

Universidade de São Paulo

Escola de Engenharia de São Carlos

Josué Dias Falqueto

Propagação de trinca por fadiga em soldas de aço API 5L X70 modificado  
ao Nb

São Carlos

2018



JOSUÉ DIAS FALQUETO

Propagação de trinca por fadiga em soldas de aço API 51 X70 modificado ao Nb

Monografia apresentada ao curso de Engenharia de Materiais e Manufatura, da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro de Materiais e Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos

2018



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

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da  
EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

D541p      Dias Falqueto, Josué  
            Propagação de trinca por fadiga em soldas de aço  
API 5l X70 modificado ao Nb / Josué Dias Falqueto;  
orientador Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho. São  
Carlos, 2018.

Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais e  
Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da  
Universidade de São Paulo, 2018.

1. API5L-X70. 2. Microestrutura. 3. Propagação de  
trinca . 4. Fadiga. 5. Solda. I. Título.

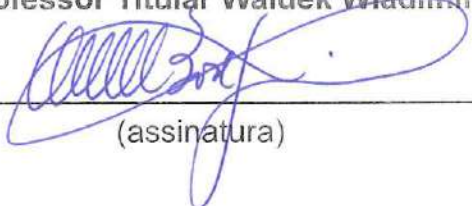


## FOLHA DE APROVAÇÃO

<b>Candidato:</b> Josué Dias Falqueto
<b>Título do TCC:</b> Propagação de trinca por fadiga em soldas de aço API 5L X70 modificado ao Nb
<b>Data de defesa:</b> 27/11/2018

Comissão Julgadora	Resultado
Professor Titular Waldek Wladimir Bose Filho (orientador)	Aprovado
Instituição: EESC - SMM	
Professor Doutor José Benedito Marcomini	Aprovado
Instituição: EESC - SMM	
Pesquisador Joseane Moreira Giarola	Aprovado
Instituição: EESC - SMM	

Presidente da Banca: **Professor Titular Waldek Wladimir Bose Filho**

  
\_\_\_\_\_  
(assinatura)





## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Deus, sem o qual nada seria possível. Em segundo lugar, gostaria de agradecer a todas as pessoas que contribuíram para o meu crescimento individual e profissional durante os anos de graduação. Em particular agradeço:

À minha família pelo suporte emocional e apoio prestados ao longo de minha vida acadêmica, sobretudo à minha mãe Apolonia Maria Carneiro Dias Falqueto, e às minhas irmãs, Alana Dias Falqueto e Amanda Dias Falqueto.

Aos professores do curso de Engenharia de Materiais e Manufatura, pelos conhecimentos transferidos no decorrer das disciplinas, em especial ao professor Waldek Wladimir Bose Filho, pelo tempo e atenção empregados na orientação desta monografia.

Ao Prof. Dr. Júlio Cesar de Souza Francisco, por seu incentivo e auxílio no decurso deste trabalho.

Aos técnicos de laboratório Douglas Giovanni Bon, Elderson Cássio Domenicucci, João Jerônimo Bernardi, Denilson Kleber Vila, Ricardo Gomes Pereira e ao especialista em laboratório Alberto Cury Nassour, pelo apoio prestado na realização da parte prática desta monografia.

A empresa ArcelorMittal pela preparação dos aços utilizados neste trabalho.

A CNPq pelo financiamento de minha iniciação científica; que foi base para a realização deste trabalho.

Por fim, aos meus colegas de classe, pela amizade e estímulo que auxiliaram na conclusão deste estudo.



## RESUMO

FALQUETO, J. D. **Propagação de trinca por fadiga em soldas de aço API 5L X70 modificado ao Nb**. 2018 111 f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

A confecção das dutovias necessariamente requer o emprego de soldagem para união dos tubos, sendo que a região soldada constitui o elo mais fraco destas e com uma potencial existência ou futura nucleação de “defeitos tipo trinca” que podem causar sérios acidentes. Assim, este trabalho de conclusão de curso busca avaliar a correlação entre microestrutura e resistência à propagação de trinca por fadiga em regiões soldadas de dois aços microligados grau X70 para tubos da classe API 5L, de composição química semelhante, mas com valores de 0,06% e 0,09% de Nióbio em peso. Para tanto, foi realizada uma caracterização microestrutural, utilizando microscopia ótica para o estudo do metal base, da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal de solda. Os ensaios de propagação de trinca, por sua vez, foram realizados para a obtenção das curvas de propagação de trinca  $da/dN$  versus  $\Delta K$  que são importantes para previsão da vida das tubulações.

