



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E ANÁLISE COMPARATIVA DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTA SOLDADA DE AÇO DE ESPECIFICAÇÃO API 5L X80

Isabela Machado Horta

Projeto de Graduação apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheira.

Orientadores: Celio Albano da Costa Neto
Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro
Setembro de 2018

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E ANÁLISE COMPARATIVA DO
COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTA SOLDADA DE AÇO DE
ESPECIFICAÇÃO API 5L X80

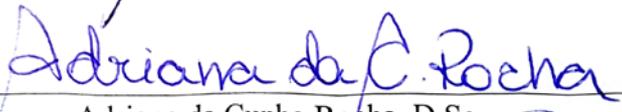
Isabela Machado Horta

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRA METALÚRGICA.

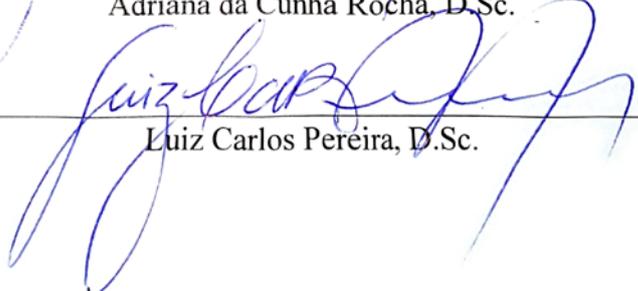
Examinado por:



Celio Albano da Costa Neto, Ph.D.



Adriana da Cunha Rocha, D.Sc.



Luiz Carlos Pereira, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

SETEMBRO de 2018

Horta, Isabela Machado

Caracterização microestrutural e análise comparativa do comportamento em fadiga de junta soldada de aço de especificação API 5L X80/ Isabela Machado Horta. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2018.

XII, 49 p.: il.; 29, 7cm.

Orientadores: Celio Albano da Costa Neto

Enrique Mariano Castrodeza

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 45 – 49.

1. Fadiga. 2. HSLA. 3. Análise microestrutural. I. da Costa Neto, Celio Albano *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Título.

A Luiz Carlos Calligher Horta.

Agradecimentos

Primeiramente, agradeço à minha família por todo o incentivo e apoio emocional, durante a graduação e durante toda minha vida, que foram a maior base para eu ser quem sou hoje. Agradeço imensamente ao meu pai, que foi meu maior exemplo de engenheiro, que me fez desejar estar onde estou hoje. Sei que ele teria todo o orgulho de fazer parte deste trabalho na minha memória. Agradeço à minha mãe por todos os anos de incentivo a me tornar engenheira e por ter sido meu porto durante os últimos anos. À minha irmã por todos os conselhos, segredos, brigas e risadas que deixaram minha vida mais completa.

Agradeço ao meu orientador Enrique por ter feito parte deste trabalho, por ter sido um excelente professor e orientador e por toda a preocupação com o que passei enquanto estávamos juntos no laboratório. A todo o pessoal do Laboratório de Mecânica da Fratura pelo auxílio nos ensaios e pela amizade que fizemos.

Agradeço a todos os meus amigos e amigas que fiz durante a faculdade. Em especial, ao Caique e ao Felipe por toda a ajuda na formatação, opinião e correções do trabalho. Ao Bruno, que sempre foi meu melhor amigo de risadas nesses cinco anos e à Gabi, que apesar de ter passado uma boa parte do tempo longe, nunca esteve distante no coração.

Ao Edgar, pelo carinho, por ser meu maior motivo de alegria ao voltar para casa todos os dias após as aulas, e por fazer tudo isso com amor e da forma mais altruísta possível.

Por último, agradeço ao professor Celio por ter aceitado essa orientação apesar da sucessão de imprevistos.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenharia Metalúrgica.

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E ANÁLISE COMPARATIVA DO
COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTA SOLDADA DE AÇO DE
ESPECIFICAÇÃO API 5L X80

Isabela Machado Horta

Setembro / 2018

Orientador: Celio Albano da Costa Neto

Curso: Engenharia Metalúrgica

Este trabalho estuda a resistência ao crescimento de trincas por fadiga ao ar de um aço que segue a especificação API 5L X80 nas diferentes regiões de junta soldada (metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada), por meio da avaliação do fator de intensidade de tensões limiar (ΔK_{th}) encontrado por curvas da/dN vs ΔK utilizando um valor de razão de carga elevado ($R=0,7$). Adicionalmente, o trabalho avalia as microestruturas dessas regiões e as correlaciona com a resistência ao crescimento de trincas por fadiga. As amostras foram pré-trincadas e as curvas foram determinadas por ensaio de fadiga em um sistema servo-hidráulico como determinado por norma. As microestruturas foram obtidas por microscopia óptica. Os valores de ΔK limiar encontrados para o metal de base e o metal de solda foram próximos entre si, enquanto que para a região termicamente afetada esse valor foi consideravelmente superior, sendo essa região a que apresentou o maior crescimento de trincas por fadiga Além disso, os valores de limiar encontrados com $R=0,7$ são menores do que os valores da literatura para $R=0,1$.

Palavras-chave: fadiga, HSLA, análise microestrutural, ΔK limiar, soldagem

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for degree of Engineer.

MICROSTRUCTURAL AND FATIGUE COMPARATIVE ANALYSES ON API 5L
X80 SPECIFICATION STEEL WELD JOINTS

Isabela Machado Horta

September / 2018

Advisor: Celio Albano da Costa Neto

Course: Metallurgical Engineering

This work deals with the fatigue crack propagation resistance of API 5L X80 specification steel on different regions of a welded joint (base metal, welded metal and heat affected zone) through the threshold load ratio (ΔK_{th}) evaluation measured on da/dN vs ΔK curves, using a high load ratio ($R=0.7$). Moreover, this work presents a microstructural evaluation of those regions and correlates it with the crack propagation resistance. Samples were pre-cracked and the curves were obtained by fatigue test on a servo-hydraulic testing machine. Microstructural analyses were carried out by optical microscopy. ΔK_{th} values found for base metal and welded metal were close to each other while being considerably lower than the value measured for the heat affected zone. Besides, threshold values found with $R=0.7$ were lower than the ones reported on literature for $R=0.1$.

Keywords: fatigue, HSLA, microstructural analysis, ΔK threshold, welding

Sumário

Lista de Figuras	ix
Lista de Tabelas	xii
1. Introdução	1
1.1. Contextualização do trabalho	1
1.2. Objetivos do trabalho	3
2. Revisão bibliográfica	4
2.1. Aços alta resistência baixa liga (HSLA)	4
2.2. Especificação API 5L	6
2.3. Fabricação de tubos API	6
2.3.1. Laminação controlada	6
2.3.2. Processo de fabricação de tubos UOE	7
2.3.3. Soldagem	8
2.3.4. Soldagem longitudinal	11
2.3.5. Soldagem circunferencial	11
2.4. Aço API 5L X80	13
2.5. Crescimento de trincas por fadiga	19
2.5.1. O fator de intensidade de tensões K	20
2.5.2. Abordagem convencional (Curvas S-N)	23
2.5.3. Curvas da/dN vs $\log\Delta K$	24
3. Materiais e métodos	30
4. Resultados e discussão	35
4.1. Caracterização microestrutural	35
4.2. Testes de fadiga	39
5. Conclusão	43
6. Sugestões para trabalhos futuros	44
Referências Bibliográficas	45

Lista de Figuras

1. Esquema do processo de fabricação UOE de tubos. Adaptado de [13].	8
2. Esquema gráfico da variação de temperatura em um ponto ao longo do tempo de soldagem.	10
3. Esquema gráfico da variação de temperatura em função da distância do cordão de solda.	10
4. Esquema do processo de soldagem circunferencial. Adaptado de [15]	12
5. Micrografia do centro da chapa mostrando ferrita poligonal, colônias de bainita granular junto a MA - 500x. Adaptado de [18].	15
6. Metalografia de aço X80 em sentido longitudinal. Adaptado de [23].	16
7. Metalografia de metal de base de aço X80. Adaptado de [23].	17
8. Metalografia de ZTA de grãos finos de aço X80. Adaptado de [23].	17
9. Metalografia de ZTA de grãos grosseiros de aço X80. Adaptado de [23].	18
10. Metalografia de metal de solda de aço X80. Adaptado de [23].	18
11. Micrografia de aço X80 com maior aporte de calor nas regiões da junta. Adaptado de [23].	19
12. Forma de uma curva exemplificando uma tensão cíclica.	20
13. Os modos de carregamento puros possíveis.	21
14. Esquema gráfico mostrando a relação das tensões na ponta da trinca para uma chapa infinita com trinca centralizada carregada biaxialmente.	21
15. Variação de K crítico em função da espessura.	23
16. Formato típico da curva de fadiga S-N.	24
17. Curva definida por Paris <i>et al.</i> em 1961 relacionando crescimento de trinca e K. Adaptado de [26].	25
18. Formato típico da curva da/dN vs log ΔK	25
19. Mudanças na resistência à propagação de trincas por fadiga [30].	27

20. Efeito da razão de carga em um aço de especificação API 5L X80 relacionando o tamanho de trinca ao numero de ciclos em diferentes orientações. Adaptado de [22].	28
21. Efeito da razão de carga na propagação de trincas por fadiga em aços. Adaptado de [34].	29
22. Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios. Adaptado de [42].	30
23. Esquema da direção em que as amostras foram usinadas.	31
24. Esquema de como as amostras de metalografia do metal de base foram obtidas. A parte escura indica a superfície preparada.	32
25. Esquema de como as amostras de metalografia do metal de solda longitudinal e ZTA da solda circumferencial foram obtidas. A parte escura indica a superfície preparada.	33
26. Montagem do ensaio com corpo de prova inserido no equipamento. Adaptado de [44].	34
27. Composição de imagens de micrografias explicitando a relação e orientação entre elas.	35
28. Micrografias de metal de base de aço X80 com aumento de 200x.	36
29. Micrografias do metal de base com aumento de 500x.	36
30. Micrografia do metal de solda longitudinal com aumento de 500x em sentido longitudinal ao crescimento de trinca.	37
31. Micrografia do metal de solda longitudinal com aumento de 500x em sentido transversal ao crescimento de trinca.	37
32. Micrografia da ZTA da solda circumferencial com aumento de 500x em sentido longitudinal ao crescimento de trinca.	38
33. Micrografia da ZTA da solda circumferencial com aumento de 500x em sentido transversal ao crescimento de trinca.	39
34. Curva da/dN vs ΔK (região I) para metal de base orientação C-L (MBTTT). . .	40
35. Curva da/dN vs ΔK (região I) para metal de base orientação L-C (MBTTL). . .	40
36. Curva da/dN vs ΔK (região I) para metal de solda (TTSL).	41

37. Curva da/dN vs ΔK (região I) para a região da ZTA da solda longitudinal
(TTZTA). 41

Lista de Tabelas

1. Elementos de liga de um aço HSLA e efeitos nas propriedades. Adaptado de [5].	4
2. Composições típicas de aços alta resistência e baixa liga segundo ASTM. Adaptado de [5].	4
3. Limite de escoamento e aplicação de alguns aços HSLA. Adaptado de [5].	5
4. Composição química do aço X80 segundo a especificação API5L. *A menos que seja acordado diferentemente. **0,004% máximo de B e, a menos que seja acordado diferentemente, 0,50% máximo de Cu, Cr e Mo e 1,00% máximo de Ni. Adaptado de [11].	14
5. Resultados obtidos via regressão linear.	39
6. Comparação entre resultados deste trabalho e os da literatura para valores limiares com razões de carga diferentes.	42

1. Introdução

1.1. Contextualização do trabalho

No século XIX começou a ser observada a ocorrência de diversas falhas em componentes de trilhos e pontes que sofriam carregamentos repetitivos. Essas estruturas estavam, porém, bem calculadas do ponto de vista dos carregamentos estáticos, que não poderiam causar danos se aplicados de forma estática. Assim, essas falhas que ocorriam sem razão aparente foram estudadas e a sua causa foi atribuída ao fato de as tensões aplicadas na estrutura serem cíclicas. A esse mecanismo deu-se o nome de fadiga, que poderia ser definida como a falha de uma estrutura após certo número de ciclos sob carregamento variável que não alcança um valor suficiente para causar falha com um único ciclo de aplicação [1].

O estudo do comportamento de materiais em fadiga é de extrema importância tecnológica e industrial, uma vez que, juntamente a problemas da corrosão, representa a maior parte dos motivos de falhas em estruturas metálicas [2, 3] e pode provocar o crescimento de trincas até a fratura catastrófica, sem indícios de deformação plástica aparente.

O avanço da tecnologia e a demanda por petróleo fizeram com que a indústria se desenvolvesse e buscasse formas cada vez mais seguras e economicamente vantajosas de processo. Isso envolve também o transporte de gás natural e petróleo, que ocorre em longas distâncias por transporte dutoviário. Os aços HSLA (alta resistência baixa liga) que obedecem à *American Petroleum Institute* (API) apresentam as características necessárias para a aplicação que os expõem a condições operacionais severas de pressão e temperatura, portanto são utilizados para esse fim. Como avanço tecnológico, busca-se redução de custos com instalação e manutenção, demandando das indústrias siderúrgicas aços com maior resistência mecânica e alta tenacidade à fratura, que permitam a diminuição da espessura dos tubos e, conseqüentemente, as reduções da quantidade de aço e do peso por tubo. Porém, o ganho de resistência mecânica desses aços implica geralmente na diminuição das características de soldabilidade e da resistência à fragilização por hidrogênio.

Os tubos são a forma mais utilizada (devido à conveniência, economia e segurança) para transporte de petróleo e a ocorrência de falhas nesses componentes pode gerar conseqüências catastróficas, como poluição, danos ambientais, perda de capacidade de transporte, perda de material, custos de reparação e todos os custos

indiretos relacionados. Falhas em tubos de petróleo têm causado perdas substanciais e ocorrem em centenas todos os anos [4]. Devido a isso se utiliza aços que devem atender aos requisitos da norma API de propriedades mecânicas, composição química, dimensional e peso.

O aço estudado no presente trabalho poderá ser submetido a tensões cíclicas - devido à sua aplicação em tubos para a indústria do petróleo - o que poderia gerar o crescimento de trincas por fadiga no material. Assim sendo, se faz necessária a realização de estudos para a avaliação das propriedades em fadiga desse material que possam ser utilizadas em análises para garantir a integridade estrutural durante a aplicação.

O aço de especificação X80 é largamente utilizado em tubulações de petróleo por apresentar elevada resistência, dureza, soldabilidade e resistência à corrosão. Os tubos confeccionados a partir desses aços passam por processos de soldagem, seja durante sua fabricação ou durante a montagem dos dutos com soldas circunferenciais. Dessa forma, a soldagem é um fator presente e de extrema importância, o que justifica a necessidade de compreendê-la e diferenciar as regiões e como elas se comportam.

As propriedades mecânicas dos aços são uma função da microestrutura do material que é consequência da composição química e dos tratamentos termomecânicos realizados.

Com a união dos fatores citados - gravidade dos fenômenos de fadiga, condições operacionais dos tubos de óleo e gás, particularidades da soldagem e requisitos siderúrgicos - evidencia-se a necessidade de um estudo do comportamento em fadiga de um aço especificado para a indústria do petróleo, que possa ser relacionado às microestruturas encontradas nas diferentes regiões de uma junta soldada.

1.2. Objetivos do trabalho

Os objetivos deste trabalho consistiram primeiramente em avaliar a resistência ao crescimento de trinca por fadiga de um aço microligado da classe API 5L X80 nas diferentes regiões de soldagem de um tubo, envolvendo metal de base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA) utilizando-se uma elevada razão de carga. A resistência foi comparada entre cada região de forma a compreender melhor como as regiões da junta se comportam quando relacionadas entre si. A obtenção dessa propriedade se deu pela determinação das curvas da/dN e do ΔK limiar.

Como segundo objetivo, as regiões da junta soldada também foram caracterizadas microestruturalmente com o objetivo de relacionar a microestrutura presente com as propriedades em fadiga do aço X80 - especificamente o limiar - e de comparar com o esperado para a composição química do material.

2. Revisão bibliográfica

2.1. Aços alta resistência baixa liga (HSLA)

Os aços HSLA (*High Strength Low Alloy*, ou em português *alta resistência e baixa liga* - ARBL) apresentam composições químicas especialmente desenvolvidas para proporcionar propriedades mecânicas elevadas, através da adição de elementos de liga em baixos teores (elementos microligantes) e da utilização de laminação controlada. Utiliza-se também na sua produção resfriamento controlado e controle da forma de inclusões para se atingir as propriedades mecânicas desejadas.

