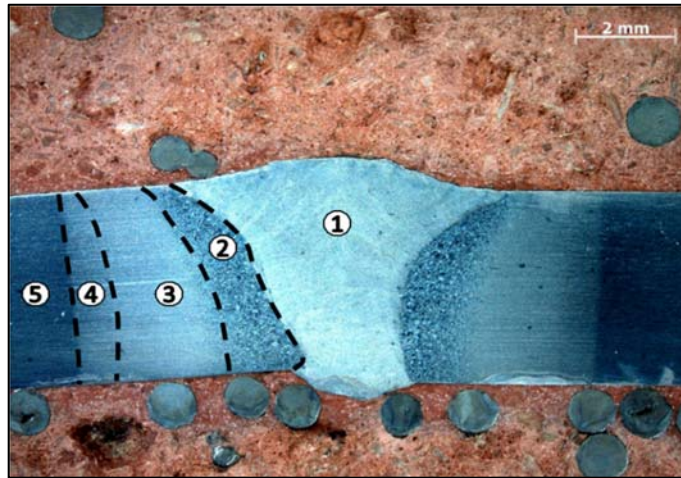


Fonte: Autor

4.1.2 Análise microestrutural

A microestrutura vista na Figura 18 apresenta diversas regiões após o (MS) metal de solda, assim definidas: região 1; região 2 (RCG), de grande crescimento de grão; região 3, conhecida como (RRG), região de refino de grão; região 4, a intercrítica; e finalmente a região 5 como (MB) metal base.

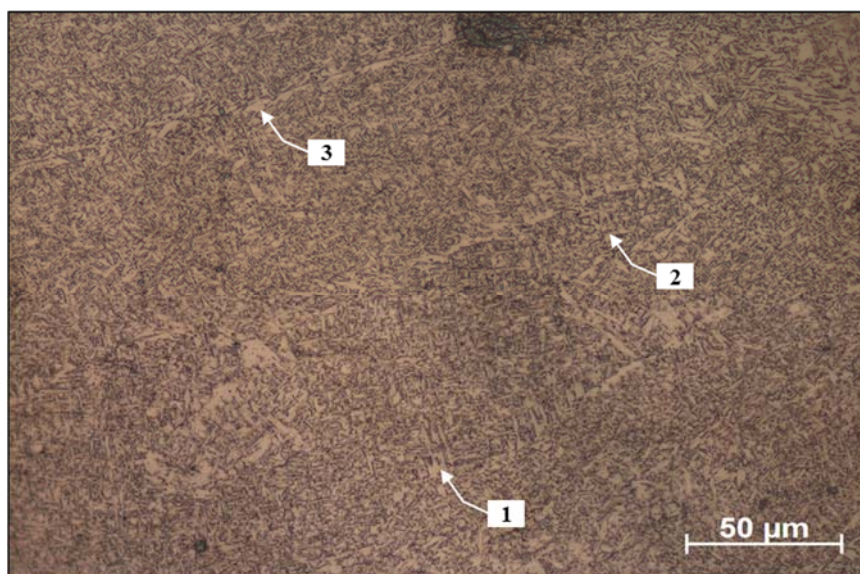
Figura 18 - Estrutura da ZAC condição selecionada



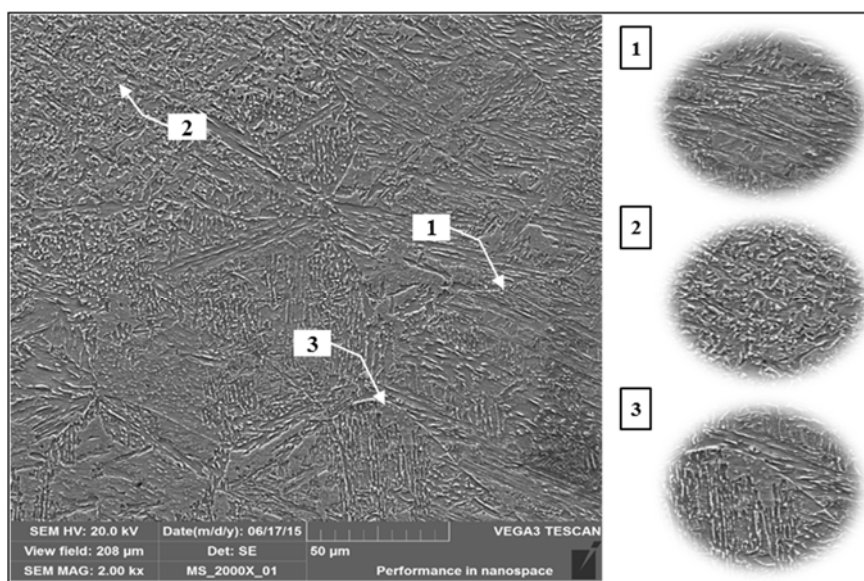
Fonte: Autor

A região 1 da Figura 18 (MS) forma a microestrutura que pode ser vista na Figura 19, onde a microestrutura do material base consiste em ferrita acicular (AF), algumas regiões com ferrita de Widmanstätten (FS(NA)) e a formação de ferrita alotriomorfa na formação do contorno de grão durante o resfriamento. A Figura 19 representa a microestrutura da Região 1, informada na Figura 18.

Figura 19 - Metal de solda (MS); (a) e (b) 1: FS (NA) - ferrita de Widmanstätten, 2: AF - ferrita acicular, 3: ferrita alotriomorfa;



(a) Microscopia ótica

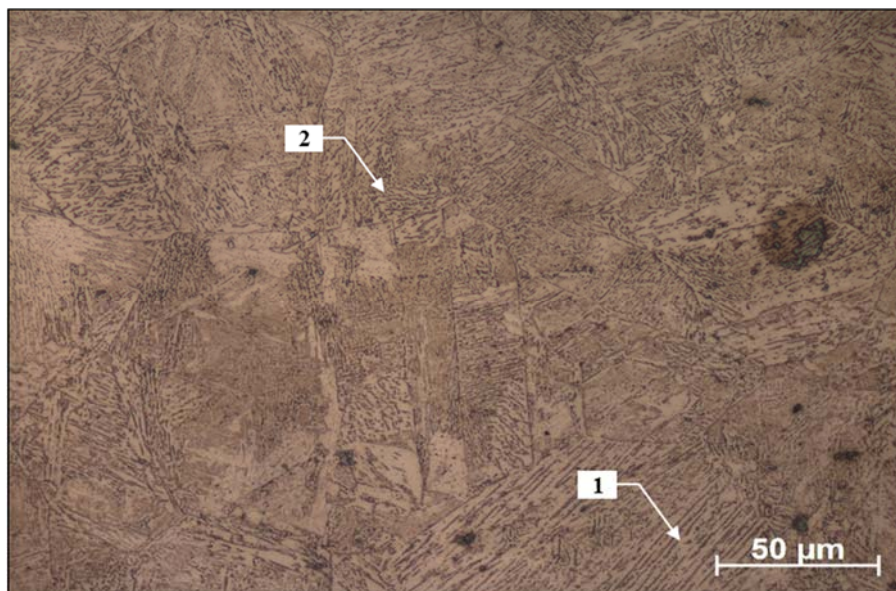


(b) MEV

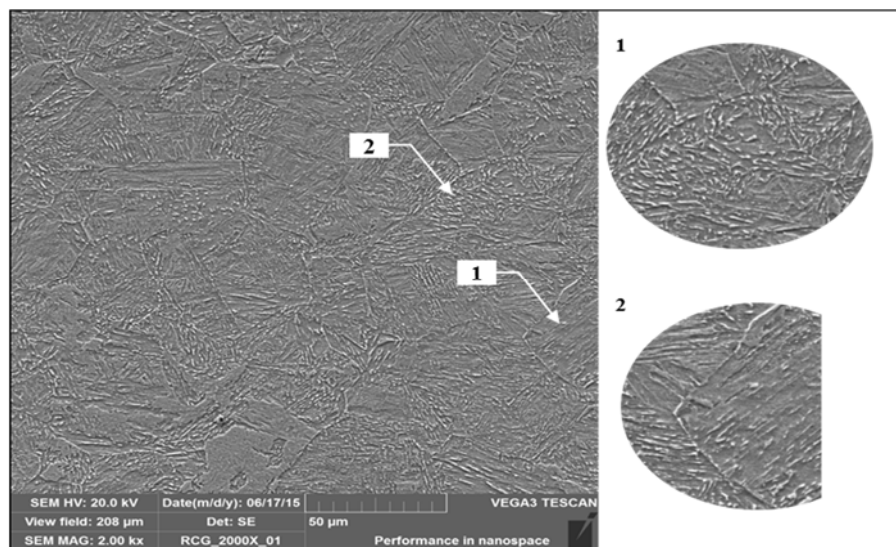
Fonte: Autor

Na amostra micrográfica da região 2 da Figura 20, pode-se observar um acentuado aumento no tamanho de grão, caracterizando a região de crescimento de grão da ZAC (RCG), conforme apresentada na figura 18. A baixa taxa de resfriamento nesta região, resultou na formação de uma microestrutura de ferrita e agregados de carboneto alinhados (PF(FCA)), ferrita e agregados de carbonetos não alinhados (PF(FCNA)) e através de uma análise química por EDS semi quantitativa constatou possível nitreto de titânio.