Dos resultados, evidencia-se que a PTF ocorreu de maneira similar para todas as regiões (Metal de Base, Solda e ZTA), com exceção do Metal Base da liga Alto Nb no sentido TL. Ainda para a região do metal base, apesar do ocorrido, estudos apontam não existir sensibilidade do crescimento de trincas por fadiga com a variação do sentido de laminação entre transversal (T-L) e longitudinal (L-T) para esta categoria de material e seus processamentos. No metal de solda, houve similaridade entre os coeficientes obtidos, o que reitera a semelhança das microestruturas oriundas do processo de soldagem nos aços de diferentes composições.

Deste modo, tem-se que o aço API 5L X70 modificado com Nb, produzido conforme o processo desenvolvido pela ArcelorMittal - Tubarão, apresenta parâmetros de resistência à propagação de trincas por fadiga análogos aos aços API 5L X70 com teores de Nb= 0,06 % peso, pois o crescimento da trinca se deu de maneira bastante similar. Exceção ao Metal Base do aço Alto Nb na direção TL que inesperadamente apresentou TPTF inferior a todas outras condições para baixos valores de  $\Delta K$ .

**Palavras-chave:** API5L-X70, Microestrutura, Propagação de trinca, Fadiga, Solda.



## ABSTRACT

FALQUETO, J. D. **FATIGUE CRACK GROWTH IN WELDS OF API5L X70 STEEL MODIFIED WITH Nb.** 2018 111 f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

The construction of pipelines necessarily requires the use of welding to join the tubes, with the welded region being the weakest link of the structure and with a potential existence or future nucleation of "cracking defects" that can cause serious accidents. Thus, this undergraduate thesis seeks to evaluate the correlation between microstructure and resistance to fatigue crack propagation in welded regions of two micro-alloyed X70 steels for API 5L class pipes of similar chemical composition, but with values of 0.06 % and 0.09% Niobium by weight. In that matter, a microstructural characterization was carried out, using optical microscopy to study the base metal, the heat-affected zone (HAZ) and the weld metal. The crack propagation tests, on the other hand, were performed to obtain the fatigue crack growth curves  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , that are important for predicting the life of the pipes.

From the results, it is evident that the FCP occurred in a similar way for all regions (Base Metal, Weld Metal and HAZ), except for the Base Metal of the alloy with higher concentration of Nb, in the T-L direction. Still regarding the base metal region, despite the described fact, studies indicate that there is no sensitivity of fatigue crack growth with the variation of the rolling direction in transversal (T-L) and longitudinal (L-T), for this category of material and its processing. In the weld metal region, there was similarity between the coefficients obtained, which reiterates the similarity of the microstructures generated by the welding process in the two steels of different compositions.

Thus, as a final conclusion, the API 5L X70 steel modified with Nb, produced according to the process developed by ArcelorMittal - Tubarão, presents resistance parameters to the propagation of fatigue cracks analogous to API 5L X70 steels with Nb = 0.06% weight, because both crack growths occurred in a very similar way. There is an exception for the alloy with higher concentration of Nb in the T-L direction which, unexpectedly, presented fatigue crack growth rates lower than all other conditions for low values of  $\Delta K$ .