Esses aços possuem baixo teor de carbono (inferior a 0,3%) e baixo teor de liga. O teor e efeito de alguns elementos de liga típicos desses aços estão representados na Tabela 1. A Tabela 2 mostra a composição típica de alguns aços HSLA segundo a ASTM para exemplificar.

Tabela 1: Elementos de liga de um aço HSLA e efeitos nas propriedades. Adaptado de [5].

Elemento	Teor (%)	Efeito nas propriedades
Cobre	0,2 - 1,5	Melhora a resistência à corrosão atmosférica
Níquel	Pelo menos metade da porcentagem de cobre	Beneficia a qualidade superficial
Nióbio	0,02	Aumenta o limite de resistência e o limite de escoamento, e refino de grão
Nitrogênio	0,003 - 0,012	Contribui para resistência e pode melhorar a soldabilidade
Vanádio	Até 0,12	Melhora na resistência sem diminuição da soldabilidade

Tabela 2: Composições típicas de aços alta resistência e baixa liga segundo ASTM. Adaptado de [5].

Denominação ASTM	Limite de composição										
	C	Mn	P	S	Si	Cr	N	Cu	V	Outros	Fe
A242	0,15	1,00	0,45	0,05	-	-	-	0,20 min	-	-	-
A572	0,21-0,26	1,35-1,65	0,04	0,05	0,30	-	-	0,20 min	-	-	Balanço
A607	0,22	1,25	-	0,05	-	-	-	-	-	-	-
A633	0,18-0,22	0,70-1,60	0,04	0,05	0,15-0,50	0-0,25	0-0,25	0-0,35	0-0,11	0,01-0,05 Nb 0,08 Mo 0,01-0,03 N	-

Os aços HSLA apresentam anisotropia mecânica resultante da formação de textura cristalográfica e anisotropia à fratura devido à segregação nos contornos de grão e à estrutura bandada [6]. No entanto, pode-se reduzir a anisotropia à fratura resultante das inclusões metálicas por meio de tratamento de globulização [7]. A forma das inclusões de sulfetos - por globulização - pode ser controlada através de pequenas adições de cálcio, terras raras e zircônio [5]. A laminação combinada com o resfriamento acelerado proporciona o refino da microestrutura devido às transformações em baixa temperatura, melhorando a resistência mecânica [8, 9].

As propriedades mecânicas são: elevada resistência mecânica, excelente conformação a frio, boa soldabilidade e melhor resistência à corrosão atmosférica do que aços carbono convencionais. Essas propriedades são adquiridas em função da composição química e dos tratamentos termomecânicos envolvidos na produção. Os mecanismos de endurecimento são por precipitação (microadições de Nb, Ti e V) e com microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada [9], por solução sólida e por envelhecimento com deformação. O baixo teor de carbono presente garante a conformabilidade e soldabilidade; além disso esse teor de carbono diminui a quantidade de cementsita interplacas da matriz da ferrita bainítica, o que auxilia na resistência e na tenacidade [10].

Para esses aços, as principais aplicações estão em componentes estruturais na construção civil, em veículos pesados e *off-road*, equipamentos agrícolas, torres de transmissão de energia, tanques de armazenamento, pontes, estruturas *off-shore* e tubos para óleo e gás. Essas aplicações são principalmente em função do peso, resistência mecânica e conformabilidade (indústria automotiva). A seleção do grau de aço HSLA depende dos requisitos de aplicação como redução da espessura, resistência à corrosão, conformabilidade e soldabilidade. O uso de alguns aços é mostrado na Tabela 3.

Tabela 3: Limite de escoamento e aplicação de alguns aços HSLA. Adaptado de [5].

Denominação ASTM	Limite de escoamento mínimo (MPa)	Uso
A131	315-390	Navios
A572	345	Estruturas
A618	345	Estruturas tubulares
A817	415-450	Estruturas tubulares que exijam resistência à corrosão

2.2. Especificação API 5L

A *American Petroleum Institute* (API) foi fundada em 1919. Esse instituto foi criado pela necessidade de normalizar e padronizar as especificações de engenharia na área do petróleo. A especificação API 5L (*Specification for Pipeline Steel*) é responsável pela classificação de tubulações e é geralmente seguida para os aços dos tubos utilizados na indústria petroquímica em função da aplicação e da resistência mecânica.

A API 5L [11] classifica os tubos com base em propriedades mecânicas, dimensão e peso, composição química e carbono equivalente e referencia os requerimentos para a produção em dois tipos PSL1 e PSL2 - sendo eles distintos quanto ao rigor - para tubos com ou sem costura. Os aços são classificados de acordo com o limite de escoamento, em ksi. Os de grau X são seguidos por dois ou três dígitos de acordo com o SMYS (*Specified Minimum Yield Strength* - valor mínimo de escoamento especificado) e os abrangidos pela norma são: X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80, X90, X100 e X120.

Em referência ao limite de escoamento e resistência a norma diz respeito à razão elástica (LE/LR). O motivo dessa especificação é evitar a fratura no sistema de tubulações durante os testes hidrostáticos necessários à aprovação do sistema [12]. O objetivo desses testes é identificar defeitos significativos não detectados na construção de dutos que podem levar a estrutura a falhar. A pressão desses testes se situa, geralmente, na faixa de 1,1 a 1,5 vezes a pressão máxima de operação da linha sendo a pressão máxima de operação admissível 72% do limite de escoamento mínimo do material [11]. Portanto, as condições de carregamento devem ser estabelecidas e controladas com intuito de evitar que defeitos subcríticos existentes no material aumentem de tamanho e propaguem durante a realização do teste. Torna-se necessário estudar natureza destes defeitos (trincas) e o seu potencial de crescimento, a fim de controlá-lo e prevê-lo.

Essa especificação dita resultados para ensaios de tenacidade à fratura diferenciando os graus PSL 1 e PSL 2, porém não determina critérios para propriedades em fadiga para os aços abrangidos por ela. Dessa forma, essa propriedade se torna uma característica individual de cada projeto.

2.3. Fabricação de tubos API

2.3.1. Laminação controlada

O desenvolvimento dos aços HSLA iniciou na década de 1960 influenciado por fatores como a economia de material obtida diretamente pelo uso desses aços, o benefício

obtido pelo uso de estruturas mais leves e a necessidade de aços com elevada resistência mecânica e boa soldabilidade para uso em tubulações. A sua produção envolve pequenas adições de elementos de liga formadores de carbeto e nitreto e laminação controlada.

Há algumas décadas a laminação controlada é extensivamente utilizada na prática industrial e permite menor tamanho de grão austenítico associado a alto grau de encruamento, originando, após o resfriamento, uma estrutura ferrítica refinada, e assim elevada resistência mecânica e alta tenacidade. A característica mais notável dos aços HSLA é a razão resistência mecânica por peso, sendo o principal fator que exerce influência na competitividade desses aços e no custo de fabricação de estruturas.

A laminação controlada se trata de um tratamento termomecânico no qual a recristalização da austenita é retardada e a temperatura de recristalização é menor. Isso acontece devido à presença de elementos microligantes como o Nb, Ti e V. Os precipitados desses elementos, presentes na temperatura elevada na qual ocorrem os passes a quente da laminação, impedem o crescimento de grão austenítico. Essa temperatura deve ser bem controlada, pois um aumento que gerasse dissolução destes precipitados teria como consequência o crescimento anormal do grão da austenita.

Além disso, elementos de liga como o Nb, Ti e V formam carbeto e carbonitretos mais estáveis do que a cementita. Quanto mais precipitados, menos elementos de liga estão dissolvidos na matriz, o que diminui a temperabilidade do material, deslocando o diagrama CCT do material e facilitando a formação da microestrutura ferrítica que é desejada no processo.

A laminação controlada inicia em temperaturas elevadas, porém menores do que as da laminação convencional. A peça é submetida a passes de deformação sucessivos até atingir a temperatura final em torno de 800 a 900 °C, temperatura em que o material não mais recristaliza. Após as deformações, o metal é resfriado de forma acelerada até uma temperatura abaixo de 600 °C, gerando uma microestrutura final ferrítica refinada, de elevada tenacidade e resistência mecânica. Além dessas propriedades, a laminação controlada garante uma soldabilidade de aços de baixo carbono superior à dos materiais submetidos a laminação convencional e normalização.

2.3.2. Processo de fabricação de tubos UOE

Os tubos API podem ser produzidos com soldagem (*welded*) ou sem solda (*seamless*), chamados, respectivamente, de tubos com e sem costura. Os tubos com costura passam por um processo de soldagem da chapa durante a fabricação para

fechamento do tubo, geralmente produzido por um processo conhecido como UOE.

O processo UOE consiste numa diversidade de etapas, mas o fundamental do processo são as etapas de conformação. Primeiramente a chapa passa por calandragem e suas bordas são prensadas, adquirindo uma forma de "U". Em seguida, é prensado e moldado na forma de "O", e então soldado longitudinalmente interna e externamente por um processo de arco submerso automatizado (SAW). Por último, o tubo é expandido ("E") mecanicamente a frio para melhor garantir a sua forma circular. Ao final do processo o tubo passa por ensaios não destrutivos, dimensionais, hidrostáticos e laboratoriais, para garantir qualidade. A Figura 1 traz um esquema didático do processo.

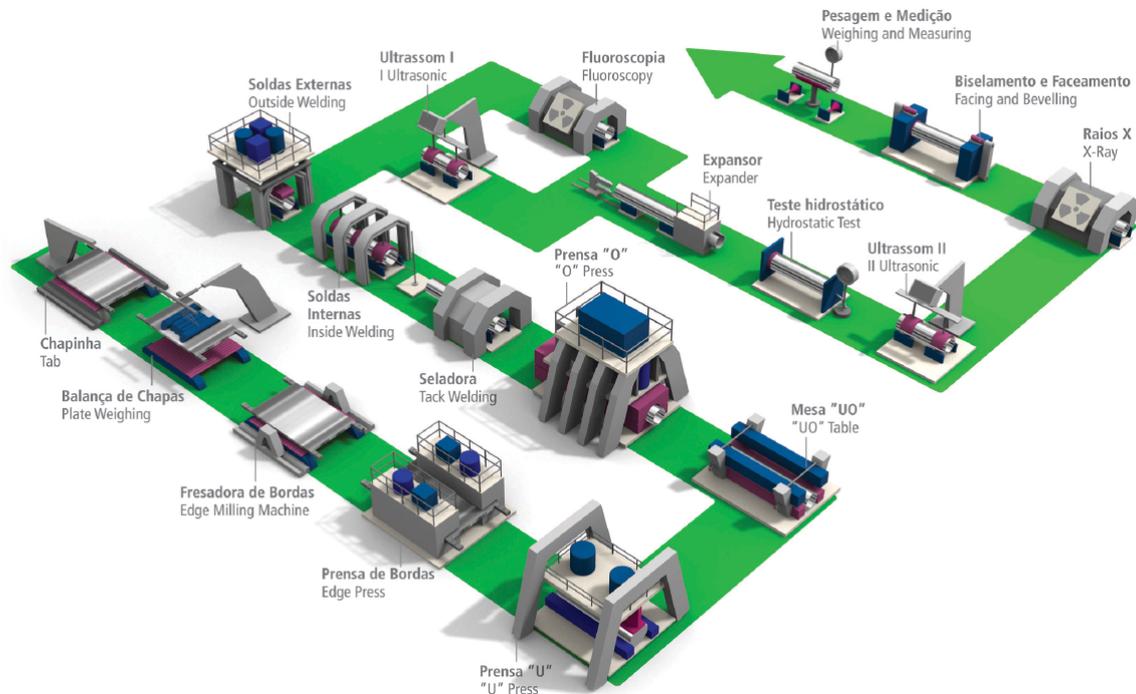


Figura 1: Esquema do processo de fabricação UOE de tubos. Adaptado de [13].

2.3.3. Soldagem

A soldagem é um processo que, resumidamente, pode ser descrito como a união de materiais que envolve a aplicação de certo tipo de energia. Soldagem requer temperatura, deformação, ou ambos, podendo ser utilizada para materiais iguais ou dissimilares. Uma junta soldada pode ser dividida, sobretudo, em três partes: o metal de base, aquele que originalmente fazia parte do material e não sofreu alterações de qualquer forma; o metal de solda (constituído de metal de base e metal de adição), aquele que foi levado à fusão e ressolidificou; e a zona termicamente afetada (ZTA), aquela que sofreu alterações devido a variações de temperatura, porém sem sofrer fusão.

Existem diversos processos de soldagem que podem ser utilizados de acordo com suas vantagens e desvantagens, custo, especificações dos projetos, etc. Devido a essa variedade, existem vários parâmetros que influenciam a soldagem. Alguns dos mais importantes são a temperatura atingida por cada ponto da chapa (ou o ciclo térmico) e a diluição, uma vez que esses parâmetros afetam diretamente a composição química do material e os processos termomecânicos aos quais ele está submetido, que diretamente influenciam na microestrutura e nas propriedades físico-químicas do material.

A diluição é caracterizada pela parcela de participação do metal de base no metal de solda (Equação 1), ou seja, o quanto do metal de base foi à fusão e se misturou ao metal de adição para formar o metal de solda. Essa diluição pode variar de 0% (brasagem) até 100% (autógena). Através da medida de diluição é possível prever a composição química do metal de solda, um fator essencial à determinação das propriedades e microestrutura.

$$D = \frac{MB_{fundido}}{MS} = \frac{MB_{fundido}}{MB_{fundido} + MA_{fundido}} \quad (1)$$

Onde MB é o metal de base, MS é o metal de solda e MA é o metal de adição.

O aporte de calor (Equação 2) é uma medida de quanto calor foi transferido à peça pelo processo de soldagem. Ele determina o ciclo de temperatura e, portanto, os tratamentos térmicos que definem as propriedades.

$$AC = \frac{\eta(UI)}{VS} \quad (2)$$

Onde AC é o aporte de calor, em J/mm; η é o coeficiente de eficiência térmica do processo, adimensional; U é a tensão em V; I é a corrente em A, e VS é a velocidade de soldagem em mm/s. A eficiência varia com o processo, o material, o chanfro, o passe, etc.

Os ciclos térmicos de soldagem ajudam a definir as propriedades do material e depende do calor transferido ao material durante a soldagem. Esse calor é distribuído ao longo da espessura e depende das propriedades térmicas do material como calor específico e condutividade térmica.

Na Figura 2 pode-se observar uma representação da variação da temperatura ao longo do tempo de soldagem em um único ponto. Por meio de gráficos como esse se pode ver a temperatura máxima atingida naquele ponto e seu tempo de permanência e a velocidade de resfriamento, fatores que permitem avaliar o tamanho de grão e microestrutura formada.

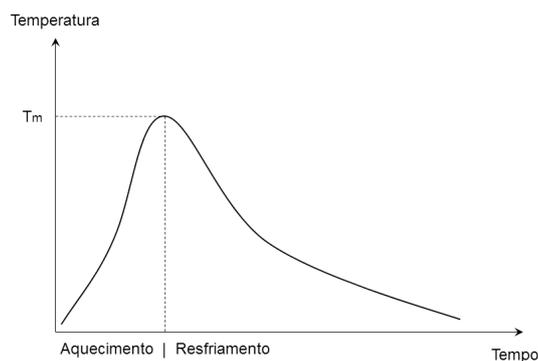


Figura 2: Esquema gráfico da variação de temperatura em um ponto ao longo do tempo de soldagem.

Na Figura 3 há uma representação gráfica da variação da temperatura máxima ao longo da chapa, relacionando-a às regiões que foram previamente discutidas. Pode-se observar que as maiores temperaturas são atingidas na região do metal de solda, onde ocorre a fusão. A região da ZTA apresenta um gradiente de temperatura, sendo que próxima ao metal de solda as temperaturas máximas na ZTA são muito altas, a taxa de resfriamento é baixa e gera uma microestrutura grosseira, motivo pelo qual essa região é chamada de ZTA de grãos grosseiros. Mais afastada do metal de solda há a região da ZTA de grãos finos, pois, mesmo que tenha sido afetada pela temperatura e tenha ocorrido alterações microestruturais, ela não apresenta crescimento de grão excessivo e, devido ao rápido resfriamento, sua microestrutura é refinada. Já muito afastado da região da solda, tem-se a região do metal de base, onde não há temperatura suficiente para causar alteração da microestrutura [14].

