

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

ESTUDO COMPARATIVO DO EFEITO DE DIFERENTES ARAMES DE ADIÇÃO EM
JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS DE FASE DUPLA NO COMPORTAMENTO EM
FADIGA POR FLEXÃO

Tiago Mezzomo

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre

2015

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

ESTUDO COMPARATIVO DO EFEITO DE DIFERENTES ARAMES DE ADIÇÃO EM
JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS DE FASE DUPLA NO COMPORTAMENTO EM
FADIGA POR FLEXÃO

Tiago Mezzomo

Engenheiro Mecânico,

Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre

2015

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Dr. Telmo Strohaecker

Banca Examinadora:

Dr. Inácio Fontoura Limberger, UFSM.

Dr. Marcio Levi Kramer De Macedo, DEMET/UFRGS.

Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS.

Dr. Carlos P. Bergmann

Coordenador do PPGE3M

Dedico este trabalho, em especial aos meus pais, Walmor e Iria, aos meus irmãos, minha namorada Rosana e a todos que acreditaram e colaboraram na conclusão deste presente trabalho.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não poderia ser concluído sem a ajuda de diversas pessoas, às quais presto minha homenagem:

Primeiramente a Deus, por ter me abençoado com saúde, disposição e paciência.

Aos meus familiares: Mãe, irmãos e a namorada, pelo apoio, acolhimento e compreensão.

Ao meu orientador Prof. Telmo Strohaecker, pela dedicação, suporte e estímulo durante esta jornada. E também, ao Prof. Afonso Reguly pela compreensão, comprometimento e confiança transmitida.

Aos companheiros de Mestrado, Daniel Pinheiro, Rodrigo Carlesso, Davi Maron e Gustavo Laste em nossas longas viagens de carro para assistir as aulas em Porto Alegre.

Ao pessoal da SSAB Brasil, em especial a João Preichardt, que foi de extrema importância e parceria na realização deste trabalho.

Ao Filipe Kroeff e Jefferson Haag pelo apoio e suporte nas realizações dos testes e ensaios.

A John Deere Brasil pelo suporte e disponibilidade oferecida de equipamentos, pessoas e estrutura durante o andamento deste projeto.

Aos professores, pelos conhecimentos proporcionados.

A todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para realização deste trabalho.

“As pessoas que vencem neste mundo são as que procuram as circunstâncias de que precisam e, quando não as encontram, as criam.”

Bernard Shaw

SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	VII
LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XI
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XII
RESUMO	XV
ABSTRACT	XVI
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	3
2.1 Geral	3
2.2 Específicos	3
3. REVISÃO DE LITERATURA	4
3.1 Aços Bifásicos (<i>Dual Phase</i>)	4
3.2 Soldagem MAG em aços Dual Phase e Parâmetros Relevantes	7
3.3 Zonas da uma Junta Soldada	11
3.4 Fadiga dos Materiais.....	12
3.5 Designação do Mecanismo de Fadiga	14
3.6 Fatores que Influenciam no Comportamento da Fadiga.....	17
3.7 Efeitos do Carregamento de Fadiga em Juntas Soldadas	19
3.8 Análise de Fadiga	21
3.8.1 Curva S-N.....	21
3.8.2 Carregamento de Amplitude Variável	24
3.9 Ensaio de Fadiga.....	24
4. MATERIAIS E METODOLOGIA.....	26
4.1 Materiais e Métodos para a Soldagem.....	27
4.2 Caracterização do Material	32
4.3 Caracterização das Propriedades Mecânicas.....	32
4.3.1 Microdureza	32
4.3.2 Ensaio de Fadiga	33
5. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS E DISCUSSÃO	38

5.1	Resultados da Análise da Composição Química do Material.....	38
5.2	Resultados da Análise da Macroestrutura.....	38
5.3	Resultados do Ensaio de Microdureza.....	40
5.4	Resultados do Ensaio de Fadiga.....	44
6.	CONCLUSÕES	54
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	56
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	57
9.	APÊNDICE – ANÁLISE MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS.	62

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Acidente do Boeing 737-200 da Companhia Aérea Aloha Airlines [3].	1
Figura 2. Microestrutura característica de um aço DP [7].	4
Figura 3. Microestrutura típica de um aço DP. Fase escura (α) Ferrita e fase clara (α') Martensita [8].	5
Figura 4. Solda MAG, na cadeia de processos metalúrgicos de união [15].	8
Figura 5. Esquema básico da soldagem MAG [17].	9
Figura 6. Modos de transferência do metal de solda [19].	10
Figura 7. Regiões de uma junta soldada [20].	11
Figura 8. Desenho esquemático mostrando a ZAC, numa junta soldada [21].	11
Figura 9. Fratura de uma mola por fadiga [27].	12
Figura 10. Imagem de uma trinca em material metálico [31].	13
Figura 11. Fases do Processo de Fadiga.	15
Figura 12. Crescimento de uma trinca de fadiga [43].	16
Figura 13. Exemplos de Curvas típicas S-N (Curvas de Wöhler) de alguns materiais [45].	22
Figura 14. Esquema do dispositivo para ensaio de flexão em quatro pontos.	25
Figura 15. Fluxograma das etapas e metodologia aplicada.	26
Figura 16. Dimensional da amostra para fabricação das placas soldadas.	28
Figura 17. Placas fixadas no dispositivo de solda.	28
Figura 18. Robô MOTOMAN HP50-20.	29
Figura 19. Gráfico entre corrente / tensão de soldagem [53].	31
Figura 20. Microscópio Ótico Olympus BX51M.	32
Figura 21. Medição da Microdureza.	33
Figura 22. Distribuição dos corpos de prova na placa soldada.	33
Figura 23. Amostras utilizadas para ensaio de fadiga.	34
Figura 24. Equipamento Servo Hidráulico usado no ensaio de fadiga.	35
Figura 25. Dispositivo de fixação das amostras para ensaio de fadiga.	35
Figura 26. Diagrama de ensaio de fadiga por flexão em 4 pontos.	36
Figura 27. Macrografia da amostra A.	39
Figura 28. Macrografia da amostra B.	39
Figura 29. Microdureza da amostra A.	40
Figura 30. Microdureza da amostra B.	41

Figura 31. Microestrutura encontrada na amostra A.	42
Figura 32. Microestrutura encontrada na amostra B.....	43
Figura 33. Corpo de prova A após ensaio.	44
Figura 34. Curva do Ensaio Estático da Amostra A.	45
Figura 35 - Região de Fratura da Amostra A5 (direita) e da Amostra B6 (esquerda).....	48
Figura 36 – Região de propagação da trinca na amostra A.....	49
Figura 37 – Região de propagação da trinca em uma amostra B.	49
Figura 38 – Local de Início da Nucleação da Trinca de uma Amostra A.....	50
Figura 39 – Local de Início da Nucleação da Trinca de uma Amostra A em Maior Aumento.	50
Figura 40 – Local de Início da Nucleação de uma Trinca da Amostra B.	51
Figura 41 – Local de Início da Nucleação da Trinca de uma Amostra B em Maior Aumento.	51
Figura 42. Curva S-N das Amostras A e B.	52
Figura 43. Curvas S-N das Amostras A e B versus Curva de Projeto.....	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Elementos de liga normalmente utilizados em aços DP [10].....	6
Tabela 2. Características Mecânicas do Metal Base.....	27
Tabela 3. Composição química do aço Docol 1000 DP, SSAB.....	27
Tabela 4. Características Técnicas do Arame OK AristoRod 79 [51].....	30
Tabela 5. Características Técnicas do Arame OK AristoRod 12.50 [51].....	30
Tabela 6. Composição química obtida por espectrometria ótica.....	38
Tabela 7. Resultado do ensaio de fadiga das amostras A.....	46
Tabela 8. Resultado do ensaio de fadiga das amostras B.....	47

LISTA DE SÍMBOLOS

A – Alongamento

AHSS – Advanced High Strength Steel

Al – Alumínio

Ar – Argônio

ASTM – ASTM International

AWS – American Welding Society

BS – British Standard

C – Carbono

CO₂ – Dióxido de Carbono

Cr – Cromo

DIN – Deutsches Institut für Normung

DP – Dual Phase

E - Energia do Arco

ESAB – Elektriska Svetsnings Aktiebolaget

GMAW – Gas Metal Arc Welding

h - Espessura do Corpo de Prova

I – Corrente de Soldagem

ISO – International Organization for Standardization

K_I - Fator de Intensidade de Tensões

L - Distância Entre os Roletes da Base

L.E – Limite de Escoamento

L.R – Limite de Ruptura

m - Constante do Tipo da Junta

MAG - Metal Active Gas

MB – Metal Base

MIG - Metal Inert Gas

Mn – Manganês

Mo – Molibdênio

Ms – Temperatura início Formação da Martensita

N - Número de Ciclos

Nb – Nióbio

N_i - Iniciação da trinca

N_p - Número de Ciclagem de Propagação

N_r - Número de Ciclos de Ruptura Resultante

O₂ – Oxigênio

P - Força Aplicada por um dos Roletes Centrais

P – Fósforo

Q – Aporte Térmico

R - Razão de Fadiga

S - Amplitude de Tensão Aplicada

S – Enxofre

Si – Silício

Sr - Variação de Tensão Aplicada

SSAB – Swedish Steel AB

t - Distância entre os Roletes de Aplicação de Força

TIG- Tungsten Inert Gas

U – Tensão de Soldagem

V – Vanádio

w - Largura do Corpo de Prova

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

ZF – Zona de Fundida

α - Comprimento da Trinca

β - Constante do Tipo da Junta

σ - Tensão Uniaxial Perpendicular ao Plano da Trinca,

σ_a - Valor Limite de Tensão

σ_{fo} - Tensão Limite de Fadiga

η - Eficiência do Arco

RESUMO

Atualmente, no setor de máquinas agrícolas o uso de aços de alta resistência está começando a ganhar espaço e cada vez mais lembrado nos projetos estruturais; para atender as necessidades citadas acima e também para redução de emissão de poluentes. A utilização dos aços de alta resistência na indústria de implementos agrícolas está focada nos aços DP (*Dual Phase*), sendo este o objeto de estudo desta presente pesquisa. Este trabalho visa analisar o comportamento mecânico, priorizando a análise de resistência à fadiga em flexão de uniões soldadas através do processo de soldagem de metal de gás ativo (GMAW) utilizando dois tipos de arames como material de adição. Neste estudo foram utilizadas chapas metálicas de aços de alta resistência da marca DOCOL 1000 fabricado pela SSAB e os arames de adição fornecidos pela ESAB, sendo um usado largamente na indústria de máquinas agrícolas e o outro um fio especial desenvolvido para soldagem de aços de alta resistência e baixa liga. O processo de solda robotizada foi adotado para assegurar a homogeneidade dos cordões das juntas durante a obtenção das amostras. Para a análise das características mecânicas das amostras foi realizado o ensaio de flexão estático, caracterização macroestrutural, perfil de microdureza e ensaios de fadiga de flexão em quatro pontos. Os resultados mostraram que a vida em fadiga, por flexão em quatro pontos, nas juntas soldadas com o material de adição para aço carbono comum obteve uma melhor resposta em relação ao material de adição especial para soldagem de aços de alta resistência, porém pode-se verificar que ambas as curvas de fadiga respeitaram a curva de projeto conforme norma.

Palavras chave: aço de alta resistência, aços DP, juntas soldadas, fadiga por flexão.

ABSTRACT

Nowadays, in the agricultural industry the use of high strength steels is being used each day more and more as well and increasingly coming in our mind in structural designs, to meet the requirements mentioned above and also to reduce the emission of pollutants. The high-strength steels application in the agricultural machinery industry is focused on the DP steels (Dual Phase), which is the subject of this present study. The focus of this work is analyze the mechanical behavior, prioritizing the deflection fatigue strength analysis on welded joints by Gas Metal Arc Welding (GMAW) process using two welding wire types. In this study it was used high strength steels sheet metal called DOCOL 1000, manufactured by SSAB and solder wires supplied by ESAB, and one widely used in the agricultural machinery industry for carbon steel welding and other a special wire developed for high strength. The robotic welding process was used to ensure the homogeneity of the weld bead on the samples manufacture process. For the mechanical characteristics analysis was done the static bending test, macrography, microhardness profile and deflection fatigue tests by four points. The results showed that the fatigue life, four-point bending, at welded joint used welding wire to carbon steel achieved a better result regarding a special welding wire to high strength steel, however, both fatigue curve respected project curve as British Standard.

Key words: high strength low alloy steel, DP steel, welding, fatigue.

1. INTRODUÇÃO

As melhorias relacionadas à resistência à fadiga são de interesse geral da indústria. Setores ligados à indústria automobilística, maquinários agrícola e aeronáutica possuem grandes perdas associadas à vida de componentes mecânicos quando estas não atendem as perspectivas devido às falhas prematuras. As mesmas podem ocorrer de forma repentina, contrariando todos os fenômenos relacionados ao desgaste, que na maioria das vezes sinalizam a perda de eficiência do componente. Estima-se que cerca de 90% das falhas que ocorrem em componentes mecânicos como pontes, automóveis, bombas, aviões, máquinas e equipamentos em geral, sujeitos a carregamentos repetidos e/ou vibrações, devem-se ao fenômeno da fadiga [1][2].

Como exemplo disso, o acidente aeronáutico com o Boeing 737-200 da Aloha Airlines, na década de 80, no Havaí, que perdeu parte da sua fuselagem devido à ruptura por fadiga de uma junta, conforme a perícia realizada na aeronave.



Figura 1. Acidente do Boeing 737-200 da Companhia Aérea Aloha Airlines [3].

Atualmente, a ruptura por fadiga é uma preocupação analisada na fase de desenvolvimento de projetos de engenharia. Problemas relacionados à fadiga de materiais podem representar uma grande perda econômica, impactando de forma representativa nos custos anuais.

Essas constatações incentivaram o desenvolvimento de novos materiais e processos de obtenção, com o intuito de minimizar rupturas por fadiga. Neste contexto, uma das soluções encontradas foi o desenvolvimento de uma nova geração de aços de alta resistência, os chamados aços avançados de alta resistência (AHSS).

Esta classe de aços (AHSS) oferecem uma relação resistência, conformabilidade superior e o aumento da absorção de energia. Dentre esta classe de aços, destacam-se os aços multifásicos como, por exemplo, *Dual Phase* (DP). Em 1970, surgiram esses aços nomeados de *Dual Phase* por apresentar basicamente duas fases bem definidas, fases de ferrita e martensita [4].

Os aços *Dual Phase* são amplamente utilizados na indústria automobilística, surgindo como uma alternativa na indústria agrícola para redução de massa em equipamentos de grande porte, pois apresentam uma elevada tensão de escoamento, resistência à tração e ductilidade.

Em operações com juntas soldadas, com o surgimento destes aços houve o desenvolvimento de novos arames de adição com custos mais elevados que os arames padrões de mercado, e com ele a promessa de obtenção de cordões de solda mais homogêneos e com menos impacto as propriedades mecânicas da junta soldada.

Nesse contexto, a proposta deste trabalho de avaliar e analisar, de forma comparativa, o comportamento em fadiga de uma junta soldada de aço de fase dupla utilizando como adição de material um arame para aço carbono (OK AristoRod 79), padrão de mercado, e outro especial (OK AristoRod 12.50), desenvolvido para esse fim.

2. OBJETIVOS

2.1 Geral

Analisar o comportamento em fadiga de juntas soldadas de um aço de alta resistência com diferentes arames de adição e submetida à fadiga por flexão.

2.2 Específicos

- Mostrar a macrografia da região de interesse;
- Definir o perfil de microdurezas na junta soldada;
- Identificar a localização do início da trinca;
- Obter as curvas de fadiga para cada amostragem;
- Obter as curvas de projeto para cada amostragem;
- Identificar o arame com maior resistência à fadiga por flexão;
- Relatar o arame com melhor desempenho considerando custo-benefício.

3. REVISÃO DE LITERATURA

3.1 Aços Bifásicos (*Dual Phase*)

Há uma série importante de aços de baixo carbono utilizados na indústria automobilística em função das suas propriedades de moderada resistência à tração, grande ductilidade e baixa resistência ao escoamento conhecidos como os aços *Dual-Phase* (DP). Com a evolução dos veículos e desenvolvimento de componentes mecânicos de maiores capacidades, buscou-se priorizar a autonomia através de itens mais leves, seguros e econômicos. Adicionalmente existe a preocupação com o meio ambiente visando o controle de emissões de gases poluentes e a priorização da segurança dos usuários através uso de estruturas que absorvam energia num impacto, nestas circunstâncias este tipo de aços vem ganhando importância e espaço na indústria [4][5].

Tendo na sua microestrutura, conforme Figura 2, uma mistura de martensita de alta dureza e ferrita de maior ductilidade consegue-se, como resultado, um material com elevada ductilidade associada com razoável resistência à tração. Uma microestrutura dupla fase pode ser obtida através da austenitização na zona intercrítica, seguida por um resfriamento mais rápido levando a formação de martensita a partir da austenita parcialmente formada. Desta forma, os aços *Dual Phase* são frequentemente produzidos utilizando linhas de têmpera a água [4][5][6].

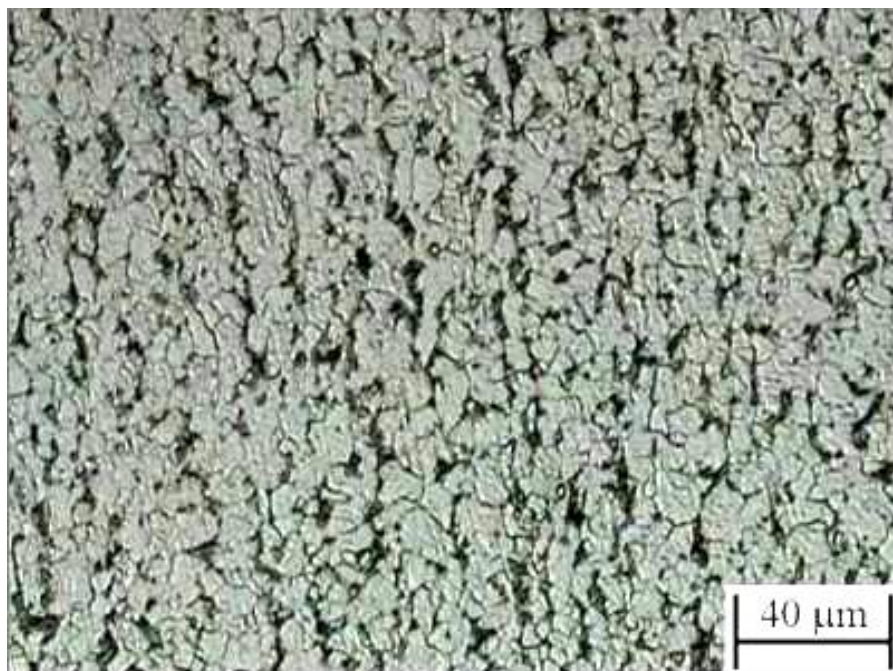


Figura 2. Microestrutura característica de um aço DP [7].

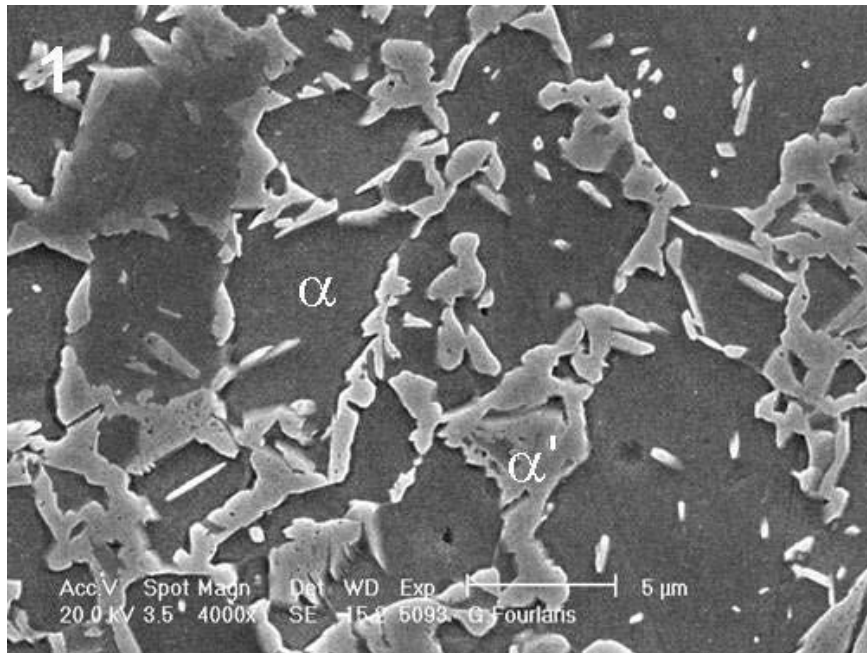


Figura 3. Microestrutura típica de um aço DP. Fase escura (α) Ferrita e fase clara (α') Martensita [8].

Os aços bifásicos possuem as seguintes propriedades: alta capacidade de estiramento, comportamento de escoamento contínuo, alta alongação e alta taxa de encruamento. Em geral, os valores baixos da razão elástica admitem uma capacidade maior de encruamento e maior ductilidade do material, estes fatores irão contribuir para um melhor desempenho do material em processos de conformação [4][5].

Os aços de dupla fase absorvem mais energia se comparado com os aços convencionais, devido ao maior limite de resistência e a alta taxa de encruamento. Além disso, a microestrutura bifásica contribui no aumento da vida em fadiga. Com a microestrutura composta de uma matriz macia ferrítica com ilhas formadas de martensita dura dispersas, tipicamente entre 5 e 50% em volume. Estas ilhas de martensita são originadas a partir da austenita, onde a mesma é enriquecida com carbono durante o processamento, podendo não transformar-se na sua totalidade em martensita, contendo a presença de pequenas quantidades de austenita retida [4][6], como mostra a Figura 3.

Na composição química dos aços DP são utilizados alguns elementos de liga para aumentar a temperabilidade e possibilitar a formação de microestruturas dual-fase em taxas de resfriamento mais baixas. A Tabela 1 lista os principais elementos de liga utilizados nos aços DP bem como a sua influência [9].

Tabela 1. Elementos de liga normalmente utilizados em aços DP [10].

Elementos de liga	Influência
C	Estabilizador da austenita; Determina a distribuição das fases; Enrijecedor da martensita.
Mn	Estabilizador da austenita Enrijecedor da ferrita; Retarda a formação da ferrita.
Si	Reduz a solubilidade do carbono na ferrita; Piora a molhabilidade.
Cr	Retarda a formação de perlita e bainita.
Mo	Reprime a transformação bainítica; Estabilizador da ferrita; Retarda a formação de perlita e bainita.
V	Estabilizador da ferrita; Refina a microestrutura.
Nb	Estabilizador da ferrita; Reduz a temperatura de início de formação da martensita; Refina a microestrutura.

Atualmente, os aços Bifásicos são processados através da laminação a frio e a quente. Os aços laminados a frio e continuamente recozidos, a partir de uma estrutura bifásica (ferrita + austenita), obtida pela transformação de uma parte da austenita em ferrita antes que um resfriamento rápido transforme a austenita restante em martensita. A chapa de aço sofre um tratamento térmico especial chamado de recozimento contínuo. A estrutura de bandas quentes completamente bainíticas constituem uma microestrutura com melhor uniformidade após o recozimento, o que proporciona uma pequena melhoria nas propriedades de fadiga [9].

Já nos aços laminados a quente com o resfriamento controlado da fase austenítica, a taxa de resfriamento deve ser suficientemente alta para evitar a formação de perlita e bainita, para manter a formação de martensita em temperaturas baixas [11].

Nos aços bifásicos, o teor de carbono contido na austenita formada não depende somente do teor total de carbono, mas também é afetada pela temperatura de aquecimento de tal forma que esta temperatura influencia na temperabilidade. Em baixas temperaturas de recozimento intercrítico são originadas pequenas quantidades de austenita. Contudo, esta austenita apresenta a tendência de um elevado teor de carbono e com elevada temperabilidade. Porém, em temperaturas elevadas do aquecimento intercrítico forma uma quantidade de austenita elevada, com baixo teor de carbono, comprometendo a temperabilidade. Portanto, após o resfriamento, ocorre martensita em maiores quantidades, mais pobre de carbono, porém mais macia. Logo, é de fundamental importância na obtenção da microestrutura bifásica a taxa de resfriamento aplicada [12][13].

3.2 Soldagem MAG em aços Dual Phase e Parâmetros Relevantes

Dentre as possibilidades existentes de fazer os processos metalúrgicos de união, como mostra a Figura 4, a soldagem de metal de gás ativo (MAG) é um processo de solda a arco com proteção gasosa ativa e eletrodo consumível, largamente utilizada no setor industrial.

O processo de soldagem MAG proporciona algumas vantagens quando comparado com os processos de TIG, arco submerso e eletrodo revestido como: o processo de solda pode ser realizado em todas as posições, altas velocidades durante a soldagem, não há necessidade de remoção de escória; alta taxa de deposição de material de solda; menores distorções das peças e evita perdas de materiais no processo como de pontas do eletrodo revestido [14].

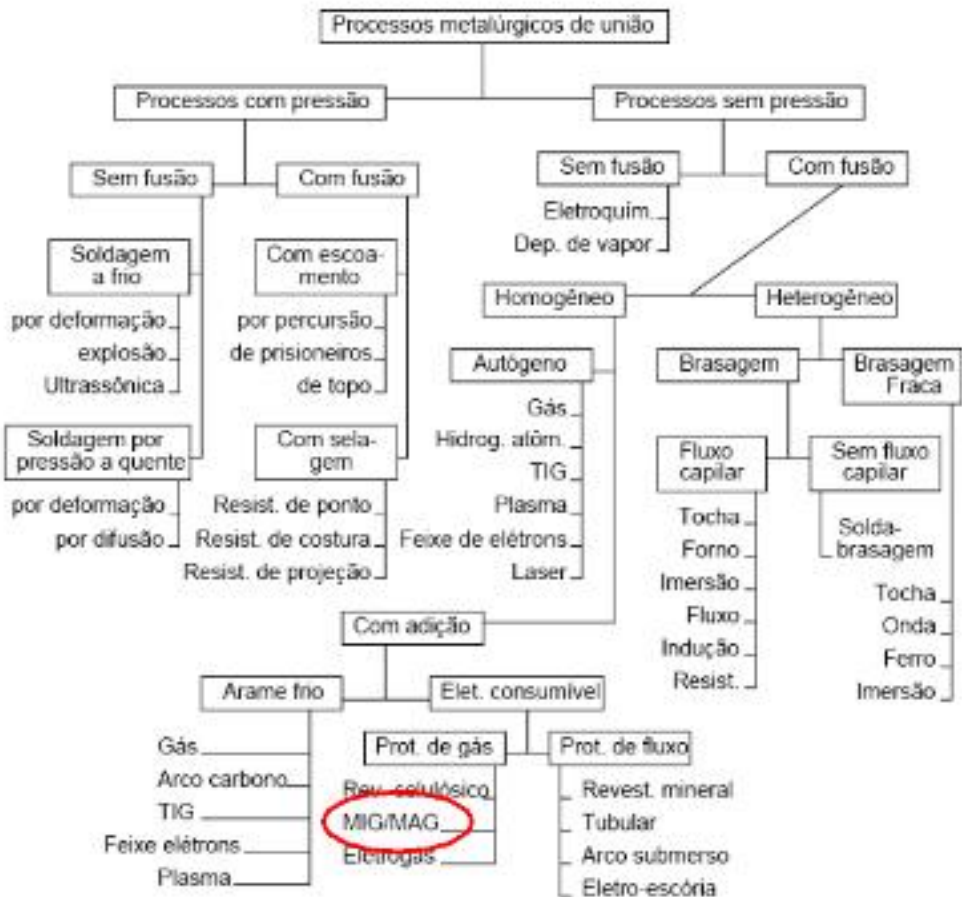


Figura 4. Solda MAG, na cadeia de processos metalúrgicos de união [15].