**Keywords:** API5L-X70, Microestrutura, Crack Propagation, Fatigue, Weld.



## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

<b>Figura 1-</b> Relação entre limite de resistência e alongamento total dos vários tipos de aços avançados de alta resistência (AHSS).....	29
<b>Figura 2-</b> Sequência de deformação durante a laminação controlada.....	33
<b>Figura 3-</b> Organização da manufatura de tubos pelo processo SAWH ( <i>Helicoidal Submerged Arc Welding</i> ).35	
<b>Figura 4</b> - a) Macrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL; b) Ilustração da ZAC obtida com soldagem de dois passes.....	36
<b>Figura 5</b> - Esquema que relaciona as temperaturas alcançadas em cada parte da junta (fixadas no diagrama Fe-C) e o aspecto de sua microestrutura.....	37
<b>Figura 6-</b> Efeito do teor de carbono na tenacidade de aços.....	39
<b>Figura 7</b> – Diagrama CCT de um aço de baixo carbono utilizado em dutos ( <i>BF, Ferrita/Bainita; AF, ferrita acicular; PF, ferrita poligonal; P, perlita</i> ).....	42
<b>Figura 8-</b> Diagrama de fases do sistema Fe-C.....	43
<b>Figura 9-</b> Diagrama esquemático das fases formadas no metal de solda de aços ARBL; $\alpha W$ – ferrita de Widmanstätten, $\alpha a$ – ferrita acicular, $\alpha$ – ferrita alotriomórfica.....	43
<b>Figura 10</b> - Micrografia indicando fases formadas no metal de solda de um aço ARBL: $\alpha W$ – ferrita de Widmanstätten, $\alpha a$ – ferrita acicular, $\alpha$ – ferrita alotriomórfica.....	44
<b>Figura 11</b> - Morfologia das ferritas de Widmanstätten primária e secundária.....	45
<b>Figura 12</b> – Ilustração da bainita superior e inferior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono.....	46
<b>Figura 13-</b> Microestrutura de ferrita acicular típica ( $\alpha a$ ) no metal de solda de um aço ARBL com pequenas adições de Al, Ti e O.....	47
<b>Figura 14</b> - Ilustração esquemática de experimentos que indicam o favorecimento da nucleação da bainita ou da ferrita acicular.....	48
<b>Figura 15</b> -Microestrutura da região intercrítica apresentando constituintes M-A. Ataque: Picrato de sódio alcalino.....	49
<b>Figura 16-</b> Estágios de propagação de trinca por fadiga.....	50
<b>Figura 17-</b> Estrias de fadiga numa liga de alumínio correspondentes à sequência variada da amplitude de carregamento.....	51
<b>Figura 18</b> - Processo de crescimento da trinca por fadiga.....	52
<b>Figura 19</b> - Efeito do nível de tensão na taxa de propagação de trinca por fadiga.....	53
<b>Figura 20</b> - Comportamento típico da propagação de trinca por fadiga em metais.....	55
<b>Figura 21</b> – Esquemático do método Hot Strip Mill.....	57
<b>Figura 22</b> -a) Chapa de 16 mm de espessura do aço API5L-X70 com teor de Nb de 0,06% (16 x 340 x 440 mm); b) Tubo de 14 mm de espessura do aço API5L-X70 com teor de Nb de 0,09% (diâmetro de 823 mm e comprimento de 1500 mm); c) Chapa de 14 mm de espessura do aço API5L-X70 com teor de Nb de 0,09% (14 x 400 x 400 mm).....	58