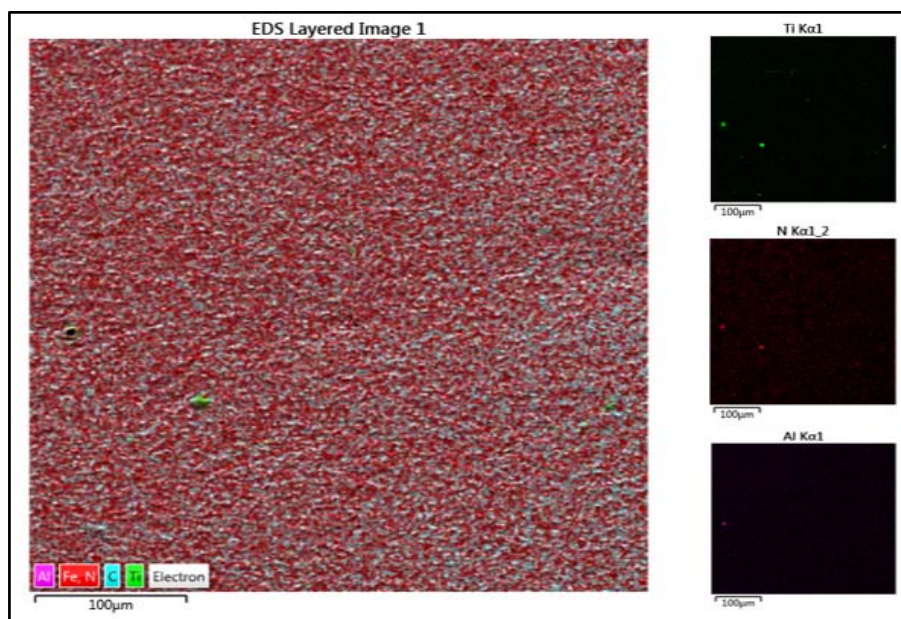
Figura 20 - Crescimento de grão (RCG); (a) e (b) 1: ferrita e agregados de carbonetos não-alinhados PF (FCNA); 2: Ferrita e agregados de carbonetos alinhados PF (FCA); letra (c) análise química por EDS possível nitreto de titânio



(a) Microscopia ótica



(b) MEV



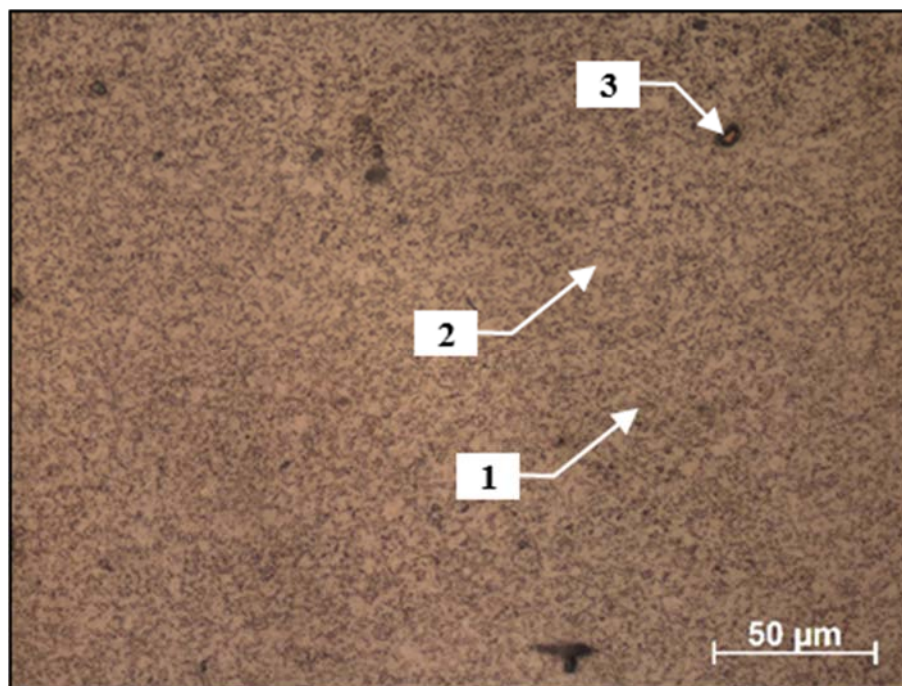
(c) EDS

Fonte: Autor

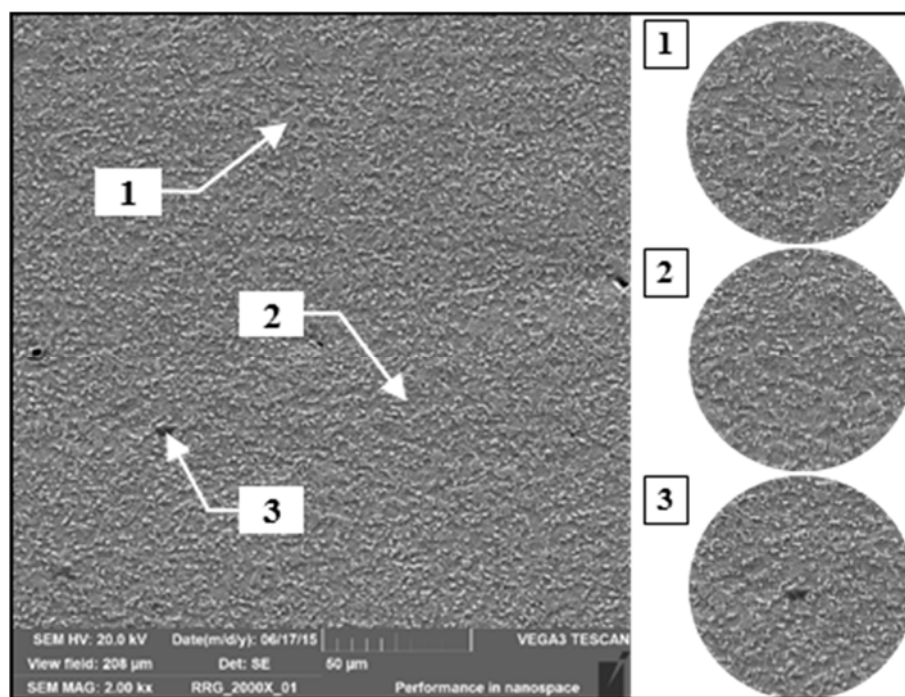
Na ZAC (RRG), (Figura 21), é possível observar um refino de grão proveniente da recristalização ocorrida nesta região devido ao calor aportado no processo de soldagem. A microestrutura presente nesta região (Figura 21_A) é formada por ferrita poligonal (PF) e agregados de carboneto (FC) e possivelmente Nitreto de Titânio nas (Figura 21_B número 3) MEV e (figura 21_c) por EDS.

A figura 21 representa a microestrutura da Região 3 e 4, informada na figura 18.