Processos de soldagem MAG são baseados na técnica de arco elétrico, ou seja, utiliza-se uma fonte de energia elétrica através um arco entre o eletrodo e o metal base, Figura 5, quando existem condições propícias como uma atmosfera ionizada e temperatura elevada para formação do arco. Durante a formação do arco, uma grande quantidade de energia é liberada na forma de calor permitindo, desta forma, a fusão do metal base e do eletrodo, alimentado constantemente, e com proteção de uma atmosfera gasosa [14].

Na soldagem MAG, os gases de proteção são uma mistura entre gases inertes (usualmente argônio) e ativos como o CO₂ (ou CO₂ e O₂) indicados principalmente para materiais ferrosos [16].

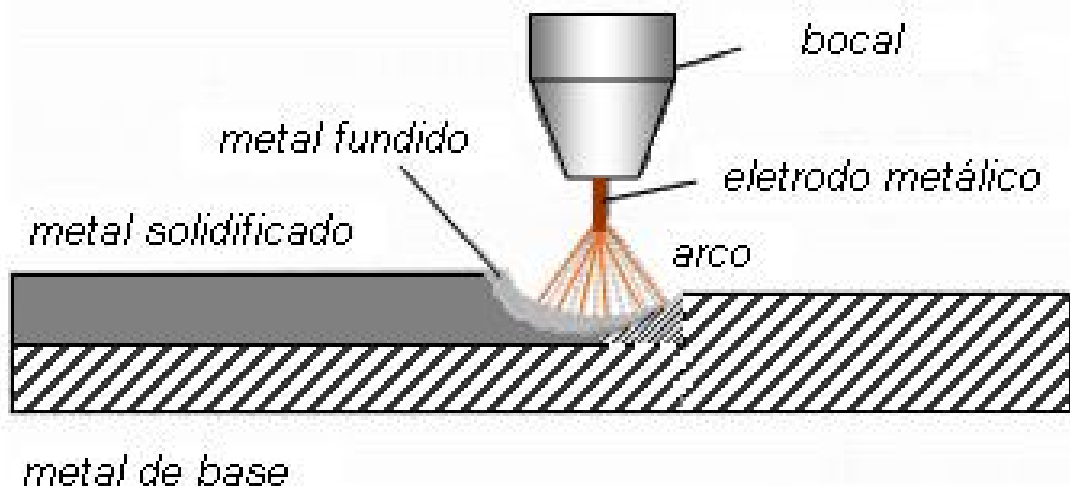


Figura 5. Esquema básico da soldagem MAG [17].

A mistura argônio com dióxido de carbono (5-25%) gera excelentes propriedades em uma união soldada. Consegue-se maior penetração da solda através de grandes teores de dióxido de carbono (20-25%) na mistura de gases, enquanto que baixos teores (5-8%) geram menor quantidade de respingos de solda e a possibilidade de utilização de corrente pulsante na soldagem [18].

A transferência de metal pode ser realizada através de três técnicas diferentes (por aerossol, curto-circuito e globular), no processo MAG, que descrevem como o metal pode ser transferido do arame para a poça de fusão, Figura 6. O processo de transferência por curto-circuito ocorre quando há um curto-circuito elétrico constituído e este fenômeno ocorre com o contato do metal fundido (da ponta do arame) com a poça de fusão. Na transferência por aerossol resulta de pequenas gotas de metal fundido que são desprendidas da ponta do material de adição e são projetadas, pela atuação de forças eletromagnéticas, em direção à poça. E por fim, quando as gotas originadas do metal fundido são de grande porte e deslocam-se em direção à poça de fusão sob a ação gravitacional tem-se a transferência globular. A corrente de soldagem, o comprimento do arco, o diâmetro do arame, o gás de proteção e as características da fonte são fatores que definem o modo de transferência de metal [19].

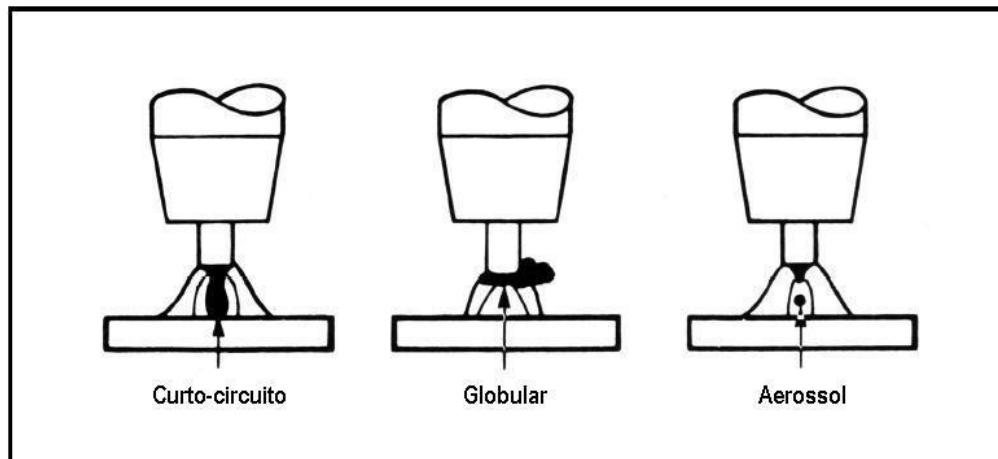


Figura 6. Modos de transferência do metal de solda [19].

Outro fato importante num processo de solda MAG é a velocidade de avanço do arame na soldagem. Se a velocidade for muito alta, o material de adição pode ter penetração adequada na superfície da peça, devido à fusão parcial do metal base com o metal de adição. Por outro lado, se a velocidade for muito baixa tem a possibilidade de formar uma poça de fusão muito larga afetando a qualidade da penetração do cordão de solda ou até mesmo resultando na falta de fusão do metal base [18].

A utilização de uma fonte de calor localizada e intensa é caracterizada em muitos processos de soldagem por fusão. Esta pontual e enorme energia pode ocasionar elevadas temperaturas em pequenas regiões, variações bruscas de temperatura, altos gradientes térmicos e, também, grandes e extensas modificações da microestrutura e propriedades em um volume muito pequeno do material. Na soldagem a arco elétrico o aporte térmico é definido como o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento [19].

Assim o conhecimento do aporte térmico utilizado na solda é de grande importância no caso de aços de alta resistência, para certificar que as propriedades mecânicas não sejam comprometidas. Por sua vez, o baixo aporte térmico é benéfico no processo de solda de um aço de alta resistência, considerando os quesitos de resistência mecânica e ao impacto [18].

A corrente é diretamente afetada pela dimensão do arame selecionado, pela taxa de alimentação do material de adição usado e extensão do eletrodo. Desta forma, quando o processo de solda é realizado com baixa corrente, a extensão do eletrodo deve ser pequena (entre 10 a 15 mm), enquanto que em alta corrente necessita de extensões maiores de eletrodo (entre 15 a 25 mm), em função da alta carga térmica encontrada no bocal de solda [18].

3.3 Zonas da uma Junta Soldada

As principais regiões observadas em juntas soldadas, em termos de microestrutura, são basicamente a zona fundida ou metal de solda, zona afetada pelo calor (ZAC) e zona de ligação, conforme Figura 7 e Figura 8. Portanto, a zona termicamente afetada é a região da solda que não se fundiu durante a soldagem, localizada ao lado da zona fundida, porém sofre alterações microestruturais devido ao ciclo térmico sofrido por esta região durante a soldagem.

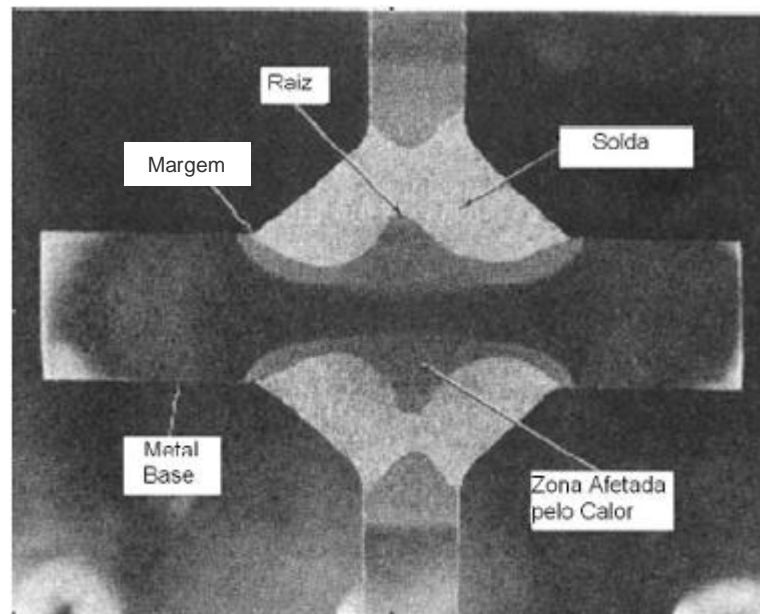


Figura 7. Regiões de uma junta soldada [20].

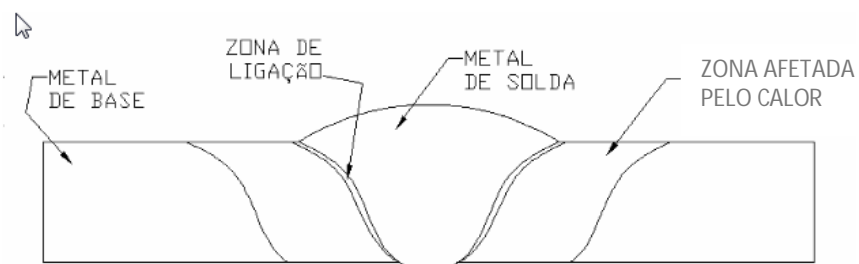


Figura 8. Desenho esquemático mostrando a ZAC, numa junta soldada [21].

É recomendado utilizar metal de adição de mesma resistência do metal base quando é necessário obter uma alta resistência da junta soldada em peças estruturais.

A extensão e magnitude da mudança de propriedade na zona afetada pelo calor dependem principalmente da espessura da chapa, aporte térmico e temperatura de trabalho [18].

Para um aporte térmico muito alto, a largura da zona afetada pelo calor irá aumentar e a dureza irá cair. Desta forma, a resistência da junta soldada será menor que o metal base e a possível falha pode ocorrer nas zonas de menor dureza da ZAC. Isso pode acontecer mesmo com a utilização de um metal de adição com mesma resistência mecânica do metal base [18].

Um dos maiores desafios durante a solda de um aço bifásico é a redução de dureza, que ocorre devido ao revenimento da martensita na zona de temperatura subcrítica da ZAC. Através deste fenômeno que altera a microestrutura do aço bifásicos, as propriedades mecânicas nesta área são caracterizadas pela diminuição da tensão de escoamento e ruptura e um aumento da ductilidade [22].

Na maioria das falhas, o início (origem) são encontrados na ZAC em uma junta soldada [23][24]. Ocasionalmente, foram observadas trincas na zona da solda também [25][26]. Devido às transformações de microestrutura que ocorre nessas regiões.

3.4 Fadiga dos Materiais

Um componente ou uma estrutura, que pode suportar uma simples aplicação de carregamento, poderá romper se o mesmo carregamento for aplicado repetidas vezes. Este tipo de falha é classificado como fratura por fadiga, como pode ser visto na Figura 9. Então, a fadiga pode ser definida como o número de ciclos ou o tempo levado para alcançar um critério de pré-fratura.



Figura 9. Fratura de uma mola por fadiga [27].

Uma melhor definição de fadiga é dada como o processo de mudança estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em materiais sujeitos a condições cíclicas de carregamento e deformação em um ou alguns pontos e que podem culminar em trincas ou na completa ruptura depois de um determinado número de ciclos [28]. Ou ainda, nomeia-se por fadiga, o fenômeno da fratura progressiva de materiais sujeitos a ciclos recorrentes de deformação ou tensão, ou como uma forma de ruptura ou falha que acontece em estruturas que estão expostas a tensões oscilantes e dinâmicas em componentes de máquinas, pontes e aeronaves [29][30].

O processo de fadiga é progressivo, Figura 10, pois após um determinado período de tempo ou uso do material, algumas falhas acabam aparecendo repentinamente. Os mecanismos envolvidos nesta fratura do material podem estar presentes desde o início da vida desta peça ou estrutura, e localizado, pois tem início em pequenas áreas do componente mecânico ou elemento estrutural, em que existem tensões e deformações elevadas, tensões residuais, imperfeições do material, mudanças bruscas de geometria e gradientes de temperatura [29][30].



Figura 10. Imagem de uma trinca em material metálico [31].

Visto que a evolução da falha por fadiga é influenciada pelo número de incertezas, um valor preciso da vida por fadiga é difícil até para uma simples condição. A partir da Segunda Guerra Mundial muitas teorias sobre fraturas foram desenvolvidas, iniciando por Irwin em meados dos anos 50 [32]. As teorias de fadiga e fraturas tornaram uma importante ferramenta para explicar falhas estruturais com cargas cíclicas.

A caracterização da vida em fadiga é complexa e depende de vários processos eletroquímicos / micromecânicos que ocorrem simultaneamente no início da trinca, tais como, dissolução do metal, fragilização por hidrogênio, micro-trincas, frequência das cargas, entre outras. Além disso, a predição da falha por fadiga é difícil de ser constatada num elemento estrutural devido às seguintes incertezas: o efeito do ambiente no qual a estrutura é submetida, dificuldade em obter com exatidão o cálculo das tensões internas devido às forças externas em locais críticos de uma estrutura e o tempo para a falha ocorrer na estrutura[33][34].

Há duas maneiras para estimar a vida por fadiga de um elemento, através do Método S-N e pelo método de avaliação dos mecanismos de fraturas. Wöhler introduziu as curvas S-N, onde S é a amplitude de tensão aplicada (constante) e N é o número de ciclos que a estrutura suporta até ocorrer à ruptura. Sendo um dos métodos mais utilizados para representar os ensaios de fadiga dos materiais [35], o método S-N é baseado numa relação empírica derivada entre a variação da carga aplicada (S) e o número de ciclos da carga aplicados (N).

3.5 Designação do Mecanismo de Fadiga

Materiais estruturais que passam por mudanças mecânicas quando submetidos a cargas cíclicas podem sofrer falhas de engenharia por causa da fadiga. O projeto e a fabricação mal executados são as principais razões para levar a falhas. A falha por fadiga é resultado de vários mecanismos, que ocorrem em três estágios durante a vida da estrutura.

Como um resultado do carregamento cíclico um defeito microscópico pode ser iniciado, portanto propagando de maneira gradual, resultando em uma fratura. Geralmente as trincas iniciam na superfície em um ponto de concentração de tensões do componente. A iniciação da trinca pode ocorrer, ocasionalmente, em um ponto interior como em uma solda. Geralmente, a falha final ocorre em uma região de tensão quando a redução de seção não é mais suficiente para suportar um pico de carga [36][37].

A ruptura por fadiga é provocada pela nucleação e a propagação pode avançar de forma mais ou menos lenta por meio de uma trinca que surge em uma peça exposta a tensões dinâmicas. O processo de fadiga pode ser dividido em três ou quatro fases sucessivas, isso depende da abordagem de cada autor. Em termos gerais podem ser descritos como [36], Figura 11:

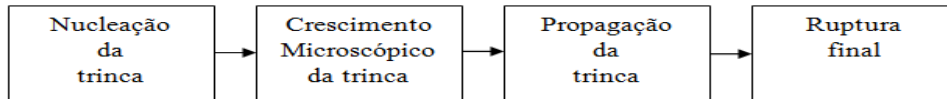


Figura 11. Fases do Processo de Fadiga.

- Fase 1 - Nucleação da trinca: É nesta fase que se tem um dos problemas mais complicados de ser estudado devido à incerteza na definição do tamanho da trinca antes que a mesma cresça [37]. Está diretamente relacionado à existência de descontinuidades (ou a formação de intrusões e/ou extrusões a partir da peça polida) do material onde se observa uma concentração das tensões. As micro-trincas iniciam em regiões de altos níveis de tensões, concentrações ou defeitos microestruturais, e se exposta a ambientes corrosivos pode acelerar a iniciação da fissura [38]. Esta é a fase inicial de deterioração por fadiga.
- Fase 2 - Crescimento microscópico da trinca: Conhecida como a primeira fase da propagação da trinca por fadiga. A deformação plástica que ocorre na nucleação da trinca faz com que surjam saliências e trincas no material ao longo das bandas de escorregamento. Com isso, as irregularidades superfícies originam trincas na superfície ou próximo a elas, sendo trincas, geralmente. A taxa de propagação da trinca é normalmente muito baixa, porém proporcional à tensão e/ou deformação aplicadas. O crescimento da trinca acompanha os planos de maior tensão de corte onde há discordâncias, desta forma, deformação plástica é necessária para a formação da trinca [39]. No entanto, parâmetros como, microestrutura do material, tensão média, ambiente e geometria não mostram efeito significativo sobre a taxa de propagação estável de crescimento da trinca na fadiga [40].
- Fase 3 - Propagação da trinca: através de uma trinca com propagação transcristalina com direções perpendiculares em relação ao sentido de aplicação a carga. Na superfície de ruptura, podem surgir marcas típicas oriundas do carregamento cíclico em função da variação da frequência ou amplitude da carga durante a aplicação da carga [41]. Estas marcas são importantes durante a análise da fratura por fadiga, porque permitem descobrir a origem e a direção de propagação da trinca. No entanto, pode haver a propagação da trinca sem que haja a formação destas marcas. A propagação da trinca é bem definida com uma velocidade relativamente grande, 10000 vezes mais rápido que na fase anterior (na ordem de 10^{-6} m/ciclo) [42].

- Fase 4 - Ruptura final: após a propagação ter percorrido uma determinada área e a seção remanescente do material não mais suportar o carregamento que está sendo aplicado, promove a ruptura total do material. Esta ruptura ocorre de modo rápido e criando uma superfície irregular na seção partilhada.

A Figura 12 mostra o crescimento da trinca em função do número de ciclos ao qual uma peça foi submetida. E também, através do comprimento da trinca é possível verificar a magnitude da tensão em torno da trinca formada.

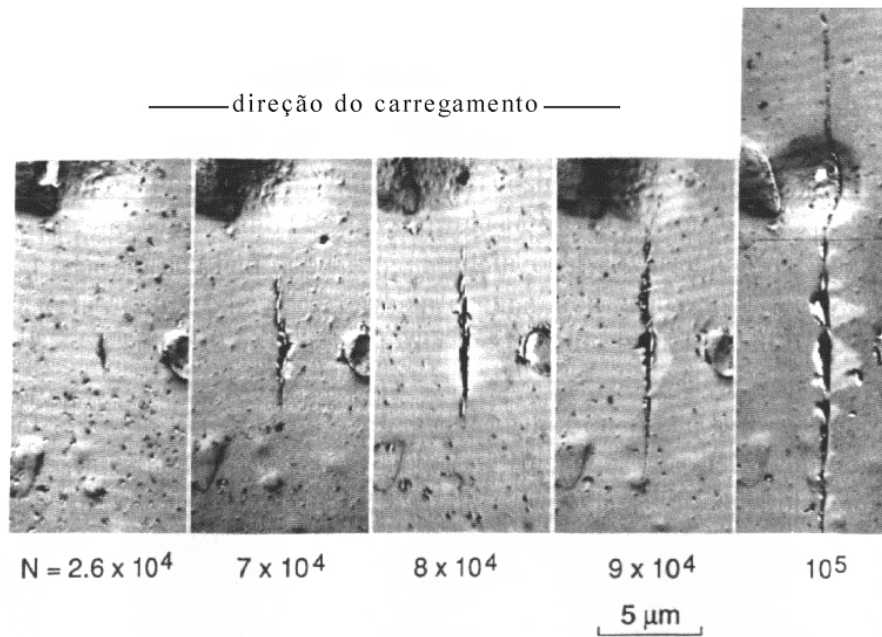


Figura 12. Crescimento de uma trinca de fadiga [43].

O fator de intensidade de tensões K_I descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento linear elástico, expressando a magnitude do campo de tensão ao redor da trinca conforme a equação:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (1)$$

Onde:

K_I = fator de intensidade de tensões,

σ = tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca,

a = comprimento da trinca.

O tempo que uma peça leva para fadigar é definido, muitas vezes, pelo número de ciclos aplicados através da carga até a ruptura.

O número de ciclos de ruptura resultante N_r será, porém, a soma do número de ciclos de nucleação + iniciação da trinca, N_i , com o número de ciclos de propagação, N_p . Com isso chegamos à seguinte fórmula [36]:

$$N_r = N_i + N_p \quad (2)$$

Sendo o número de ciclos relativos à N_i e N_p uma função do material e das condições de ensaio. Para baixos níveis de tensão, grande parte da vida em fadiga é despendida na fase de iniciação da trinca. Com o aumento do nível de tensão, as trincas rapidamente se formam e a etapa de propagação é predominante [30].

Através do estudo da superfície fadigada podem-se determinar os seguintes pontos: tamanho da trinca antes da ruptura final, direção dos carregamentos, pontos de nucleação, intensidade da carga aplicada sobre o material e a direção de crescimento ou propagação da trinca [41].

3.6 Fatores que Influenciam no Comportamento da Fadiga

O comportamento em fadiga de vários tipos de estruturas, elementos e juntas é afetado por vários fatores, muitos deles podem refletir em efeitos inter-relacionados. Os parâmetros que influenciam no comportamento a fadiga serão explicados brevemente a seguir, e fundamentada pela apostila da SSAB [18].

1) Variação de tensão: O fator mais importante que regula a taxa de crescimento da trinca é a variação de tensão nas proximidades da extremidade da trinca. Assim, em uma concepção de fadiga, o efeito da concentração de tensão tem de ser reduzido e o intervalo de tensão tem de ser realisticamente estimado.

2) Concentração de tensões: A geometria e a conseqüente concentração de tensões tem uma grande relevância no que se diz respeito a vida em fadiga de componentes estruturais. A distribuição das tensões é geralmente diferente do estimado no projeto principalmente devido à concentração de tensões. Estes pontos de concentração de tensão, quando submetido à cargas cíclicas, por muitas vezes acabam levando à fratura. A tensão localizada no ponto de ligação pode ser de 5 a 10 vezes a tensão média calculada teoricamente. Cuidadosamente a concentração de tensão tem de ser reduzida durante a fase de projeto. Um projeto bem detalhado, considerando tanto as tensões axiais primárias e flexões secundárias deve ser realizado. Perfis de solda devem ser nivelados para minimizar descontinuidades locais.

- Ação estrutural: Analisando estaticamente uma estrutura, a análise elástica é realizada com base em conceitos de compatibilidade. A deformação relativa entre elementos vizinhos é frequentemente ignorada. Essas deformações locais desenvolvem deformações adicionais e tensões. Componentes secundários, cujos efeitos são muitas vezes ignorados na análise estática, desenvolvem tensão por causa de deformações relativas de elementos vizinhos. Estas tensões adicionais causam concentração de tensões [18].

- Concentração macroscópica de tensão: Este tipo de concentração de tensão surge devido a interrupções geométricas do fluxo de tensões. A trajetória do fluxo de tensão é modificada devido a alterações na seção transversal, entalhes, furos e outras descontinuidades [18].

- Fator geométrico de concentração de tensão localizada: Este nível de concentração de tensão está relacionado ao efeito da ponta da trinca e outros defeitos microscópicos. Eles ocorrem, geralmente, dentro de uma solda ou zona afetada pelo calor (ZAC). Devido à evidência destes defeitos, a concentração de tensões será na maioria das vezes localizada. As trajetórias da tensão através das soldas são afetadas pela ação estrutural da solda, pela sua geometria, rugosidade da superfície e pela posição relativa das peças soldadas [18].

3) Frequência de carregamento cíclico: A frequência de carregamento não influencia significativamente na resistência à fadiga quando o intervalo de tensão aplicada é baixo e a frequência é menor que 50 Hz. Mas, quando o intervalo de tensão é elevado tem a possibilidade de produzir deformação plástica com cada ciclo de carga (fadiga baixo ciclo) um aumento na frequência produz um aumento na resistência à fadiga aparente.

4) Tensões residuais: O efeito das tensões residuais varia consideravelmente, dependendo do material, estado e magnitude das tensões residuais aplicada. Geralmente o efeito compressivo da tensão residual é de aumentar a resistência à fadiga para níveis mais baixos de tensão. Mas, para níveis mais altos de tensão próximos do escoamento, o seu efeito é desprezível. As tensões residuais de tração não afetam a resistência à fadiga, exceto nos casos onde a tensão residual reduz a variação de tensão do carregamento cíclico.

5) Tamanho: em casos de pequenos componentes sujeitos a flexão, a resistência à fadiga aumenta devido ao pequeno tamanho resultando no aumento do gradiente de deformação. Em grandes componentes com flexão e componentes axialmente carregados o tamanho do gradiente de deformação é muito pequeno.

6) Material: Em geral, a resistência à fadiga de um aço estrutural é proporcional à sua resistência a ruptura. Testes mostraram que, sob condições ideais, o limite de fadiga é de aproximadamente 50% da tensão de ruptura. No entanto, outros fatores podem alterar consideravelmente este limite de fadiga.

Deve-se também verificar a condição aplicável para a fadiga de juntas soldadas por fusão que são as seguintes [18]:

- Geometria da solda (micro-geometria e macro-geometria) é decisiva para a resistência à fadiga de uma junta soldada.
- A variação de tensão determina a vida útil da junta soldada. O nível de tensão absoluta é de extrema importância.
- A resistência à fadiga pode ser aumentada com o uso de tratamento posterior da solda, tal como martelamento, jateamento, entre outros.

3.7 Efeitos do Carregamento de Fadiga em Juntas Soldadas

A fadiga em juntas soldadas é muito complexa. Durante o processo de solda o material é afetado pelo processo de aquecimento e pelo resfriamento posterior, ocasionado pelo processo de fusão que acrescenta material na solda (soldas com adição de material), resultando em materiais diferentes e heterogêneos [44].

O comportamento à fadiga da tensão carregada axialmente e de compressão são bastante diferentes. O carregamento compressivo cíclico, geralmente, não produzirá falha por fadiga, exceto quando tensões residuais estão presentes. Devidamente especificados e confeccionados os itens com dobras possuem uma maior resistência à fadiga. Em juntas soldadas, como por exemplo, chapas de cobertura, uniões e reforços podem ter a resistência à fadiga reduzida de forma significativa.