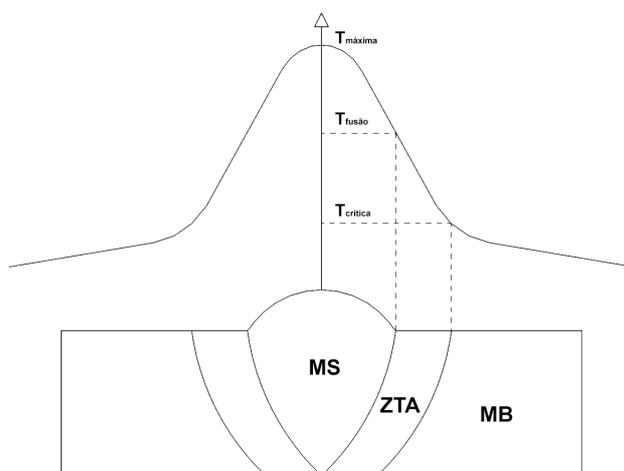


Figura 3: Esquema gráfico da variação de temperatura em função da distância do cordão de solda.

2.3.4. Soldagem longitudinal

A soldagem longitudinal de tubos com costura fabricados por processo UOE é geralmente realizada por processo SAW (*Submerged Arc Welding* - soldagem por arco submerso). Esse processo é mecanizado, e, em linhas gerais, apresenta uma excelente qualidade e pode ser utilizado para diversos metais (aço carbono, aço inoxidável, ligas de níquel, entre outros).

O processo acontece por um arco elétrico aberto entre a peça e um eletrodo consumível. Esse eletrodo consumível é depositado ao metal de base fundido pelo arco elétrico gerando o metal de solda. Todo o processo ocorre sob uma camada de fluxo consumível, por isso o nome do processo. Os principais parâmetros a serem levados em conta nesse processo são a velocidade de soldagem, corrente, tensão, diâmetro e extensão do eletrodo, tipo do eletrodo, tipo de fluxo, e largura e profundidade da camada de fluxo [14].

Devido à presença da camada de fluxo, esse processo permite utilizar correntes muito elevadas, maiores do que outros processos como eletrodo revestido. Devido a isso, apresenta um elevado aporte de calor, com elevada eficiência térmica ($\eta = 1$) e portanto maior penetração quando comparado à maioria dos outros processos.

Por causa das suas características, ele apresenta algumas desvantagens. Entre elas está a limitação à posição de soldagem, podendo ser apenas realizada de forma plana ou horizontal, em razão da presença de fluxo e escória. O processo também é susceptível a defeitos como a inclusão de escória e trincamento (tanto pela presença de hidrogênio quanto pela diluição do processo de soldagem que leva ao aparecimento de impurezas na composição química enquanto em altas temperaturas).

A camada de fluxo e a escória formada conferem proteção à poça de fusão, pois isolam a poça do ambiente e de contaminações, abaixam velocidade de resfriamento (o que evita a formação de martensita que é frágil e susceptível a trincas por hidrogênio, porém aumenta o crescimento de grão). O fluxo auxilia na estabilidade do arco, que, mesmo quando em elevada corrente, ainda é estável e suave, o que garante a qualidade do processo.

2.3.5. Soldagem circunferencial

Os tubos geralmente são unidos uns aos outros para formação dos dutos no próprio local de instalação. As soldas para união podem ser feitas através de diversos processos de

soldagem, dependendo dos requisitos e das dificuldades das situações onde são realizadas. Na Figura 4 há um esquema da montagem dos tubos e da solda circunferencial.

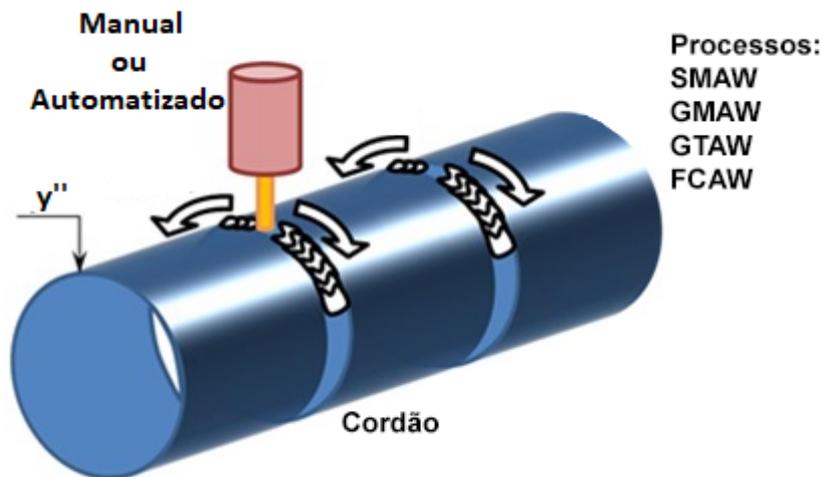


Figura 4: Esquema do processo de soldagem circunferencial. Adaptado de [15]

O processo mais simples e mais comum para a soldagem circunferencial é SMAW (*Shielded Metal Arc Welding* - soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido). Esse processo é pouco mecanizado, sendo praticamente manual. É um processo de baixo custo, simples, bem normalizado e difundido. Os processos de mecanização que eventualmente são aplicados ao SMAW têm a finalidade de aumentar a produtividade.

A soldagem por eletrodo revestido é um processo utilizado para soldar diversos metais, como aço carbono, aços inoxidáveis, ferro fundido, algumas ligas não ferrosas como níquel, etc. Como o controle do processo é manual, tal como o comprimento do arco elétrico, podem haver variações na qualidade da solda ao longo do cordão. O controle da qualidade pela proteção da solda ocorre pelos gases gerados na queima do próprio revestimento do eletrodo (fluxo) e pela formação de uma escória [16].

O processo SMAW apresenta algumas limitações. Danos no revestimento podem prejudicar as propriedades de proteção, metalúrgicas e elétricas do eletrodo. Além disso, os eletrodos são altamente higroscópicos, e, caso haja presença de água durante a soldagem, pode ocorrer a geração de defeitos como trincas e poros. Por essas razões, o eletrodo requer um cuidado de armazenamento e manuseio elevado.

Por essas limitações, dependendo da qualidade que se deseja na solda, outros processos de soldagem podem ser utilizados, tais como SAW, GMAW (*Gas Metal Arc Welding* - Soldagem por arco elétrico com proteção gasosa) e FCAW (*Flux-Cored Arc*

Welding - soldagem a arco elétrico com arame tubular) [17]. Esses processos apresentam algumas vantagens em relação ao eletrodo revestido que favorecem sua escolha em alguns momentos.

O processo por arco submerso apresenta maior eficiência, permite melhor penetração, tem excelente qualidade, maior taxa de deposição, o que leva a um processo mais rápido.

Os processos GMAW e FCAW são muito parecidos, sendo principalmente diferenciados quanto ao eletrodo utilizado (maciço para GMAW e arame tubular para FCAW). São processos que permitem boa penetração utilizados para soldar grandes espessuras.

O passe de raiz (o primeiro passe da soldagem) é geralmente o mais crítico em termos de qualidade e propriedades mecânicas e metalúrgicas obtidas. Por isso, é comum fazer esse passe utilizando um processo diferente do enchimento da solda. Esse processo normalmente é TIG (*Tungsten Inert Gas* - gás inerte com eletrodo de tungstênio).

O processo TIG apresenta uma qualidade excelente, superior aos outros processos, devido ao fato de seu eletrodo não ser consumível, a poça de fusão ser protegida por um gás inerte e ser possível controlar o calor fornecido durante o processo. Ele é utilizado pela sua qualidade e não por eficiência econômica, já que é um processo caro e com uma taxa de deposição baixa. Por essa razão ele é utilizado somente no passe de raiz.

2.4. Aço API 5L X80

O aço do grau X80 faz parte da especificação PSL2 podendo ser entregue em duas formas de processamento: temperado e revenido (X80Q) ou conformado ou laminado termomecanicamente (X80M). A composição química para o grau X80 especificada pela norma está mostrada na Tabela 4. Para cada 0,01% de redução em C são permitidos 0,05% de aumento no teor máximo de Mn até um máximo de 2,20%. Para o grau X80 é requerido uma tensão de limite de escoamento mínima de 555 MPa e máxima de 705 MPa e uma tensão de limite de resistência mínima de 625 MPa e máxima de 825 MPa. A razão elástica máxima especificada é de 0,93.

Tabela 4: Composição química do aço X80 segundo a especificação API5L. *A menos que seja acordado diferentemente. **0,004% máximo de B e, a menos que seja acordado diferentemente, 0,50% máximo de Cu, Cr e Mo e 1,00% máximo de Ni. Adaptado de [11].

Grau	Fração mássica (em % max.)							Carbono equivalente (em % max.)		
	C	Si	Mn	P	S	Nb+V+Ti	Outros	Fe	CE(IIW)	CE(pcm)
X80Q	0,18*	0,45*	1,90*	0,025	0,015	0,15*	**	Balanço	Como acordado	
X80M	0,12*	0,45*	1,85*	0,025	0,015	0,15	**		0,43	0,25

Tipicamente, os aços X80 apresentam em sua microestrutura ferrita poligonal, ferrita acicular, austenita, bainita e microconstituente martensita-austenita (MA). A porcentagem, distribuição e forma de cada fase presente nos aços dependem dos tratamentos termomecânicos aos quais ele foi submetido e sua composição química. Evidentemente, as microestruturas na região da solda e na ZTA serão diferentes daquela encontrada no metal de base, uma vez que essas regiões passam por ciclos de aquecimento e resfriamento diferentes durante o processo de solda na fabricação do tubo. Ramírez *et al.* [18] encontraram em seu estudo por microscopia óptica e MEV uma diferença na microestrutura de acordo com a orientação da chapa, o que era esperado devido ao processo mecânico de laminação e às deformações sofridas durante o processo de fabricação do tubo; A sentido longitudinal da chapa verificaram bandas de ferrita poligonal, agregados eutetoides de ferrita, cementita e austenita retida - a aumentos de 500x - e grãos de ferrita finos e alongados, consequência da laminação, além de pequenas áreas de microconstituente MA perto da bainita (Figura 5).

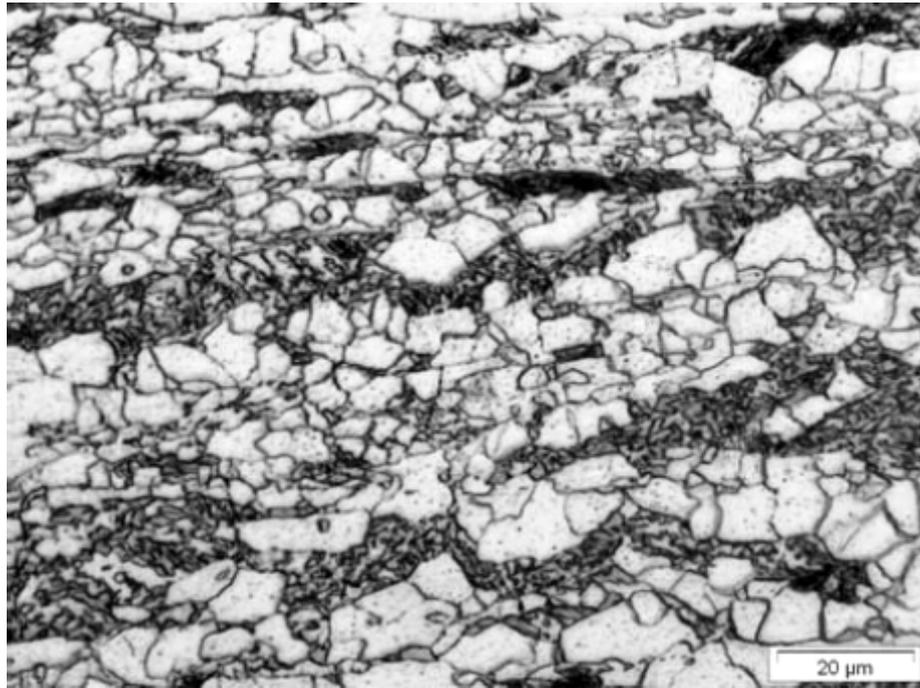


Figura 5: Micrografia do centro da chapa mostrando ferrita poligonal, colônias de bainita granular junto a MA - 500x. Adaptado de [18].

Batista *et al.* [19] encontraram na microestrutura de um tubo de aço de especificação API 5L X80 uma matriz ferrítica com dispersão de martensita com austenita retida, com análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV). Silva [20] observou uma microestrutura de ferrita com colônias de perlita, em sentido longitudinal e transversal da chapa, havendo um bandeamento em longitudinal. González *et al.*[21] estudaram esse aço a partir de uma chapa grossa laminada por microscopia óptica e por MEV e encontraram uma matriz de ferrita poligonal com agregados eutetoides de ferrita e cementita na direção de laminação. Li *et al.* [22] verificaram uma microestrutura de ferrita acicular, bainita granular, perlita e microconstituintes MA em sentido longitudinal de laminação (Figura 6).

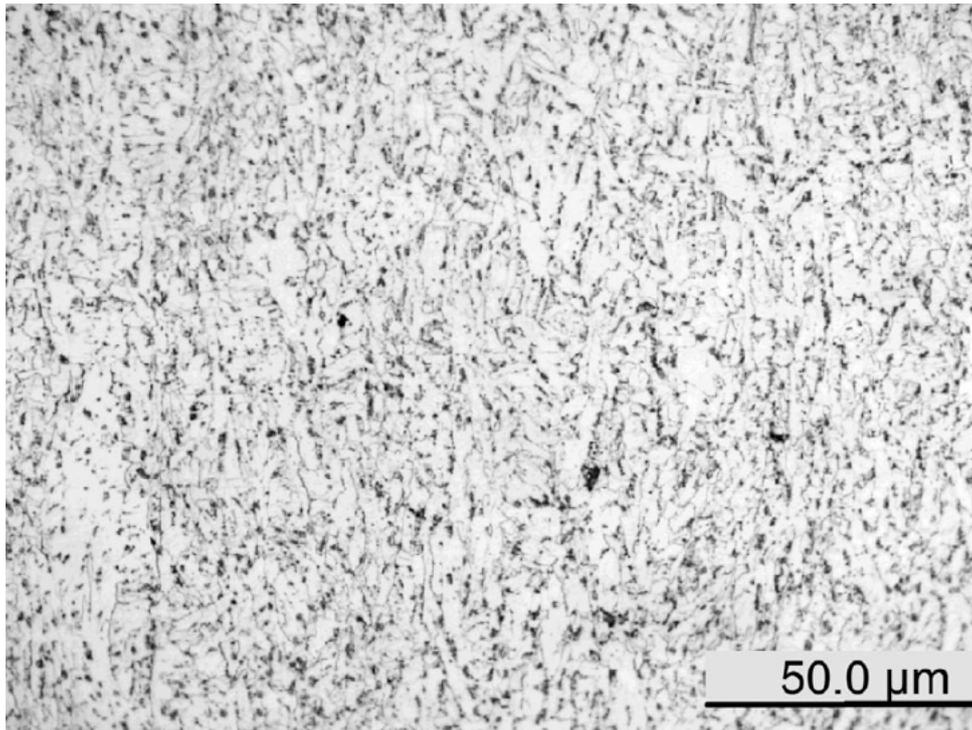


Figura 6: Metalografia de aço X80 em sentido longitudinal. Adaptado de [23].

São observadas microestruturas similares nas juntas soldadas com diferentes aportes de calor [23], sendo que este afeta no tamanho dos grãos, de forma crescente em direção do metal de base ao metal de solda. Quanto maior aporte de calor, menor a velocidade de resfriamento e maior é o crescimento dos grãos na região da solda. As Figuras 7 a 11c mostram a microestrutura de juntas nas regiões do metal de base, ZTA de grãos finos e grãos grosseiros e metal de solda com baixo e alto aporte de calor.