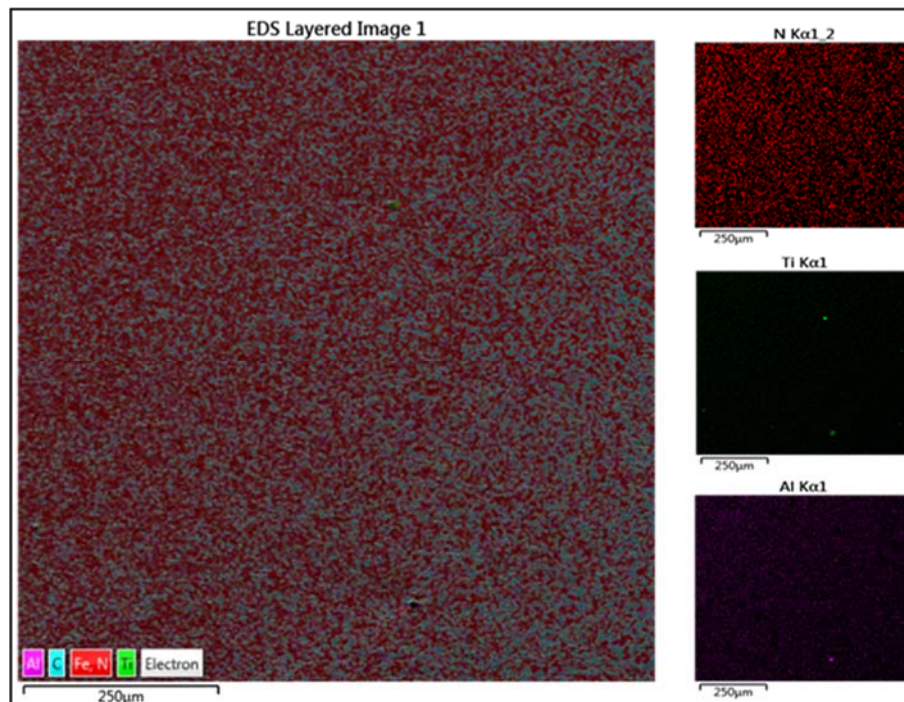
Figura 21 - Refino de grão (RRG) e intercrítica; (a), (b) e (c) 1: FC - agregados de carboneto; 2: PF - ferrita poligonal; 3: Nitreto de Titânio



(a) Microscopia ótica



(b) MEV

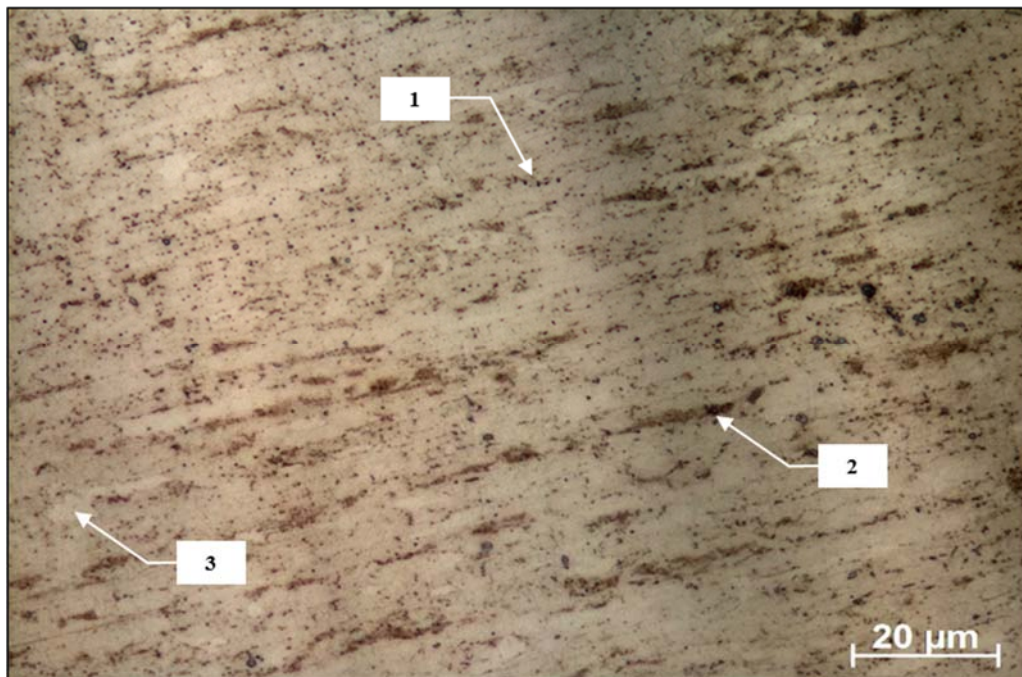


(c) EDS

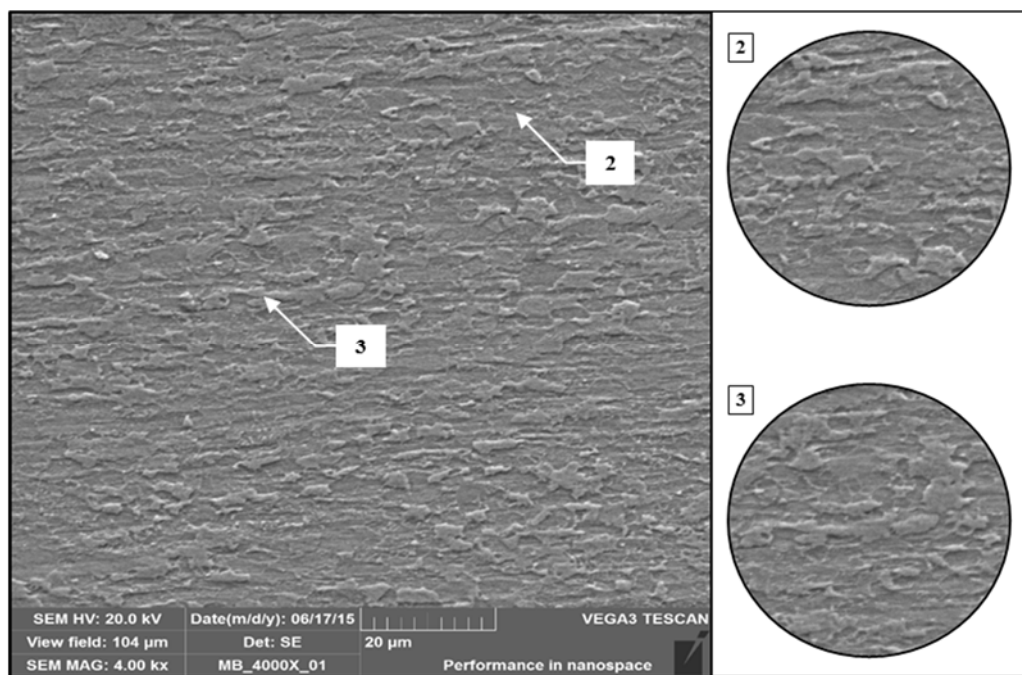
Fonte: Autor

Já na Figura 22 pode ser observada a micrografia do material base laminado, sendo indicada a direção de laminação na micrografia. Esta microestrutura apresentou basicamente finos grãos de ferrita (PF) na direção de laminação, sendo que nas regiões escuras nota-se a presença de perlita (P). Torna-se difícil a identificação dos precipitados presentes na microestrutura, porém é possível ver agregados de carbonetos na matriz. A Figura 22 representa a microestrutura da região 5, informada na Figura 18.

Figura 22 - Metal base (MB); (a), (b) 1: (FC) - agregado de carboneto; 2: (P) - perlita; 3: (PF) - ferrita



(a) Microscopia ótica



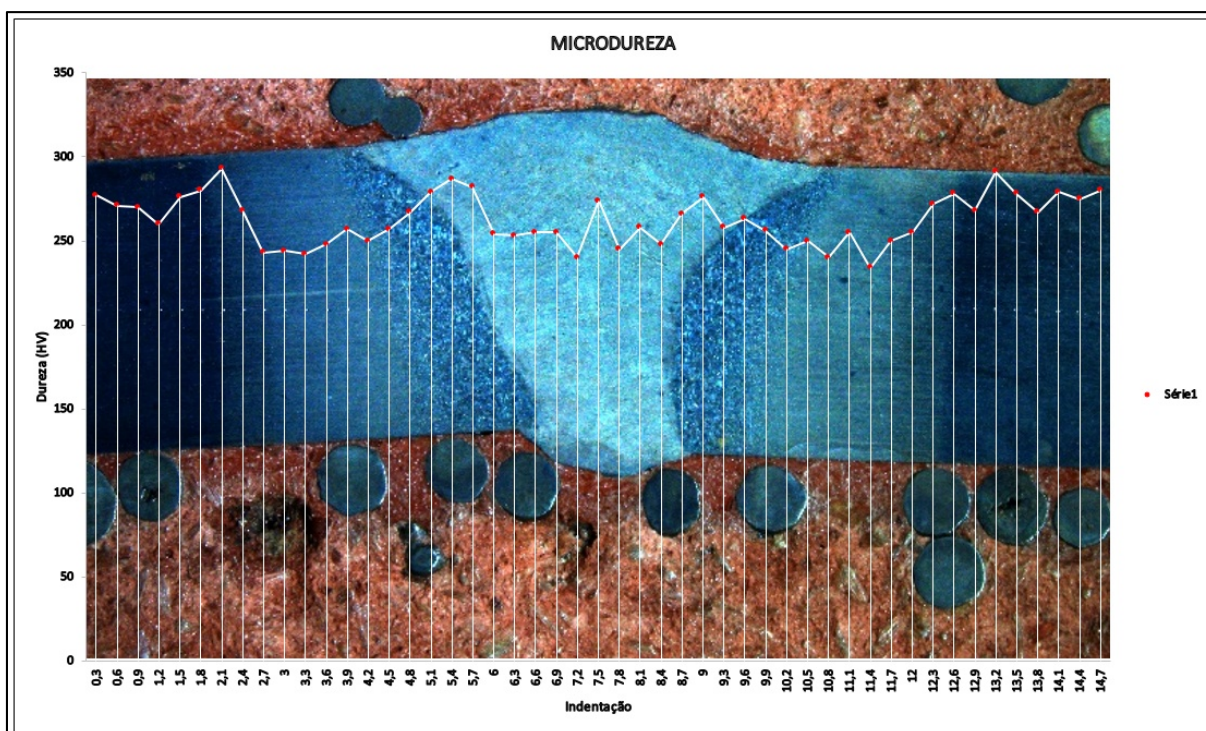
(b) MEV

Fonte: Autor

4.2 Microdureza

A Figura 23, a seguir, demonstra o perfil de microdureza Vickers feito no corpo de prova soldado com a melhor combinação metal base e energia de soldagem das estudadas neste trabalho. A medição iniciou-se da esquerda para direita, contendo 49 indentações na sequência metal base, região intercrítica, refino de grão, crescimento de grão e metal de soda.