Invariavelmente, as soldas podem conter pequenas discontinuidades agindo como defeitos, portanto a fase de iniciação da trinca não existe. Apenas o número de ciclos para a trinca crescer até ao ponto da fratura, instável, constitui a vida de fadiga. As tensões residuais estão sempre presentes nas imediações das soldas. A vida em fadiga varia com o tipo de especificação da solda [18][44].

Comparativamente, as juntas soldadas possuem menor resistência à fadiga, se não forem devidamente projetadas. Quando expostas a carregamentos cíclicos o fator mais importante que influencia na resistência à fadiga de juntas soldadas é a geometria e os efeitos da concentração resultantes das tensões. Os efeitos do carregamento de fadiga são potencializados quando ocorrem falhas em uma junta soldada, descritas a seguir [18]:

- Falhas no metal depositado através da porosidade ou escória e localização de defeitos, que atuam como pontos de concentração de tensão.
- Falha na linha de fusão, devido à falta de fusão adequado ou trincas microscópicas.
- Falha na zona afetada pelo calor devido à mudança de tamanho de grão ou microestrutura do metal de base original.
- Falha na margem do cordão (pé da solda), que é um ponto de concentração devido ao projeto na junta, rebaixo no contorno da solda, etc.

A importância de suavizar o fluxo de tensões através de uma junta tem sido enfatizada. A solda de topo, onde o fluxo de tensões é suave, tem uma melhor resistência à fadiga se comparada com solda de filete. A resistência à fadiga de uma solda de topo pode ser ainda melhorada com o acabamento da solda nivelado com a superfície da chapa por esmerilhamento. Também deve ser notado que a resistência do metal do arame apresenta um efeito menos relevante na resistência à fadiga de juntas soldadas. Sendo que a dureza do metal da solda não é, desta forma, um parâmetro muito expressivo neste contexto. Por outro lado, se o metal do arame é de boa soldabilidade e capaz de produzir uma geometria fina de solda, a resistência à fadiga pode ser diferente, mas esta então será devido ao fato que a geometria da solda é diferente e não por causa da diferença de dureza da solda [18].

A resistência estática dos aços de alta resistência e ultra alta resistência não tem efeito significativo na resistência à fadiga de juntas soldadas. A fim de colocar os benefícios para o melhor uso possível é muito importante ajustar o projeto e a técnica de produção para atender a alta tensão de trabalho que estes aços podem resistir. Isso pode ser feito, por exemplo, da seguinte forma [18]:

- Alocar as soldas em áreas de baixa tensão;

- Projetar uma estrutura de forma que o fluxo da força será o mais homogêneo possível, por exemplo, evitar locais com perturbação do fluxo da carga;
- Executar a solda de forma com que a mesma tenha uma fina geometria e alta qualidade. Exemplos disto são grandes transições de ângulos na solda de topo, e solda de filetes côncavos com suaves transições entre a solda e o metal base. Além disso, evitar o surgimento de defeitos durante a solda, tal como falhas de resfriamento e defeitos na raiz.
- Usar métodos disponíveis de pós-tratamento da solda. O aumento da resistência à fadiga produzida por estes métodos são maiores em aços de alta resistência do que seria nos aços macios.
- Trocar para um método de junta com melhor resistência à fadiga. Como juntas parafusadas com pré-carregamento são um exemplo de um método que produz melhorias nas propriedades de fadiga em relação a uma junta soldada.

3.8 Análise de Fadiga

Geralmente, as estruturas são projetadas com critérios de resistência e deflexão. No caso das estruturas propensas a efeitos da fadiga, uma análise de fadiga é executada para assegurar que a vida de fadiga da estrutura seja maior do que a vida prevista da estrutura. A análise de fadiga envolve a determinação das tensões nominais em elementos estruturais, fatores de concentração de tensões em pontos críticos e o número seguro de ciclagem da tensão antes do início da falha [20].

As duas abordagens principais para a determinação de vida de fadiga, ou seja, o método da curva S - N e o método da mecânica da fratura são explicados nesta seção.

3.8.1 Curva S-N

Os dados de fadiga, geralmente, são apresentados sob a forma de uma curva S - N, em que a faixa de tensão cíclica (S) é plotada em função do número de ciclos (N) até à falha.

No diagrama S-N, determinados materiais sob a condição de carga constante exibem uma amplitude de tensão abaixo da qual o mesmo não está sujeito à ruptura por fadiga, independente do número de ciclos [29].

Esta amplitude é denominada como tensão limite de fadiga, e varia entre 35 e 50% da resistência à tração do material. Porém alguns materiais, não apresentam este limite definido, sendo estimado como aquele sob o qual o material pode suportar um mínimo de 10^6 a 10^7 ciclos [45].

A Figura 13 exemplifica os dois tipos de diagramas S-N.

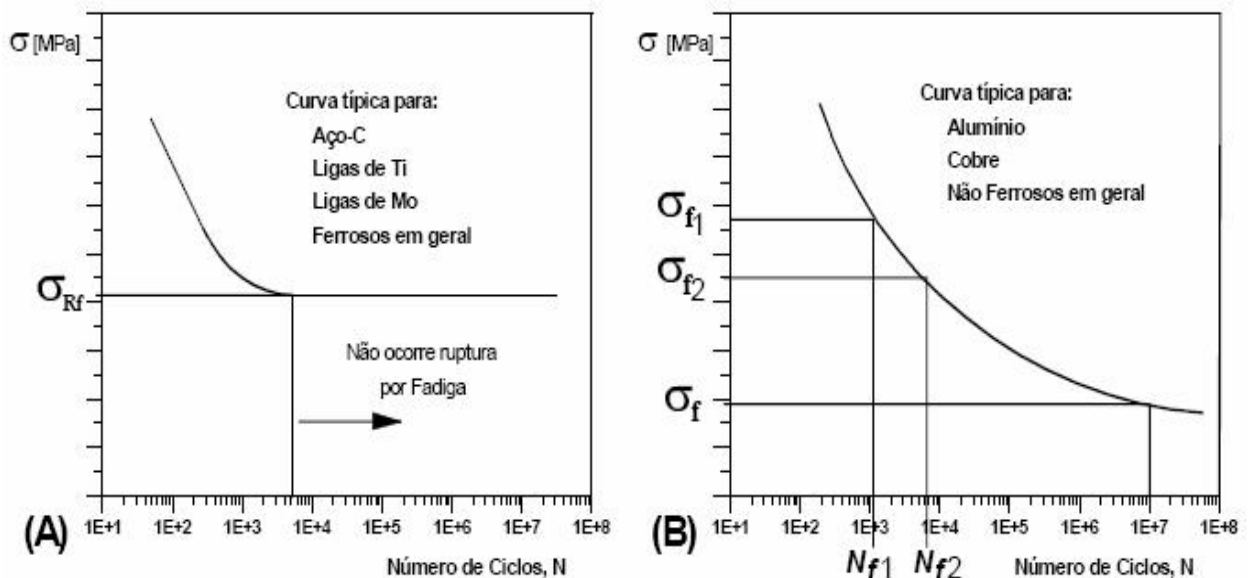


Figura 13. Exemplos de Curvas típicas S-N (Curvas de Wöhler) de alguns materiais [45].

O método S-N, também é conhecido como fadiga controlada por tensões cíclicas, é um método de análise indicado para estimar a vida de um elemento mecânico considerando que os níveis de tensão e deformação estão dentro do limite elástico do material, e o número de ciclos necessário para a ruptura é elevado, como por exemplo, componentes de máquinas rotativas e sistemas que sofrem elevadas vibrações [46].

A metodologia de obtenção das curvas S-N consiste em coletar e registrar o número de ciclos até que ocorra à ruptura do corpo de prova. Onde o mesmo é submetido a um nível de tensão constante durante o ensaio e submetido a uma determinada amplitude de tensão e tensão média. Este ensaio é finalizado quando se verifica a ruptura do corpo de prova ou quando se excede um determinado número de ciclos suficientemente alto (10^7 - 10^8 ciclos) [47].

A fim de determinar a resistência à fadiga de uma determinada junta soldada, sob uma dada condição de carga, é necessário fazer testes com uma série de amostras semelhantes. Cada uma das amostras é submetida a uma carga de amplitude constante e o número de ciclos de carga necessária para produzir falha em cada amostra é registrada. A relação entre a tensão aplicada (S) e do número de ciclos (N) até à falha é obtida. Comumente são usadas escalas logarítmicas para ambos os eixos, ou seja, $\log S - \log N$ [20].

Para as juntas soldadas a relação entre a vida de fadiga e variação de tensão aplicada é linear ao longo de uma vasta gama de tensões e segue a fórmula [48]:

$$N.S_r^m = \beta \quad (3)$$

Onde:

N = número de ciclos até a falha,

S_r = variação de tensão aplicada

m, β = constantes dependendo do tipo da junta.

Utilizando uma relação tal, a resistência à fadiga pode ser calculada sobre o intervalo coberto pela linha inclinada para qualquer número selecionado de ciclos do mesmo tipo de ciclo de tensão, se a inclinação da linha e um ponto na linha são conhecidos [29].

Somente um tipo de ciclo de tensão é representada para cada $S -$ Curva N . Para um entendimento geral do comportamento de uma junta é necessário desenvolver uma curva $S-N$ para cada tipo de ciclo de tensão. Os dados para várias curvas $S-N$ estão resumidas no Diagrama de Goodman. Ele fornece uma representação completa dos efeitos de vários tipos de ciclos de tensão, da tensão estática, zero de tensão e reversão completa [29].

Existem normas de fadiga para juntas soldadas, através de curvas $S-N$ padronizadas é possível estimar a vida em fadiga de uma junta, essa curva também é conhecida como curva de projeto. Uma norma muito usada como referência é a “*BS 7608 Code of Practice for Fatigue and Assessment of Steel Structures*” [48]. Esta normativa é baseada em uma série de ensaios de fadiga obtidos com vários tipos de juntas soldadas e qualificadas em classes de juntas diferentes.

Através da comparação entre a curva $S-N$ padronizada com a curva obtida em um ensaio pode ser verificado que uma determinada junta soldada encontra-se dentro dos padrões estipulados pela norma, tornando uma junta confiável a nível de projeto.

Em qualquer junta soldada, existem pelo menos cinco locais em que a trinca por fadiga pode iniciar. Estes são na margem da solda (pé do cordão) em cada um dos dois pontos unidos, nas duas extremidades e na solda em si.

3.8.2 Carregamento de Amplitude Variável

Até agora, as cargas de fadiga tem sido consideradas como uma única carga de amplitude constante produzindo variação de tensão constante. Na prática, é comum as estruturas serem sujeitas a mais do que um tipo de carregamento e cada tipo de carregamento pode variar em intensidade, ou seja, podem ser submetidos a espectro de carga com amplitudes diferentes ou com vibrações aleatórias. Em situações onde o histórico da tensão variável é encontrado, a sequência é dividida em um espectro de variação de tensão. Para fazer isso, são empregados os métodos de contagem de ciclos, como Método *Rainflow* [45][48].

3.9 Ensaios de Fadiga

Para o estudo da fadiga pode-se utilizar o ensaio da flexão que consiste em aplicar cargas usando máquinas tradicionais de ensaios de fadiga, onde todas as fibras do corpo de prova estão sujeitas a uma solitação alternada pura.

Normalmente são usados corpos de prova clássicos de fadiga, ou seja, que possuem acabamento polido e livre de tensões residuais. Estes estudos determinam o número máximo de ciclos até a ruptura, em função de uma determinada carga aplicada, desta forma busca-se determinar o valor da tensão normal σ . Os aços apresentam habitualmente um valor limite de tensão σ_a que, se não for ultrapassado, corresponde à vida infinita do corpo de prova. Esta tensão é designada por tensão limite de fadiga σ_{fo} [29].

Os ensaios de flexão consistem na aplicação de uma carga crescente em determinados pontos de uma viga geometricamente uniforme. O carregamento aplicado parte de um valor inicial igual a zero e acrescenta lentamente até a fratura do corpo de prova. Os principais tipos de ensaios de flexão são três pontos e quatro pontos.

O ensaio de flexão em quatro pontos consiste de uma barra apoiada em dois pontos com aplicação de carga em dois locais equidistante dos suportes. No ensaio de fadiga de flexão em quatro pontos o momento entre os suportes internos permanecem constante. Desta forma, no intervalo entre os suportes internos, apenas tensões de tração e compressão atuam em toda a seção transversal. A Figura 13 mostra o esquema deste tipo de ensaio.

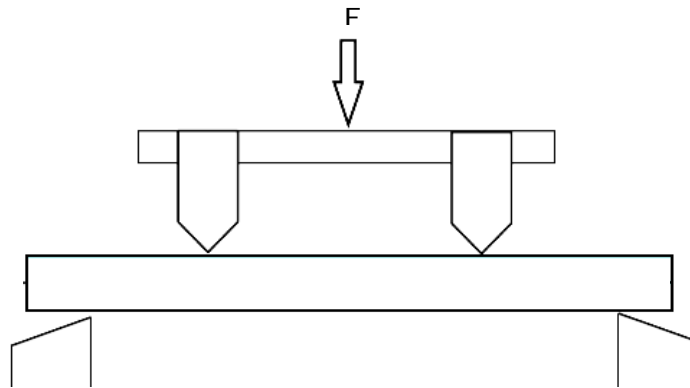


Figura 14. Esquema do dispositivo para ensaio de flexão em quatro pontos.

4. MATERIAIS E METODOLOGIA

Neste tópico serão apresentados os materiais, equipamentos e a metodologia empregada neste estudo. Serão mencionados todos os passos realizados, desde a solda dos corpos de prova até a realização dos ensaios de fadiga.

Este estudo seguiu uma metodologia de modo a comparar dois tipos diferentes de arame de adição, de forma que amostras de ambos pudessem ser submetidos aos mesmos ensaios, etapas e parâmetros durante a sua execução. O fluxograma mostrado na Figura 15 demonstra os principais passos seguidos neste trabalho.

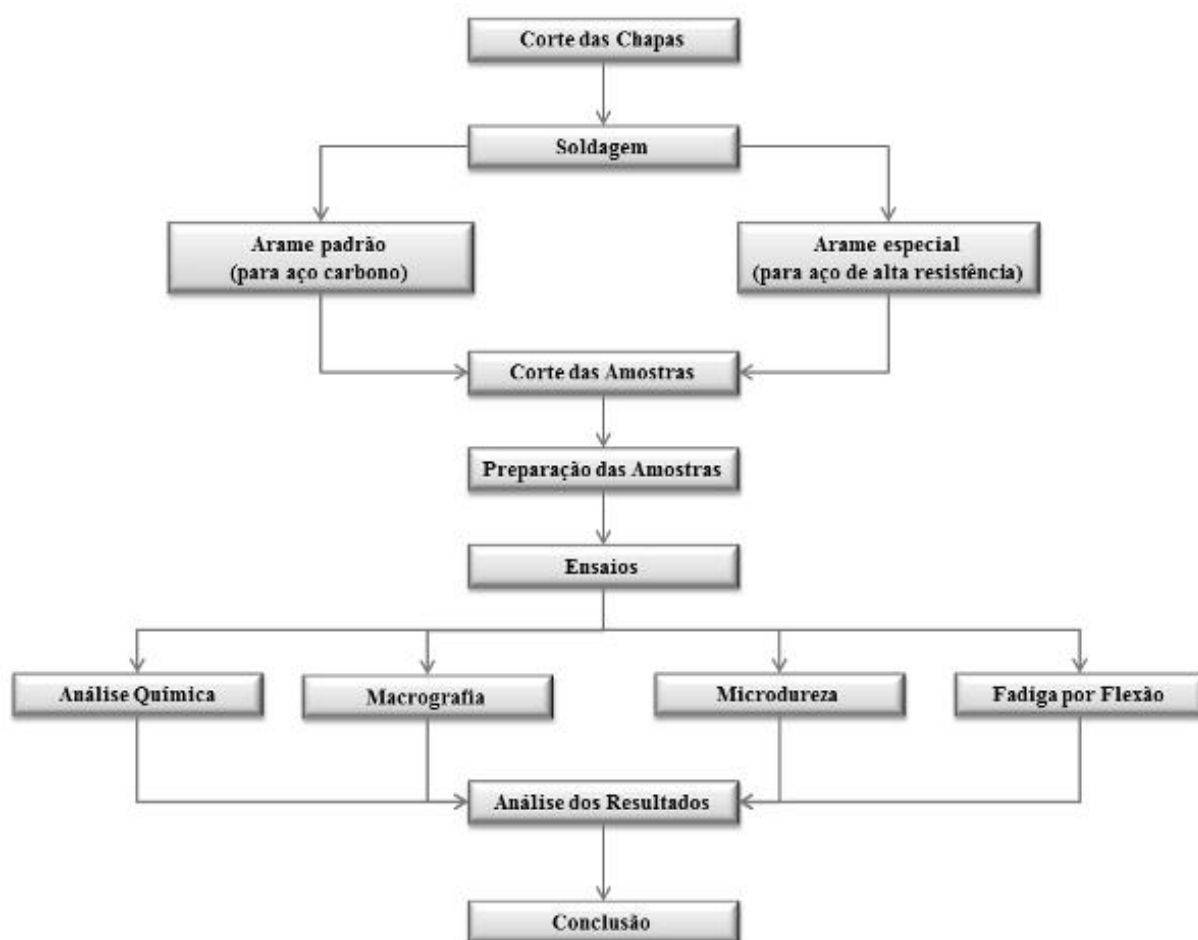


Figura 15. Fluxograma das etapas e metodologia aplicada.

4.1 Materiais e Métodos para a Soldagem

O material estudado foi um aço de alta resistência de dupla fase, comercialmente conhecido como Docol 1000 DP. Este material é um produto fornecido pelo fabricante de aços SSAB. As chapas de aço utilizado na fabricação dos corpos de provas apresentam a espessura de 2 mm. A Tabela 2 apresenta alguns dados técnicos fornecidos pelo próprio fabricante.

Tabela 2. Características Mecânicas do Metal Base.

Propriedades Mecânicas (SSAB)		
Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura (MPa)	Alongamento (%)
700 - 950	1000 - 1200	7

A Tabela 3 apresenta a composição química do Material fornecida pelo fabricante do aço em estudo.

Tabela 3. Composição química do aço Docol 1000 DP, SSAB.

Elementos Químicos (%)						
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
0,15	0,50	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

A análise de espectrometria ótica foi realizada no Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS. O espectrômetro de emissão ótica utilizado é da marca Shimadzu modelo PDA-7000.

Os corpos de provas originaram de amostras de chapas retangulares com as dimensões de 125 mm por 250 mm, conforme mostra a Figura 16. Observando a direção de laminação perpendicular em relação à dimensão de 250 mm.

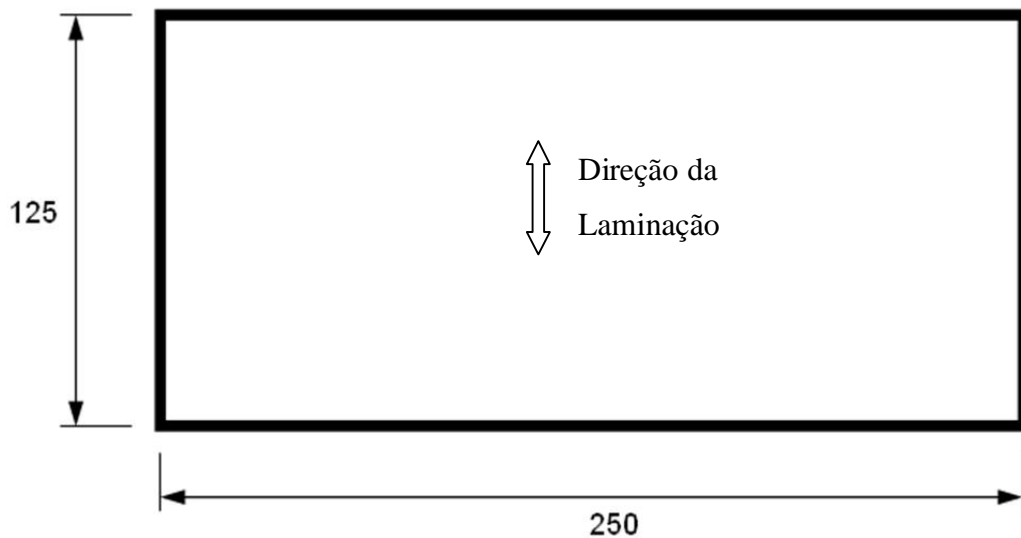


Figura 16. Dimensional da amostra para fabricação das placas soldadas.

Na sequência, foram confeccionadas as juntas soldadas postando duas placas lado a lado com espaçamento de 1 mm entre ambas, e unindo através de uma solda de topo que será aplicada somente em um dos lados da placa. Assim, formando uma placa soldada de 251 mm por 250 mm.

A ilustração abaixo mostra como foram fixadas às placas no dispositivo de solda, que foram realizadas atendendo as condições da norma DIN EN ISO 6947 [50]. O tipo de solda adotado para este experimento foi a MAG e a distância entre o bico da tocha e o metal base foi de 20 mm.



Figura 17. Placas fixadas no dispositivo de solda.

Foi empregado o robô MOTOMAN modelo HP50-20, de propriedade da John Deere Brasil na confecção das placas soldadas, tendo como objetivo uma forma de assegurar a repetitividade do processo de soldagem das amostras.



Figura 18. Robô MOTOMAN HP50-20.

Durante o processo de soldagem foram usados dois tipos de arame de adição, no caso os dois arames tem como dimensão 1 mm de diâmetro.

Um arame especial foi utilizado, vendido pelo ESAB, com o nome comercial de OK AristoRod 79. Este tipo de arame é indicado para soldagem MAG de aços de alta resistência, como os aços temperados e revenidos e aços com laminação termo mecanicamente controlada considerado como especial para aços de alta resistência. Este arame segue a norma AWS A5.28 [51] com a classificação ER120S-G exigindo o limite mínimo de tensão de escoamento para a junta soldada de 830 MPa. Abaixo a tabela com as características técnicas do arame, conforme dados do fabricante.

Tabela 4. Características Técnicas do Arame OK AristoRod 79 [51].

METAL DEPOSITADO	PROPRIEDADES MECÂNICAS	POSIÇÃO SOLDAGEM	DIÂMETRO (mm)	TENSÃO (V)	FAIXA DE CORRENTE (A)	DEPOSIÇÃO (kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
C 0,10 Si 0,70 Mn 1,80 Cr 0,30 Ni 1,90 Mo 0,50	Ar+20% CO2 L.R. 900 MPa L.E. 810 MPa A 18%		1 1,2	18 - 28 20 - 33	80 - 280 120 - 350	1,0-5,4 1,5-6,6	Ar + 5-25% CO2 (EN 439 M21) CC+

O outro arame é um material de adição facilmente encontrado no mercado e usado em larga escala pelas indústrias, comercialmente conhecido como OK AristoRod 12.50 indicado para soldas MIG/MAG manual, mecanizada ou robotizada, recomendado para soldagem na construção em geral, indústria naval e automotiva. O arame segue a norma AWS A5.18 e classificação ER70S-6, também, fabricado pela ESAB.

Tabela 5. Características Técnicas do Arame OK AristoRod 12.50 [51].

METAL DEPOSITADO	PROPRIEDADES MECÂNICAS	POSIÇÃO SOLDAGEM	DIÂMETRO (mm)	TENSÃO (V)	FAIXA DE CORRENTE (A)	DEPOSIÇÃO (kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
C 0,10 Si 0,90 Mn 1,50	Ar+20% CO2 L.R. 560 MPa L.E. 470 MPa A 26% 100% CO2 L.R. 540 MPa L.E. 440 MPa A 25%		0,8 1 1,2	18 - 24 18 - 32 18 - 35	60 - 200 80 - 300 120 - 380	0,8 - 2,5 1,0 - 5,5 1,3 - 8,0	Ar + 8-25% CO2 ou 100% CO2 CC+

A mistura do gás de proteção utilizado na confecção dos corpos de prova foi de 82% Ar e 18% CO₂ com vazão uniforme de 20 l/min.

Para a definição dos parâmetros foi considerado à constatação do experimento de Maron [53] que encontrou algumas condições para as propriedades mecânicas da junta soldada, analisando o comportamento e impacto da variação de diferentes valores do aporte térmico, seguindo os parâmetros indicados pelo fabricante do metal de adição. Logo, os parâmetros escolhidos para este estudo levaram em consideração a amostra que obteve o melhor resultado no ensaio de tração, através da análise dos gráficos.

Os valores dos parâmetros seguem uma relação que é mostrada no gráfico abaixo. Desta forma, para uma determinada corrente descobrimos a tensão de soldagem correspondente.

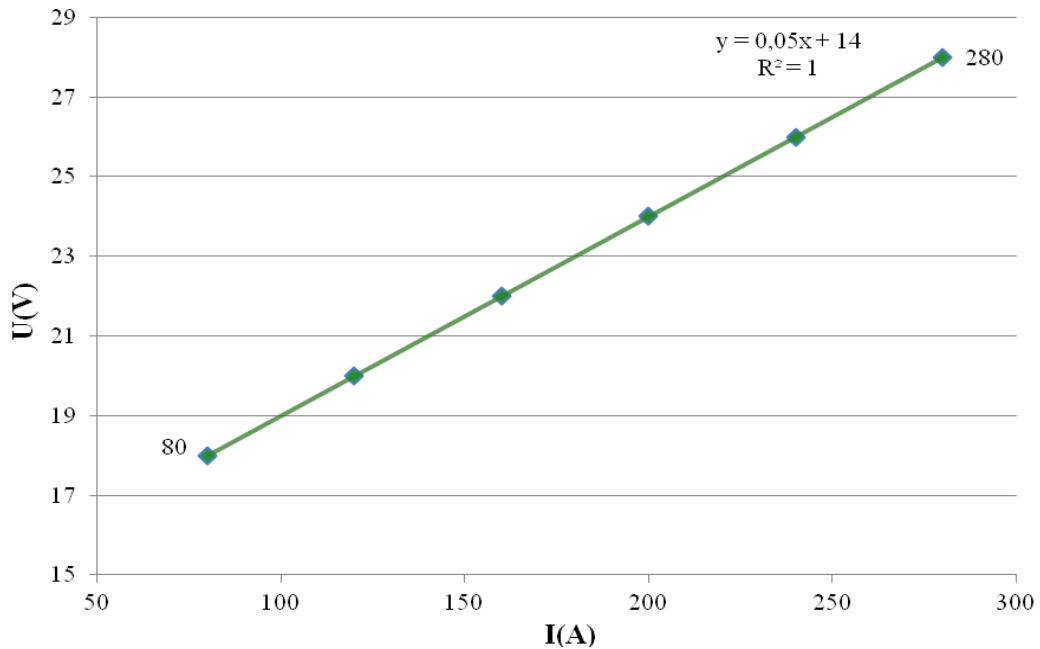


Figura 19. Gráfico entre corrente / tensão de soldagem [53].

Através dados obtidos neste gráfico e levando em conta as duas equações relacionadas na sequência, é possível calcular os valores da energia do arco E e, conseqüentemente, o aporte térmico Q considerando a eficiência do arco η igual a 0,8.

$$E = \frac{U \cdot I}{v} \quad (4)$$

$$Q = \eta \cdot E \quad (5)$$

Sendo a tensão U (V), corrente I (A) e velocidade de soldagem v (mm/min).