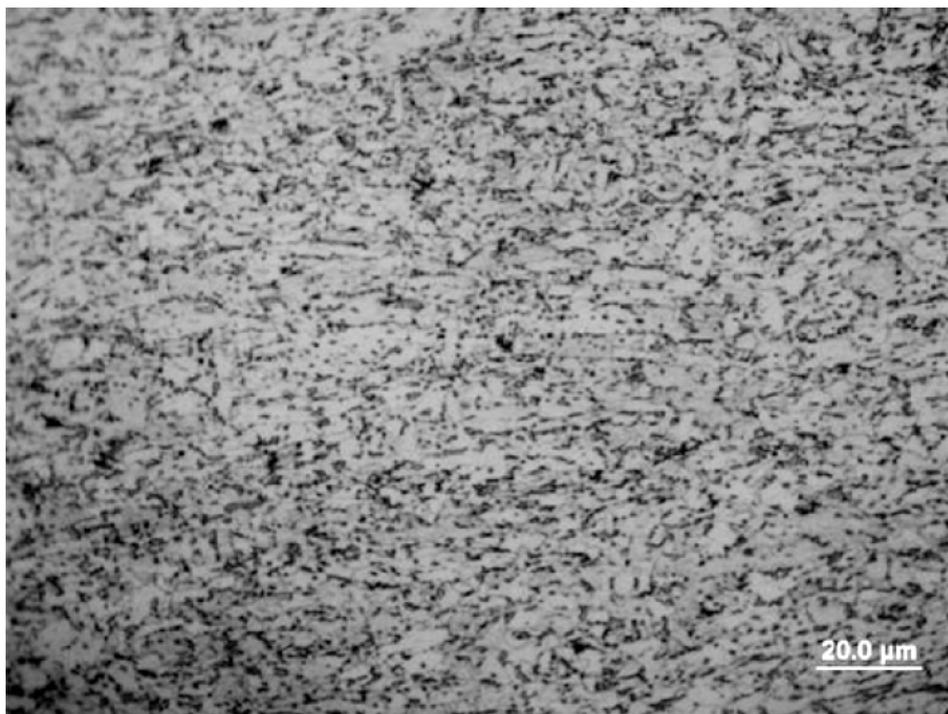


Figura 7: Metalografia de metal de base de aço X80. Adaptado de [23].



Figura 8: Metalografia de ZTA de grãos finos de aço X80. Adaptado de [23].

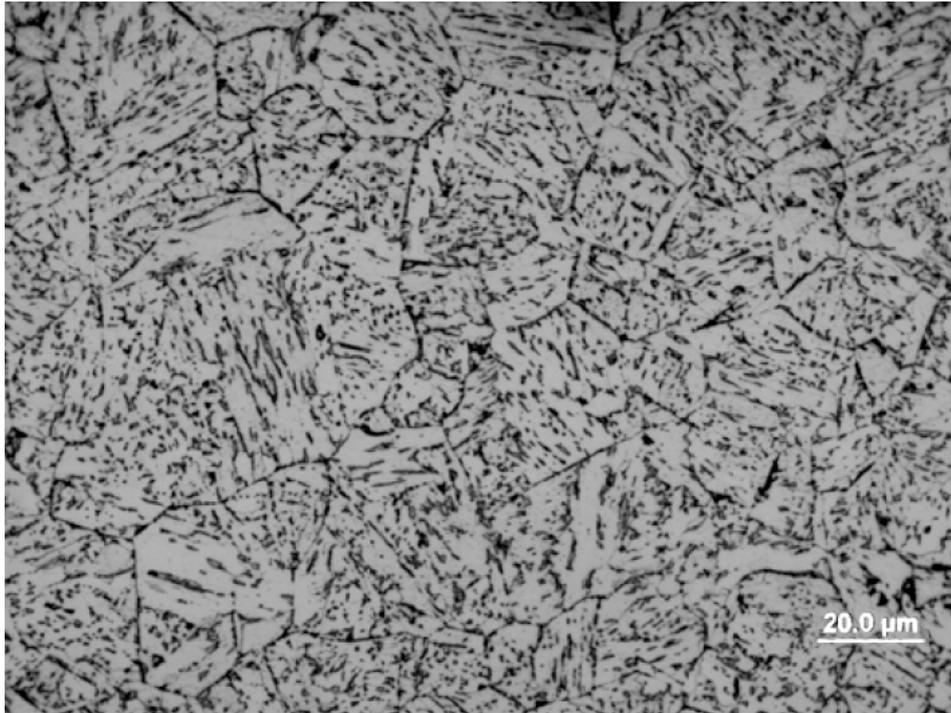


Figura 9: Metalografia de ZTA de grãos grosseiros de aço X80. Adaptado de [23].

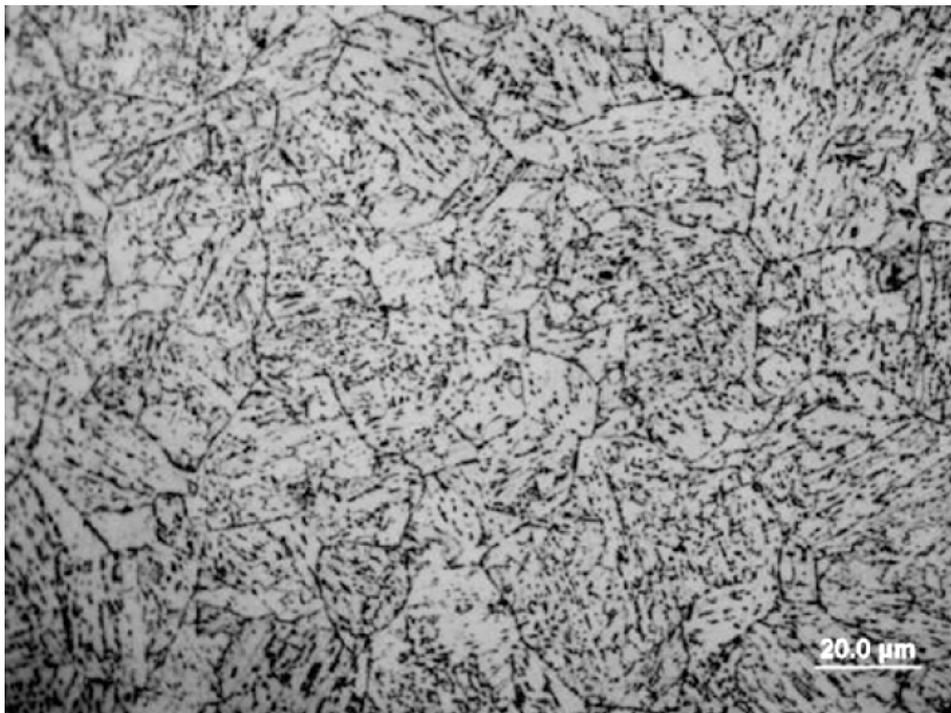


Figura 10: Metalografia de metal de solda de aço X80. Adaptado de [23].

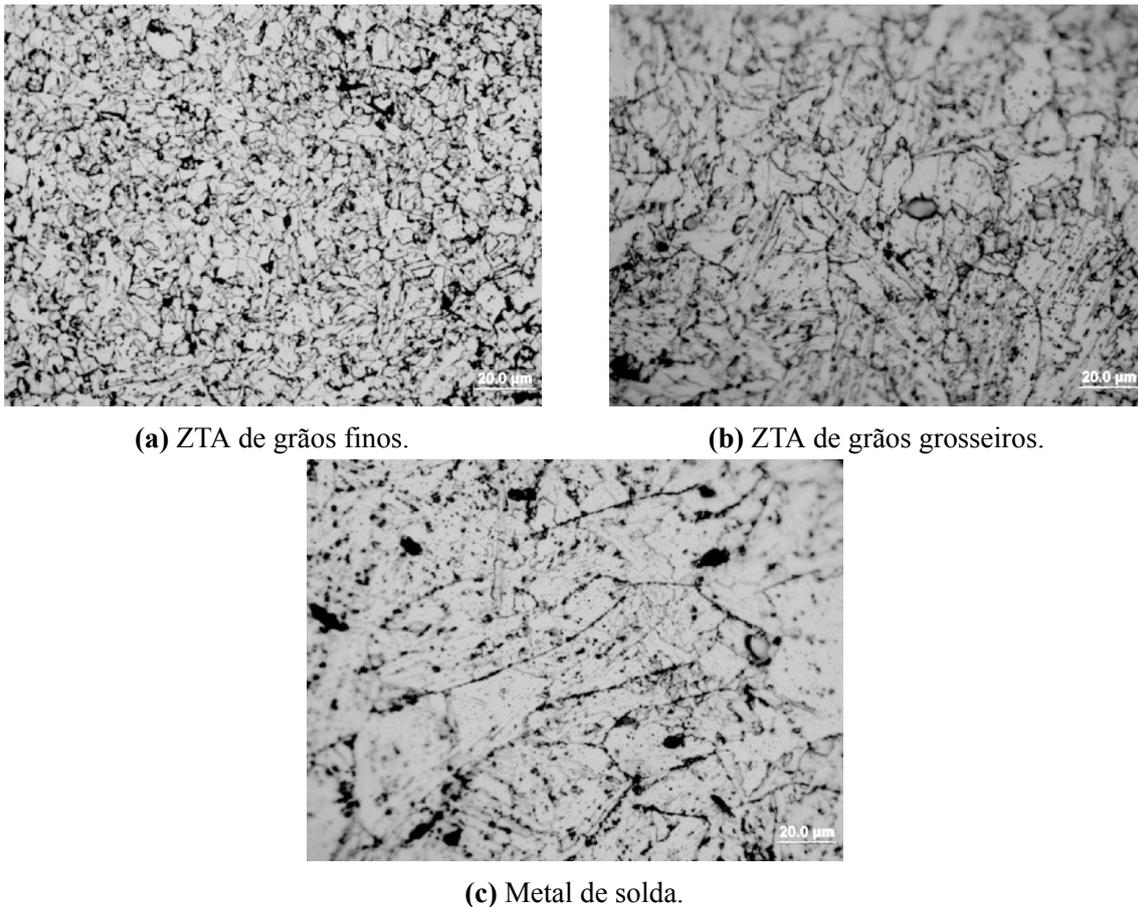


Figura 11: Micrografia de aço X80 com maior aporte de calor nas regiões da junta. Adaptado de [23].

2.5. Crescimento de trincas por fadiga

A questão mais importante no crescimento de trincas por fadiga é o tempo que uma trinca irá demorar para crescer a partir de um tamanho inicial até um tamanho máximo permitido na estrutura de forma a manter a sua integridade estrutural [24]. Isso depende do tamanho inicial da trinca, do tamanho máximo permitido (crítico) e de diversos parâmetros relacionados à fadiga que auxiliam a caracterizar esse tempo.

A tensão de fadiga (carregamento cíclico) é a tensão atuante no material, geralmente representada por uma onda e pode ser de amplitude constante ou variável (Como exemplificado na Figura 12). A amplitude da tensão pode ser definida como a tensão máxima menos a tensão mínima (Equação 3). A tensão média é dada pela média aritmética das tensões máxima e mínima (Equação 4). A razão de carga é definida pela razão entre a tensão mínima e a máxima (Equação 5). Tendo conhecimento do valor do fator de intensidade de tensões K aplicado, a razão de carga também pode ser definida como na Equação 6 [24].

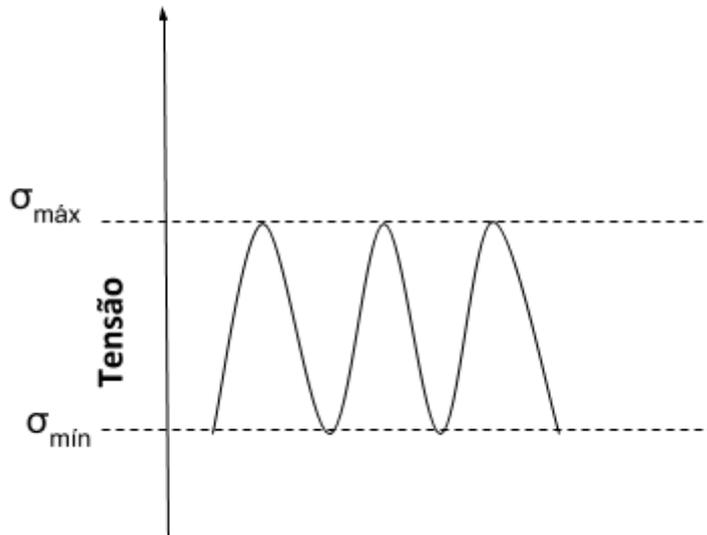


Figura 12: Forma de uma curva exemplificando uma tensão cíclica.

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (3)$$

$$\sigma_{md} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (4)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (5)$$

$$R = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad (6)$$

2.5.1. O fator de intensidade de tensões K

Existem três modos de carregamento principais (Figura 13) nos quais uma trinca pode estar submetida, sendo o modo I o mais comum e mais crítico, no qual as faces da trinca tendem a serem separadas por tração. A partir de cada modo, pode-se analisar as tensões presentes.

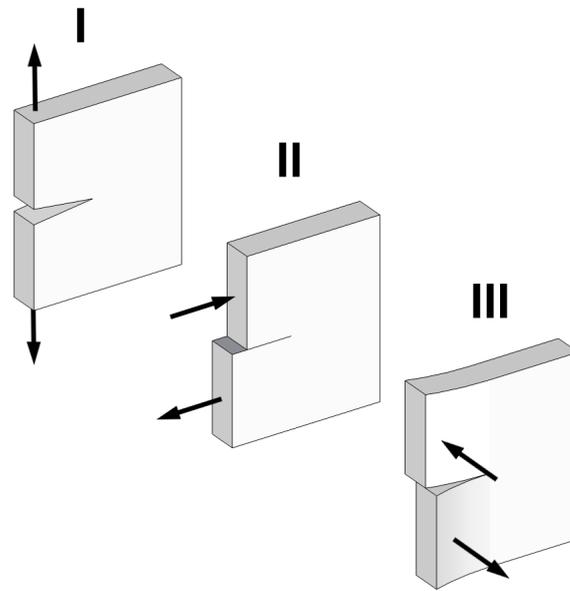


Figura 13: Os modos de carregamento puros possíveis.

Para o modo I, utilizando uma chapa infinita com uma trinca passante centralizada, obtêm-se as equações para as tensões nas direções x, y e z (Equações 7, 8 e 9, respectivamente). A Figura 14 mostra uma relação das tensões com a ponta da trinca. Esse estado de tensões depende de um fator chamado fator de intensidade de tensões (K_I para o modo I). O fator K_I para esse caso é explícito na Equação 10.

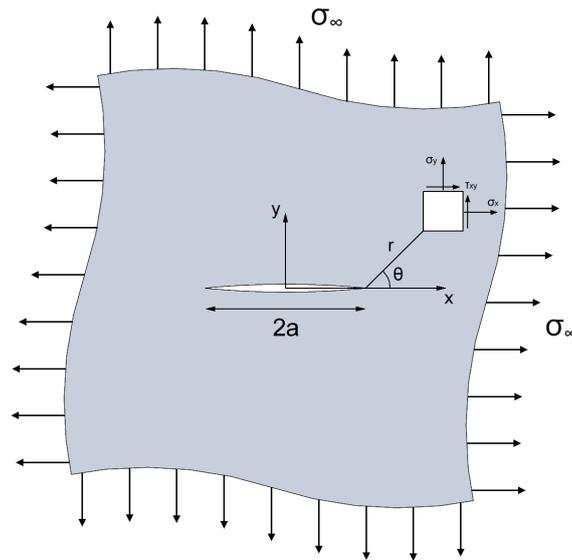


Figura 14: Esquema gráfico mostrando a relação das tensões na ponta da trinca para uma chapa infinita com trinca centralizada carregada biaxialmente.

$$\sigma_x = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (7)$$

$$\sigma_y = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (8)$$

$$\sigma_z = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{2\theta}{2} \quad (9)$$

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (10)$$

Sendo σ a tensão aplicada, a a metade do comprimento da trinca, r a distância à ponta da trinca e θ o ângulo feito com o eixo da trinca.

O fator de intensidade de tensões K relaciona-se à tensão na ponta da trinca. Em termos gerais, esse K depende da geometria do material e da trinca presente, assim, ele é melhor descrito pela Equação 11.

$$K_I = C\sigma\sqrt{\pi a}f(a/W) \quad (11)$$

Sendo σ o valor da tensão, a em referência ao tamanho de trinca e C e $f(a/W)$ dependentes da geometria e obtidas através de análises das tensões.

Existe um valor crítico que pode ser calculado que expressa um valor máximo de combinação de tensão e tamanho de trinca que o material pode suportar, sendo muitas vezes utilizado como um critério de fratura. Assim, pode-se comparar o K aplicado ao material com aquele crítico, de resistência, que é uma propriedade intrínseca ao material.