Figura 23 - Esquema de montagem da microdureza de uma amostra do aço soldado USI-LN-700



Fonte: Autor

A amostra soldada do aço USI-LN-700 mostrou, na região de metal base, uma dureza média de 275 Vickers; na ZTA (RRG), de 254 Vickers; na ZTA (RCG), de 261 Vickers; e no metal de solda, de 262 Vickers. Conforme a variação de dureza, pode-se notar que houve um decréscimo de dureza no metal de solda se comparada à do metal base. Essas variações observam-se pelo fato das propriedades mecânicas do metal de solda serem inferiores às do metal base. É possível verificar, conforme Tabela 10, que a dureza na região da ZTA (RRG) diminuiu devido a alterações na microestrutura em função do processo de soldagem, ocorrendo o efeito do revenido, segundo (COSTA, 2011 apud Ivarson et al.2011).

O pico de dureza na ZTA (RCG) chegou praticamente à mesma dureza do metal de solda, o que é relacionado com a microestrutura de grão grosseiro e estrutura ferrítica.

Tabela 10 - Tabela de microdureza por região

| Região | MB | ZTA (RRG) | ZTA (RCG) | MS |
|-------------------|------|-----------|-----------|-------|
| Média Dureza (HV) | 275 | 254 | 261 | 262 |
| Desvio padrão | 7,41 | 14,86 | 4,49 | 13,94 |

Fonte: Autor

Analisando-se os valores médios na Tabela 10, em relação às microdurezas, nota-se a baixa variação da microdureza, o que evidencia pequenas mudanças nas propriedades mecânicas do metal base em relação ao metal soldado, como mostra a Tabela 11.

Tabela 11 - Comparativo da tensão de escoamento *versus* microdureza

| COMPARATIVO DAS AMOSTRAS | | |
|---------------------------|---------------------|-------------------|
| Descrição | Tensão Máxima (MPa) | Média Dureza (HV) |
| Média (A) – metal base | 780,5 | |
| Média (B) – metal soldado | 750,1 | |
| MB | | 275 |
| MS | | 262 |

Fonte: Autor

A possível variação de resistência mecânica e microdureza do material base para o soldado foi pequena, indicando adequado procedimento de soldagem.

4.3 Ensaio de tração

Os comparativos dos resultados de tração referentes às propriedades mecânicas do metal base e metal soldado são apresentados na Tabela 12, onde:

- **Valor Nominal representante** – resultado apresentado pelo fornecedor dos tubos;

- **Média (A)** – é a média de três CPs do metal base ensaiados para comparar com fornecedor;
- **Média (B)** – é a média de três CPs do metal base soldado para comparativo das propriedades mecânicas.

Tabela 12 - Comparativo das propriedades mecânicas das amostras

| COMPARATIVO DAS AMOSTRAS | | | |
|-----------------------------|-------------------------------|------------------------|----------------------------|
| Descrição | Tensão de Escoamento (MPa) | Tensão Máxima (MPa) | Alongamento Ruptura (%) |
| Valor Nominal representante | 714,4 | 758,5 | 18 |
| Média (A) | 736,9 | 780,5 | 7,8 |
| Desvio padrão (A) | 13 | 22,6 | 1,3 |
| Média (B) | 664,2 | 750,1 | 5,1 |
| Desvio padrão (B) | 10,5 | 7,5 | 0,3 |

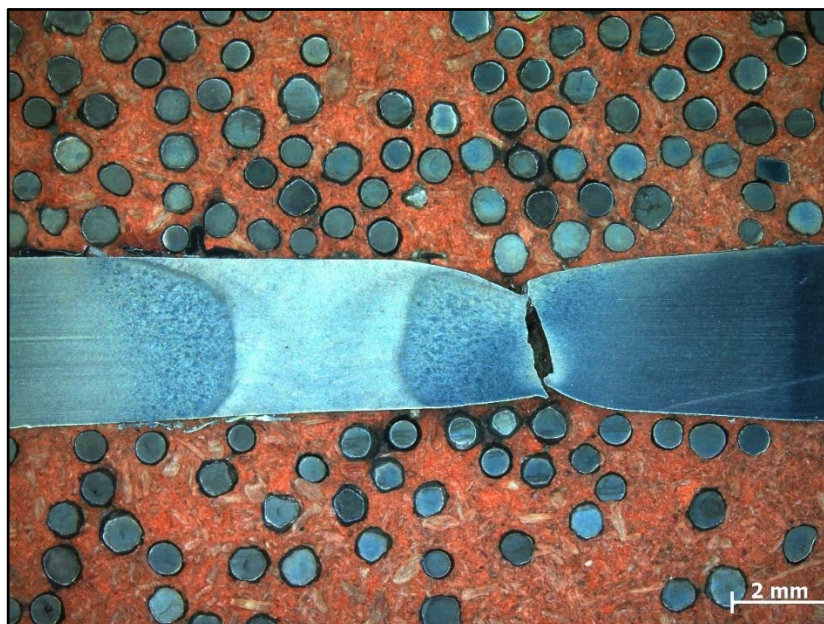
Fonte: Autor

Pelos resultados obtidos com o ensaio de tração referente à Média (A), Tabela 12, para o aço ARBL USI-LN-700 sem solda não houve diferença significativa nas tensões, ficando acima e próximo do valor nominal fornecido pelo fabricante. Já no alongamento ruptura houve uma redução em torno de 56,66%. Essa diferença ocorreu, provavelmente, devido ao acúmulo de tensões de corrente do processo de fabricação dos tubos e da utilização da base de medida do fabricante ser diferente dos ensaios deste trabalho.

Nos resultados da Tabela 12, obtidos referentes à Média (B) em relação à Média (A) por ser amostra retirado do tubo, em relação à tensão máxima não houve diferença significativa, sendo que no alongamento ruptura identificou-se uma redução em torno de 34,6%, interferindo na tensão de escoamento que ficou em torno de 9,8% abaixo dos resultados obtido pela Média (A).

Ambas as amostras romperam no metal base, como ilustra a Figura 24, resultado devido à microestrutura formada e ao crescimento de grão resultante numa dureza inferior ao metal base.

Figura 24 - Amostra rompida



Fonte: Autor

4.4 Planejamento estatístico

O planejamento estatístico serviu para definir qual a melhor configuração entre metal de adição e corrente de soldagem. Quanto maior o número de ciclos em um grupo de união soldada, melhor a vida em fadiga resultante.

A Tabela 13 demonstra os resultados do número de ciclos, obtidos no ensaio de fadiga, realizados em cada condição. Havendo diferença significativa entre os valores, conheceremos a melhor condição experimental.

Tabela 13 - Matriz 2 x 3 com 3 repetições

| BLOCOS | TRATAMENTOS | | | | | |
|---|-------------|-------|-----------|-------|-----------|-------|
| | Energia_2 | | Energia_3 | | Energia_1 | |
| METAL BASE - ER 70S6 ø 1,2 - AWS 5.18-05 | CP 01 | 36940 | CP 04 | 58480 | CP 07 | 38000 |
| | CP 02 | 81000 | CP 05 | 55290 | CP 08 | 80425 |
| | CP 03 | 33480 | CP 06 | 51440 | CP 09 | 81240 |
| METAL BASE - ER 90S-D2 ø 1,1 - AWS A5.28 | CP 10 | 70819 | CP 13 | 18854 | CP 16 | 62890 |
| | CP 11 | 56130 | CP 14 | 38660 | CP 17 | 65430 |
| | CP 12 | 54570 | CP 15 | 60550 | CP 18 | 82820 |

Fonte: Autor

Os resultados receberam tratamento estatístico ANOVA através do programa Sisvar chegando a uma configuração com o arranjo demonstrado na Tabela 14.