Sendo assim, os parâmetros de solda a serem adotados serão: corrente de 155 amperes, tensão de 21,75 volts, aporte térmico de 0,25 KJ/mm e velocidade de avanço da tocha de 70 cm/min.

Vale salientar que os parâmetros definidos para o experimento foram baseados no estudo feito pelo Maron [53] que seria uma condição otimizada para o uso do arame especial (OK AristoRod 79) para juntas soldadas de aços de alta resistência, logo não seria a melhor condição para o outro arame de adição.

4.2 Caracterização do Material

Após a realização das soldas foi obtido apenas um corpo de prova, para cada tipo de material de adição, de forma a possibilitar a visualização da macroestrutura da secção transversal do cordão, através do corte e polimento das superfícies utilizando a norma ASTM E3-11 [54]. Ou seja, os corpos de prova foram lixados com granulometria cada vez menor, até atingir a granulometria 600, sempre em direção perpendicular a direção anterior até o momento que todos os riscos causados pela lixa anterior terem desaparecidos. No último estágio o lixamento é realizado na direção longitudinal, que é perpendicular ao sentido de usinagem do corpo de prova.

Para análise de macrografia, os corpos de prova foram atacados com Nital 2% para revelação dos perfis dos cordões. As imagens dos perfis dos cordões foram ampliadas dez vezes. As imagens geradas foram obtidas com o auxílio de um microscópio ótico, como mostrado na figura abaixo.



Figura 20. Microscópio Ótico Olympus BX51M.

4.3 Caracterização das Propriedades Mecânicas

4.3.1 Microdureza

Em complemento à análise metalográfica, as mesmas superfícies preparadas para análises de macroestrutura foram efetuadas medidas de microdureza Vickers com uma carga aplicada de 300g ao longo da superfície superior dos cordões e em direção ao metal base. As medições foram realizadas transversalmente aos cordões sendo o valor indicado aquele obtido após medição do perfil central da amostra.

A fim de comparar as influências decorrentes da soldagem empregada foram realizadas varreduras na superfície das amostras, onde observou-se o perfil de microdureza desde o metal base até a região do metal de fusão.

Esta varredura ocorre através do centro da junta soldada, tomado como ponto base, e os demais pontos de dureza em uma faixa de 10 mm para ambos os lados do ponto referido. Sendo que os pontos de tomada serão igualmente espaçados em 0,2 mm em relação ao outro, conforme Figura 21.

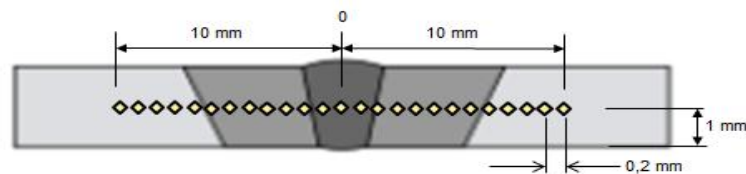


Figura 21. Medição da Microdureza.

Após o levantamento dos dados será gerado um gráfico contendo a curva de microdureza de cada corpo de prova, considerando a posição do ponto analisado e a sua referida dureza conforme orientação norma DIN EN 1043-1 [54].

4.3.2 Ensaios de Fadiga

A confecção dos corpos de prova para o ensaio de fadiga foram obtidos através das placas soldadas com os diferentes tipos de arame de adição. De cada placa foram gerados 4 corpos de prova. A Figura 22 ilustra a distribuição do corpo de prova nas placas soldadas.

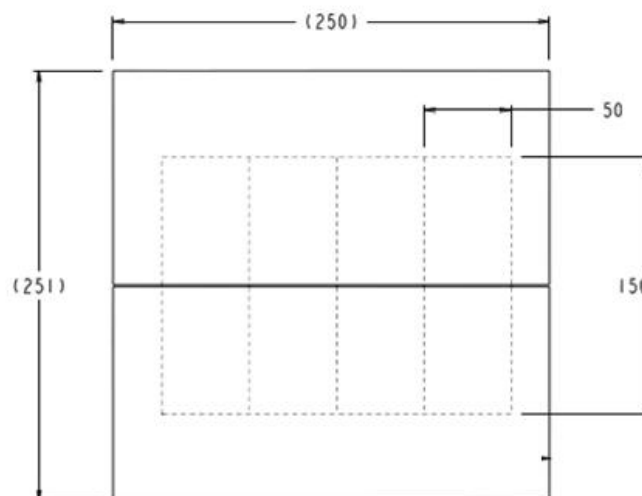


Figura 22. Distribuição dos corpos de prova na placa soldada.

Oito amostras foram produzidas com as dimensões acima, conforme é mostrada na Figura 22.

A fabricação dos corpos de prova foi realizada através do processo de eletro erosão a fio, a escolha por este processo se deve em função do excelente acabamento das regiões que sofreram o corte e por não haver aquecimento do corpo de prova durante o processo de corte, Figura 23.

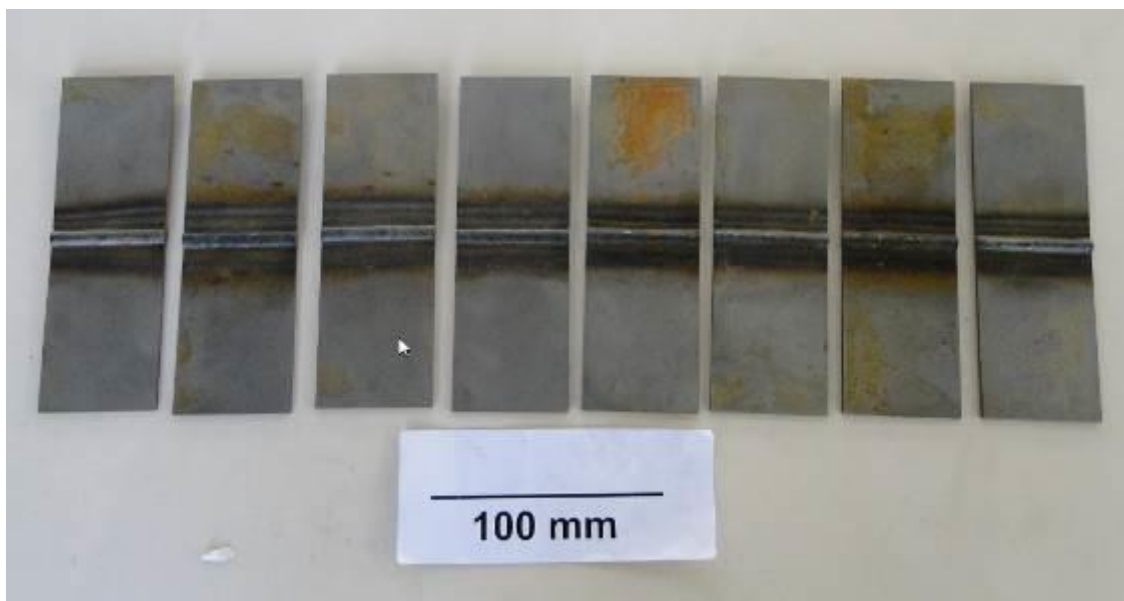


Figura 23. Amostras utilizadas para ensaio de fadiga.

Após o corte foram efetuados ensaios de fadiga e os corpos de prova submetidos a esforços cíclicos por flexão em quatro pontos. Durante os ensaios não foram removidos os excessos de material do cordão da solda para retratar uma condição normal de uso no meio industrial. Os ensaios foram realizados em máquina de ensaios com acionamento servohidráulico EQ72 - Bionix Servohydraulic Test (EST 03) Série 6, modelo 370.02 Axial Configuration da MTS com dispositivo para flexão em quatro pontos (vide Figura 24 e Figura 25) e com as seguintes características:

Capacidade de Carga em fadiga: 25 kN

Range: 100 mm

Altura: 2000 mm

Largura: 66 mm

Resolução: 0,003052 mm

Calibração: 26/03/2013

Aceitação: Classe 1, $\pm 1\%$ de exatidão para compressão e/ou tração (LVDT).



Figura 24. Equipamento Servo Hidráulico usado no ensaio de fadiga.

Durante o ensaio de fadiga a região da raiz da solda da amostra ficou posicionada para cima, ou seja, no mesmo lado dos roletes de aplicação da força. Desta forma, esta região sofreu apenas tensões compressivas, conforme mostra a Figura 25.



Figura 25. Dispositivo de fixação das amostras para ensaio de fadiga.

Os ensaios de fadiga foram realizados com distância entre roletes da base de 105 mm (L) e dos roletes de aplicação da força de 35 mm (t). Os ensaios foram realizados sob controle de carga com razão de fadiga (R) igual a 0,1 e frequência de ensaio de 20 Hz, ao ar e a temperatura ambiente (23 °C). Os ensaios foram conduzidos até a ruptura do corpo de prova ou até atingir a marca de 1×10^6 (um milhão) de ciclos.

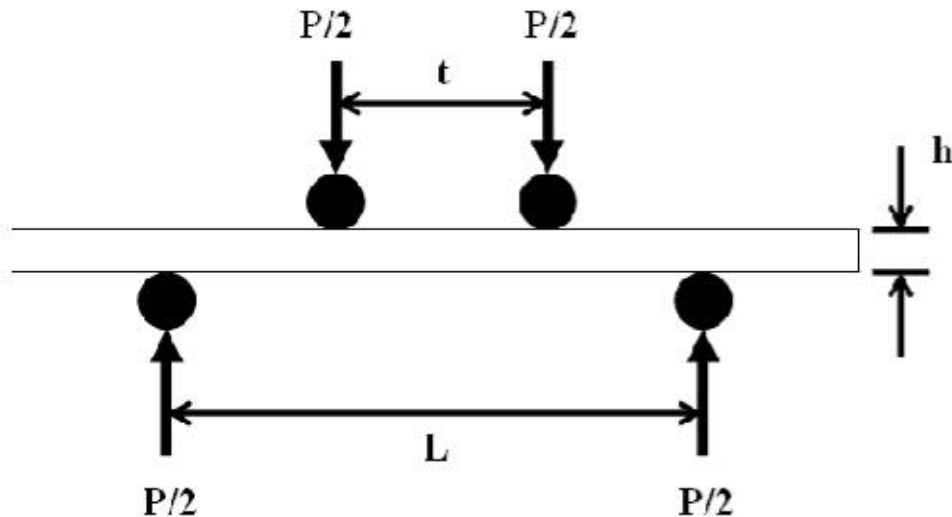


Figura 26. Diagrama de ensaio de fadiga por flexão em 4 pontos.

Para definir a força da carga aplicada sobre o corpo de prova utilizamos equação 3 apresentada na Norma ASTM E 855-90 [56].

$$\sigma_{\max} = 3P \frac{(L-t)}{(w \times h^2)} \quad (7)$$

Onde:

P = força aplicada nos roletes centrais;

L = distância entre os roletes da base (105 mm);

t = distância entre os roletes de aplicação de força (35 mm);

w = largura do corpo de prova (50 mm);

h = espessura do corpo de prova (2 mm).

Conforme o experimento de Maron [53], no ensaio de tração realizado resultou numa tensão de ruptura de 815 MPa, utilizando um corpo de prova obtido com os mesmos parâmetros no processo de soldagem e com o mesmo tipo de arame de adição especial para aços de alta resistência usados neste estudo. Sendo assim, a tensão máxima a ser utilizada na equação acima para obtenção da definição da força de carga (P).

Após identificar as variáveis da equação é possível obter a definição da força (P), que neste caso foi de 776,19 N para execução do ensaio de fadiga em quatro pontos. Foi executado um ensaio estático de flexão com uma amostra que foi soldada com o arame padrão para efeito comparativo e com base neste resultado foi definido a força de carga para o ensaio de fadiga.

A representação dos resultados obtidos será na forma de um gráfico tensão máxima versus número de ciclos para ocorrência de falha em escala semi-logarítmica. Foi considerada vida infinita de fadiga o corpo de prova que suportasse um milhão de ciclos [57]. Na sequência os corpos de prova foram submetidos a análises de microdureza, macrográfica e metalográfica para observar as características do cordão de solda.

5. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste tópico serão apresentados e discutidos os resultados obtidos com base no estudo realizado. A apresentação dos resultados seguirá a mesma ordem de realização do estudo, desta forma primeiramente apresentado o estudo de caracterização metalográfica (macroestrutura), ensaios de microdureza Vickers e a vida em fadiga dos corpos de prova.

5.1 Resultados da Análise da Composição Química do Material

A Tabela 6 mostra a composição encontrada após uma análise de espectrometria ótica.

Tabela 6. Composição química obtida por espectrometria ótica.

Elementos Químicos (%)						
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
0,14	0,47	1,38	0,004	0,004	0,058	0,016

A espectrometria ótica da amostra analisada demonstra que a composição química encontrada, dos principais elementos, está muito próxima da especificação anunciada pelo fabricante do aço. Os valores de alguns elementos mostraram valores ligeiramente maiores ou menores, evidenciando o Alumínio com maior variação. O percentual da composição química divulgada pelo fornecedor encontra-se na Tabela 3.

5.2 Resultados da Análise da Macroestrutura

Na análise da macroestrutura foi avaliada uma amostra de uma das placas soldadas, sendo observado um corpo de prova com o metal de adição especial e o outro com metal de adição padrão de mercado.

A partir deste momento, as amostras serão chamadas de amostras A e amostras B. Assim sendo, a amostra A será designada ao corpo de prova originado da junta soldada pelo metal de adição OK AristoRod 12.50 (considerado como padrão de mercado) e a amostra B originada através do arame de adição OK AristoRod 79 da ESAB (considerado como arame especial para soldagem de aços de alta resistência).

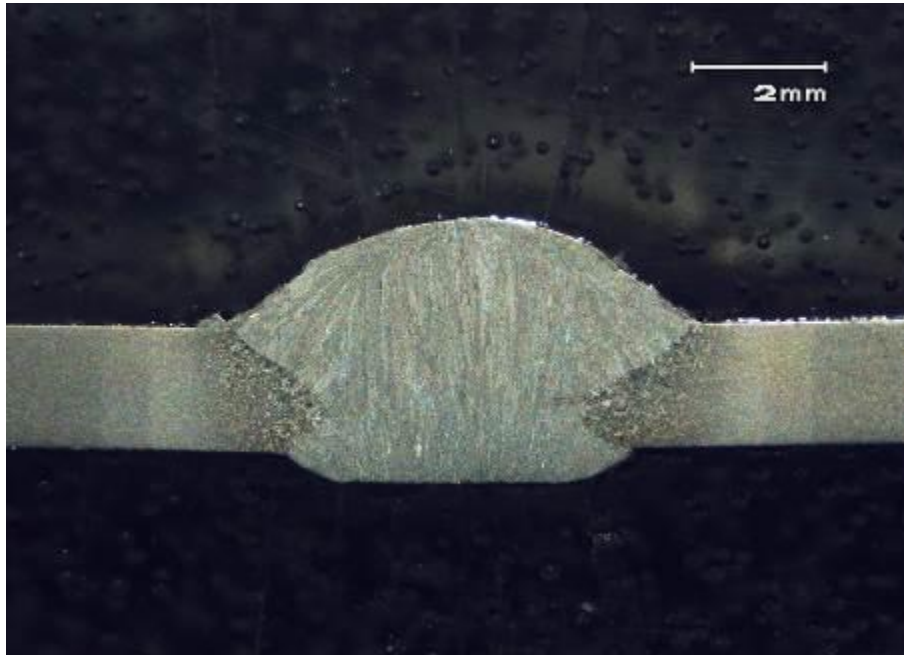


Figura 27. Macrografia da amostra A.

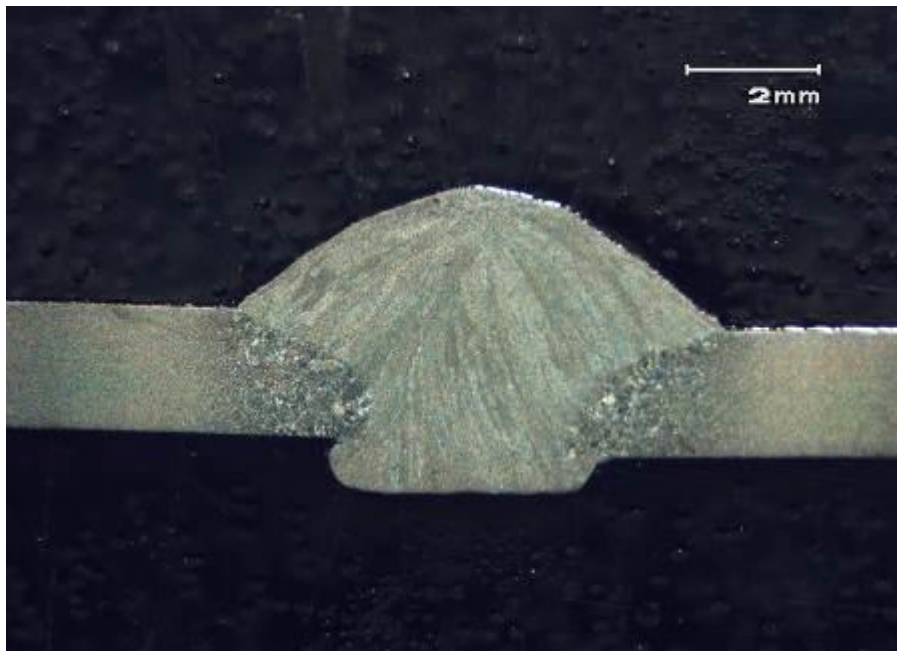


Figura 28. Macrografia da amostra B.

A Figura 27 e Figura 28 apresentam as macroestruturas resultantes do processo de solda das placas analisadas. Tanto na amostra A, como na B pode-se verificar que houve penetração total na junta soldada, assim como a inexistência de marcas de mordedura provenientes do processo de solda e falta de preenchimento da junta na interface do metal de solda com o material de base. Porém, pode-se observar uma pequena descontinuidade na raiz da solda da amostra B (na parte inferior à esquerda, Figura 28).

Analisando somente a questão da zona afetada pelo calor (ZAC) na junta soldada, é possível observar que a região que se encontra a ZAC na amostra A abrange uma área menor que a visualizada na mesma área na amostra B. Também pode se verificar que diluição da solda na amostra A atinge proporções maior que na amostra B.

5.3 Resultados do Ensaio de Microdureza

O processo de soldagem resultou em mudanças na morfologia e na microestrutura do aço (comparado ao metal base), modificando as propriedades mecânicas na região afetada. E estas alterações são observadas pela análise do perfil de microdureza ao longo da seção longitudinal da região em estudo que abrange o metal base, zona afetada pelo calor e metal da solda.

Assim, os resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados nas amostras estudadas apresentam-se na forma de gráfico que representa a evolução da dureza, na forma de perfil, desde o centro (metal da solda) até o material de base da amostra, como pode ser observado na Figura 29 e Figura 30.

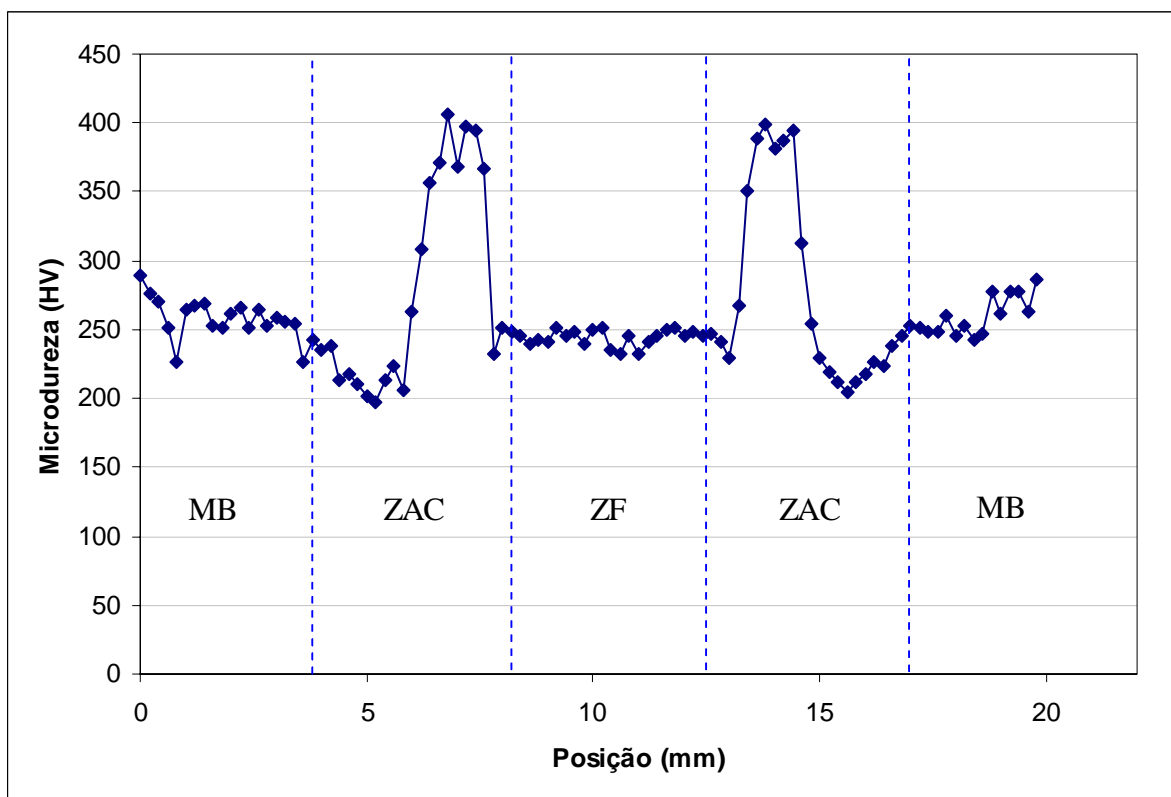


Figura 29. Microdureza da amostra A.

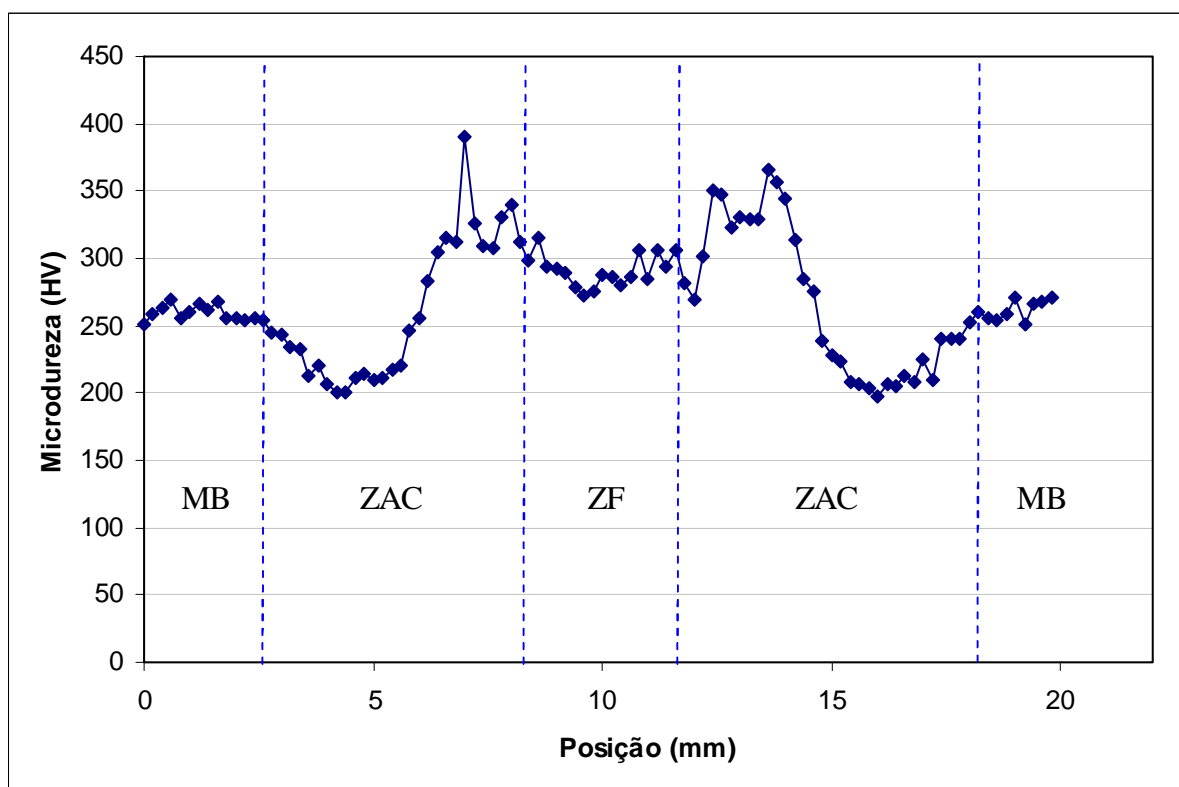


Figura 30. Microdureza da amostra B.

Analisando as figuras acima, percebe-se que em toda a região que abrange a zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC) a microdureza é máxima, atingindo valores de até 406 HV na amostra A e na amostra B verificou-se até 390 HV. Desta forma, as mesmas apresentaram durezas superiores em cerca de 120 HV à dureza encontrada no metal de base (MB) das duas amostras.

As amostras apresentaram valores elevados de dureza nas proximidades da zona de fusão, na região de crescimento do grão. Foi observado, ainda, um decréscimo de dureza na região de refino de grãos.

Analisando comparativamente as zonas de fusão de ambas as amostras, verifica-se que na amostra A, a maioria dos pontos medidos de dureza permanece numa faixa entre 230 a 250 HV, já no caso da amostra B fica entre 275 a 310 HV devido a provável influência na microestrutura formada pelo arame especial conforme anunciada pelo fabricante do material de adição. Assim, observamos a formação de uma região mais dura (com níveis mais elevados de dureza) na ZF da amostra B, que chegam a valores superiores a 25HV na maioria dos pontos medidos em relação à amostra A.

Já os valores mínimos medidos nos vales ficaram na casa dos 200 HV, para as duas amostras. Porém nos picos, o corpo de prova A registrou uma amostragem de pontos com valores máximos próximos a 400 HV. No corpo de prova B atingiu valores máximos entorno dos 350 HV, como pode ser visualizado na Figura 29 e Figura 30.

Outra observação importante é que o corpo de prova B possui uma melhor uniformidade de dureza na ZAC, ou seja, apresenta um perfil de dureza na ZAC mais suavizado que no corpo de prova A, que por sua vez evidencia a formação do pico.

Com a análise micrográfica é possível entender melhor o comportamento da microdureza. A Figura 31 mostra as micrografias em algumas áreas encontradas na amostra A, como no metal base, zona afetada pelo calor e zona de fusão. No material base, ponto 1, identificou-se duas fases presentes, a martensita (fase escura) e ferrita (fase clara).

Já na zona de fusão, ponto 6, é composta ferrita de contorno de grão, ferrita acicular, ferrita com martensita, ferrita com austenita e com carbonetos alinhados. Todas essas microestruturas são caracterizadas pela baixa dureza. A ZAC, mostrada pelo ponto 4, mostra a presença de ferrita poligonal, martensita e bainita. A combinação bainita e martensita justifica a alta dureza nesta área.