O fator de intensidade de tensões críticos é calculado experimentalmente e pode ser considerado uma medida da tenacidade do material, dando uma referência da resistência à propagação de trincas e auxilia na previsão de falhas.

É importante notar que a espessura do material afeta, até certo ponto, o valor de K_{Ic} calculado e isso influencia no momento de determiná-lo experimentalmente. Durante sua determinação é importante assegurar que a zona plástica continue pequena em relação à amostra e o material esteja em estado plano de deformações. Existe um valor de espessura do material a partir do qual o fator de intensidade de tensões crítico é constante e deve ser utilizada nos ensaios (Figura 15).

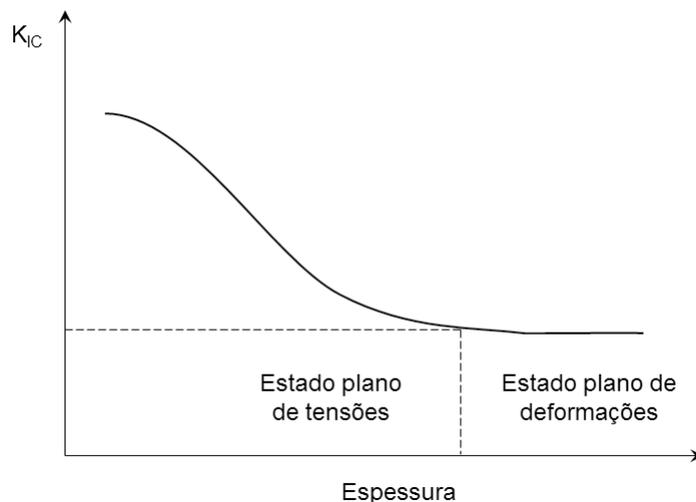


Figura 15: Variação de K crítico em função da espessura.

Quando o material está submetido a tensões cíclicas bem definidas, dentro de um intervalo máximo e mínimo, uma tensão $\Delta\sigma$ corresponde a uma variação ΔK , representado por uma diferença entre um K máximo e um K mínimo (Equação 12). Essa amplitude de fator de intensidade de tensões é uma medida importante na avaliação do comportamento do material em fadiga.

$$\Delta K = C\Delta\sigma\sqrt{\pi a}f(a/W) \quad (12)$$

Durante o carregamento cíclico e o crescimento da frente da trinca, a região à frente da ponta mantém uma deformação plástica residual. Essa região pode ser descrita por uma forma circular através da solução de Irwin (Equação 13) [24].

$$2r_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (13)$$

2.5.2. Abordagem convencional (Curvas S-N)

A curva S-N foi proposta em 1860 pelo cientista alemão August Wöhler - após a investigação de um acidente de trem em 1842 [25] - com o objetivo de caracterizar o desempenho em fadiga dos materiais. Um exemplo dessa curva pode ser visto na Figura 16, onde N é o número de ciclos e S é a amplitude de tensões.

A curva apresenta um formato descendente em direção à direita, ou seja, quanto maior a amplitude, menor é o tempo de vida de um material sob o comportamento em fadiga, e reciprocamente. O ponto inicial (número de ciclos igual a 1) representa o valor

máximo acima do qual o material irá fraturar com um único carregamento.

Alguns materiais (em geral metais ferrosos, como aço) apresentam um valor de amplitude abaixo do qual a vida em fadiga é praticamente infinita (limite de fadiga); esse fenômeno é caracterizado por um patamar na curva S-N e é completamente baseado em número de ciclos, não levando em consideração a presença de fatores como a corrosão, que pode extinguir o limite de fadiga. É importante notar que a curva S-N caracteriza a vida completa em fadiga de um material, sem separar etapas de nucleação e propagação e não prevê trincas pré-existentes que podem ter origem na fabricação ou operação o que limita seu uso.

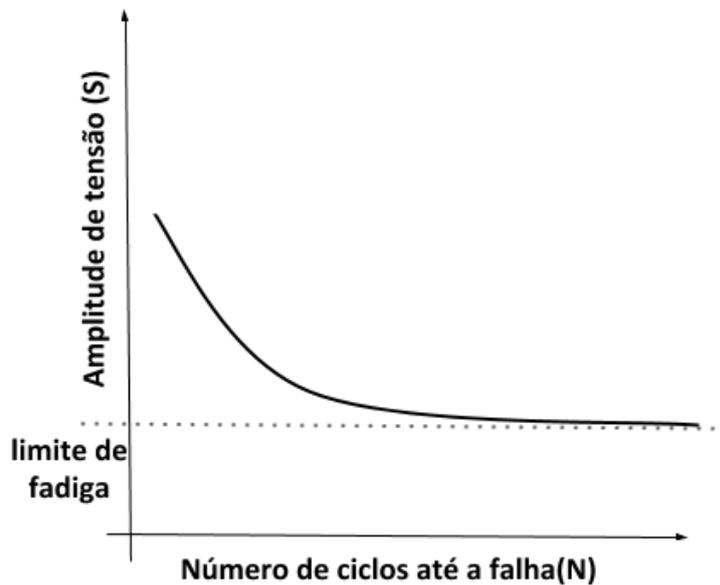


Figura 16: Formato típico da curva de fadiga S-N.

2.5.3. Curvas da/dN vs logΔK

Em 1961, Paris *et al.* [26] propuseram uma curva que relacionava a taxa de crescimento da trinca ($\frac{d(2a)}{dN}$) e o fator de intensidade de tensões (K) (Figura 17). A partir disso se desenvolveu uma curva que permitisse avaliar a taxa de crescimento da trinca a cada ciclo de acordo com o valor de ΔK aplicado (sendo ΔK definido como a Equação 14). Além do ΔK , a taxa de crescimento de trinca também depende da razão de tensão, frequência de carregamento, ambiente, forma do carregamento cíclico e temperatura no histórico de carregamento [24].

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (14)$$

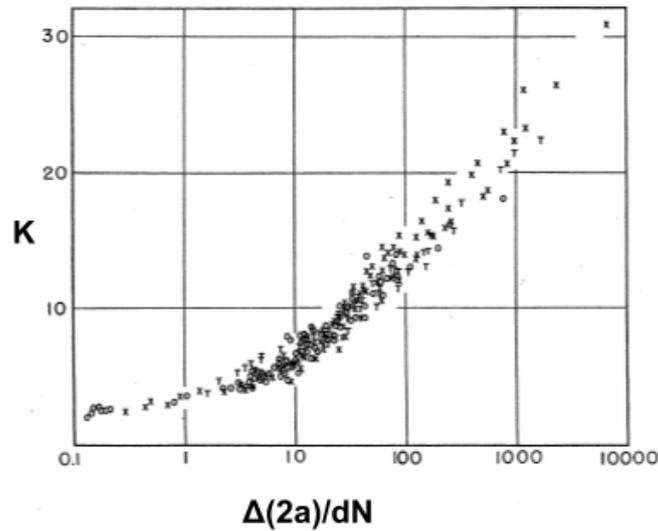


Figura 17: Curva definida por Paris *et al.* em 1961 relacionando crescimento de trinca e K. Adaptado de [26].

A Figura 18 mostra a curva característica de resistência ao crescimento de trincas por fadiga. Ela pode ser dividida três regiões. Na primeira região (derivada decrescente) há uma elevada influência da microestrutura, da tensão média e do ambiente. Na segunda região a curva apresenta um crescimento contínuo (derivada constante) dependente de combinações de frequência, ambiente e tensão. Na terceira região da curva (derivada crescente) há surgimento de clivagem, fratura intergranular e microcavidades, havendo uma elevada influência da microestrutura, da tensão média e da espessura.

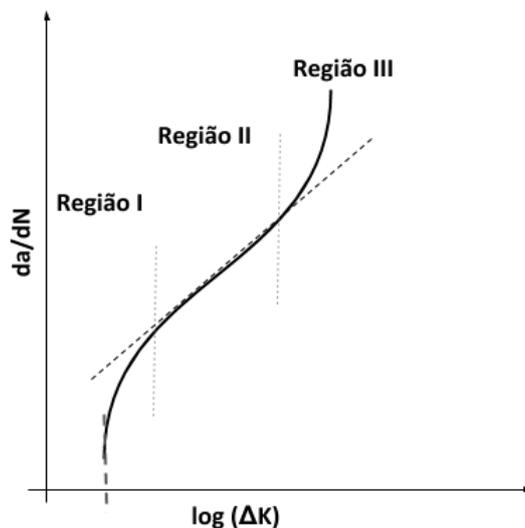


Figura 18: Formato típico da curva da/dN vs $\log \Delta K$.

Da região I podemos observar um valor importante de ΔK chamado de limiar. É aquele em que a curva tende a tocar o eixo x, sendo o valor para o qual o da/dN é considerado nulo ou não detectável, isto é, não há crescimento de trinca.

A região II, onde há linearidade, pode ser descrita de diversas formas. Uma delas pela lei de Paris, exposta na Equação 15, que relaciona o crescimento de trinca como uma função exponencial de ΔK , sendo a relação mais conhecida e utilizada para definir a curva. C e m são parâmetros obtidos experimentalmente e específicos do material. Através da integração dessa equação pode-se prever a vida em fadiga do material (Equação 16) quando essa região é dominante na curva.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (15)$$

$$N_p = \begin{cases} \frac{a_0^{(-\frac{m}{2}+1)} - a_f^{(-\frac{m}{2}+1)}}{(\frac{m}{2}-1)Cf^m(a_0/W)(\Delta\sigma)^m\pi^{\frac{m}{2}}} & \text{se } f(a/W) = cte \text{ e } m \neq 2 \\ \frac{\ln(\frac{a_f}{a_0})}{Cf^2(a_0/W)(\Delta\sigma)^2\pi} & \text{se } f(a/W) = cte \text{ e } m = 2 \end{cases} \quad (16)$$

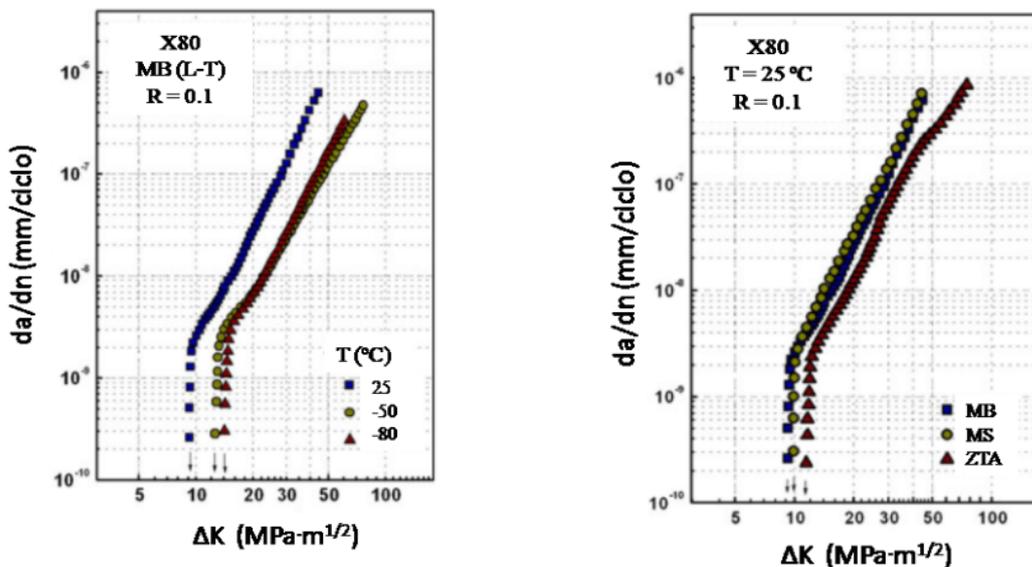
Na região III, o fator de intensidade de tensões máximo se aproxima do valor crítico K_c e é onde ocorre a fratura final do material.

Diversos fatores influenciam no comportamento do material em fadiga, ou seja, eles alteram a relação entre o crescimento de trinca e o ΔK aplicado. Dentre os diversos parâmetros podemos citar a temperatura, o ambiente (inerte ou corrosivo), a razão R, etc. Em uma junta soldada, aporte de calor se torna um parâmetro interessante uma vez que ele influencia no crescimento de grão o tamanho de grão influencia no fator de intensidade de tensões limiar, sendo ele maior para grãos grosseiros do que para grãos finos [27–29]. Por outro lado, o aumento do tamanho de grão pode levar à diminuição do limite de escoamento e da tenacidade do material, não sendo portanto uma forma eficaz de aumentar a resistência ao crescimento de trincas por fadiga.

Diferentemente do comportamento para a maioria dos metais, um aço de especificação X80 pode apresentar um aumento na resistência ao crescimento de trincas por fadiga com uma diminuição da temperatura (25 a -50 °C), porém a temperaturas ainda mais baixas (-50 a -80 °C) esse aumento da resistência é limitado, não sendo visível na região II da curva, apenas apresentando um maior valor de ΔK limiar [30]. Essa relação pode ser vista na Figura 19a.

Quanto ao ambiente, aços para dutos de petróleo estão expostos durante sua vida útil a ambientes ricos em hidrogênio, elevadas pressões e agentes corrosivos. Esse hidrogênio tende a alterar e distorcer a curva de fadiga, podendo gerar um valor de intensidade de tensões limiar menor do que ao ar [31] sendo a resistência à fadiga dependente da pressão parcial de hidrogênio e pouco dependente da microestrutura [32].

A microestrutura também tem influência no comportamento do material. Portanto, as diferentes regiões da junta devem apresentar propriedades em fadiga distintas. Na literatura podem ser encontrados exemplos que mostram como essa microestrutura se relaciona às propriedades em fadiga. Jung *et al.* [30] verificaram que a ZTA apresentou uma melhor resistência ao crescimento de trincas do que as regiões de MB e MS, sendo elas comparáveis, porém no ΔK_{th} há uma ordem crescente de MB, MS e ZTA (Figura 19b). O valor reportado de ΔK_{th} encontrado por eles à temperatura ambiente (298K) e com razão de carga igual a 0.1 foi de $9.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ no metal de base em orientação L-T (Figura 19a) e 9.2, 9.9 e $11.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ no metal de base, metal de solda e ZTA respectivamente (Figura 19b).



(a) Variações na temperatura.

(b) Variações na região da junta.

Figura 19: Mudanças na resistência à propagação de trincas por fadiga [30].

A razão de carga (R) é um parâmetro que pode apresentar elevada influência no comportamento em fadiga de um material e isso pode ser observado nas curvas da/dN vs $\log\Delta K$.

Com uma diminuição de R , para um mesmo $\Delta\sigma$ há um maior número de ciclos até

um valor determinado de tamanho de trinca, isto é, o material apresenta uma maior vida em fadiga, resistindo a mais ciclos até um tamanho crítico. Li *et al.* [22] avaliaram a influência de R em um aço X80, aplicando valores de R iguais a 0,1, 0,4 e 0,6 e determinando o tamanho de trinca em relação aos número de ciclos para os três casos utilizando corpos de prova em direção T-L e L-T [33], que apresentaram comportamentos semelhantes. A Figura 20 mostra esse efeito.

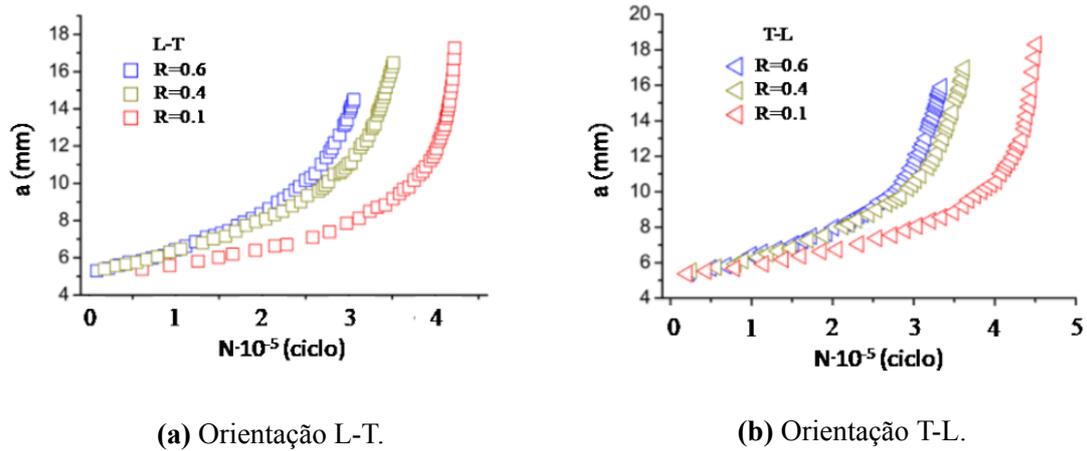


Figura 20: Efeito da razão de carga em um aço de especificação API 5L X80 relacionando o tamanho de trinca ao número de ciclos em diferentes orientações. Adaptado de [22].