Tabela 14 - Resultados do Planejamento Estatístico

| TABELA DE ANÁLISE DE VARIÂNCIA | | | | | |
|--|----|-------------------|---------------------------|-------|--------|
| FV | GL | SQ | QM | Fc | Pr>Fc |
| METAL_SOLD | 1 | 934877626.888889 | 934877626.888889 | 5.569 | 0.0361 |
| ENERGIA_SO | 2 | 26944698.777778 | 13472349.388889 | 0.080 | 0.9234 |
| METAL_SOLD*ENERGIA_S | 2 | 1.143630619E+0009 | 571815309.722222 | 3.406 | 0.0674 |
| erro | 12 | 2.014392323E+0009 | 167866026.888889 | | |
| Total corrigido | 17 | 4.119845268E+0009 | | | |
| CV (%) = 24.02 | | | | | |
| Média geral: 53929.1111111 | | | Número de observações: 18 | | |
| Obs. Codificações usadas para as FV do quadro de ANAVA | | | | | |
| 1: METAL_SOLD | | | | | |
| Teste Tukey para a FV METAL_SOLD | | | | | |
| DMS: 13307,458754883 | | NMS: 0,05 | | | |
| Média harmônica do número de repetições (r): 9 | | | | | |
| Erro padrão: 4318,77074703348 | | | | | |
| Tratamentos | | Médias | Resultados do teste | | |
| ER 70S-6 | | 46722.333333 | a1 | | |
| ER 90S-D2 | | 61135.888889 | a2 | | |

Fonte: Relatório Sisvar adaptado pelo autor

Com base na análise estatística, verificou-se elevada dispersão dos dados em função do coeficiente de variação igual a 24,02%. Não houve certeza em relação à diferença significativa ao nível de 5% entre as amostras, não sendo possível tomar uma decisão.

Devido à variabilidade entre as ciclagens causadas pelo processo de soldagem e tratamento superficial, entre outros, optou-se em utilizar técnicas estatísticas para obter resposta para esse tipo de problema. Foi definida a técnica da Transformação da Raiz Quadrada, para a

redução da dispersão entre as amostras, utilizada em função de que os dados são provenientes de contagem, segundo (BIANCONI, et al., 2008).

A seguir, utilizando o mesmo *software*, aplicou-se a técnica de transformação da raiz quadrada, obtendo-se os resultados apresentados na Tabela 15.

Tabela 15 - Análise de variância do metal de adição

| Variável analisada: N_CICLOS | | | | | |
|---|----|--------------|---------------------|-------|--------|
| Opção de transformação: Raiz quadrada - SQRT (Y) | | | | | |
| ----- | | | | | |
| TABELA DE ANÁLISE DE VARIÂNCIA | | | | | |
| ----- | | | | | |
| FV | GL | SQ | QM | Fc | Pr>Fc |
| ----- | | | | | |
| METAL_ADIÇÃO | 1 | 4842.091262 | 4842.091262 | 6.564 | 0.0249 |
| ENERGIA_SO | 2 | 187.926930 | 93.963465 | 0.127 | 0.8816 |
| METAL_ADIÇÃO*ENERGIA_S | 2 | 5516.415640 | 2758.207820 | 3.739 | 0.0547 |
| erro | 12 | 8851.425949 | 737.618829 | | |
| ----- | | | | | |
| Total corrigido | 17 | 19397.859781 | | | |
| ----- | | | | | |
| CV (%) = 11.81 | | | | | |
| Média geral: 229.8944372 Número de observações: 18 | | | | | |
| ----- | | | | | |
| Obs. Codificações usadas para as FV do quadro de ANAVA | | | | | |
| ----- | | | | | |
| 1: METAL_ADIÇÃO | | | | | |
| 2: ENERGIA_SO | | | | | |
| 3: METAL_ADIÇÃO *ENERGIA_SO | | | | | |
| 4: Fim | | | | | |
| ----- | | | | | |
| Teste Tukey para a FV METAL_ADIÇÃO | | | | | |
| ----- | | | | | |
| DMS: 27,8952154598252 NMS: 0,05 | | | | | |
| ----- | | | | | |
| Média harmonica do número de repetições (r): 9 | | | | | |
| Erro padrão: 9,0530463200484 | | | | | |
| ----- | | | | | |
| Tratamentos | | Médias | Resultados do teste | | |
| ----- | | | | | |
| ER 70S-6 | | 213.493063 | a1 | | |
| ER 90S-D2 | | 246.295811 | a2 | | |
| ----- | | | | | |

Fonte: Relatório Sisvar adaptado pelo autor

Com base na Tabela 15, utilizando-se a técnica da raiz quadrada, foram obtidos resultados melhores com relação ao CV (11.81%) minimizando a dispersão e observando-se, então, a diferença estatística entre os metais de adição no metal soldado. O melhor metal de adição foi o ER90S-D2, o que era esperado, devido às características próximas às do metal base.

Houve interação entre metal de adição e a energia de soldagem, conforme demonstrado na Tabela 16.

Tabela 16 - Análise de variância do metal de adição energia de soldagem

| Análise do desdobramento de METAL_ADIÇÃO dentro de cada nível de ENERGIA_SO | | | | | | |
|--|----|----|-------------|-------------|---------------------|--------|
| TABELA DE ANÁLISE DE VARIÂNCIA | | | | | | |
| FV | GL | SQ | QM | Fc | Pr>Fc | |
| METAL_ADIÇÃO | /1 | 1 | 9319.320472 | 9319.320472 | 12.634 | 0.0040 |
| METAL_ADIÇÃO | /2 | 1 | 984.579561 | 984.579561 | 1.335 | 0.2704 |
| METAL_ADIÇÃO | /3 | 1 | 54.606869 | 54.606869 | 0.074 | 0.7902 |
| Erro | | 12 | 8851.425949 | 737.618829 | | |
| Codificação usada para o desdobramento | | | | | | |
| cod. ENERGIA_SO | | | | | | |
| 1 = Energia_1 | | | | | | |
| 2 = Energia_2 | | | | | | |
| 3 = Energia_3 | | | | | | |
| Teste de Tukey para o desdobramento de METAL_ADIÇÃO dentro da codificação: 1 | | | | | | |
| Obs. Identifique a codificação conforme valores apresentados anteriormente | | | | | | |
| Teste Tukey para a FV METAL_ADIÇÃO | | | | | | |
| DMS: 48,3159304644981 NMS: 0,05 | | | | | | |
| Média harmônica do número de repetições (r): 3 | | | | | | |
| Erro padrão: 15,6803361895983 | | | | | | |
| Tratamentos | | | Médias | | Resultados do teste | |
| ER 70S-6 | | | 185.963611 | | a1 | |
| ER 90S-D2 | | | 264.785438 | | a2 | |

Fonte: Relatório Sisvar adaptado pelo autor

Na interação metal de adição e energia de soldagem os resultados obtidos foram satisfatórios, sendo que o metal ER90S-D2 e Energia_1 apresentaram-se significativamente superiores às demais condições em número de ciclos do ensaio de fadiga.

Esses parâmetros foram, então, utilizados na soldagem dos CPs que, posteriormente, foram ensaiados na máquina de fadiga, obtendo-se a curva S-N para o metal soldado.