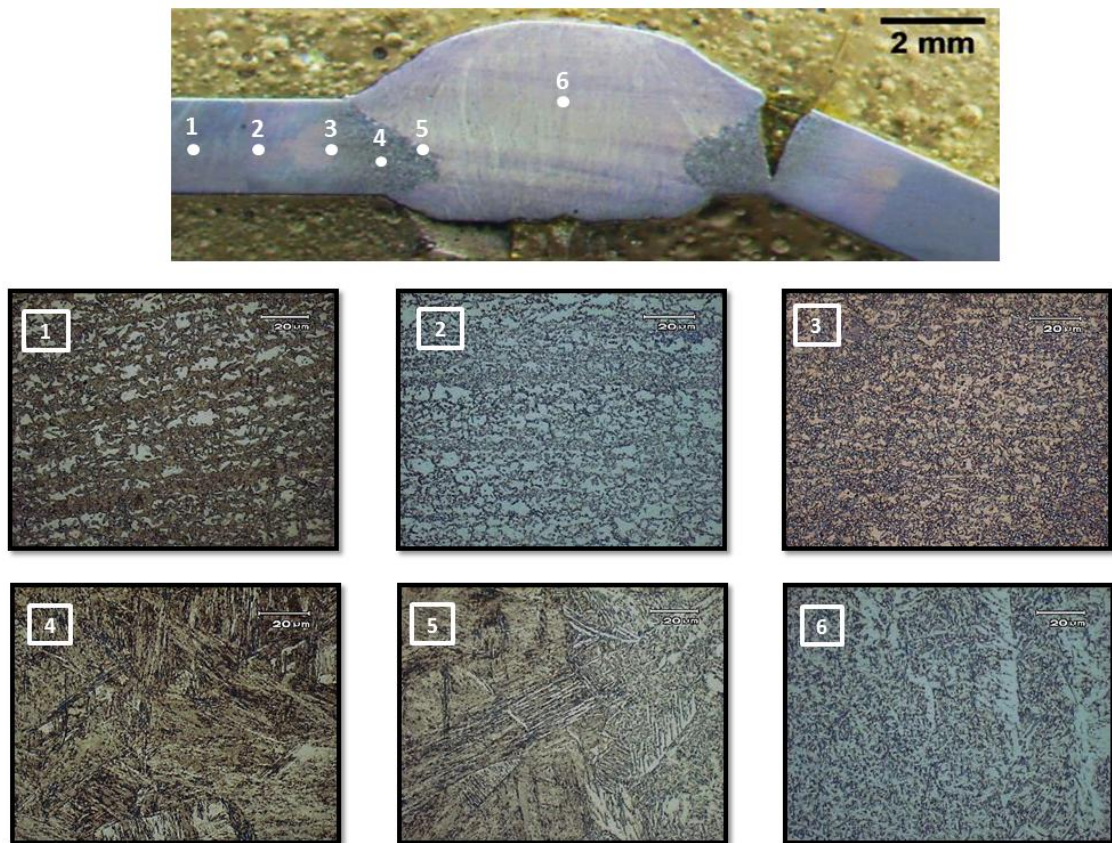


Figura 31. Microestrutura encontrada na amostra A.

Na Figura 32 mostra os microconstituintes em cada zona da amostra B. No ponto 1, que representa o material base temos a presença de martensita (fase escura) e ferrita (fase clara), conforme também visto na outra amostra.

No ponto 4, atribuído a zona afetada pelo calor, observa-se indícios de bainita, ferrita acicular e martensita. Porém apresenta bainita com proporção menor que na amostra anterior, diminuindo a dureza nessa região em relação a amostra A.

A zona de fusão representada pelo ponto 6, é possível identificar a presença de ferrita de contorno de grão, ferrita acicular, martensita e ferrita poligonal.

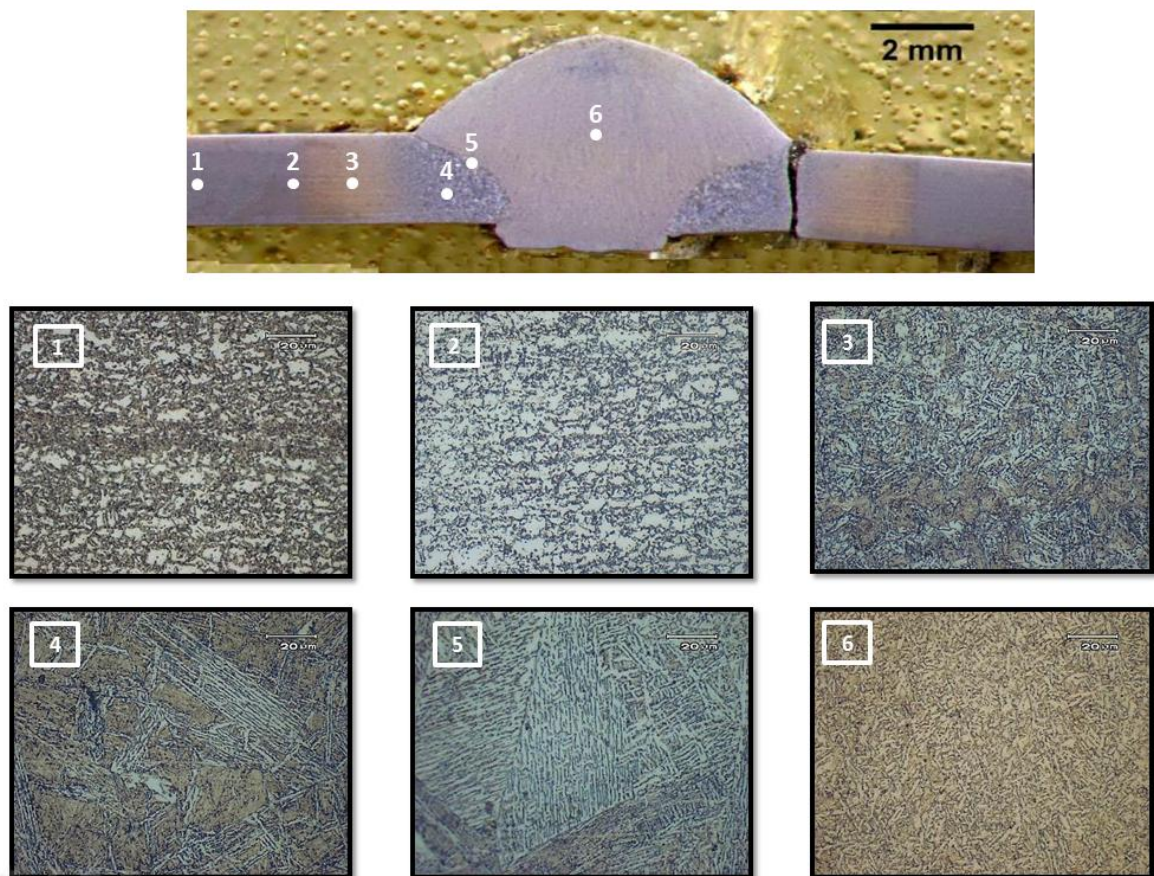


Figura 32. Microestrutura encontrada na amostra B.

5.4 Resultados do Ensaio de Fadiga

O processo de soldagem resultou em mudanças na morfologia e na microestrutura do aço (comparado ao metal base), modificando as propriedades mecânicas na região afetada. E estas alterações são observadas pela análise do perfil de microdureza ao longo da seção longitudinal da região em estudo que abrange o metal base, zona afetada pelo calor e metal da solda.

Primeiramente, foi realizado um ensaio estático de flexão (dobramento), no sistema de quatro pontos, para analisar o comportamento da amostra A na região da solda. A Figura 33 mostra o corpo de prova após o ensaio estático.



Figura 33. Corpo de prova A após ensaio.

A Figura 34 abaixo está mostrando a curva carga versus deslocamento obtida através do ensaio de dobramento para caracterização da junta soldada utilizando o arame considerado como padrão.

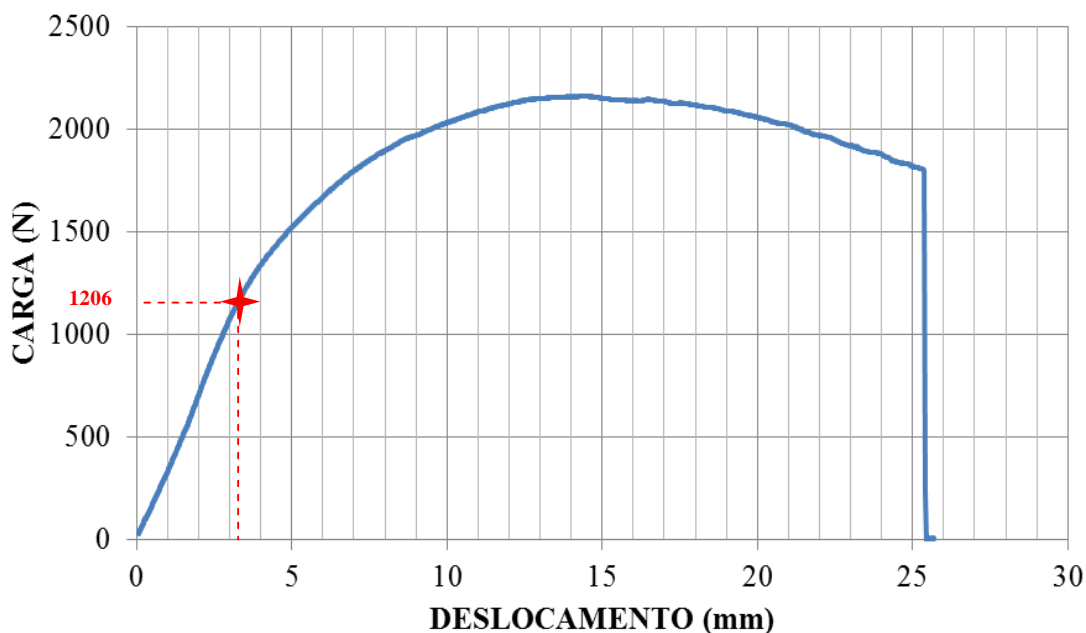


Figura 34. Curva do Ensaio Estático da Amostra A.





Através do gráfico acima foi identificado o valor da força de carga de 1206 N, desta forma, sendo este valor maior que o encontrado no cálculo executado anteriormente que utilizou o resultado obtido em ensaio de tração de uma junta soldada com material Docol e utilizando o arame especial. Logo, o valor adotado para a força de carga para o ensaio de flexão é 1206 N, extraído da curva da amostra A.

Na tabela abaixo estão os dados obtidos no ensaio de fadiga para cada amostra, realizado em condições de temperatura ambiente. Os dados informados correspondem ao número de ciclos no momento da fratura, percentual da carga máxima aplicada, carga máxima e mínima aplicada no ensaio.

O ensaio de fadiga foi mantido até atingir a marca de um milhão de ciclos, após este ponto o ensaio foi finalizado dando ênfase aos resultados na fase de “runout”. Desta forma, as amostras que não sofreram fratura até completar este número de ciclos foi considerado amostra que não falhou.





Na Tabela 7 segue os resultados do ensaio de fadiga por flexão dos corpos de prova A e na sequência, na Tabela 8, os resultados encontrados a partir dos corpos de prova B.


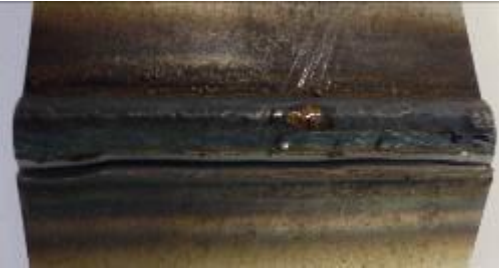
Tabela 7. Resultado do ensaio de fadiga das amostras A.

Amostra	Carga Máxima [%]	Carga Máxima [N]	Tensão Máxima [MPa]	Número de Ciclos	Região da Trinca	Foto da Fratura
A1	50%	603,1	633,2	461498	ZAC	
A2	40%	482,5	506,6	1000000	-	Sem Fratura
A3	45%	542,8	569,9	447112	ZAC	
A4	50%	603,1	633,2	297787	ZAC	
A5	40%	482,5	506,6	1000000	-	Sem Fratura
A6	45%	542,3	569,9	441126	ZAC	
A7	42,5%	512,6	538,2	1000000	-	Sem Fratura

A Tabela 7, referente aos resultados da amostragem A, mostra que em todos os corpos de prova a trinca ocorreu na tangência do ângulo de reforço do cordão da solda (pé do cordão).

Tabela 8. Resultado do ensaio de fadiga das amostras B.

Amostra	Carga Máxima [%]	Carga Máxima [N]	Tensão Máxima [MPa]	Número de Ciclos	Região da Trinca	Foto da Fratura
B1	40,0%	482,5	506,6	391647	ZAC	
B2	35,0%	422,2	443,3	1000000	-	Sem Fratura
B3	37,5%	452,3	474,9	524504	ZAC	
B4	35,0%	422,2	443,3	586759	ZAC	
B5	37,5%	452,3	474,9	360773	ZAC	

B6	40,0%	482,5	506,6	335690	ZAC	
B7	32,5%	392,0	411,6	1000000	-	Sem Fratura
B8	32,5%	392,0	411,6	462734	ZAC	

A Tabela 8 demonstra resultados das amostras B que pode ser observado um comportamento da fratura muito semelhante ao apresentado na Tabela 7, ou seja, a trinca também aconteceu na margem de reforço do cordão da solda.

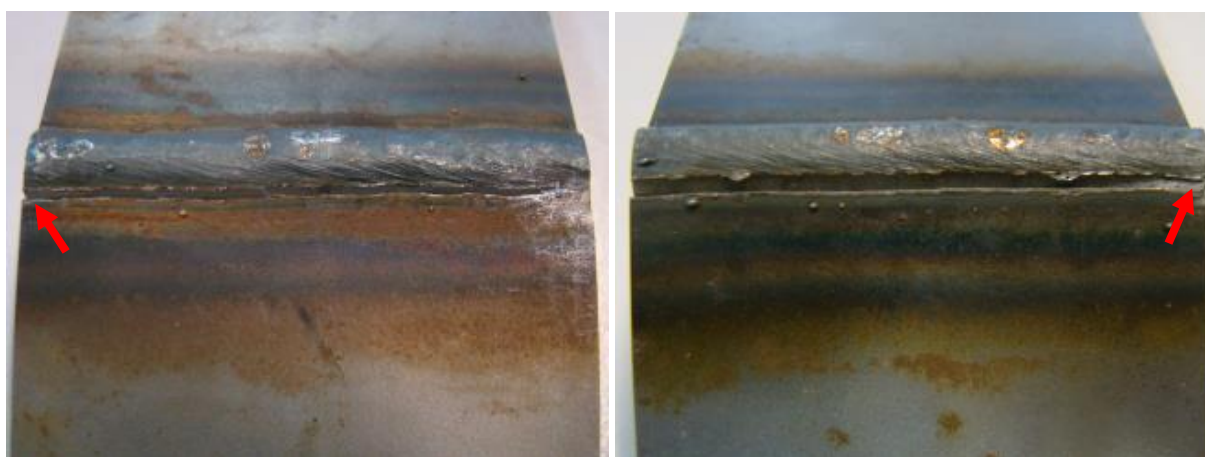


Figura 35 - Região de Fratura da Amostra A5 (direita) e da Amostra B6 (esquerda).

As fotos acima mostram a região da trinca com mais detalhes e aumentada, ao longo de toda a mostra podemos observar que a trinca iniciou a partir da margem da solda (junto à linha de fusão para ambas as amostras) e propagou perpendicularmente a secção. Na figura o início da trinca está indicada por uma seta para facilitar e evidenciar a localização da trinca no corpo de prova.

Através de uma análise da Figura 36 e Figura 37, é possível verificar que a propagação da trinca ocorreu na direção praticamente perpendicular à espessura da amostra (à base do corpo de prova) e na região da ZAC, tanto para as amostras A e B. Conseqüentemente a fase de nucleação da trinca, também, iniciou no ângulo de reforço da solda reforçando a influência da geometria do cordão na vida em fadiga do componente mecânico.

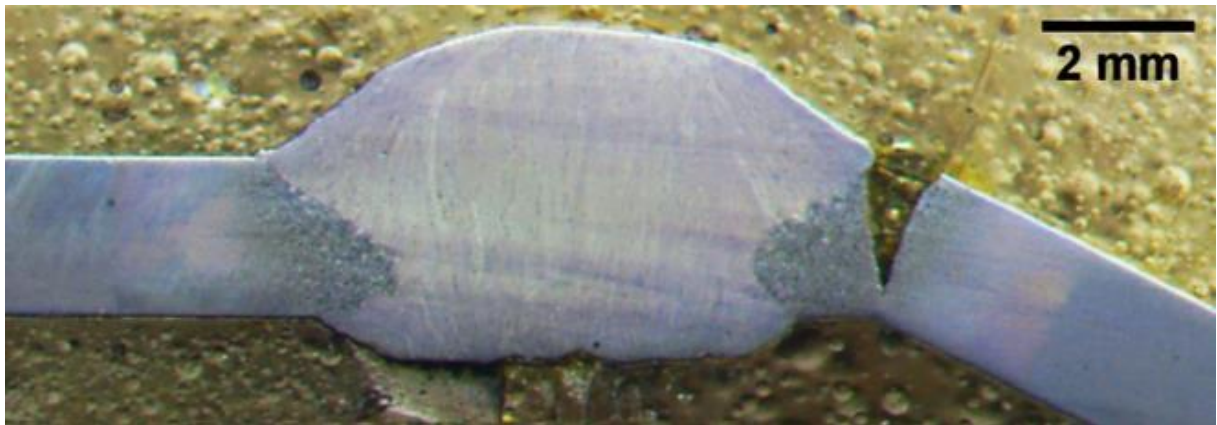


Figura 36 – Região de propagação da trinca na amostra A.

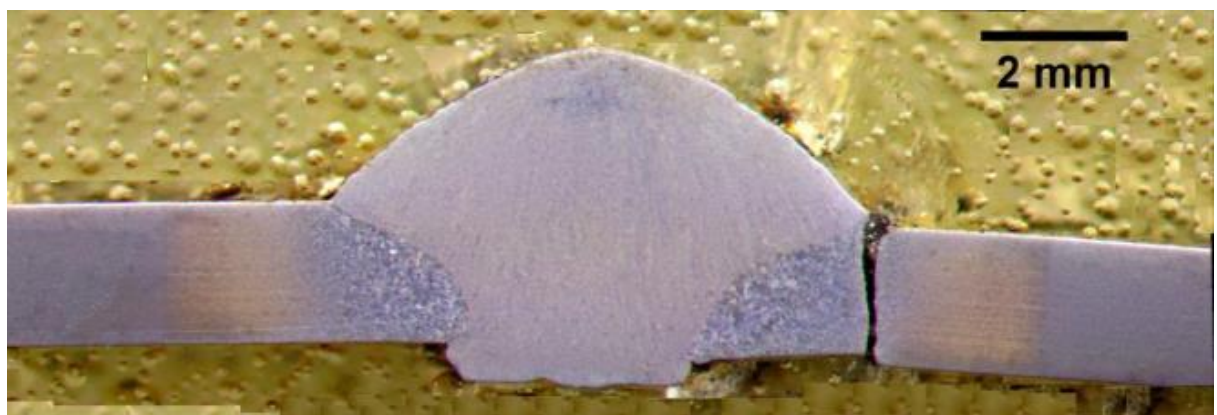


Figura 37 – Região de propagação da trinca em uma amostra B.

Visualizando algumas imagens abaixo, com maior aumento e conseqüentemente com mais detalhes, confirmamos algumas características sobre a fratura que ocorreu nos corpos de prova A e B. Desta forma podemos verificar que o início da trinca ocorreu junto a margem (pé) do cordão na linha de fusão, na região de tamanho do grão grosseiro e depois continua avançando pela ZAC até a ruptura parcial ou total das amostras.



Figura 38 – Local de Início da Nucleação da Trinca de uma Amostra A.



Figura 39 – Local de Início da Nucleação da Trinca de uma Amostra A em Maior Aumento.

Através das imagens aumentadas das amostras A e B, é possível certificar-se que o início nucleação da trinca ocorreu nas mesmas regiões para ambos os corpos de prova. Outro fato relevante foi a forma que a trinca avançou e o comportamento da propagação, apresentando um perfil muito semelhante para as duas amostragens.

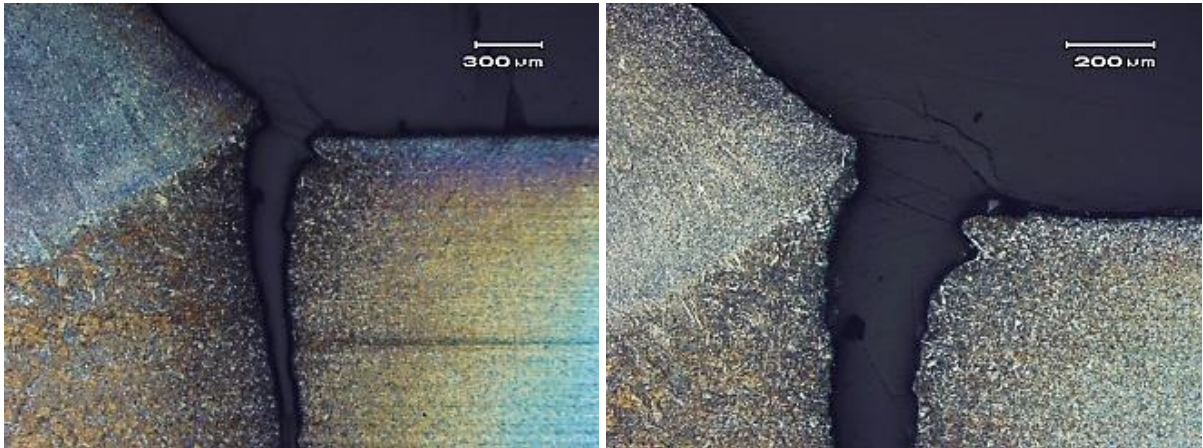


Figura 40 – Local de Início da Nucleação de uma Trinca da Amostra B.



Figura 41 – Local de Início da Nucleação da Trinca de uma Amostra B em Maior Aumento.

Com os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão foram construídas as curvas S-N dos corpos de prova A e B e suas respectivas equações, as curvas foram colocadas sobrepostas no gráfico abaixo para auxiliar na análise comparativa dos resultados.

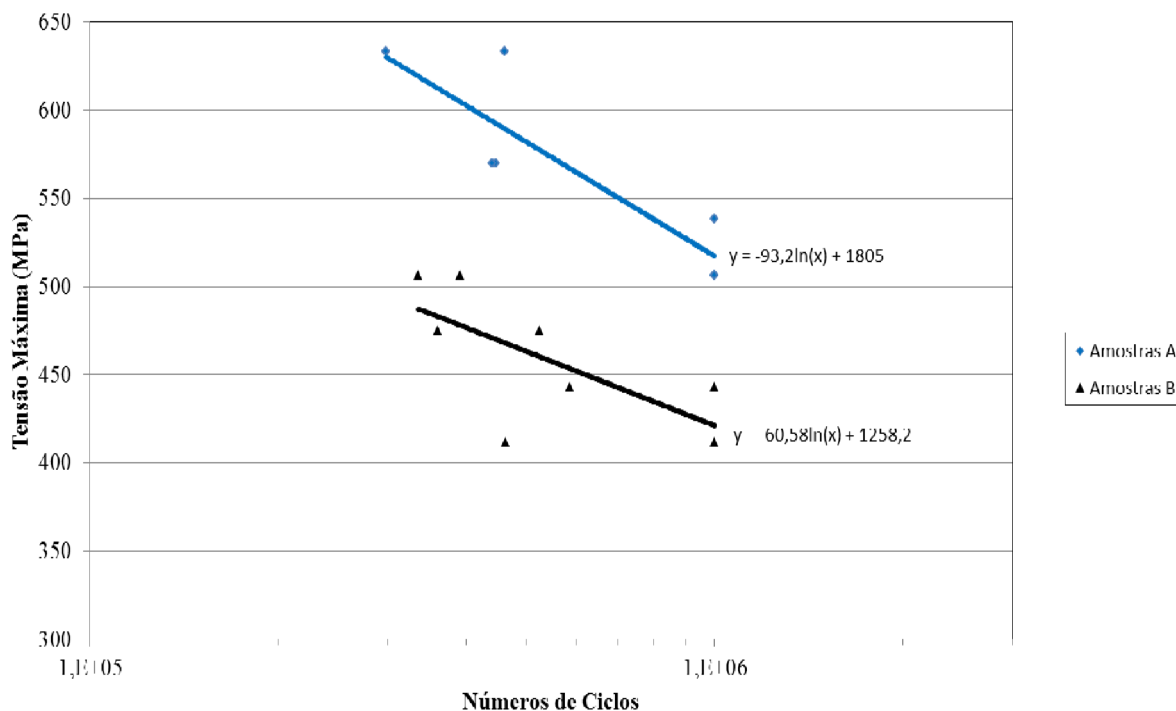


Figura 42. Curva S-N das Amostras A e B.

A figura mostra que a curva das amostras A ficou acima da curva das amostras B, demonstrando que uma junta soldada que utiliza o material de adição da amostra A, exposta a um carregamento cíclico de flexão de mesma intensidade, a falha do item aconteceria num prazo mais longo de trabalho em comparação com o material de adição da amostragem B.

A estrutura que é submetida a carregamentos cíclicos e, portanto, pode estar sujeita a sofrer fraturas por fadiga deveria estar em conformidade com a norma BS 7608 [48], a qual é dotada de recomendações para projetos estruturais de aço, que podem ficar expostos a flutuações repetidas de tensões [48]. Considerando essa normativa, para as juntas soldadas de topo realizadas somente em um lado, sem qualquer remoção de excesso de metal na raiz, como as executadas no presente estudo, recomenda-se a utilização das curvas típicas de fadiga para solda de topo.

Desta forma, a curva de projeto escolhida com base nos dados retirados da norma “BS 7608 Code of Practice for Fatigue Design and Assessment of Steel Structures” [48], é a curva de projeto de classe C. Esta classe de curva selecionada enquadra nas características das amostras apresentadas, referentes a juntas soldadas realizadas em chapas postadas lado a lado com largura e espessura iguais, solda tipo topo com penetração total do cordão e não havendo remoção do material excedente do reforço da solda.

A Figura 42 mostra as curvas S-N construídas providas dos ensaios, então para avaliar a qualidade da junta soldada conforme especificação da norma, esta plotada no gráfico abaixo a curva típica de projeto de classe C.

Lembrando que em função da baixa frequência deste ensaio de fadiga, o limite de fadiga foi estipulado em 10^6 ciclos. As curvas resultantes das duas amostragens obtiveram suas curvas S-N acima da curva nominal de projeto, desta forma podem ser consideradas juntas soldadas com padrões aceitáveis para um projeto ou componente mecânico.