Nas curvas da/dN vs $\log \Delta K$ a razão de carga influencia de modo a deslocar a curva para a esquerda conforme o valor de R aumenta, como mostra a Figura 21 [34], de forma que para R maiores, em um mesmo material, obtêm-se valores de fator de intensidade de tensões limiar menores. Os efeitos de R na relação entre a propagação de trinca e a variação de intensidade de tensões são mais significativos na região A da curva [28].

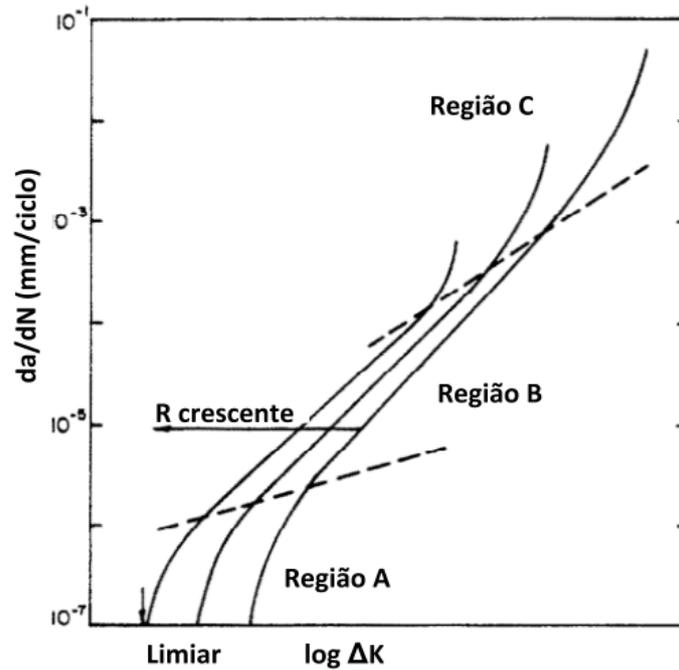


Figura 21: Efeito da razão de carga na propagação de trincas por fadiga em aços. Adaptado de [34].

A alteração no comportamento das curvas da/dN vs ΔK devido ao efeito da razão de carga pode ser visto em diversas ligas metálicas, como alumínio, aços de diversas microestruturas e porcentagens de carbono, aços alta liga, ligas de níquel, etc. As alterações nas regiões A e C da curva são mais pronunciadas do que na região B [35–38]. Na região I, os efeitos de R apresentam uma forte relação com a microestrutura do material e com a sua resistência mecânica [38].

Kobelev [39] propôs uma unificação para diversas relações da influência da razão de carga no fenômeno de propagação de trincas por fadiga, e mostrou aplicabilidade em diversas relações como a de Forman *et al.* [40] a respeito do valor de ΔK limiar (Equação 17), sugerindo a utilização de um valor de K e R efetivos. O valor de ΔK efetivo está relacionado ao mecanismo de fechamento de trinca, sendo ele menos provável para valores de razão de carga altos [41].

$$\Delta K_{th,(R=R^*)} = (1 - R^*)^\gamma \Delta K_{th,(R=0)} \quad (17)$$

Onde γ é uma constante do material, $\Delta K_{th,(R=R^*)}$ é uma função de R e R^* é o valor de R aplicado.

3. Materiais e métodos

O material utilizado neste trabalho foi um aço recebido, com composição química como esperada de acordo com a norma API 5L X80 (Tabela 4), cujos corpos de prova foram obtidos de um tubo para indústria de óleo e gás fabricado pelo processo UOE. O processo de soldagem utilizado para este tubo foi por arco submerso (SAW), porém este trabalho não apresentará os parâmetros de soldagem e, portanto, não há como relacioná-los às propriedades obtidas de fadiga e à microestrutura. Devido a esse método de fabricação, os corpos de prova utilizados são referentes às diferentes regiões do tubo: metal de base, metal de solda longitudinal e ZTA da solda circunferencial. Os corpos de prova foram obtidos por usinagem, sendo eles da geometria C(T), seguindo as dimensões da norma ASTM E647 [42], que estão representadas na Figura 22.

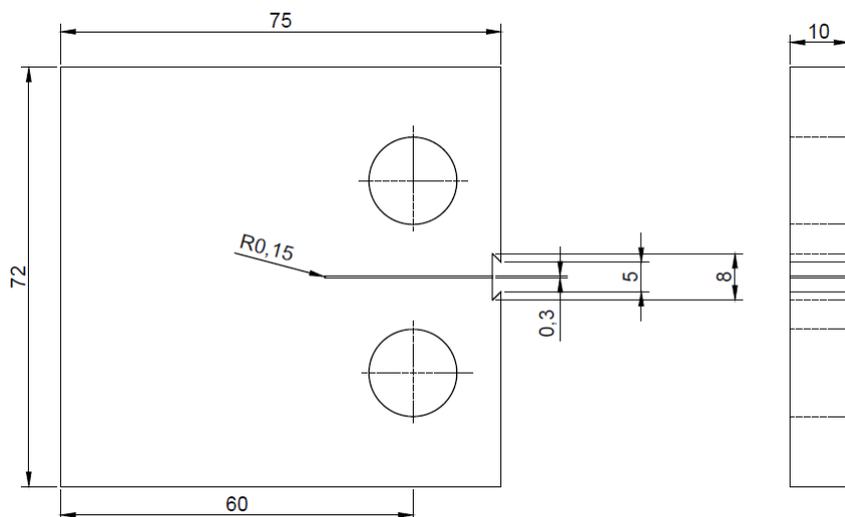


Figura 22: Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios. Adaptado de [42].

Os corpos de prova de fadiga foram usinados em direções específicas para que o crescimento de trinca ocorresse em uma orientação determinada. A denominação para essa orientação seguiu a norma ASTM E399 [33], utilizando um código de duas letras, onde a primeira é referente à direção normal ao plano da trinca e a segunda diz respeito ao sentido esperado para a propagação dela (sendo que L significa longitudinal e C circunferencial).

Para metal de base foram utilizadas duas orientações, sendo elas L-C e C-L. Para metal de solda longitudinal o corpo de prova foi usinado em direção C-L, para que a trinca se propagasse em sentido longitudinal seguindo o cordão de solda. Para a região da ZTA da solda circunferencial, a usinagem foi feita em direção L-C, garantindo que a trinca propagasse ao longo da circunferência do tubo, seguindo a ZTA (Figura 23).

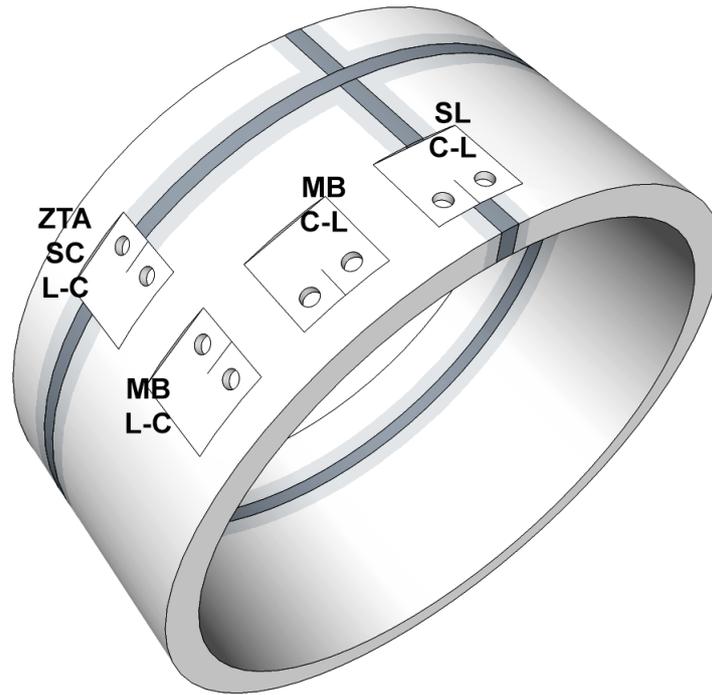


Figura 23: Esquema da direção em que as amostras foram usinadas.

Para o ensaio de fadiga foi utilizada uma máquina de sistema servo-hidráulico da marca *MTS Landmark* do Laboratório de Mecânica da Fratura (LAMEF) da Universidade Federal do Rio de Janeiro. As imagens de microscopia ótica foram realizadas no microscópio da marca *Zeiss* do Laboratório Nacional de Tecnologia da Soldagem (LNTSOLD).

Na preparação das amostras de micrografia, pequenos pedaços do corpo de prova referentes foram cortados de acordo com a região e a microestrutura referente à região de crescimento da trinca. Para análise do metal de base, foram separadas 3 partes de um corpo de prova C(T) na orientação L-C após ensaiado, e em cada uma delas, uma face foi preparada, referentes às orientações longitudinal, transversal e circunferencial (1, 2 e 3, respectivamente). Um esquema pode ser visto na Figura 24.

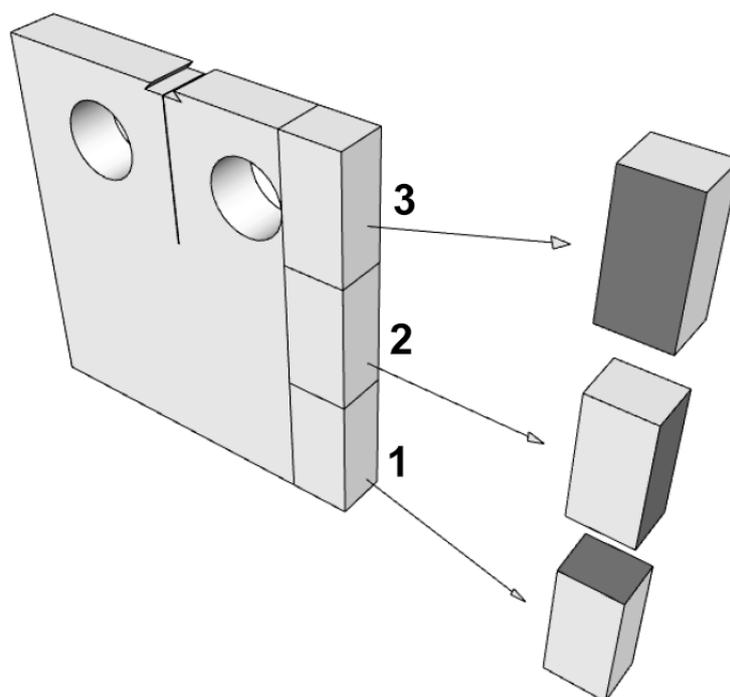


Figura 24: Esquema de como as amostras de metalografia do metal de base foram obtidas. A parte escura indica a superfície preparada.

Tanto para a solda longitudinal quanto para a região da ZTA da solda circunferencial, as partes foram retiradas da região tangente ao crescimento da trinca, pois ali se encontrava a microestrutura desejada para análise (metal de solda e ZTA), e duas partes foram separadas, uma longitudinal ao crescimento da trinca e uma transversal (1 e 2, respectivamente), também retiradas de um corpo de prova após ensaiado. Um esquema referente a ambas pode ser visto na Figura 25.

A preparação metalográfica constituiu-se de lixamento com graus 100, 320, 400, 600, 1200 e 2000, em ordem, seguido de polimento manual com panos de 3 e 1 μm com pasta de diamante, com lavagem e secagem entre cada pano. Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas com uma solução de nital 2% (ácido nítrico diluído em álcool etílico) por aproximadamente 15 segundos, e em seguida foram lavadas e secas.

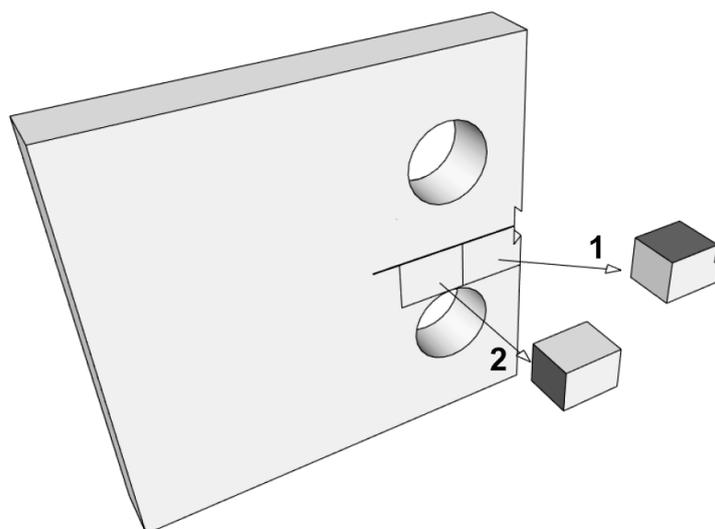


Figura 25: Esquema de como as amostras de metalografia do metal de solda longitudinal e ZTA da solda circunferencial foram obtidas. A parte escura indica a superfície preparada.

Foram ensaiados 4 corpos de prova em fadiga para determinação do ΔK limiar, sendo eles 2 retirados do metal de base, classificados aqui chamados de X80TTL (orientação L-C), X80TTT (orientação C-L), 1 retirado da solda longitudinal, sendo X80TTSL, e 1 retirado da ZTA da solda circunferencial, sendo X80TTZTASC.

Para o ensaio de fadiga, inicialmente, foi necessário um pré-trincamento nos corpos de prova. Esse pré-trincamento foi realizado por fadiga no mesmo equipamento em que o ensaio ocorreu. A pré-trinca deve ter seu tamanho conforme especificado na norma ASTM E647 [42]. Ela é necessária para eliminar os efeitos do entalhe sobre o crescimento da trinca subsequente e, para isso, deve ser aguda e reta o suficiente.

O corpo de prova foi lixado para facilitar a visualização e foram feitas marcações suaves para auxiliar na observação do crescimento da trinca. A pré-trinca foi monitorada visualmente (com auxílio de iluminação e lupa) e pela utilização de um extensômetro na boca do entalhe do corpo de prova. O valor máximo de K definido foi de $17 \text{ MPa}\sqrt{m}$, foi utilizada uma frequência de 25 Hz e razão de carga R de 0,1. O comprimento da pré-trinca para todos os corpos de prova utilizados foi medido em torno de 13 mm.

Para o ensaio de resistência ao crescimento de trincas por fadiga, os corpos de prova foram montados no equipamento conforme mostra a Figura 26. O extensômetro foi posicionado para fazer a medição da trinca. Todo o ensaio foi realizado conforme padronizado pelo Laboratório de Mecânica da Fratura da UFRJ [43].



Figura 26: Montagem do ensaio com corpo de prova inserido no equipamento.
Adaptado de [44].

O ensaio para medir o valor de ΔK limiar foi programado com K decrescente e foi terminado quando o crescimento de trinca (da/dN) atingisse valores menores do que 10^{-10} m/ciclo. Para todos os ensaios, o valor de R utilizado foi igual a 0,7 em temperatura ambiente e ao ar.

Ao final, os dados obtidos e arquivados pelo *software* associado ao equipamento da MTS foram extraídos e convertidos em uma tabela. Os 50 pontos iniciais do ensaio foram descartados e os dados de da/dN e de ΔK foram exportados e traçados em um gráfico. Para análise, foram utilizados eixos em escala logarítmica.

Para determinar o valor limiar de ΔK foram selecionados pontos (no mínimo 5) com valores de da/dN entre 10^{-10} e 10^{-9} m/ciclo, segundo a norma ASTM E647 [42]. A partir deles foi realizada uma regressão linear e determinado o valor de ΔK para o qual da/dN fosse igual a 10^{-10} m/ciclo.

4. Resultados e discussão

4.1. Caracterização microestrutural

Foi possível verificar a microestrutura das diferentes regiões do tubo com as orientações determinadas através das micrografias obtidas. Para o metal de base a microestrutura foi determinada visualmente como bainita granular e ferrita e perlita com bandeamento devido à laminação da chapa que origina o tubo. O alongamento é mais visível nas direções longitudinal e transversal (1 e 2). Esse resultado é concordante com o esperado da literatura e encontrado por outros autores [18, 19, 21, 22]. A Figura 27 mostra uma composição das micrografias de forma a elucidar a posição entre elas. As Figuras 28 e 29 mostram as microestruturas em suas diferentes direções para dois aumentos diferentes.