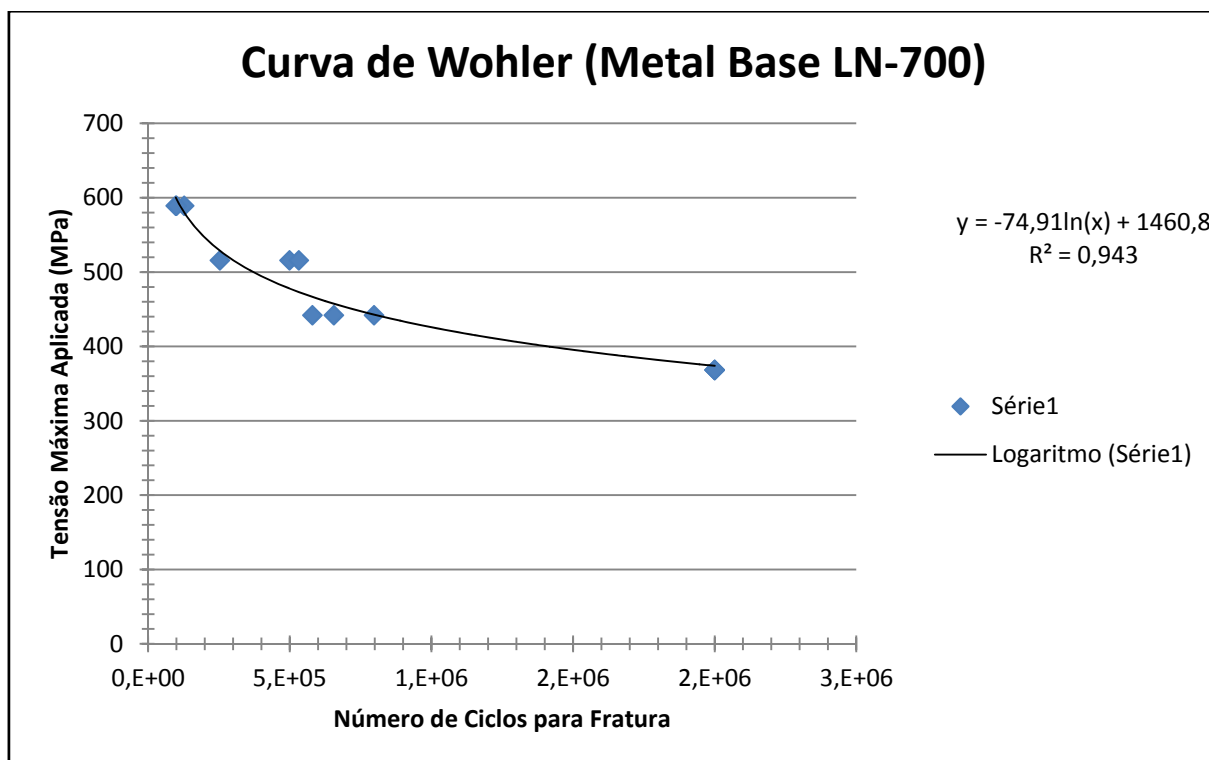
4.5 Curva S-N do material base USI-LN-700

Os valores de tensão obtidos no ensaio de tração foram utilizados no ensaio de fadiga para o levantamento da curva S-N do aço ARBL USI-LN-700. A vida em fadiga foi determinada em quatro níveis de tensão necessários para ocorrer o dano em cada CP ensaiado, quando o valor inicial utilizado partiu de 80% da tensão de escoamento, decrescendo até que o CP ultrapasse 2×10^6 números de ciclos, considerado por este estudo vida infinita.

A curva S-N do aço estudado foi usada como base de comparação para a curva S-N do aço ARBL USI-LN-700 soldado. A Tensão de Escoamento inicial utilizada no ensaio de fadiga está demonstrada na Tabela 12, Média (A).

A Figura 25 apresenta o ensaio de fadiga realizado com os CPs do material base sem solda conforme (ASTM E468, 2011).

Figura 25 - Curva S-N do material base ARBL USI-LN-700



Fonte: Lamef (URGS)

Pode-se definir que o aço ARBL USI-LN-700 sem solda, em termos de resistência à fadiga, em $2, E^{+06}$ ciclos, apresenta um valor de 380,4 MPa de tensão, 51,6% da sua tensão de escoamento apresentado na Tabela 12, Média (A). A queda de tensão deste material se dá quando este é submetido a esforço repetitivo, ficando suscetível à formação de microtrincas e sua propagação, que levam a fragilização do material até sua fratura, com uma tensão bem a baixo da especificada.

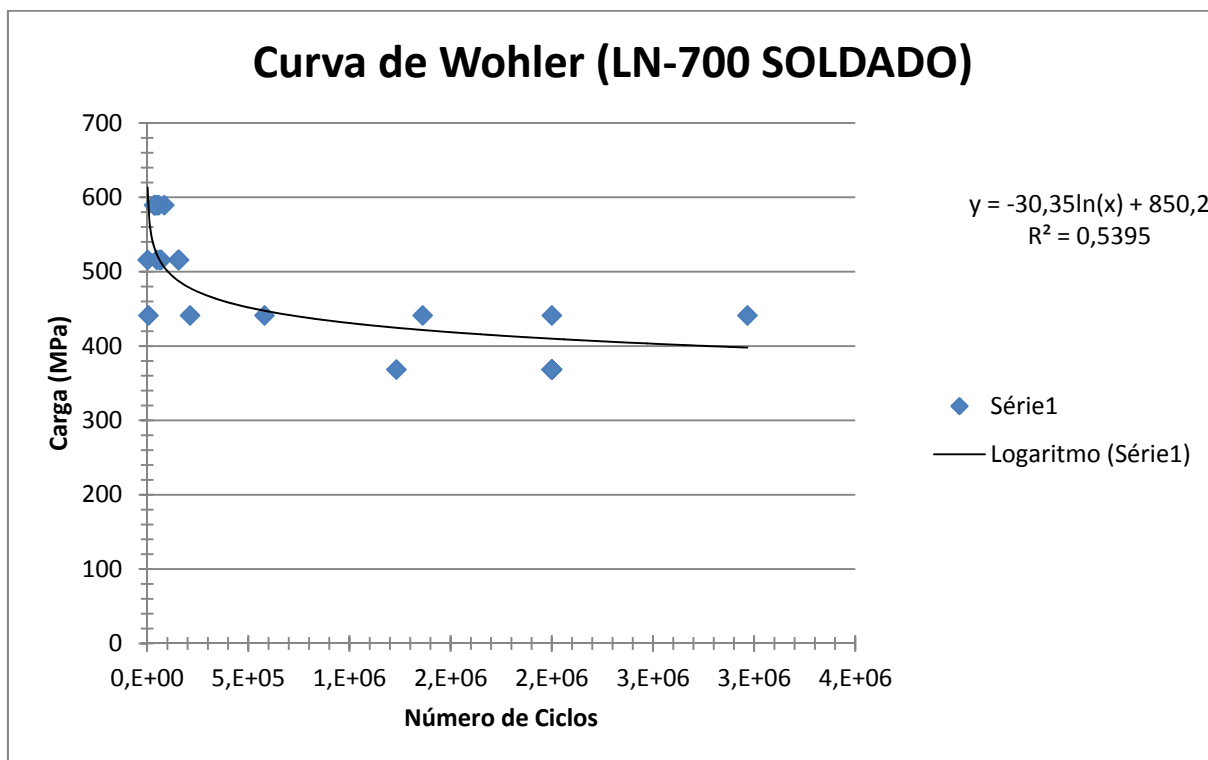
4.6 Curva S-N do metal soldado USI-LN-700

Após a realização do planejamento estatístico e determinação da melhor condição de soldagem entre as estudadas, os CPs soldados foram utilizados no ensaio de fadiga para levantamento da curva S-N. A carga utilizada no ensaio de fadiga do material soldado foi utilizada da mesma forma para o levantamento da curva S-N do metal base sem solda.

Para levantar a vida em fadiga de uma junta soldada e comparar com a vida em fadiga do mesmo material sem solda, foram utilizados os parâmetros de soldagem adquiridos através dos testes realizados.

A Figura 26 mostra os resultados do ensaio de fadiga do aço ARBL USI-LN-700 soldado, conforme (ASTM E468, 2011).

Figura 26 - Curva S-N do metal soldado



Fonte: Autor

Pode-se definir que o aço ARBL USI-LN-700 com solda, em termos de resistência à fadiga, em $2,0 \times 10^6$ ciclos, apresenta o mesmo valor de tensão do metal base, 380,4 MPa. Nota-se que no nível de carga a 50% da Tensão de escoamento a ciclagem para ambos os CPs, metal base e metal soldado, permanece com seus valores próximos fazendo com que não haja diferença entre os mesmos para esse nível de tensão.

Após o processo de soldagem observa-se a queda da resistência à fadiga. Pode-se dizer que a principal causa desta queda é o crescimento de grão na região da ZTA, tornando essa região com baixa tenacidade à fratura. O processo de soldagem, além de formar essas mudanças de fase, acaba gerando alguns concentradores de tensões ocasionando microtrincas, que, submetidas a esforços repetitivos, acabam propagando até ocorrer a fratura do material em um menor número de ciclos.