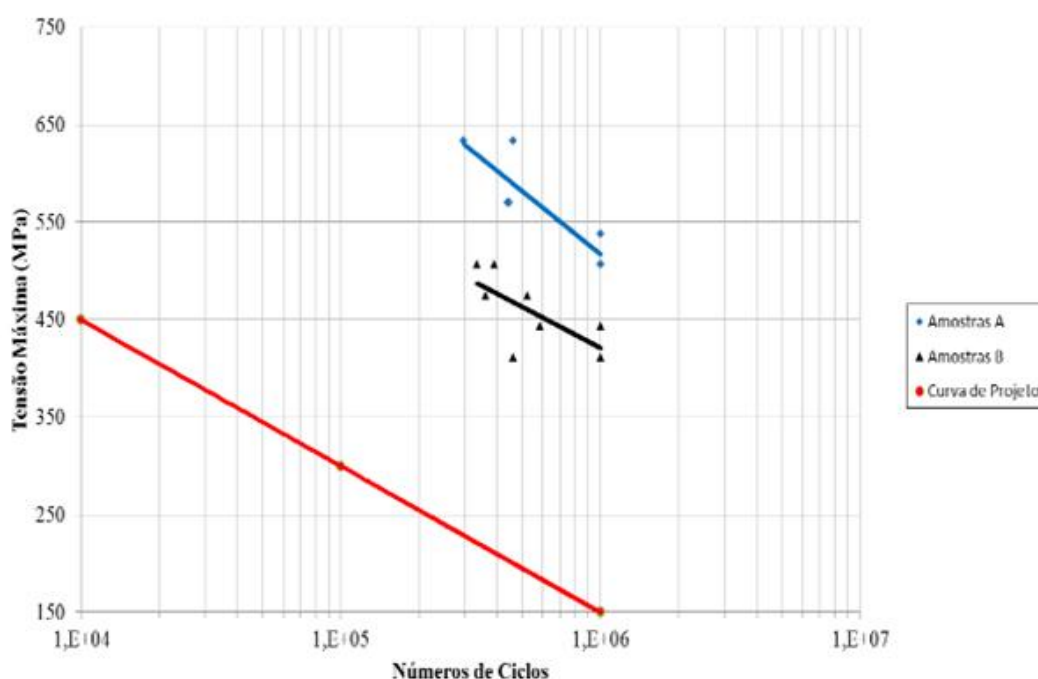


Figura 43. Curvas S-N das Amostras A e B versus Curva de Projeto.

A Figura 42 e Figura 43 mostram que para um mesmo número de ciclos, os corpos de prova produzidos com o arame desenvolvido para solda de aços de alta resistência suportam uma amplitude de tensões menor comparativamente aos corpos de prova soldados com o arame desenvolvidos para aços carbono em geral.

As duas curvas formadas com os dados coletados das amostras A e B apresentam aproximadamente a mesma inclinação, sendo que a curva da amostragem A segue uma inclinação mais acentuada. Também não houve intersecção das curvas no gráfico, o que evidencia a superioridade da resistência por fadiga de flexão das amostras que utilizaram o arame considerado comum pelo mercado.

6. CONCLUSÕES

Este presente estudo tinha como objetivo analisar o comportamento de uma junta soldada de aços de alta resistência utilizando diferentes arames de adição num processo de soldagem do tipo MIG/MAG.

O principal objetivo deste estudo foi analisado no ensaio de fadiga, focado na questão de viabilidade econômica do uso do tipo de arame. Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga de flexão por quatro pontos, de forma surpreendente, mostraram um melhor desempenho da junta soldada com arame para aços carbono comum ao invés do arame desenvolvido especialmente para soldagem de aços de alta resistência.

Desta forma, mostrando que uma junta soldada submetida a esforços cíclicos repetitivos de flexão, não seria economicamente viável a utilização deste arame especial, pois se trata de um material com custo elevado. Sendo pelo menos, duas vezes maior que o outro arame utilizado no experimento. Esta aplicação entenda-se, em condições similares de uso e parâmetros utilizados neste presente estudo.

Os resultados mostram que ocorreu uma grande influência do tipo do material do arame durante os ensaios, pois houve uma diminuição da vida em fadiga. Apesar disto, ambas as curvas ficaram acima da curva de projeto mostrando uma boa qualidade obtida na junta soldada, conforme norma BS 7608, tendo as juntas soldadas com arame padrão para aços carbonos um comportamento em fadiga por flexão superior as juntas soldadas pelo arame especial.

Em todas as amostras que sofreram fratura nos ensaios de fadiga de flexão, a trinca nucleou na margem (pé) da solda, o que mostra uma grande influência da geometria do cordão na vida em fadiga do material.

Na análise macrográfica, aparentemente pode-se verificar que na ZAC da união soldada com o arame especial para aços de alta resistência obteve uma área de maior abrangência que na amostra com outro arame para aços carbono. Isso possivelmente está associado aos parâmetros de solda utilizados, escolhido para atender a especificação do arame especial conforme orientado pelo fabricante.

Para ambos os casos nas proximidades da zona de fusão com a ZAC, obteve uma alta dureza nesta região. A amostra que apresentou um perfil de dureza mais elevada na ZAC provavelmente ficará com menor tenacidade nessa região.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A respeito da execução de trabalhos futuros recomenda os seguintes estudos:

- Realizar o mesmo estudo avaliando o comportamento dos corpos de prova utilizando aporte térmico adequado para o material do arame ESAB OK AristoRod 12.50;
- Analisar o comportamento dos corpos de prova em ensaio de fadiga em flexão sob diferentes aportes térmicos, utilizando metais de adição com propriedades mecânica superiores e/ou iguais ao metal base;
- Estudar o comportamento da junta soldada usando os mesmos parâmetros deste experimento, porém em ensaios de fadiga (de tração) “*push-pull*”;
- Estudar o efeito das variáveis de processo de fabricação (tais como: alinhamento das placas, velocidade de avanço da tocha, distância entre placas, etc.) sobre as características metalúrgicas e conseqüentemente, no ensaio de fadiga em flexão;
- Realizar um estudo comparativo utilizando materiais similares de diferentes fabricantes, no caso do metal base e/ou de metais de adição.
- Fazer estudo mais aprofundado da influência da altura do cordão na vida em fadiga no aço bifásico obtendo a solda por meio manual, pois na maioria das indústrias esse é o processo empregado.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Reed, R. P., Smith, J. H., Christ, B.W. **The economics Effects of fracture in the United States**. U.S. Department of Commerce, National Bureau of Standards Special Publication 647-1, Washington, 1983.
- [2] Spinelli, D. **Fundamentos e Aplicações da Mecânica da Fratura Elasto-plástica**. Material de apoio às aulas – Escola de Engenharia de São Carlos. Universidade de São Paulo, 1997.
- [3] Aloha Flight 243, <http://www.aloha.net/~icarus/> (acessado em Outubro de 2013).
- [4] **High-strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels. Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys**, v. 1. ASM, 1990.
- [5] Davies, R. G., Magee, C. L. **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, T. Davenport, Ed., A.I.M.E., New York, 1979.
- [6] Abdalla, A. J., Monteiro, W. A. **Modelo de Discordâncias em um Aço ARBL Submetido à Fadiga**, Congresso Ibero-americano de Metalurgia e Materiais, Havana, Cuba, 2006.
- [7] Fonseca, M.P.C., Costa, W.S., Chaves, F.R.S., Pardal, J.M., Junior, A.S.M. **Estudo das Propriedades Mecânicas e Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Aço ARBL Bifásico Usado na Indústria Automobilística**. 8º CIBIM - Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, Cusco, 2007.
- [8] Tzormpatzidi, V., Fourlaris, G. **Microstructure-Mechanical Property Relationships During Processing of Experimental Dual-Phase (DP800) and TRIP 600 Strip Steels**. In: Microscopy and Microanalysis, Chicago, 2006.
- [9] Waterschoot, T. **Fundamentals of Aging in Multiphase Steels: Static Strain Aging and Tempering in Dual Phase Steels**. Ph.D. Thesis, University of Ghent, Ghent, Belgium, 2003.

- [10] Kuziak, R., Kawalla, R., Waengler S., **Advanced High Strength Steels for Automotive Industry**. Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol. VIII, No .2, pp. 103-117, 2008.
- [11] Gorni, A.A. & Branchini, O.L.G. **Relações Microestrutura-Propriedades Mecânicas em um Aço Bifásico Laminado a Quente**. In: 1º Seminário sobre Chapas Metálicas para a Indústria Automobilística. **Anais**. Associação Brasileira de Metais, p. 127-145, São Paulo, 1992.
- [12] Speich, G.R. **Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels: Fundamentals of Dual Phase Steels**, Metallurgical society of AIME, Warrendale, pp3-46, 1981.
- [13] Speich, G.R. **Dual-Phase Steels, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**, Volume 1, ASM International, p. 697-707, 2005.
- [14] Norrish, J. **Advanced Welding Processes**. Institute of Physics, Bristol, Inglaterra, IOP, 1992.
- [15] Goes C. K. **Um Modelo para Previsão de uma Vida à Fadiga de Juntas Soldadas Submetidas a Carregamentos Combinados**. 2010. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- [16] Marques, P.; Modenesi, P.; Bracarense, Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.
- [17] Poepcke, J. S. **Processos MIG / MAG**. In: Ziedas, S.; Tatini, I. Coleção Tecnológica Senai Soldagem. São Paulo: SENAI, 1997.
- [18] SSAB Tunnplat AB, **Sheet Steel Joining Handbook. Joining of high strength steels**, 2004.
- [19] ESAB. **Apostila Soldagem MIG/MAG**, 2004.
- [20] Fuchs, H. O., Stephens, R. I. **Metal Fatigue Engineering**. John Wiley & Sons, Canada, 1980.
- [21] Campos, P.T. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas Soldadas pelos Processos MIG/MAG (GMAW) e Arame Tubular (FCAW)**. Dissertação de Mestrado - Pontifícia Universidade Católica do Paraná, PUCPR, Curitiba, 2009.

- [22] Perini, M. **Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga Soldados**. Dissertação. PPGM: UCS, 2008.
- [23] Valsan M., Sundaraman D., Rao K.B.S., Mannan S.L. **A Comparative Evaluation of LCF Behavior of Type 316LN Base Metal, 316 Weld Metal, and 316LN/316 Weld Joint**. Metal Mater Trans A;26A:1207–19, 1995.
- [24] Tateishi K., Hanji T. **Low Cycle Fatigue Strength of Butt Welded Steel Joint by Means of New Testing System with Image Technique**. Int. J Fatigue;26:1349–56, 2004.
- [25] Cheng G., Kaung Z.B., Lou Z.W., Li H. **Experimental Investigation of Fatigue Behavior for Welded Joint with Mechanical Heterogeneity**. Int. J Pressure Vessels Piping;67:229–42, 1996.
- [26] Lindblom J., Linde L., Henderson P.J., Sandstorm R. **Low Cycle Fatigue of Welded Joints in an Austenitic Stainless Steel**. In: Lutjering G, Nowack H, editors. Fatigue '96: Proceedings of the sixth international fatigue congress, vol. II. Oxford: Pergamon, p. 1213–8, 1996.
- [27] Dowling, N. E. **Mechanical Behaviour of Materials**. Prentice Hall, 2ª edição, cap.14, New Jersey, 1999.
- [28] American Society for Testing and Materials. E-3. **Standard Guide for Preparation on Metallographic Specimens**, Philadelphia, 2001.
- [29] Branco, C., Fernandes, A., Castro, P. **Fadiga de Estruturas Soldadas**. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa. 1999.
- [30] Callister, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. Utah, USA. 1999.
- [31] Moia, D. G. **Previsão da Vida em Fadiga de Materiais Metálicos, Parte I: Estudo Preliminar da Vida em Fadiga do Aço ABNT1016 Recozido**. Projeto de Iniciação Científica - Laboratório de Materiais, Faculdade de Engenharia Industrial – FEI, São Bernardo do Campo, 2001.
- [32] Rolfe, S., Barsom, J. **Fatigue and Fracture Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics**, Prentice-Hall Inc. New Jersey, 1977.

- [33] Turnbull, A. **Modeling of Environment Assisted Cracking**, Corrosion Science, Vol. 34, No. 6, p. 921-960, 1993.
- [34] Beachem, C. **A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen Embrittlement)**, Metallurgical Transactions, Vol. 3, p. 437-451, 1972.
- [35] Duarte, P. M. F. **Projecto à Fadiga de uma Junta Articulada para Carruagens**. Tese de mestrado da Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2004.
- [36] Branco, C.M. **Mecânica dos Materiais**. Fundação Calouste Gulbenkian, 4ª Edição, 2006.
- [37] Frost, N.E., Marsh, K.J., Pook, L.P. **Metal Fatigue**, Dover Publications Inc. Waterloo, 1999.
- [38] Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H.. **Fracture Mechanics**, Edward Arnold edition 117. DUM edition, p.174-179. London, 1984.
- [39] Socie, D. F.; Marquis G. B. **Multiaxial Fatigue**. SAE. Warrendale, Pennsylvania. 2000.
- [40] Perez, N. **Fracture Mechanics (Mathematics & Its Applications)**, First Edition, Springer, 2006.
- [41] Yen, C. C.S., **Metal Fatigue: Theory and Design**. Angel F. Madayag, 1969.
- [42] Dieter, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric Edition, McGraw-Hill, 1988.
- [43] Norton, R. L. **Projeto de Máquinas - Uma Abordagem Integrada**. Ed. Bookman. 2ª Edição. Massachusetts, USA. 2004.
- [44] FRICKE, W. **Fatigue Analysis of welded joints: state of development**. Marine Structures 16, 2003.
- [45] Suresh, S. **Fatigue of Materials**. 2ª edição. Cambridge, 1998.
- [46] Garcia, A.; Spim, J. A.; Santos C. A. **Ensaio dos Materiais**. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., Cap. 8: Ensaio de fadiga, p.129-153, 2000.
- [47] Branco, C. M.; Costa, J. D.; Ferreira, J. A.; Ribeiro, A. S. **Projecto de Órgãos de Máquinas**. Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.

- [48] BS 7608, **Code of Practice for Fatigue and Assessment of Steel Structures**. London, 1993.
- [49] Bauschinger, J. **On the Change of the Position of the Elastic Limit of Iron and Steel under Cyclic Variations of Stress**, Vol. 13, Mitt.Mech.-Tech. Laboratory, Munich, 1886.
- [50] DIN EN ISO 6947, **Welding and Allied Processes – Welding positions**. DIN Deutsches Institut für normung, Berlin, Germany, August, 2011.
- [51] AWS A5.28, **Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, 3rd Edition**. American Welding Society, Miami, USA, March, 2005.
- [52] ESAB, **Product Data Sheet**, Disponível em <http://www.esab.com.br> (Acessado em Novembro 2013).
- [53] Maron, D. S., **Estudo do Impacto de Diferentes Aportes Térmicos na Soldagem MAG Robotizada para Aços de Alta Resistência de Dupla Fase**. Não publicada. Proposta de Dissertação de Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre.
- [54] ASTM E3-11, **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International, USA, May, 2011.
- [55] DIN EN 1043-1, **Hardness Testing of Welds in Metallic Materials**. DIN Deutsches Institut für normung, Berlin, Germany, February, 1996.
- [56] ASTM E855-90, **Standard Test Methods for Bend Testing of Metallic Flat Materials for Spring Applications Involving Static Loading**. ASTM International, USA, 1995.
- [57] McDaniels R.L., White S.A., Liaw K., Chen L., Mckay M.H., Liaw P.K.; **Effects of Laser Surface Processing Induced Heat-Affected Zone on the Fatigue Behaviour of AISI 4340 Steel**. Materials Science and Engineering A 485, p. 500-507, 2008.

9. APÊNDICE – ANÁLISE MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS.



Figura A: Amostra A e B.

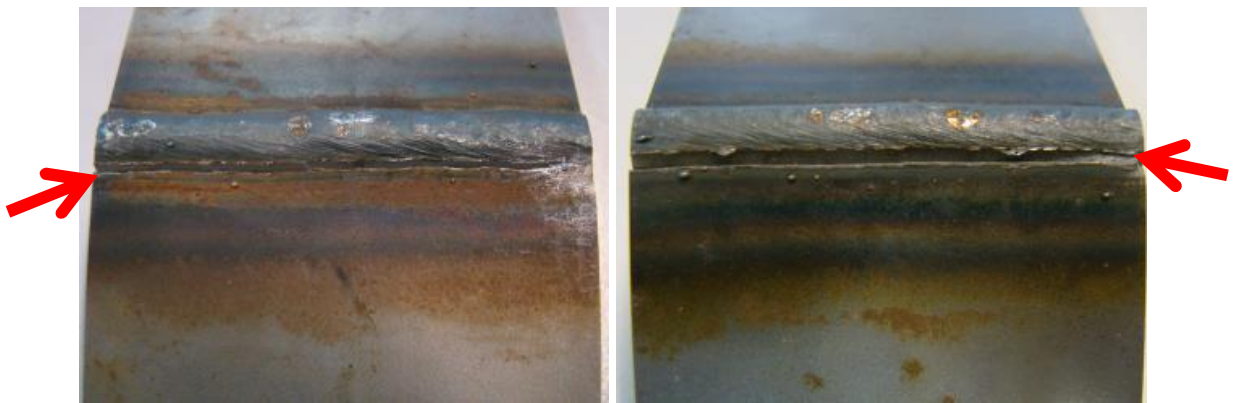


Figura A: Região de fratura: A (à direita) e B (à esquerda).

Análise Amostra A

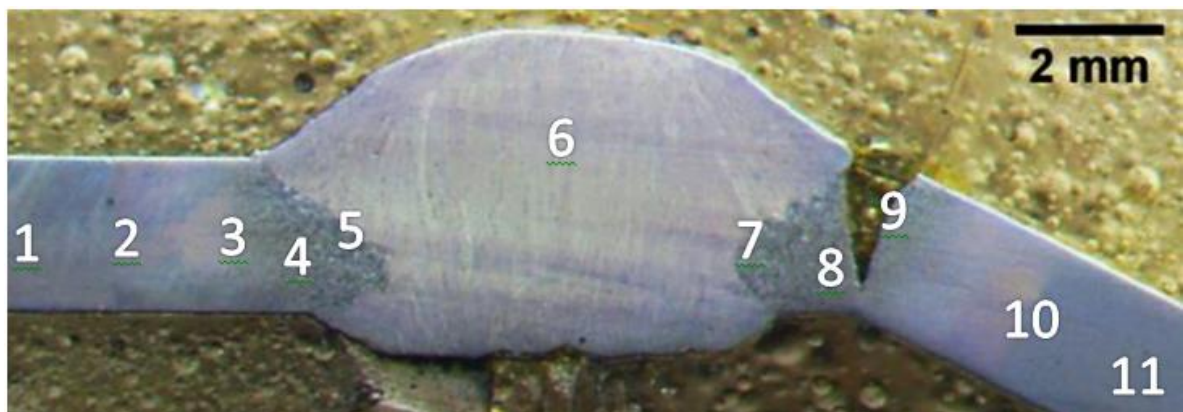


Figura 1: Amostra A.



Figura 2: Região 1. Metal base.

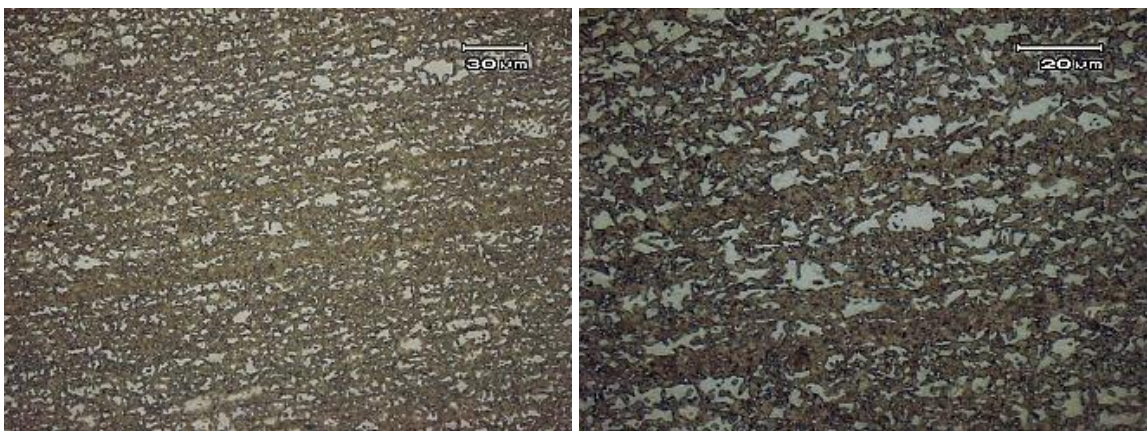


Figura 3: Região 1. Metal de base em maior aumento.



Figura 4: Região 2.

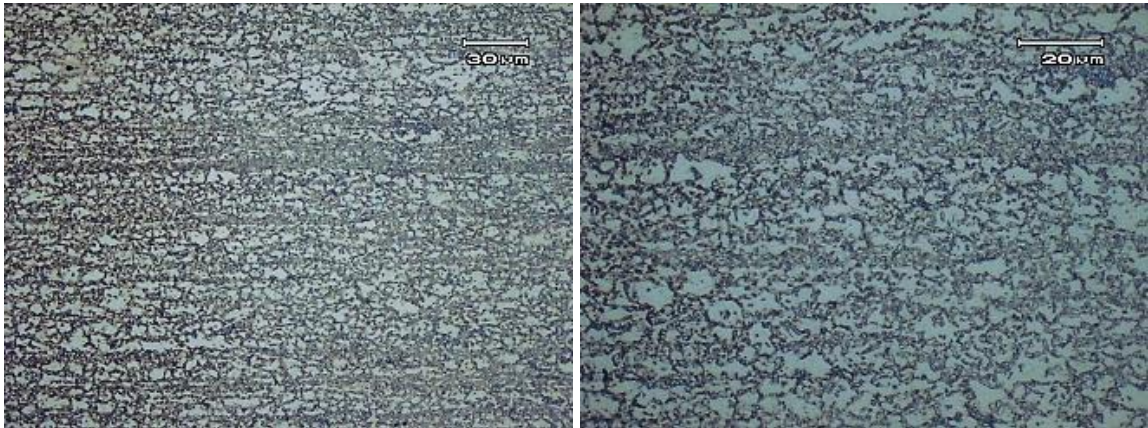


Figura 5: Região 2 em maior aumento.



Figura 6: Região 3.



Figura 7: Região 3 em maior aumento.

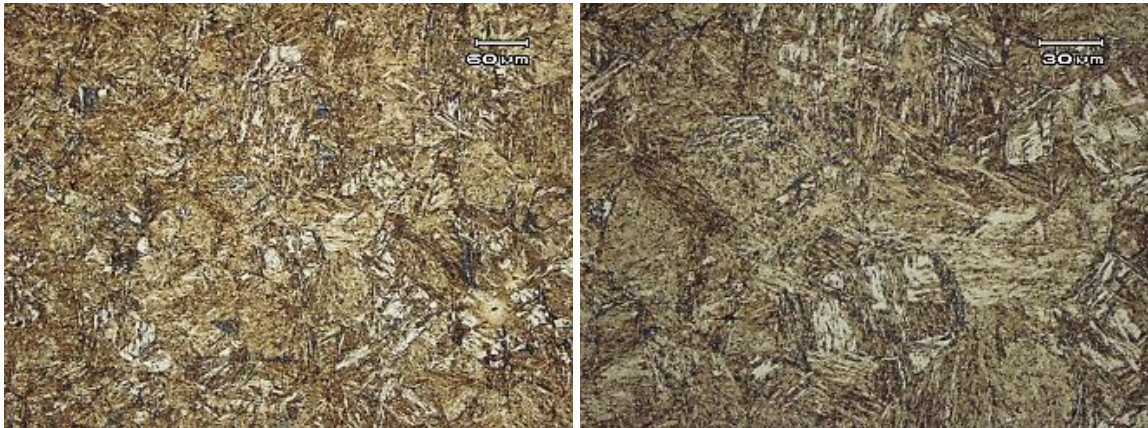


Figura 8: Região 4. ZAC.

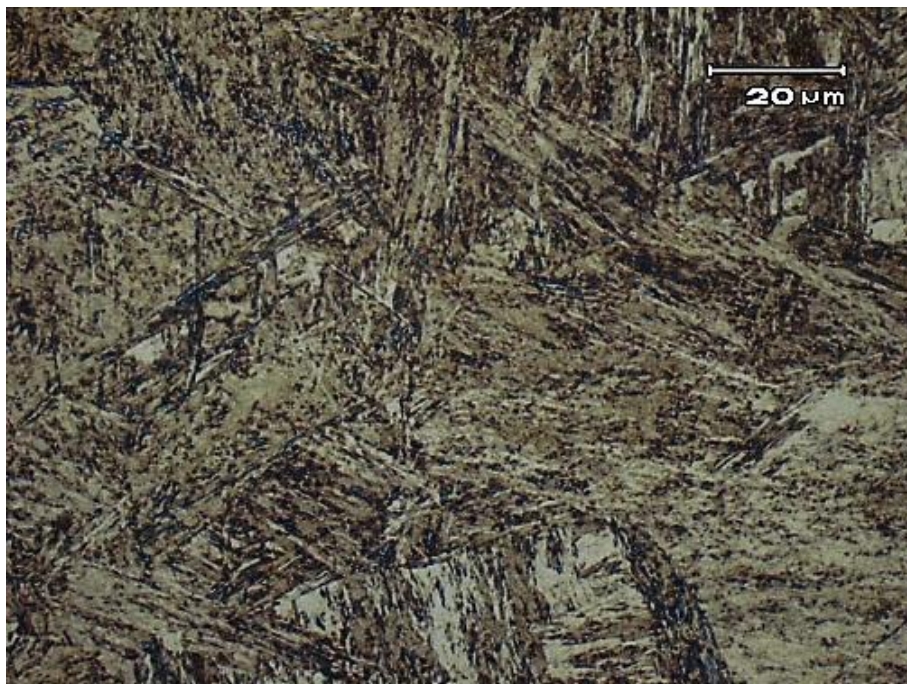


Figura 9: Região 4. ZAC em maior aumento.

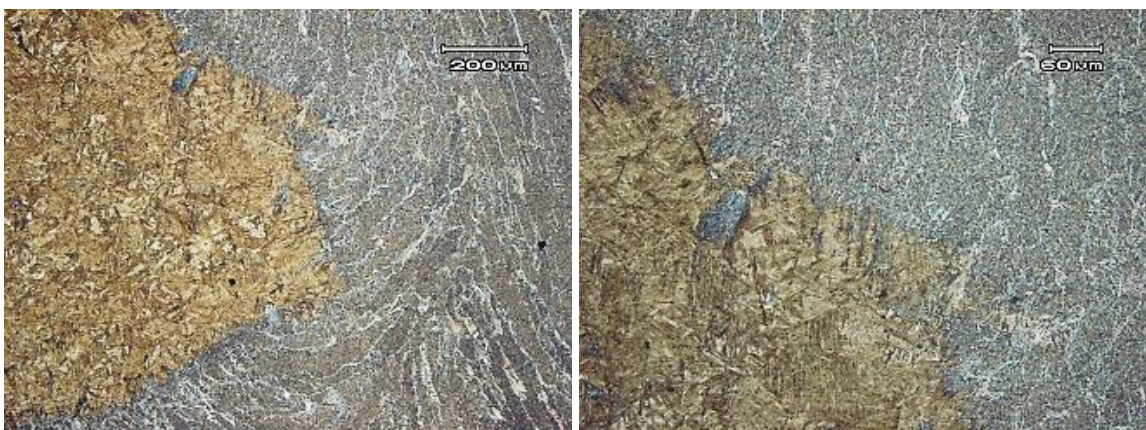


Figura 12: Região 5. Zona de ligação (Zona fundida e ZAC).