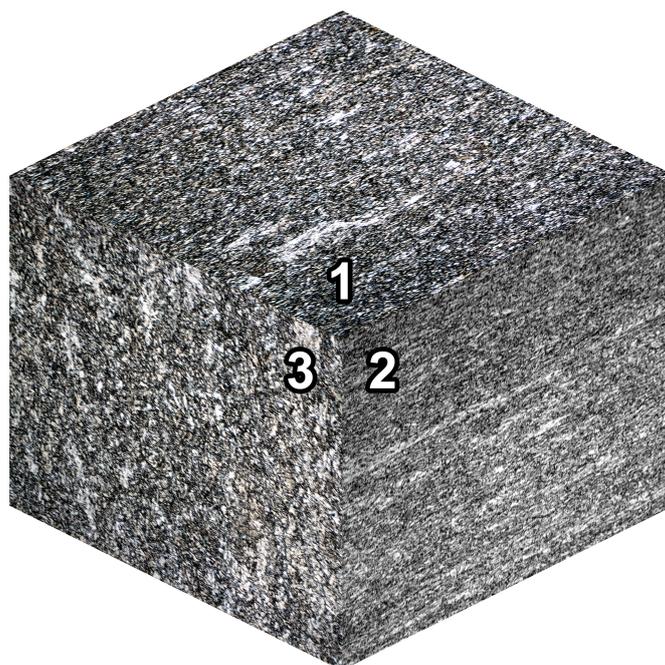


Figura 27: Composição de imagens de micrografias explicando a relação e orientação entre elas.



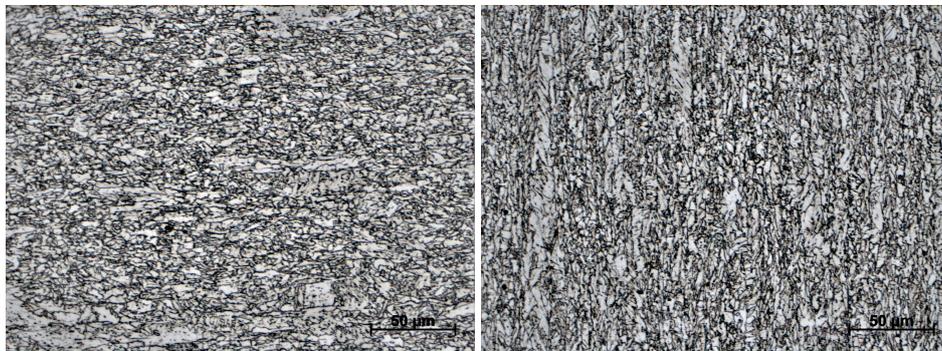
(a) Sentido longitudinal.

(b) Sentido transversal.



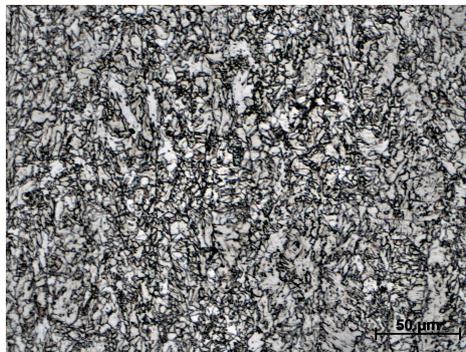
(c) Sentido circunferencial.

Figura 28: Micrografias de metal de base de aço X80 com aumento de 200x.



(a) Sentido longitudinal (1).

(b) Sentido transversal (2).



(c) Sentido circunferencial (3).

Figura 29: Micrografias do metal de base com aumento de 500x.

As micrografias da solda longitudinal (Figuras 30 e 31) permitiram classificar a microestrutura como formada por ferrita poligonal, ferrita acicular, e provável constituinte MA nos contornos de grão (como observado por Han *et. al.* [23]) em uma estrutura dendrítica, típica de metal de solda devido à solidificação. Para determinar o constituinte MA, sua quantidade e proporção, com precisão seria necessário uma análise em MEV como realizado por Batista *et. al.* [19] e González *et. al.* [21]. As diferentes direções dos corpos de prova de metalografia não apresentaram distinção quanto à microestrutura.

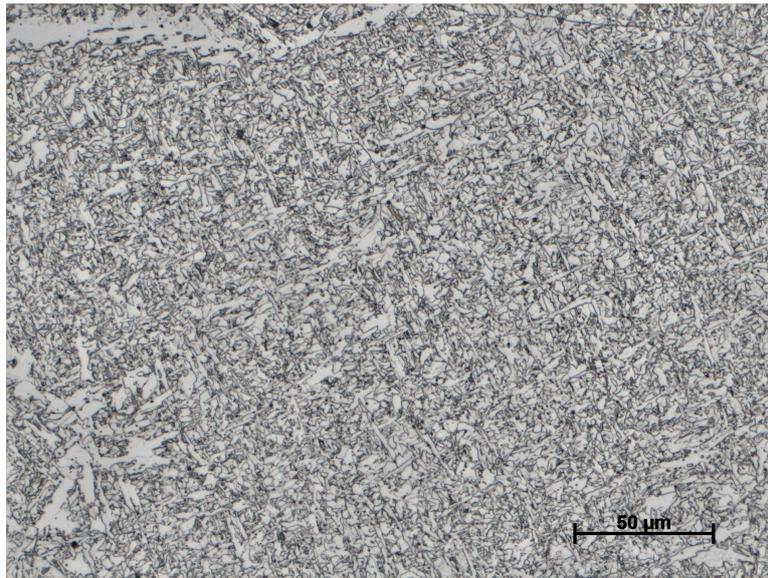


Figura 30: Micrografia do metal de solda longitudinal com aumento de 500x em sentido longitudinal ao crescimento de trinca.

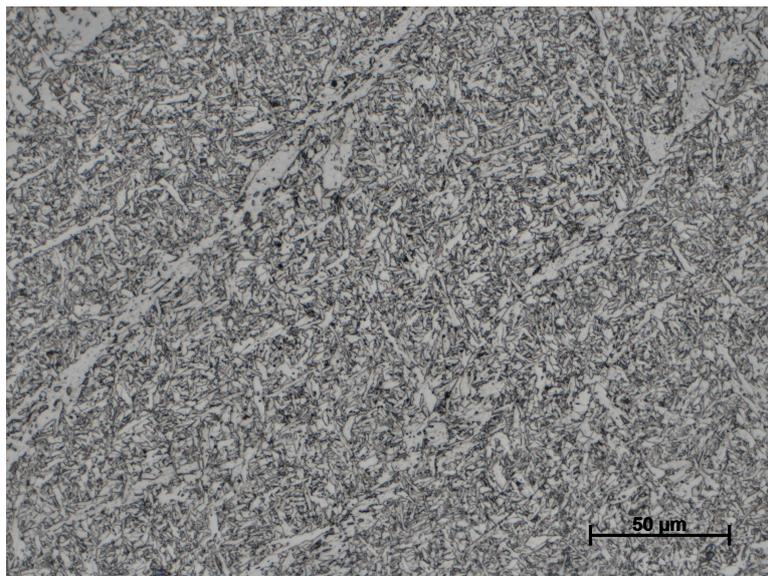


Figura 31: Micrografia do metal de solda longitudinal com aumento de 500x em sentido transversal ao crescimento de trinca.

As Figuras 32 e 33 mostram a microestrutura encontrada na região da ZTA da solda circunferencial. É possível verificar uma matriz ferrítica (fase clara) com colônias de perlita (fase escura) em ambas as direções, com algum alongamento de grãos na direção longitudinal, o que é esperado devido à laminação da chapa, assim como no metal de base.

Quanto ao tamanho de grão da ZTA, não se pode afirmar que o encontrado nestas micrografias é precisamente o mesmo em que a trinca cresceu, uma vez que a região da ZTA apresenta um gradiente de tamanho de grão e o local da amostra preparado se encontra a poucos milímetros de onde a trinca se propagou, o que já é suficiente para uma alteração do tamanho de grão.

Como a região onde a trinca propagou estava mais próxima ao metal de solda do que a região mostrada nas figuras, pode-se estimar que os grãos devem ser maiores do que os mostrados nas micrografias.



Figura 32: Micrografia da ZTA da solda circunferencial com aumento de 500x em sentido longitudinal ao crescimento de trinca.

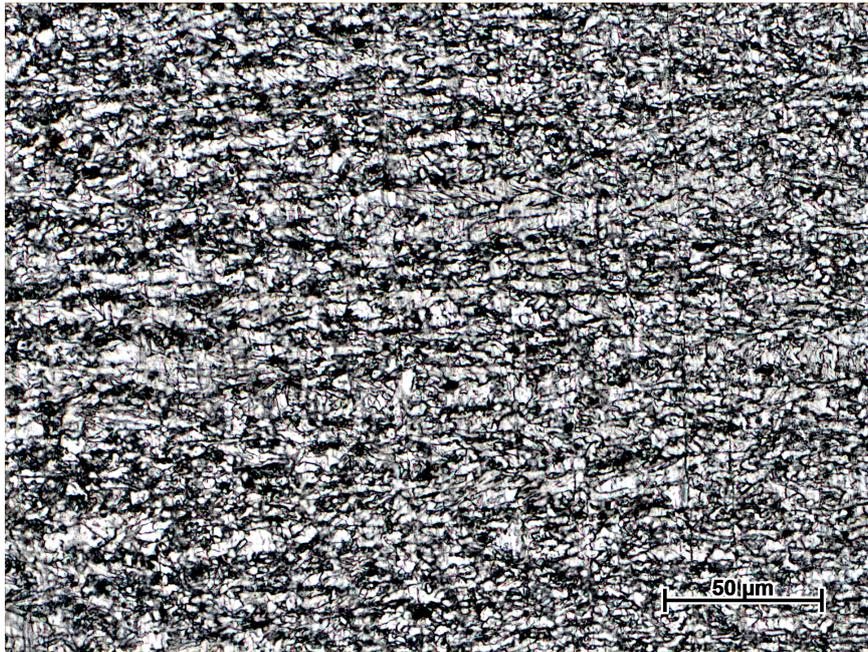


Figura 33: Micrografia da ZTA da solda circunferencial com aumento de 500x em sentido transversal ao crescimento de trinca.

4.2. Testes de fadiga

Os resultados obtidos para o ensaio de ΔK_{th} foram analisados com gráficos em escala logarítmica de forma a obter uma equação que descrevesse a reta e, a partir disso, calcular os valores de ΔK em que o crescimento de trinca da/dN fosse igual a 10^{-10} m/ciclo, como estipulado pela norma ASTM E647 [42]. Os parâmetros que descrevem as retas para os corpos de prova estão explicitados na Tabela 5, assim como os valores de ΔK_{th} . Os gráficos que foram montados a partir dos resultados de fadiga estão mostrados nas Figuras 34 a 37.

Tabela 5: Resultados obtidos via regressão linear.

$\log(da/dN) = a + b \log(\Delta K)$			
Corpo de prova	a	b	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})
X80TTT	-12,32	4,31	3,45
X80TTL	-12,46	4,384	3,64
X80TTSL	-13,68	6,544	3,65
X80TTZTASC	-19,74	12,389	6,10

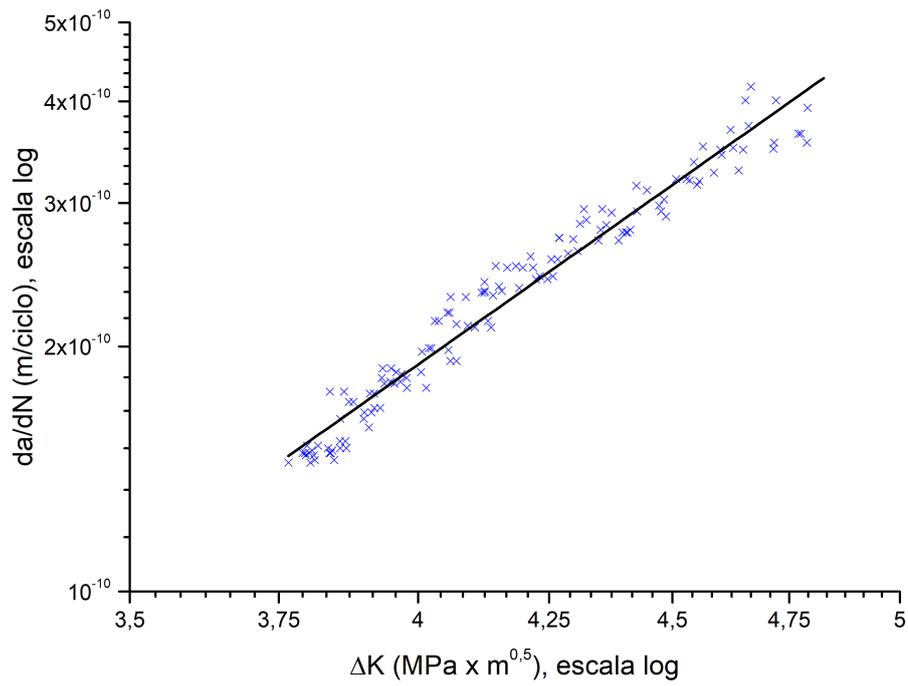


Figura 34: Curva da/dN vs ΔK (região I) para metal de base orientação C-L (MBTTT).

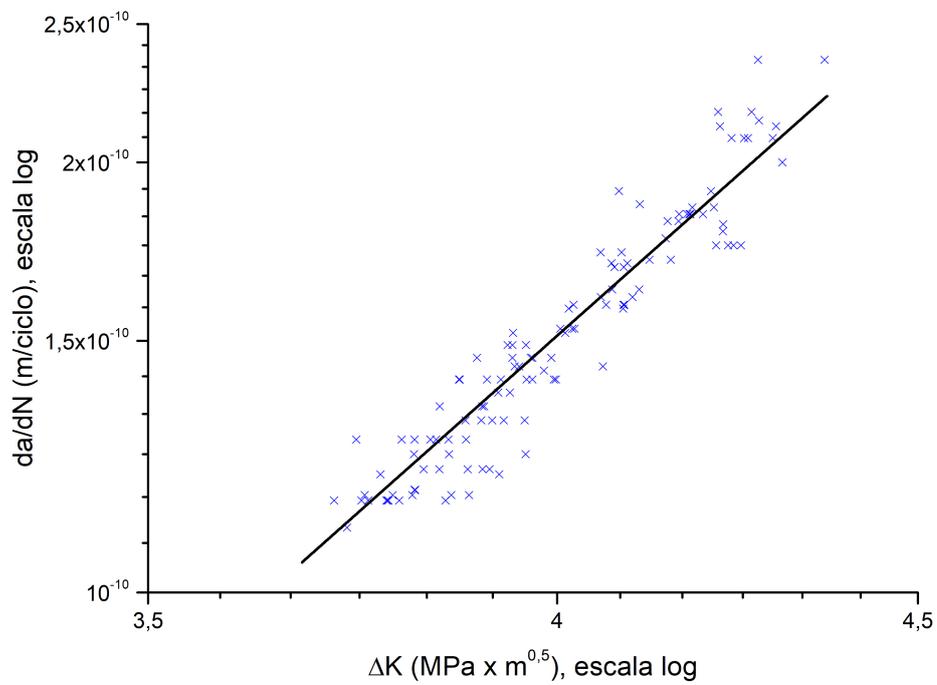


Figura 35: Curva da/dN vs ΔK (região I) para metal de base orientação L-C (MBTTL).