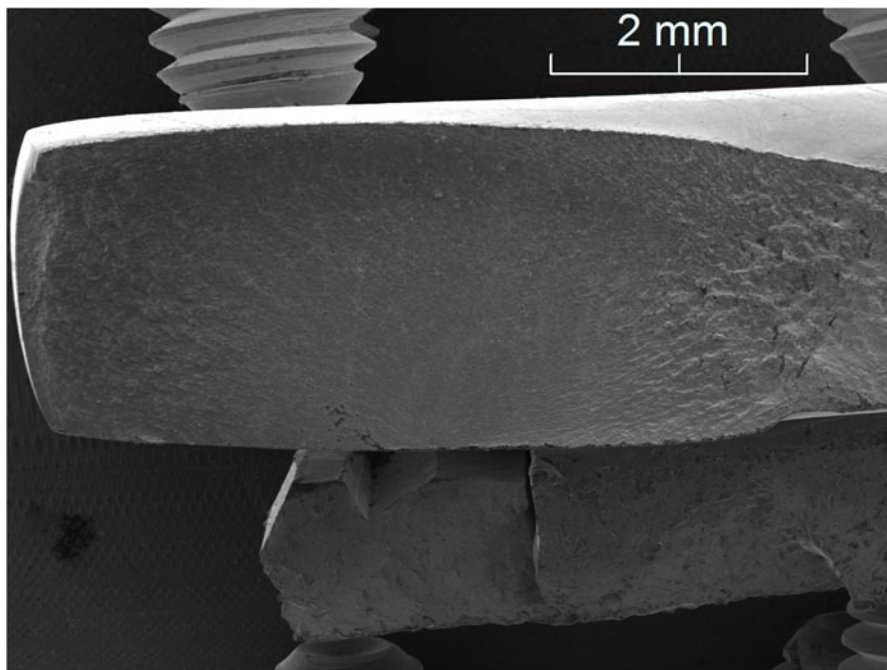
4.7 Fractografia

Os processos de fadiga promovem rupturas características apresentando três estágios conhecidos: o primeiro abrange a nucleação da falha, onde inicia-se a ruptura pela aplicação de uma tensão; o segundo estágio corresponde a propagação da trinca que se dá ortogonalmente a tensão e o terceiro estágio compreende a ruptura onde a seção resistente diminui a ponto de não suportar mais o ciclo de carga.

Nesse trabalho, foram observados claramente os três estágios de uma ruptura por fadiga, que seguem apresentados abaixo.

A amostra analisada apresentou, na região de início da fratura visualizada através da fractografia em MEV, marcas de praia que são consideradas característica de falhas por fadiga indicando a ocorrência da ruptura pela fadiga imposta no teste realizado, conforme pode ser observado na Figura 27.

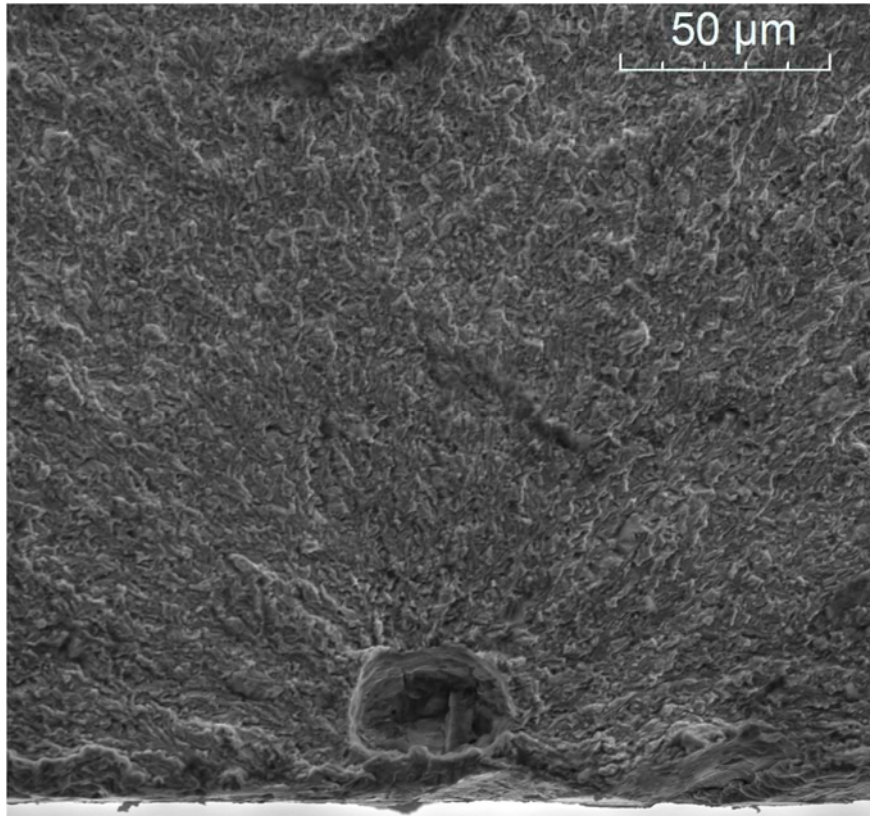
Figura 27 - Região de início da fratura estágio 1



Fonte: Autor

Na Figura 28 pode ser observado o aspecto diversificado do mecanismo de fratura, sobre a região inicial da fratura observa-se que a tensão foi exercida sob um poro originando-a.

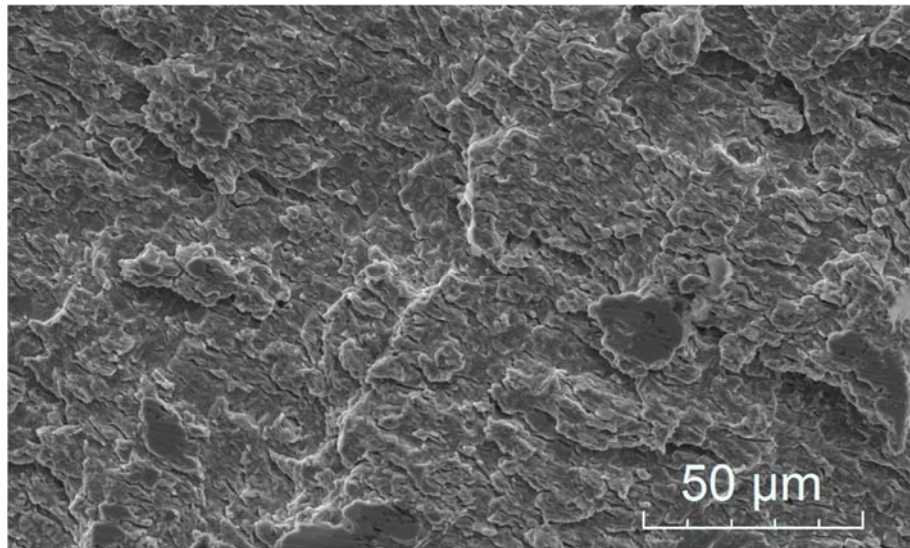
Figura 28 - Região início da fratura estágio 1



Fonte: Autor

A propagação da ruptura consta na Figura 29 onde observa-se o crescimento da trinca, correspondendo a uma grande parte da seção resistente é a ampliação da figura 27 cujo estriamento pode ser visto também a olho nú.

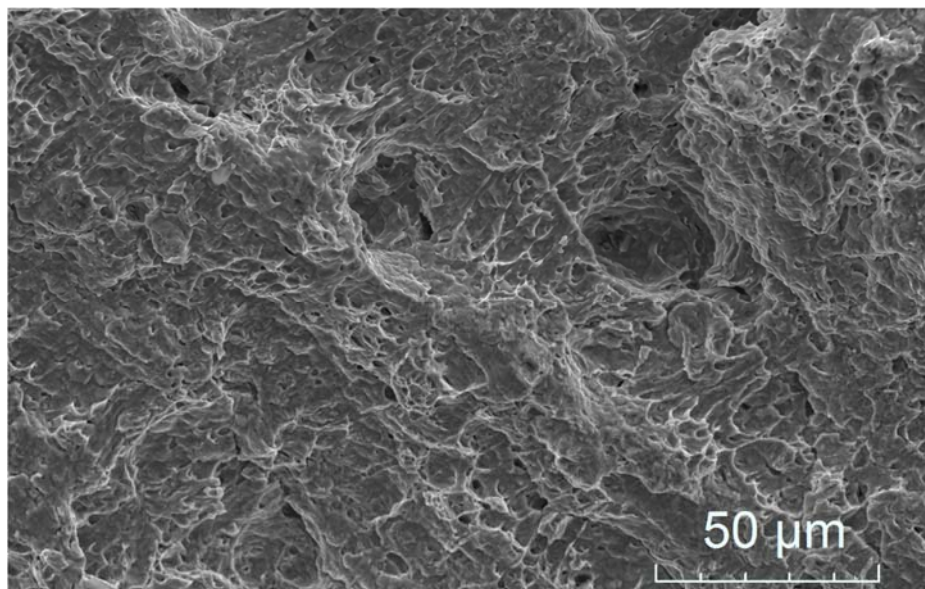
Figura 29 - Região de propagação estágio 2



Fonte: Autor

Na figura 30 observa-se no final da propagação coalescimento de micro cavidades (dimples), o que caracteriza que houve uma deformação plástica sendo a fratura dúctil.

Figura 30 - Região final da fratura – dimples estágio 3



Fonte: Autor

5 CONCLUSÕES

O material estudado neste trabalho, USI-LN-700, classificado como aço ARBL, foi avaliado em relação ao seu comportamento de vida em fadiga após o processo de soldagem.