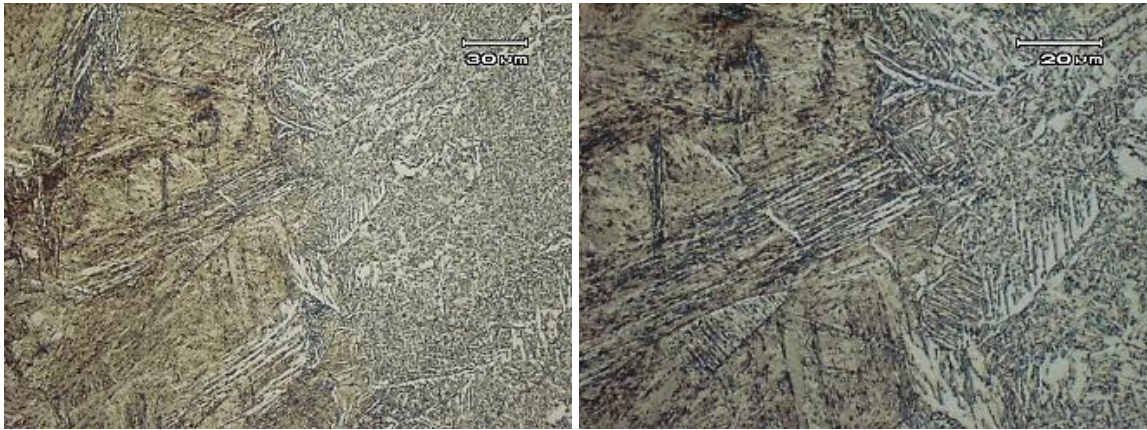


Figura 13: Região 5. Zona de ligação em maior aumento.

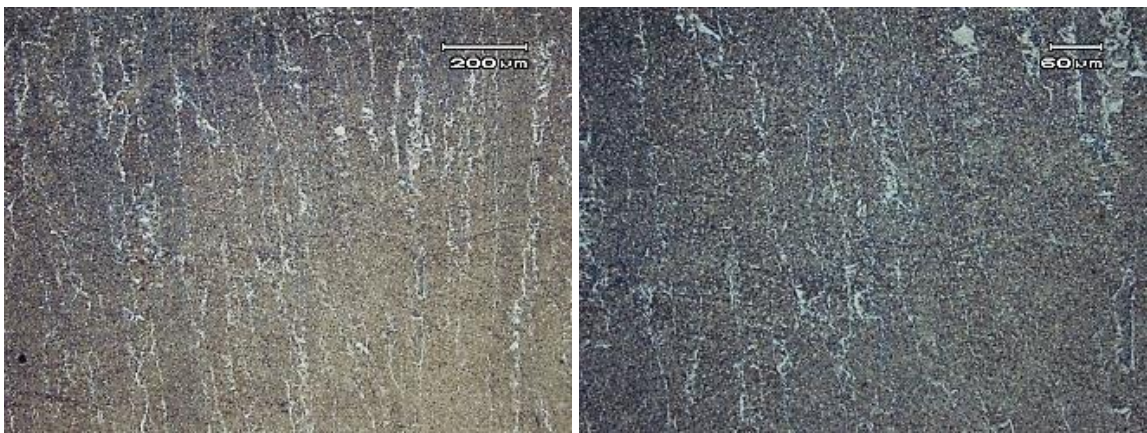


Figura 14: Região 6. Material de adição.

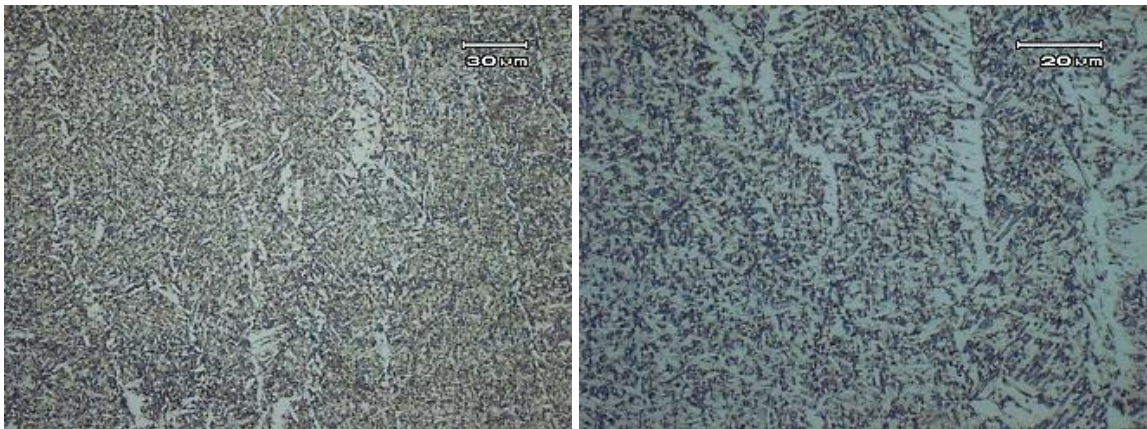


Figura 15: Região 6. Material de adição em maior aumento.

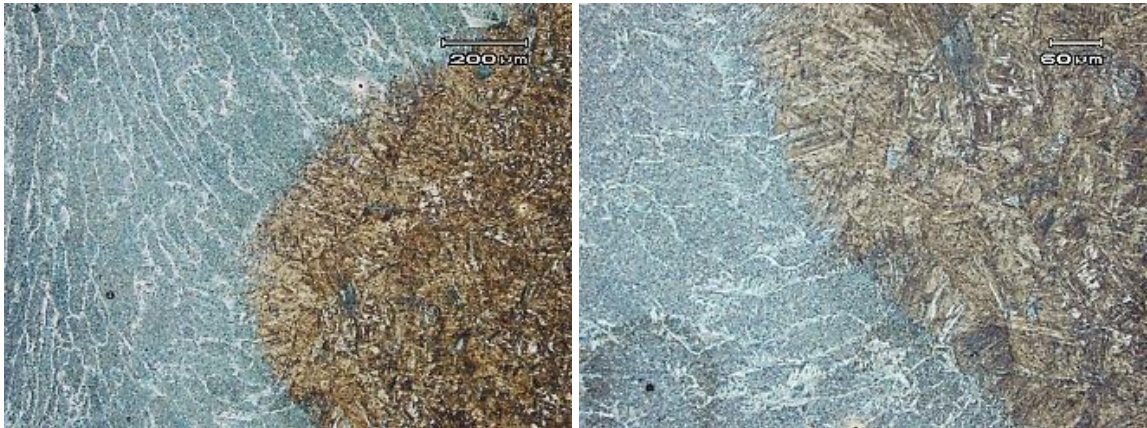


Figura 16: Região 7. Zona de ligação (Zona fundida e ZAC).

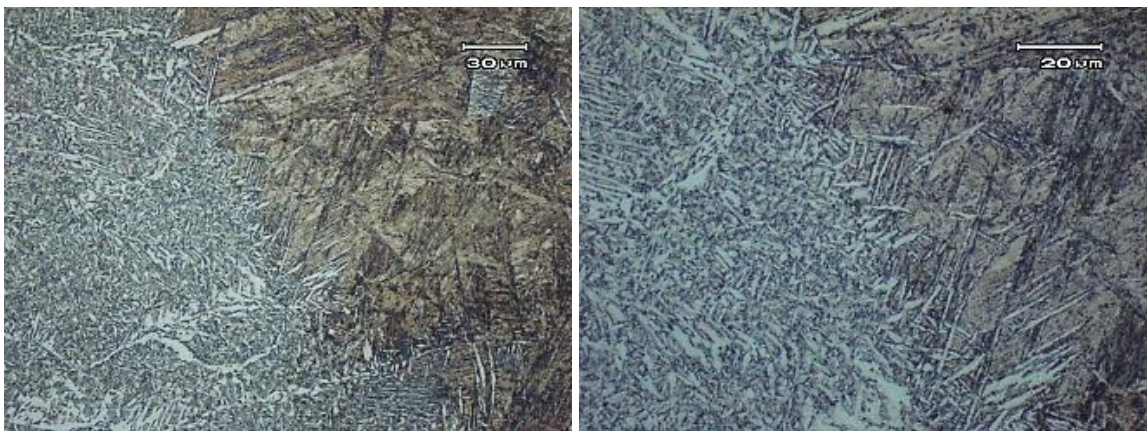


Figura 17: Região 7. Zona de ligação, em maior aumento.

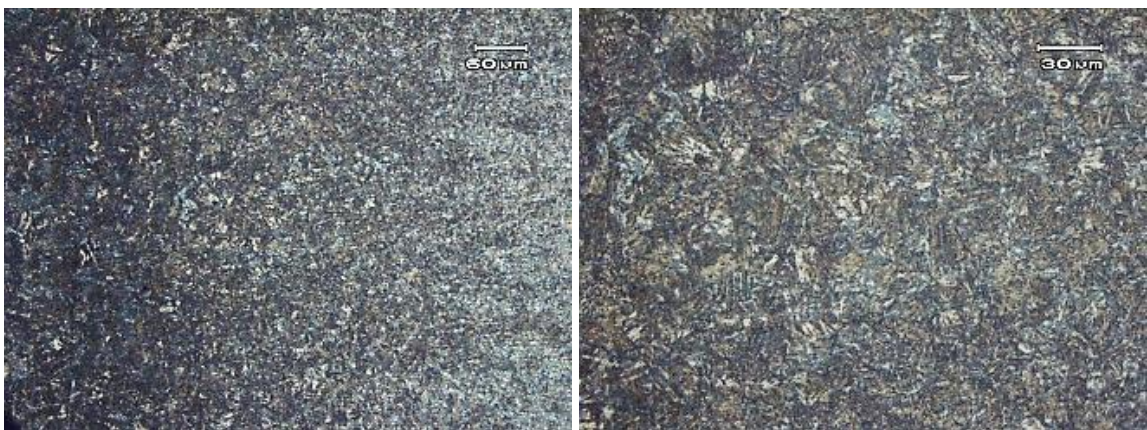


Figura 18: Região 8. ZAC.



Figura 19: Região 8. ZAC em maior aumento.



Figura 20: Região 9. Início da propagação da trinca.



Figura 20: Região 9. Início da propagação da trinca em maior aumento.



Figura 22: Região 10.

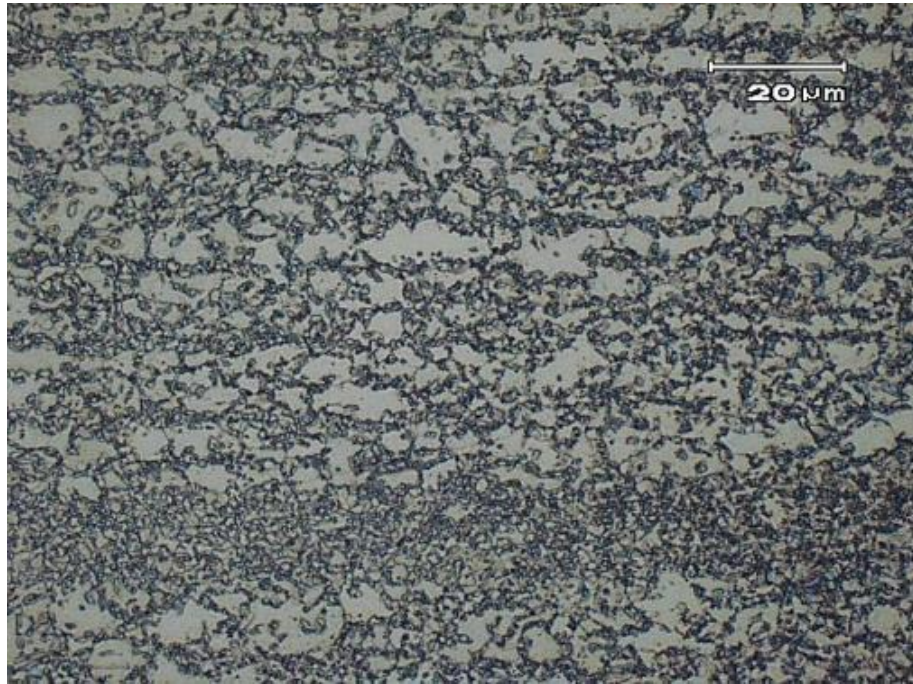


Figura 23: Região 10 em maior aumento.



Figura 24: Região 11. Metal base.

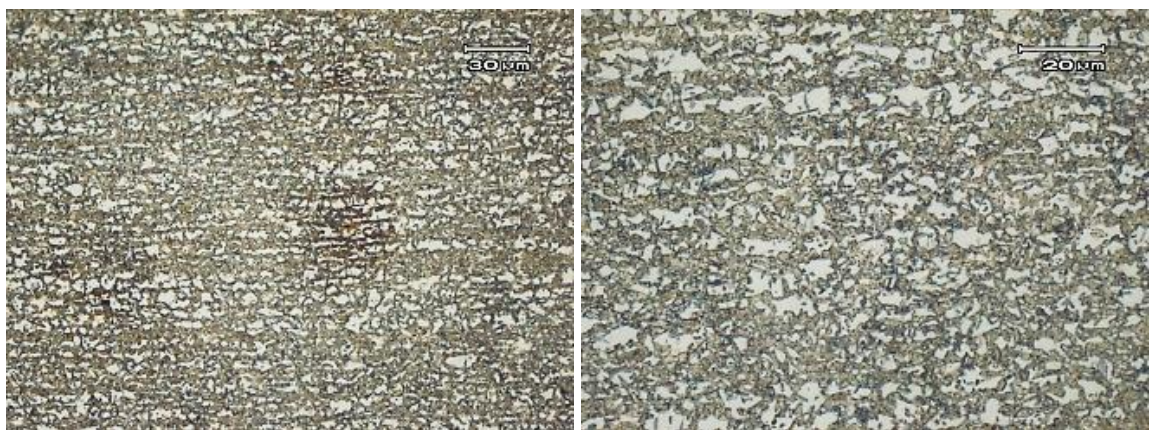


Figura 25: Região 11. Metal de base em maior aumento.

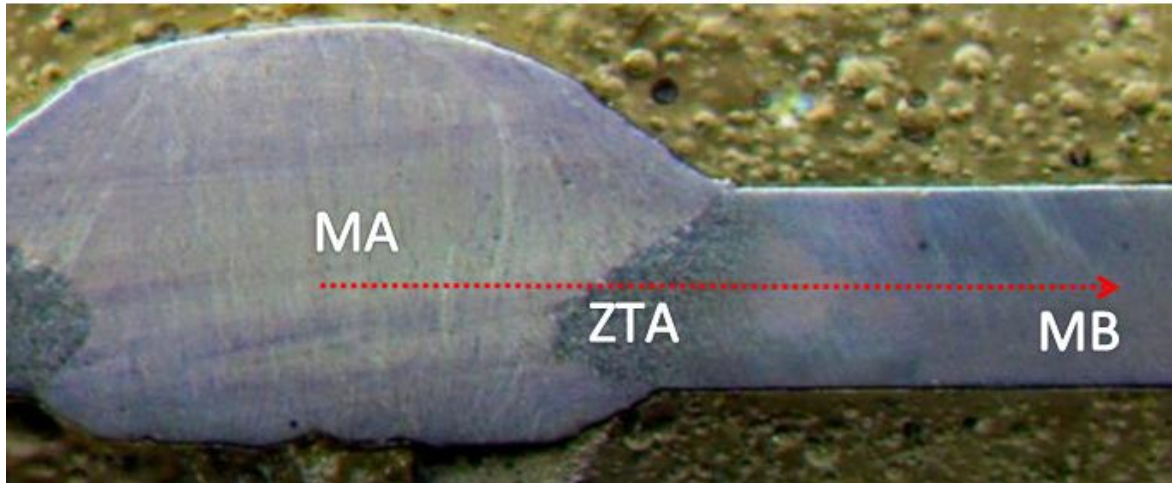


Figura 27: Região e sentido de realização do perfil de dureza.

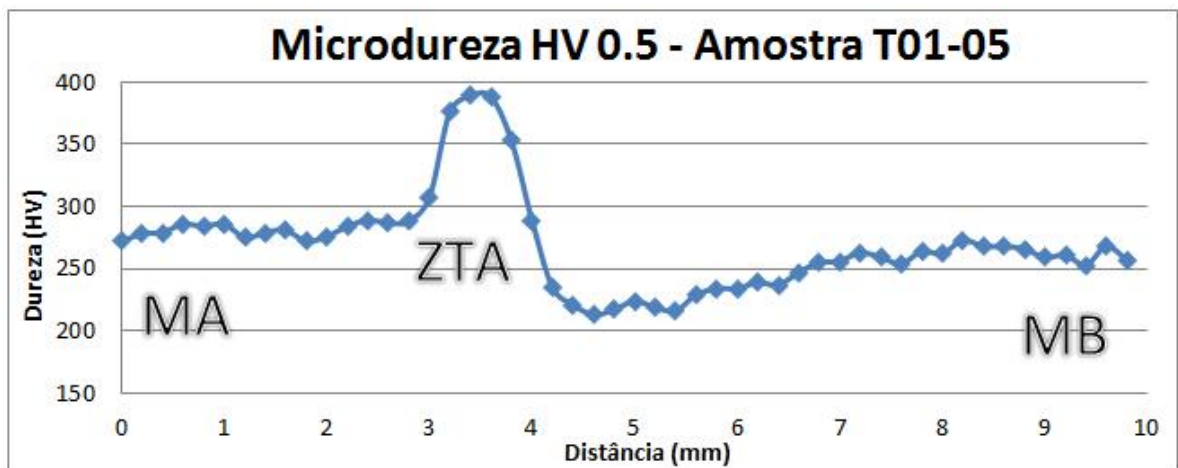


Figura 28: Perfil de microdureza Vickers, carga 0,5Kg com distância entre as endentações de 0,1mm. Partindo do centro do metal de adição até o metal base.

Análise Amostra B

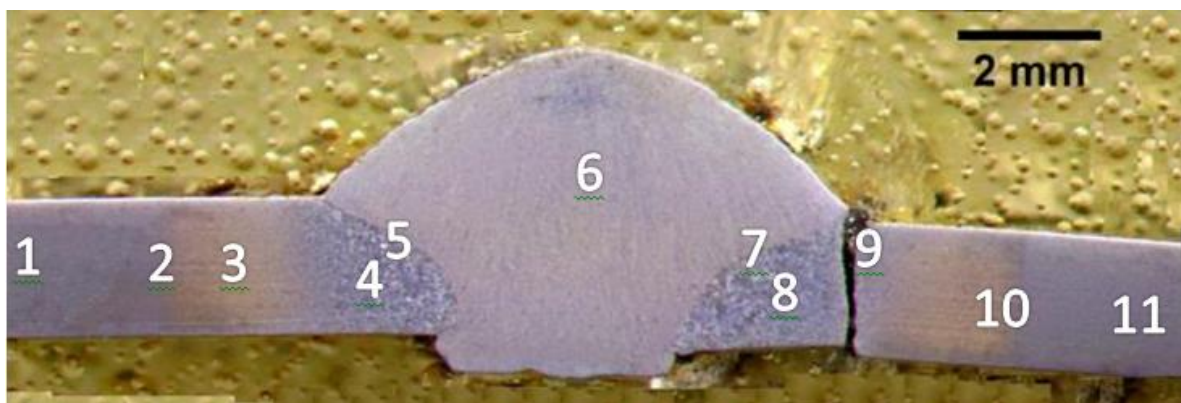


Figura 1: Amostra B.

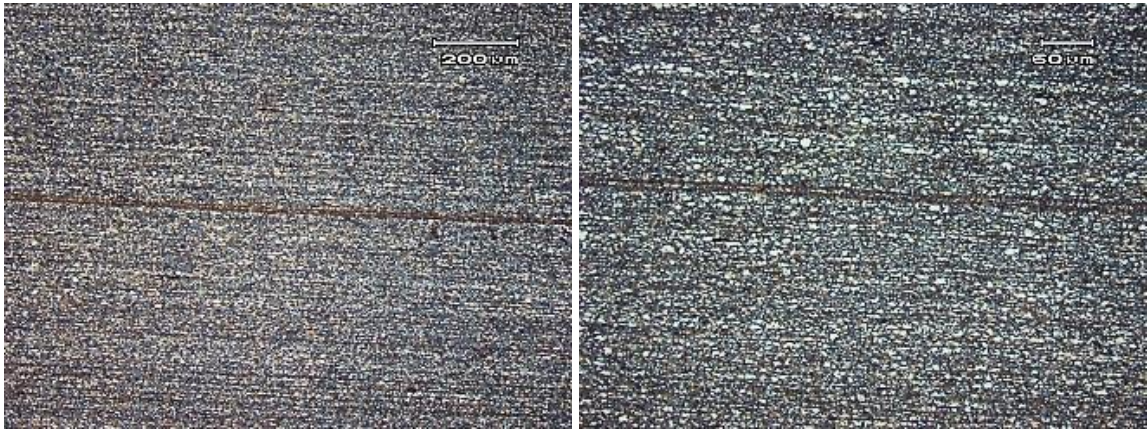


Figura 2: Região 1. Metal base.

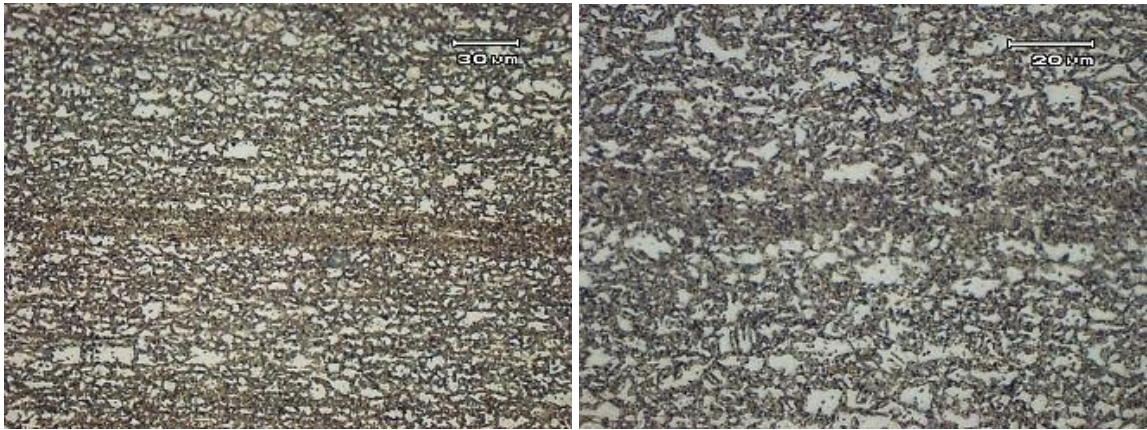


Figura 3: Região 1. Metal de base em maior aumento.



Figura 4: Região 2.

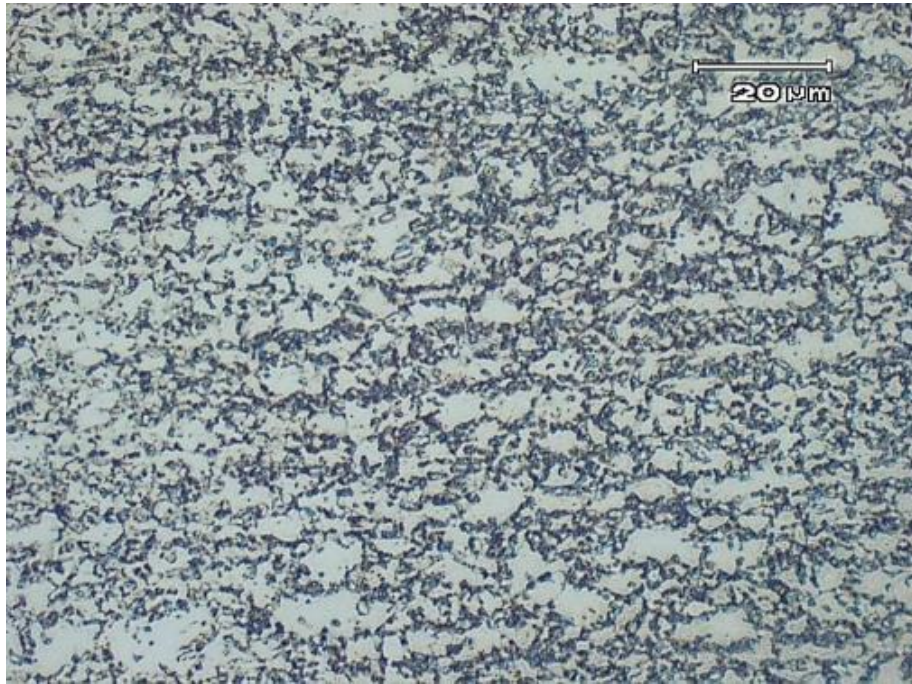


Figura 5: Região 2 em maior aumento.

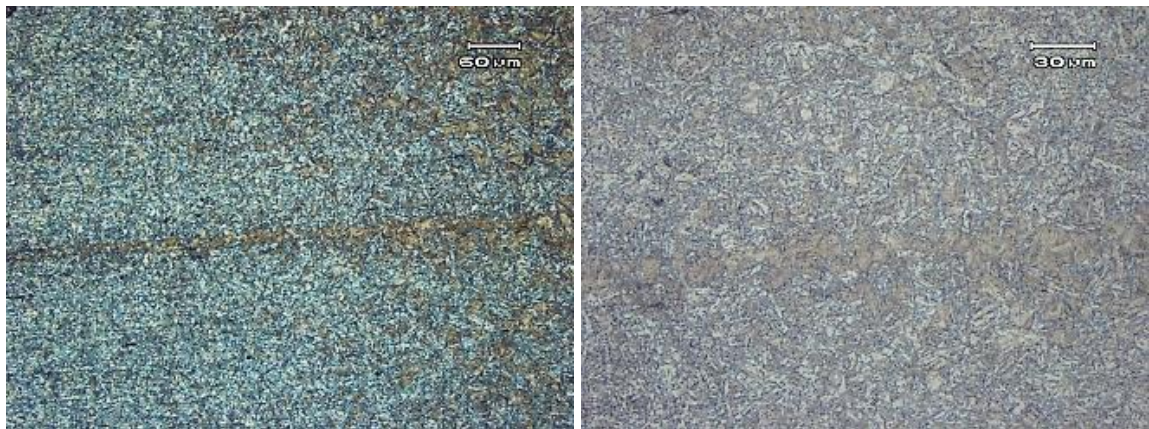


Figura 6: Região 3.