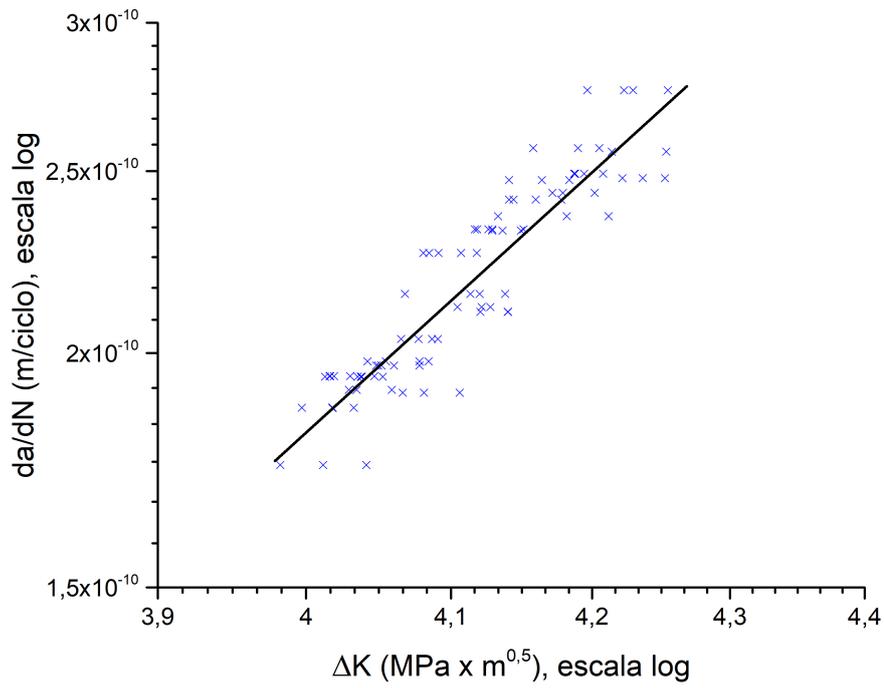


Figura 36: Curva da/dN vs ΔK (região I) para metal de solda (TTSL).

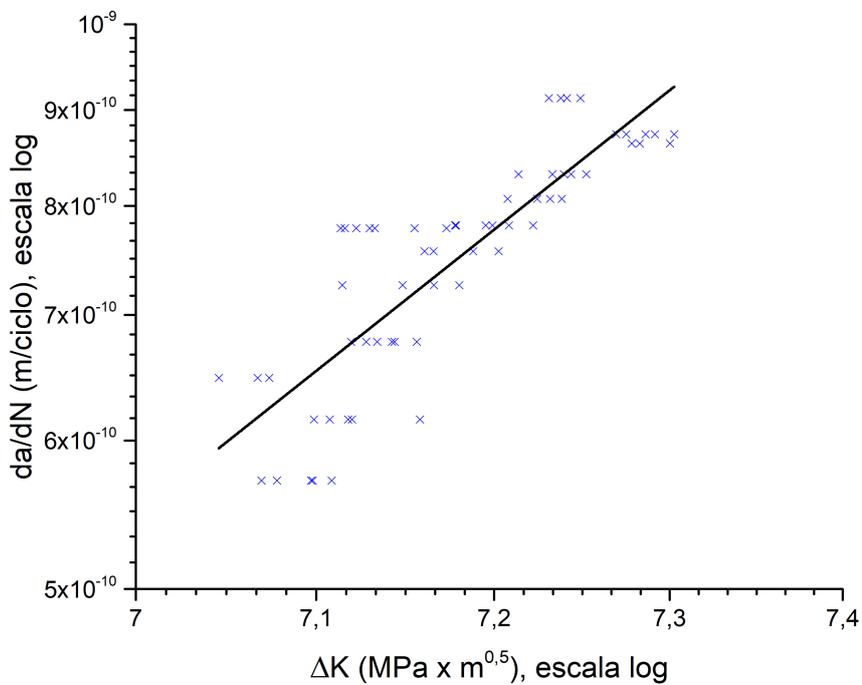


Figura 37: Curva da/dN vs ΔK (região I) para a região da ZTA da solda longitudinal (TTZTA).

Os valores encontrados para o ΔK_{th} no metal de base foram próximos em ambas as orientações, porém, em orientação L-C o valor foi um pouco maior. Quanto à solda longitudinal, seu valor foi praticamente igual ao do metal de base em direção L-C. Já era esperado que ΔK o limiar para a região da solda estivesse próximo ao do metal de base ou levemente acima dele, como foi encontrado por Jung *et al.* [30].

Já a região da ZTA da solda circunferencial mostrou uma resistência ao crescimento de trincas por fadiga maior do que as outras regiões e o seu valor de ΔK_{th} foi o maior dentre elas. Isso também é correspondente ao esperado pela literatura [30].

A Tabela 6 mostra uma comparação dos valores de ΔK limiar encontrados neste trabalho, utilizando uma razão de carga igual a 0,7 com os valores encontrados por Sowards *et al.* [45], Jung *et al.* [30], Kim *et al.* [46] e Kim *et al.* [47], que utilizaram um valor de R menores (igual a 0,1 para todos). Como pode ser observado, para todos os casos, nas regiões de metal de base, solda e ZTA, os valores para este trabalho foram menores do que os da literatura.

Tabela 6: Comparação entre resultados deste trabalho e os da literatura para valores limiares com razões de carga diferentes.

ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})	Este trabalho (R = 0,7)	Sowards <i>et al.</i> [45] (R = 0,1)	Jung <i>et al.</i> [30] (R = 0,1)	Kim <i>et al.</i> [46] (R = 0,1)	Kim <i>et al.</i> [47] (R = 0,1)
ZTA	6,10	-	11,4	-	-
MS	3,65	-	9,9	10	-
MB	3,45 (T-L)	5,7 (T-L)	9,3 (L-T)	9,3 (L-T)	5,62 (T-L)
	3,64 (L-T)	7,0 (L-T)			

A diferença entre os ΔK_{th} encontrados neste trabalho e os da Tabela 6 pode ser atribuída ao efeito de R, uma vez que maiores razões de carga levam a menores resultados de ΔK_{th} . Com maiores valores de R, o fechamento de trinca é menos provável, o que ocasiona menor resistência ao crescimento de trincas por fadiga. Portanto, ensaios realizados com valores de R mais elevados geram resultados mais conservadores.

A tensão residual e o tamanho de grão consequentes do processo de soldagem também podem influenciar significativamente nos resultados, porém não foi possível verificar seus efeitos.

5. Conclusão

A partir das análises dos resultados obtidos na micrografias e nos valores de ΔK limiar, é possível concluir que:

- O aço de especificação X80 utilizado neste trabalho apresenta uma microestrutura formada por ferrita, bainita e perlita, com alongamento dos grãos devido à laminação da chapa durante a produção dos tubos.
- A região do metal de solda longitudinal presente nas amostras de aço X80 apresenta uma microestrutura de ferrita poligonal e acicular. Não foi possível verificar a presença de microconstituente MA através de microscopia óptica.
- A zona termicamente afetada da solda circumferencial apresenta microestrutura de matriz ferrítica com perlita, também com alongamento dos grãos.
- As diferentes orientações para o crescimento de trinca no metal de base não apresentam diferenças significativas para o valor de ΔK limiar (aproximadamente 5%). Essa diferença não pode ser atribuída ao alongamento dos grãos.
- A região de metal de base e metal de solda para o aço em estudo apresentam valores comparáveis e similares de ΔK limiar, apesar das diferentes microestruturas presentes em cada região.
- A ZTA apresenta o maior valor de ΔK_{th} entre as regiões da junta soldada, como corrobora a literatura. Essa região apresenta maior resistência ao crescimento de trincas por fadiga.
- Os valores de ΔK_{th} encontrados neste trabalho com razões de carga (R) iguais a 0,7 são menores do que os encontrados na literatura para R igual a 0,1. Esse resultados eram esperados de acordo com a literatura, e isso se deve aos efeitos da razão de carga na região I das curvas da/dN vs ΔK .

6. Sugestões para trabalhos futuros

De acordo com os resultados obtidos e as demandas da indústria, sugere-se, para trabalhos futuros, maiores pesquisas na área, tais como:

- Maior número de ensaios de fadiga de forma a obter um intervalo confiável maior e valores de desvio padrão.
- Caracterização mais aprofundada do material, como tamanho de grão, dureza, textura, e outros que possam influenciar as propriedades e, então, relaciona-los aos limites em fadiga encontrados.
- Medição dos efeitos da tensão residual da junta nas propriedades em fadiga do material.
- Determinação da curva de fadiga e ΔK limiar em diferentes meios, como água do mar e H_2S .
- Utilização de MEV para determinar de forma mais acurada as microestruturas presentes na região da trinca.

Referências Bibliográficas

- [1] POOK, L. P. *The Role of Crack Growth in Metal Fatigue*. 1 ed. London, The Metals Society, 1983.
- [2] CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. 7 ed. Rio de Janeiro, LTC, 2008.
- [3] CAMPBELL, F. C. *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*. 1 ed. USA, ASM International, 2008.
- [4] ALAMILLA, J. L., SOSA, E. “Failure analysis and mechanical performance of an oil pipeline”, *Materials and Design*, v. 50, pp. 766–773, 2013.
- [5] CIMM. *Aços de alta resistência baixa liga*. <https://www.cimm.com.br>. Acessado em: 12 dez. 2017.
- [6] TANAKA, T. “Controlled Rolling of Steel Plate and Strip”, *International Metals Review*, v. 4, pp. 185–212, 1981.
- [7] HILLENBRAND, H. G., KALWA, C. “High Strength Line Pipe for Project Cost Reduction”, *World Pipelines*, v. 2, n. 1, pp. 1–10, 2002.
- [8] XIAO, F., LIAO, B., SHAN, Y., et al. “Isothermal transformation of low-carbon microalloyed steels”, *Materials Characterization*, v. 54, pp. 417–422, 2005.
- [9] GORNI, A. A. “Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços Avançados de Alta Resistência”, *Conferência Nacional de Conformação de Chapas*, pp. 1–15, 2008.
- [10] YANG, J. R., HUANG, C. Y., WANG, S. C. “The development of ultra-low carbon bainitic steels”, *Materials and Design*, v. 13, n. 6, pp. 335–338, 1992.
- [11] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. *5L: Specification for Line Pipe*. Washington, D.C., EUA, 2008.
- [12] HAUPT, W. *Ensaio Mecânicos e Caracterização Microestrutural De Tubos Soldados Por Fricção*. Dissertação de mestrado, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, Brasil, 2014.

- [13] TENARIS CONFAB INDUSTRIAL SA. *Processo de Fabricação SAW Longitudinal U-O-E*. <http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/files/processoUOE.pdf>. Acessado em: 30 jul. 2018.
- [14] BHADSHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, R. W. K. *Steels Microstructure and Properties*. Elsevier Ltd., 2006.
- [15] NASCIMENTO, L. A. D., VILARINHO, L. O., FERNANDES, D. B. “Avaliação da Influência do Regime Térmico em Ambos os Lados da Junta na Soldagem Orbital”, *Soldagem & Inspeção*, v. 21, pp. 456–468, 2016.
- [16] JUERS, R. H. “Shielded Metal Arc Welding. Welding Brazing and Soldering”, *Metals Handbook*, v. 6, n. 10, pp. 569–581, 1998.
- [17] PRICE, J. C. “Welding needs specified for X-80 offshore line pipe”, *Oil & Gas Journal*, v. 91, n. 51, pp. 95–100, 1993.
- [18] RAMÍREZ, M. G., GOMI, A. A., LANDGRAF, F., et al. “Caracterização Microestrutural de um Aço API 5L-X80 Através de Microdureza e Microscopia Ótica e Eletrônica”, *62º Congresso Anual da ABM*, pp. 3633–3642, 2007.
- [19] BATISTA, G. Z., DE SOUZA, L. F. P., BOTT, I. S., et al. “Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Tubo API 5L X80 Submetido a Curvamento por Indução”, *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, v. 3, n. 4, pp. 16–22, 2007.
- [20] SILVA, M. C. *Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura*. Dissertação de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2013.
- [21] GONZÁLEZ, M. F. R., LANDGRAF, F. J. G., GOLDENSTEIN, H., et al. “Curva TRC e sua caracterização microestrutural para um aço microligado para tubos API 5L-X80”, *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais*, pp. 1–14, 2008.
- [22] LI, L., YANG, Y. H., XU, Z., et al. “Fatigue crack growth law of API X80 pipeline steel under various stress ratios based on J-integral”, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 37, pp. 1124–1135, 2014.

- [23] HAN, Y. D., JING, H. Y., XU, L. Y. “Welding heat input effect on the hydrogen permeation in the X80 steel welded joints”, *Materials Chemistry and Physics*, v. 132, pp. 216–222, 2012.
- [24] JANSSEN, M. *Fracture Mechanics*. 2 ed. New York, Spon Press, 2002.
- [25] SIEMENS. *What is a SN-Curve?* <https://community.plm.automation.siemens.com/>. Acessado em: 7 dez. 2017.
- [26] PARIS, P. C., GOMEZ, M. P., ANDERSON, W. E. “A Rational Analytic Theory of Fatigue”, *The Trend in Engineering*, v. 13, pp. 9–14, 1961.
- [27] MASOUNAVE, J., BAFLON, J. P. “Effect of grain size on the threshold stress intensity factor in fatigue of a ferritic steel”, *Scripta Metallurgica*, v. 10, pp. 165–170, 1976.
- [28] NAKAI, Y., TANAKA, K., NAKANISHI, T. “The Effects of Stress Ratio and Grain Size on Near-Threshold Fatigue Crack Propagation in Low-Carbon Steel”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 15, n. 3-4, pp. 291–302, 1981.
- [29] PRIDDLE, E. K. “The influence of grain size on threshold stress intensity for fatigue crack growth in aisi 316 stainless steel”, *Scripta Metallurgica*, v. 12, pp. 49–56, 1978.
- [30] JUNG, D., KWON, J., WOO, N., et al. “S-N Fatigue and Fatigue Crack Propagation Behaviors of X80 Steel at Room and Low Temperatures”, *Metallurgical and Materials Transactions A.*, v. 45A, pp. 654–662, 2013.
- [31] NANNINGA, N., SLIFKA, A., LEVY, Y. “A Review of Fatigue Crack Growth for Pipeline Steels Exposed to Hydrogen”, *Journal of Research of NIST*, v. 115, n. 6, pp. 437–452, 2010.
- [32] MARCHI, C. S., SOMERDAY, B. P., NIBUR, K. A., et al. “Fracture Resistance and Fatigue Crack Growth of the X80 Pipeline Steel in Gaseous Hydrogen”, *Pressure Vessels & Piping Division Conference*, pp. 1–9, 2011.
- [33] ASTM. *E399-17: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [34] VOSIKOVSKY, O. “The Effect of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth Rates in Steels”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 11, pp. 595–602, 1979.

- [35] COOKE, R. J., BEEVERS, C. J. “The effect of load ratio on the threshold stresses for fatigue crack growth in medium carbon steels”, *Engineernig Fracture Mechanics*, v. 5, pp. 1061–1071, 1973.
- [36] KUJAWSKI, D., ELLYN, F. “A fatigue crack growth model with load ratio effects”, *Engineernig Fracture Mechanics*, v. 28, n. 4, pp. 367–376, 1987.
- [37] KUJAWSKI, D. “A fatigue crack driving force parameter with load ratio effects”, *International Journal of Fatigue*, v. 23, pp. s239–s246, 2001.
- [38] RITCHIE, R. O. “Near-threshold fatigue crack propagation in ultra-high strength steel: influence of low ratio and cyclic strength”, *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 99, n. 3, pp. 195–204, 1977.
- [39] KOBELEV, V. “Unification proposals for fatigue crack propagation laws”, *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, v. 13, n. 2, pp. 262–283, 2017.
- [40] FORMAN, R. G., KEARNEY, V. E., ENGLE, R. M. “Numerical analysis of crack propagation in cyclic loaded structures”, *Journal of Basic Engineering*, v. D89, n. 3, pp. 459–464, 1967.
- [41] SCHIJVE, J. “Some Formulas For The Crack Opening Stress Level”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 14, pp. 461–465, 1981.
- [42] ASTM. *E647-15e1*: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [43] LMTIUI, D. M. *Evaluation of da/dN vs ΔK curves and fatigue threshold values (ΔK_{th} of API-X65 steel for pipelines*. Monografia, Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, 2016.
- [44] FERNANDES, G. B. *Determinação experimental de ΔK limiar e dos coeficientes da lei de paris do metal de solda do aço API X65*. Monografia, Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, 2017.
- [45] SOWARDS, J., GNÄUPEL-HEROLD, T., MCCOLSKEY, D., et al. “Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld”, *Materials and Design*, v. 88, pp. 632–642, 2015.
- [46] KIM, Y., KWON, J., JEONG, D., et al. “Effect of applied potential on fatigue crack propagation behavior of API X80 steel in seawater”, *Met. Mater. Int.l*, v. 20, n. 5, pp. 851–858, 2014.

- [47] KIM, Y., KIM, C., KIM, W., et al. “Near-threshold fatigue crack growth behavior and crack closure of natural gas pipeline steels”, *Procedia Engineering* 1, v. 10, pp. 813–820, 2011.