Os estudos com o metal base confirmaram as características informadas pelo fabricante. Não houve diferença significativa nas tensões médias obtidas no ensaio de tração, havendo, porém, redução na porcentagem alongamento ruptura, provavelmente relacionada a base de medida utilizado pelo fornecedor de 50mm. A composição química obtida através de espectrometria de massas foi condizente com a apresentada pelo fabricante.

O coeficiente de variância (CV) = 11.8% apresenta baixa variação, resultando na diferença estatística ao nível de 5%, sendo o metal base com melhor desempenho o ER90S-D2, superior ao metal ER70-S6. Também houve interação entre metal e energia de soldagem, sendo que o metal solda ER90S-D2 com a Energia 1 foi superior ao metal ER70-S6.

O metal soldado na Amostra (B) manteve a tensão máxima em relação à Amostra (A), sendo que houve redução de 9,8% na tensão de escoamento. A porcentagem de alongamento ruptura teve uma queda de 34,6%, o que era esperado e tem sido obtido em diferentes trabalhos para outros materiais, como mostra (Rodrigues, 2012 pg. 82).

Nos ensaios de tração, o rompimento das amostras se deu em área não soldada pertencente à zona termicamente afetada, devido à microestrutura formada com crescimento de grão, o que resulta em uma dureza inferior comparada à do metal não processado, e a diminuição da resistência e ductilidade, quando carregada sob tensão.

Microestruturalmente, foram observadas 4 regiões no metal soldado: região 1, soldada; região 2, de crescimento de grão; região 3, de refino de grão; e região 4, intercrítica. Na região 1 foram observadas ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e ferrita alotriomorfa. Na região 2 foram observadas ferrita com carbonetos alinhados e ferrita com carbonetos não alinhados. Nas regiões 3 e 4, agregados de carbonetos, ferrita poligonal e agregado de nitreto de titânio.

O perfil de microdureza Vickers do corpo soldado demonstrou redução desta propriedade na ZTA, na região de metal base obteve-se uma média de 275 HV, caindo para 254 HV na zona de refino de grão, 261 HV na zona de crescimento de grão, e 262 HV na zona soldada. Essas reduções são compatíveis com o aporte térmico do processo de soldagem e o depósito do metal de solda, que tem propriedades mecânicas inferiores às do metal base.

Nas curvas de fadiga do metal base e do metal soldado observou-se um encontro a partir do nível de carga de 50% da tensão (380,4 MPa), não havendo diferença entre ambos a partir desse nível de tensão, pelo qual a vida em fadiga pode ser considerada infinita.

Conclui-se, portanto, em relação às propriedades mecânicas analisadas no presente trabalho, que há viabilidade na utilização do aço USI-LN-700 após soldagem, em relação a tensão de escoamento, podendo este material substituir alguns aços convencionais utilizados em projetos com tensão de escoamento inferiores obtendo-se, desta forma, redução de peso por diminuição da espessura sem, no entanto, comprometer o projeto.

6 REFERÊNCIAS

ALBUQUERQUE, Siderley Fernandes; MACIEL, Theophilo Moura; SANTOS, Marco Antônio dos and BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por processos de soldagem manual e automatizado utilizado na soldagem de aço API 5L X80.** Soldag. insp. [online]. 2011, vol.16, n.4, pp. 322-332. ISSN 0104-9224. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242011000400003>.

ASHBY, Michael; JOHNSON, Kara. **Materiais e design: arte e ciência da seleção de materiais no design de produto.** 2. ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2011.

ASTM E466. 2012. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. 2012.

ASTM E468. 2011. Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials. 2011.

ASTM E8M. 2004. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. 2004.

BIANCONI, André, et al. 2008. Transformação de dados e implicações da utilização do teste de kruskal-wallis em pesquisas agroecológicas. **Pesticidas: Revista de ecotoxicologia e meio ambiente.** 2008, Vol. 18.

BS EN 895. 1995. *Destructive tests on welds in metallic materials — Transversetensile test.* 1995.

BÚRIGO, Bruno Aguiar; SOUZA, Ghislendi Ferreira de; DUZ, João Luis; MATTIOLI, Samuel Canto. **Aquisição do Ciclo Térmico de Soldagem.** Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade SATC.

COLPAERT, Hubertus. 2008. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4.ed. São Paulo: Blucher, 2008.

COSTA, Vagner Machado. 2012. **Caracterização mecânica e metalúrgica de juntas soldadas dissimilares de aços de alta resistência e baixa liga.** Trabalho de Diplomação. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2012.

CRUZ, Magnus Geder Henz. **Estudo da substituição de aço convencional por aço de baixa liga e alta resistência (ARBL) em módulo estrutural.** 2006. 104 f. Dissertação (Mestrado em Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Materiais, UCS, Caxias do Sul, 2006.

DOS REIS SOBRINHO, José Francisco; DE ALCÂNTARA, Nelson Guedes. **Análise dos ciclos térmicos obtidos na zona afetada termicamente da junta soldada de um aço de alta resistência.** II Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte Nordeste de Educação Tecnologia. João Pessoa, PB, 2007. Disponível em: <http://www.redenet.edu.br/publicacoes/arquivos/20080104_085156_INDU-012.pdf>. Acesso em: 4 jul. 2014.

DURAND, Richard Zacarías Sanz. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L X80 por Processos de Soldagem Semi-Automáticos com**

Proteção Gasosa. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-Rio) Rio de Janeiro, 2007

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaio dos Materiais.** Rio de Janeiro: LTC, 2000.

GARCIA, Regina Paula e SCOTT, Américo. **Uma metodologia para análises comparativas da capacidade produtiva entre arames maciços (MIG/MAG) e tubulares (eletrodo tubular).** Soldag. insp. (Impr.) [online]. 2011, vol.16, n.2, pp. 146-155. ISSN 0104-9224. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242011000200007>.

GORNI, A. A. **Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços Avançados de Alta Resistência.** 11 Conferência Nacional de Conformação de Chapas, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação. Outubro de 2008, p. 15 (2).

JR, Antonio Gonsalves de MELLO e all, et. 2013. **Influência do jateamento com granalhas no comportamento mecânico de uma junta sobreposta soldada pelo processo MIG/MAG em aços de tipo Dual Phase.** VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. 2013.

MACIEL JUNIOR, Helio. **Uso do planejamento e análise de experimentos no desenvolvimento de um processo de solda por resistência elétrica de pequena escala.** Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia de Produção) – Universidade Federal de Itajubá, Outubro, 2011.

LOUREIRO, A. J. R. 2002. **Effect of heat Input on Plastic Deformation on Undermatched Welds.** *Journal of materials Processing Technology.* 2002, Vol. 128.

MARTINS, Waldemir dos Passos; NASCIMENTO, Carmem Célia F.; MENESES, Valer Alves de; PAIVA, Antônio E. M.; LEAL, Valdemar Silva. **Influência da variação da energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento no comportamento microestrutural e mecânico de juntas soldadas em aço ARBL.** VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. 18 a 21 de agosto de 2010, Campina Grande, PB. Disponível em: <<http://www.abcm.org.br/anais/conem/2010/PDF/CON10-1961.pdf>> Acesso em: 4 jul. 2015.

MARTINS, Waldemir dos Passos; NASCIMENTO, Carmem Célia F.; MENESES, Valer Alves de; PAIVA, Antônio E. M.; LEAL, Valdemar Silva. **Influência dos parâmetros de soldagem no comportamento micro estrutural e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas em aços ARBL.** VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. 11 a 15 de abril de 2011, Caxias do Sul, RS. Disponível em:<<http://alvarestech.com/temp/cobef2011/grima.ufsc.br/cobef2011/media/trabalhos/COF11-0398.pdf>>. Acesso em: 4 jul. 2014.

NILSSON, Tony, REINBERTH, Mikael e JANSSON, Sven. **Sheet Steel Joining Handbook.** s.l. : SSAB Tunplåt AB, 2004.

PERINI, Felipe Gustavo. **Propriedades mecânicas e micro estruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados.** 2008. 83 f. Dissertação (Mestrado em Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Materiais, UCS, Caxias do Sul, 2008.

QUITES, Almir Monteiro. **Metalurgia na soldagem dos aços.** Florianópolis: Solda Soft, 2008.

RODRIGUES, Saulo Machado. **Estudo do comportamento em fadiga de juntas soldadas de aços bifásicos de alta resistência mecânica**. 2012. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, UFRGS, Porto Alegre, 2012.

SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. São Paulo: Artliber, 2008.

SILVA, Ramsés Ferreira da. **Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado**. 214 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, 2010.

ZEEMANN, Annelise. Energia de Soldagem. **Infosolda**, 2013. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol105.pdf>>. Acesso em: 4 jul. 2014.