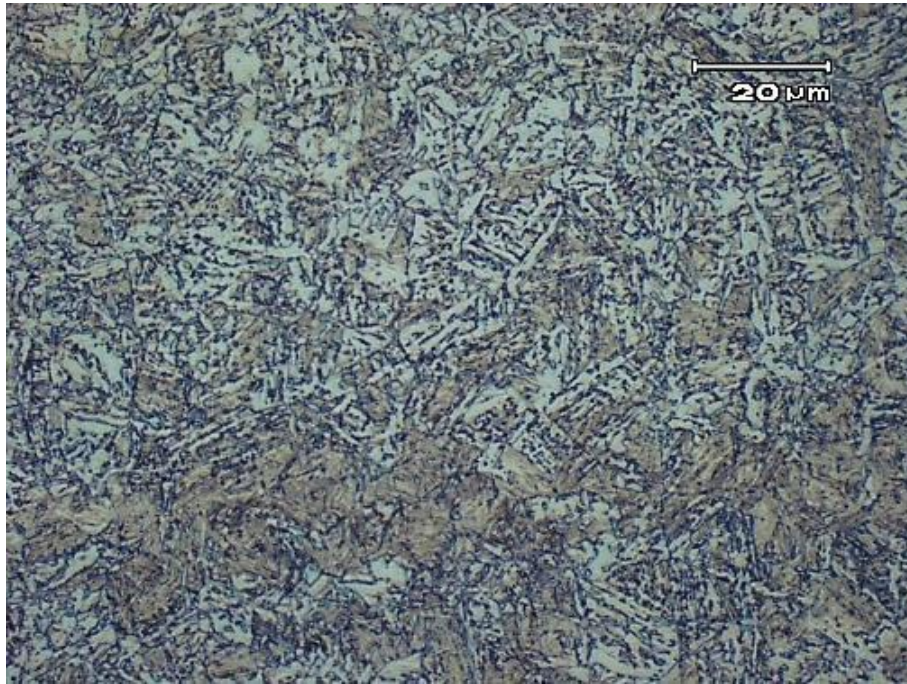


Figura 7: Região 3 em maior aumento.

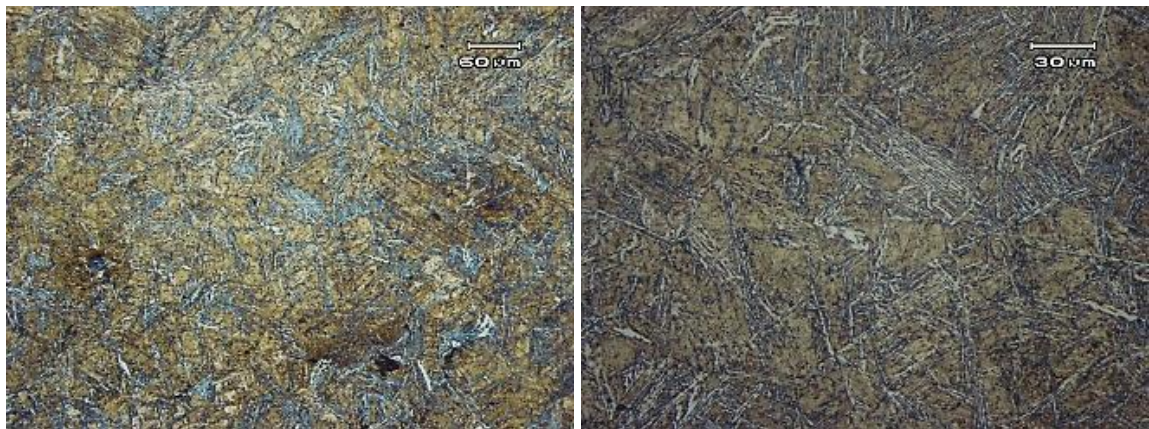


Figura 8: Região 4. ZAC.

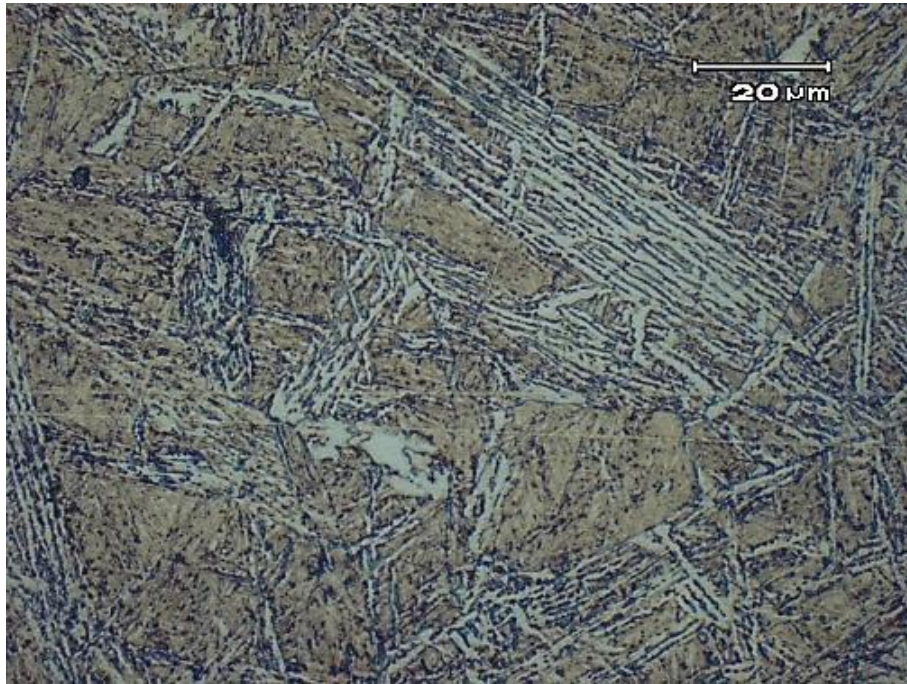


Figura 9: Região 4. . ZAC em maior aumento.

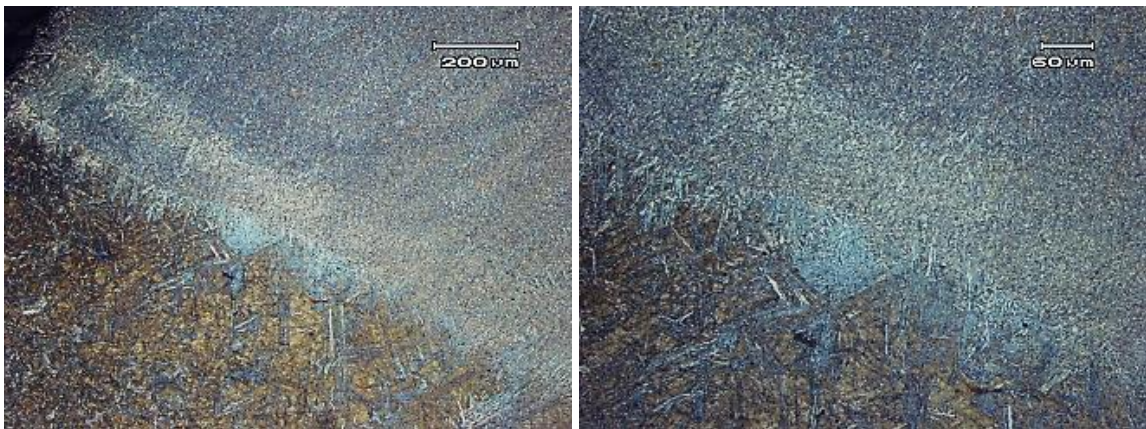


Figura 12: Região 5. Zona de ligação (ZAC).

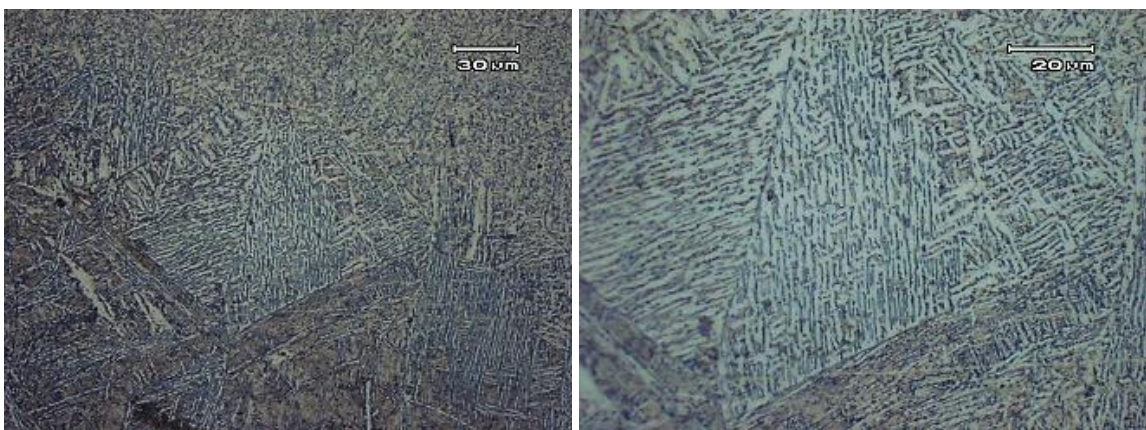


Figura 13: Região 5. Zona de ligação em maior aumento.



Figura 14: Região 6. Material de adição.

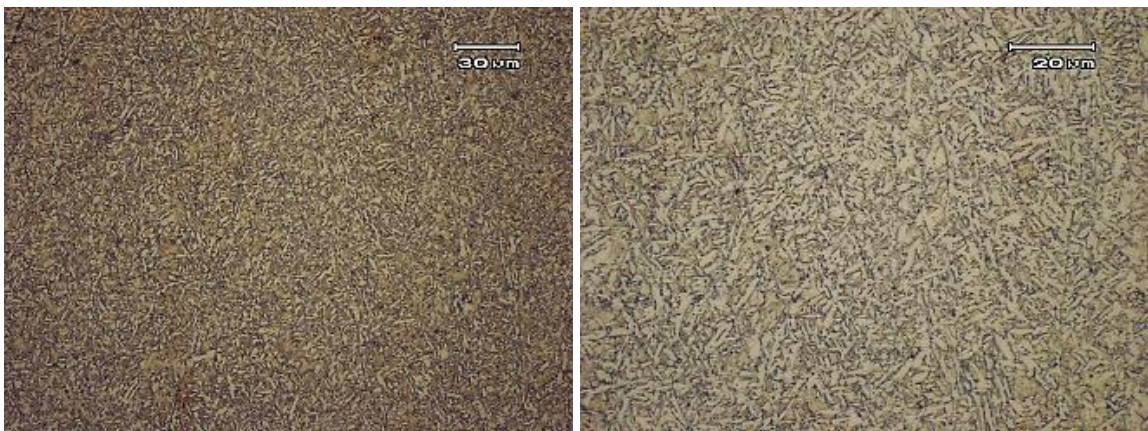


Figura 15: Região 6. Material de adição em maior aumento.

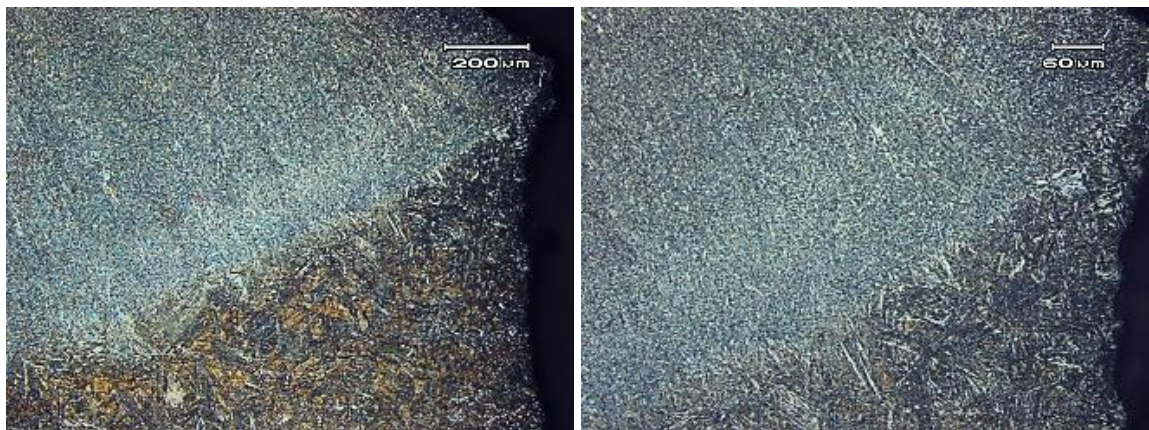


Figura 16: Região 7. Zona de ligação (ZAC).

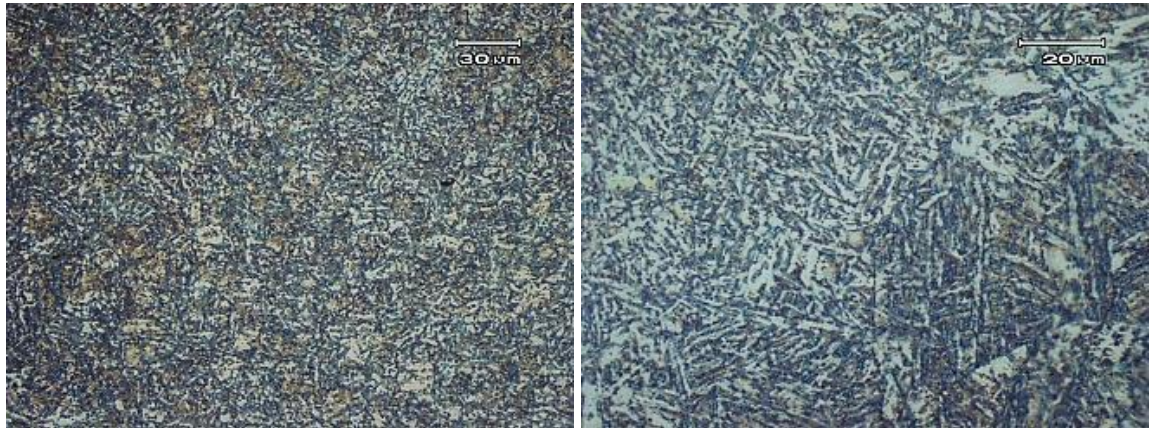


Figura 17: Região 7. Zona de ligação em maior aumento.



Figura 18: Região 8. Zona afetada pelo calor.

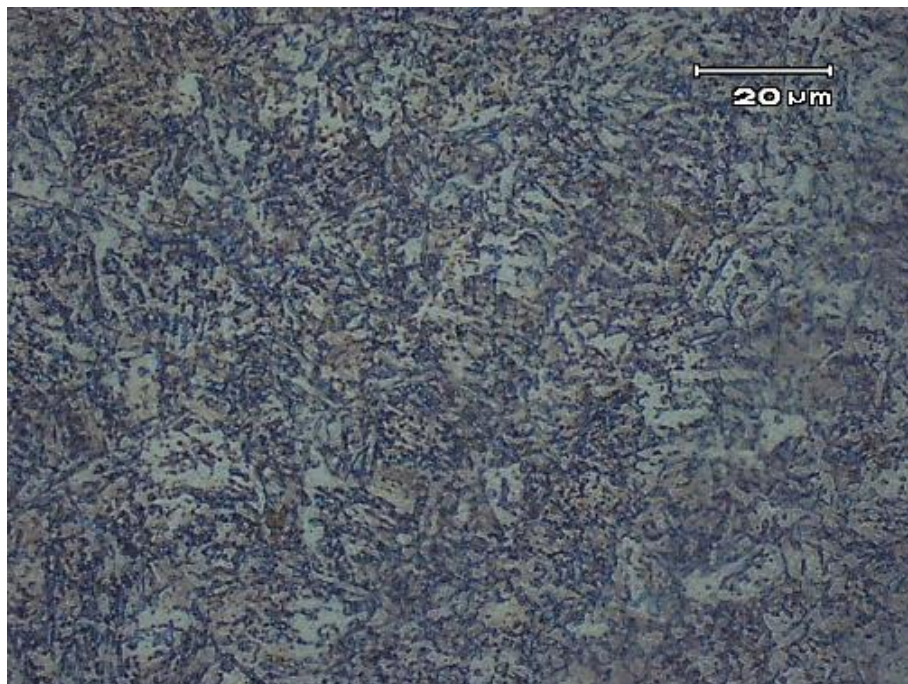


Figura 19: Região 8. Zona afetada pelo calor em maior aumento.

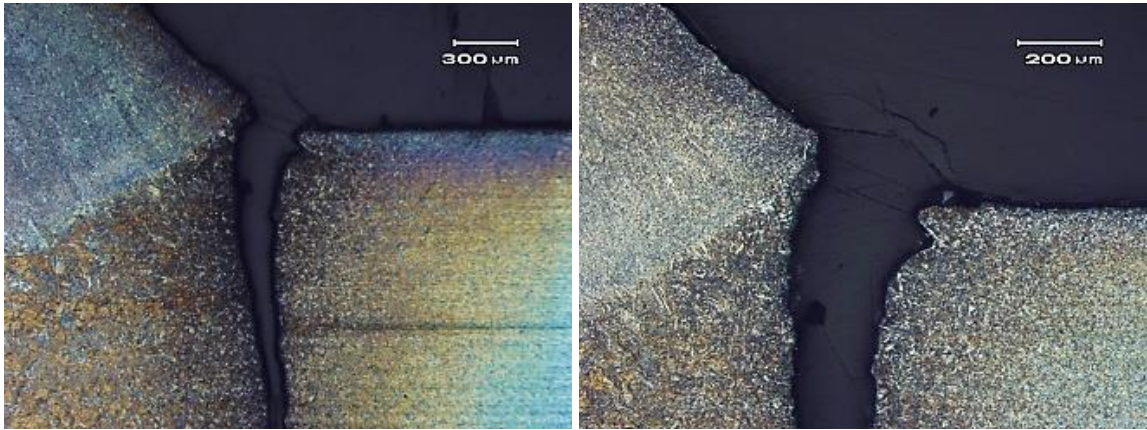


Figura 20: Região 9. Início da propagação da trinca.



Figura 20: Região 9. Início da propagação da trinca em maior aumento.

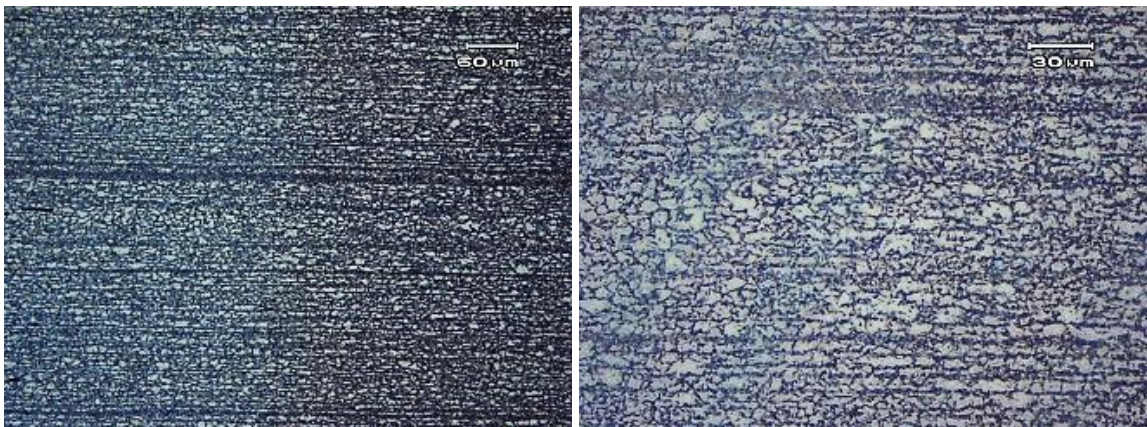


Figura 22: Região 10.

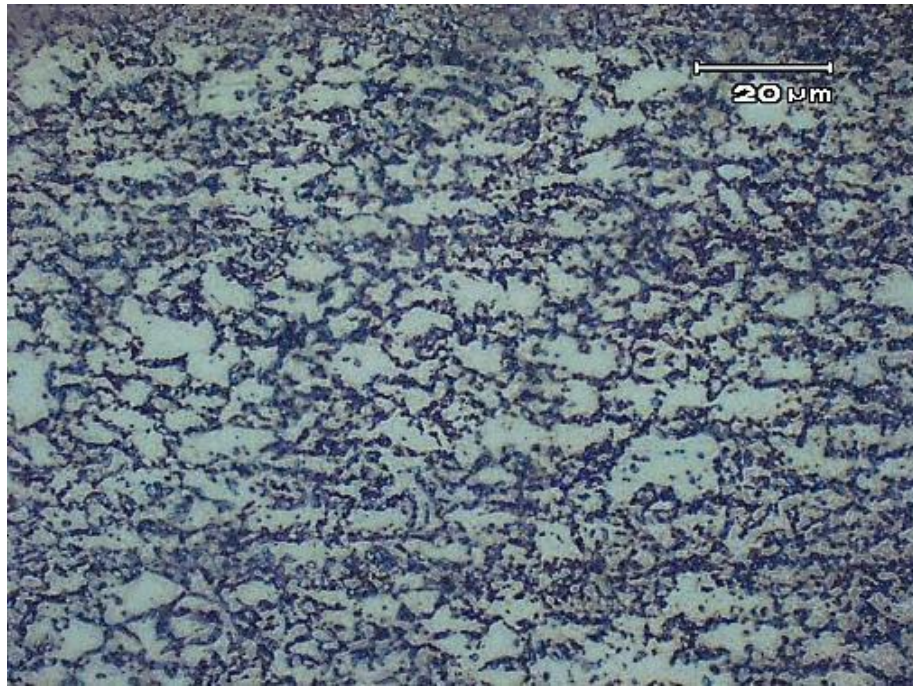


Figura 23: Região 10 em maior aumento.



Figura 24: Região 11. Metal base.

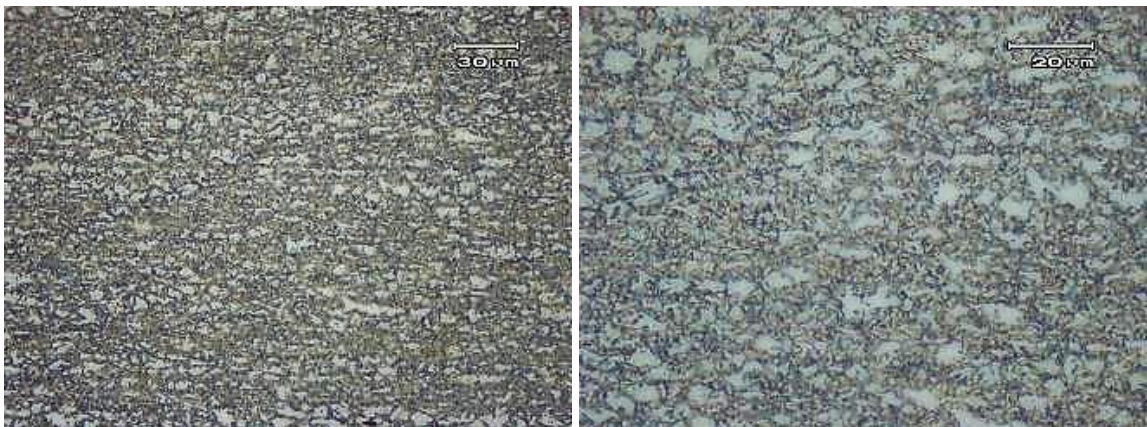


Figura 25: Região 11. Metal de base em maior aumento.

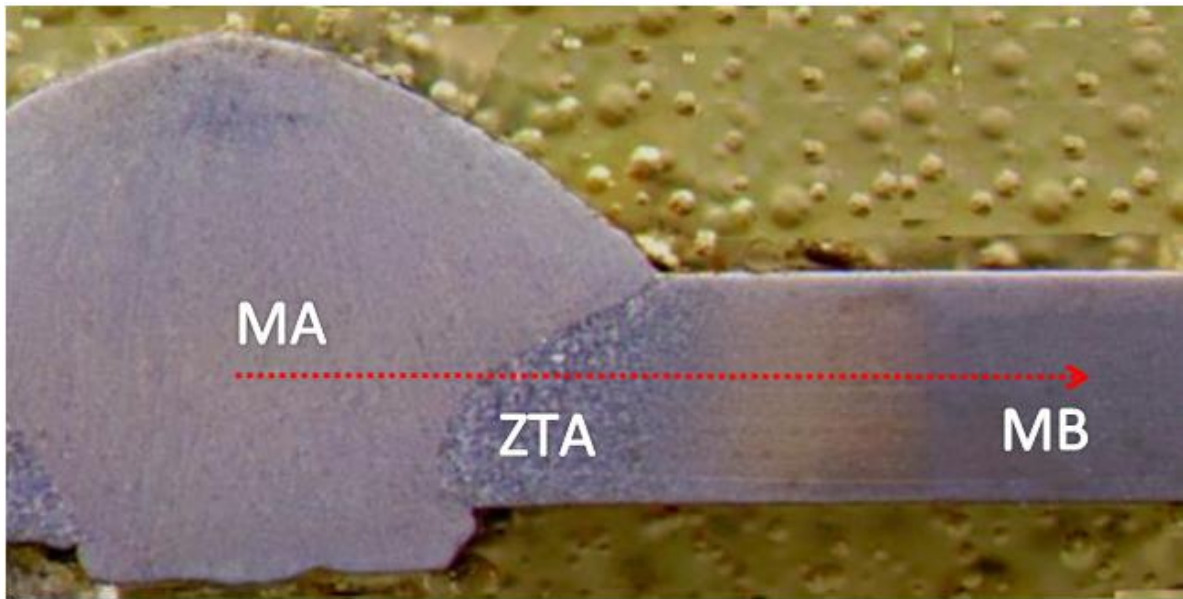


Figura 27: Região e sentido de realização do perfil de dureza.

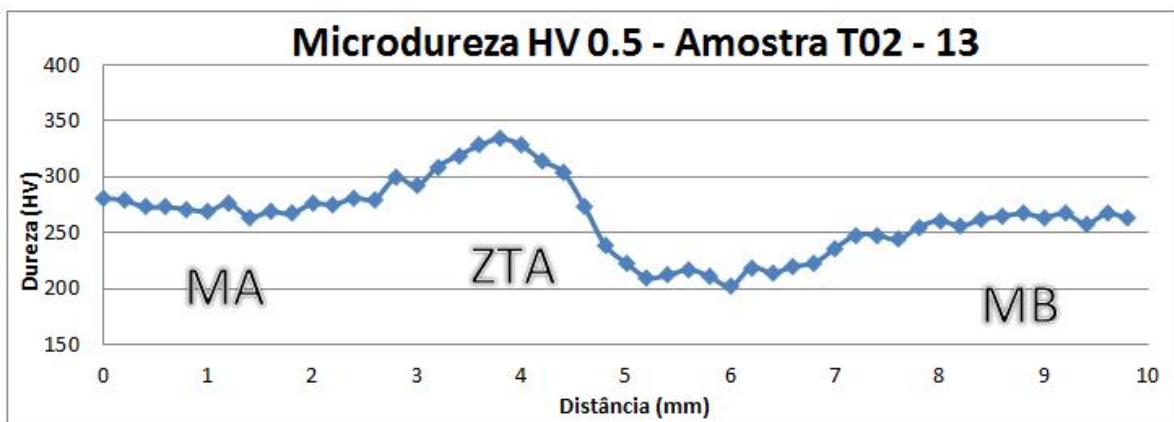


Figura 28: Perfil de microdureza Vickers, carga 0,5Kg com distância entre as endentações de 0,1mm. Partindo do centro do metal de adição até o metal base.