<b>Figura 23</b> - a) Calotas obtidas pelos cortes do tubo; b) Corte transversal realizado em cada calota; c) Metade das calotas soldadas.....	58
<b>Figura 24</b> - Geometria da junta do tipo “meio K”, utilizada na união das calotas de aço API5L-X70.....	59
<b>Figura 25</b> - Calotas soldadas por arco submerso com a seta pontilhada indicando o sentido de laminação.....	59
<b>Figura 26</b> - a) Chapa de 16 mm de espessura do aço API X70 Normal Nióbio; b) Corte transversal realizado na chapa; c) Metades das chapas soldadas.....	60
<b>Figura 27</b> – a) Tiras de chapas soldadas de alto Nióbio; b) Tiras de chapas soldadas de normal Nióbio..	60
<b>Figura 28</b> - Máquina de corte de precisão Arotec modelo acrocor 40.....	61
<b>Figura 29</b> - Microscópio Óptico modelo BX51M, marca Olympus utilizado na análise microestrutural..	62
<b>Figura 30</b> - Lixamento manual dos corpos de prova.....	63
<b>Figura 31</b> - Geometria do entalhe.....	63
<b>Figura 32</b> - Dimensões dos corpos de prova do ensaio de propagação de trinca por fadiga.....	64
<b>Figura 33</b> - Definição do tamanho da trinca inicial do ensaio por meio do traçador de altura.....	64
<b>Figura 34</b> - Nucleação da pré-trinca por fadiga: disposição dos equipamentos durante o ensaio (à esquerda); b) posicionamento do corpo de prova (à direita).....	65
<b>Figura 35</b> - Observação do crescimento da pré-trinca na parte frontal e posterior do corpo de prova por meio de lunetas.....	66
<b>Figura 36</b> –Macrografia da região de uma junta soldada do tipo “meio K”.....	69
<b>Figura 37</b> - Aspecto geral da microestrutura da região da solda circunferencial no aço API X70, normal Nb (0,06%). Aumento 50x. Ataque: Nital 2%.....	70
<b>Figura 38</b> - Aspecto geral da microestrutura da região da solda circunferencial no aço API X70, alto Nb(0,09%). Aumentos 50x e 200x, respectivamente. Ataque: Nital 2%.....	71
<b>Figura 39</b> – Metalografia da região de transição entre ZTA e Zona Fundida de um aço inoxidável ferrítico, mostrando a continuidade de grãos da ZTA na Zona Fundida. Aumento: 100x.....	72
<b>Figura 40</b> - Microestrutura da região do metal de solda como depositado para o aço Normal Nb (0,06%). (AF- Ferrita de Widmanstätten acicular; PF(G)- Ferrita primária de contorno de grão; PF(NA )- Ferrita primária poligonal não alinhada; WF-FS(A)- Ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada) a) Aumento de 200x e b) Aumento de 500x. Ataque: Nital 2%.....	73
<b>Figura 41</b> - Microestrutura da região do metal de solda como depositado para o aço AltoNb (0,09%). (AF- Ferrita de Widmanstätten acicular; PF(G)- Ferrita primária de contorno de grão; PF(NA )- Ferrita primária poligonal não alinhada; WF-FS(A)- Ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada) . a) Aumento de 200x e b) Aumento de 500x. Ataque: Nital 2%.....	74
<b>Figura 42</b> – Região de granulometria grosseira- Aço Normal Nb (0,06%). (PF(NA )- Ferrita primária poligonal não alinhada; P- Perlita lamelar). Aumento 200x. Ataque: Nital 2%.....	76
<b>Figura 43</b> – Região de granulometria grosseira- Aço Alto Nb(0,09%). (PF(NA )- Ferrita primária poligonal não alinhada; P- Perlita lamelar). Aumento 200x. Ataque: Nital 2%.....	76
<b>Figura 44</b> – Região de granulometria fina- Aço Normal Nb (0,06%). (PF(NA )- Ferrita primária poligonal não alinhada; PF(I)- Ferrita Idiomórfica). Aumento 500x. Ataque: Nital 2%.....	77
<b>Figura 45</b> – Região de granulometria fina- Aço Alto Nb (0,09%). (PF(NA )- Ferrita primária poligonal não alinhada; P- Perlita lamelar). Aumento 500x. Ataque: Nital 2%.....	78



<b>Figura 46-</b> Indicação do sentido de laminação no metal base do aço Normal Nb (0,06%). Aumento 50x. Ataque: Nital 2%.....	79
<b>Figura 47-</b> Indicação do sentido de laminação no metal base do aço Alto Nb (0,09%). Aumento 50x. Ataque: Nital 2%.....	79
<b>Figura 48-</b> Microestrutura Mb aço Normal Nb (0,06%). ( <i>PF(NA)</i> )- Ferrita primária poligonal não alinhada; <i>P</i> - Perlita lamelar). Aumento: 100x. Ataque: Nital 2%.....	80
<b>Figura 49-</b> Microestrutura Mb aço Alto Nb(0,09%). ( <i>PF(NA)</i> )- Ferrita primária poligonal não alinhada; <i>P</i> - Perlita lamelar). Aumento: 100x. Ataque: Nital 2%.....	80
<b>Figura 50-</b> Microestrutura Mb transversal à laminação do aço Norma INb (0,06%). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%.....	81
<b>Figura 51-</b> Microestrutura Mb transversal à laminação do aço NormalNb(0,06%) após tratamento com programa de análise de imagens <i>ImageJ</i> . Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%.....	82
<b>Figura 52-</b> Microestrutura Mb transversal à laminação do aço AltoNb(0,06%). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%.....	82
<b>Figura 53-</b> Microestrutura Mb transversal à laminação do aço NormalNb(0,06%) após tratamento com programa de análise de imagens <i>ImageJ</i> . Ataque: Nital 2%.....	83
<b>Figura 54-</b> Microestruturas observadas na metade da espessura da chapa laminada com redução na fase de acabamento de 88% Aumento: 350x. Ataque: Nital 2%.....	84
<b>Figura 55-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) do aço API X70 Normal Nb (0,06%) Transversal ( $\Delta$ ) e Longitudinal ( $\square$ ) à Laminação.....	85
<b>Figura 56-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Transversal 1 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	86
<b>Figura 57-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Transversal 2 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	86
<b>Figura 58-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Longitudinal 1 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	87
<b>Figura 59-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Longitudinal 2 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	87
<b>Figura 60-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) do aço API X70 Alto Nb (0,09%) Transversal ( $\Delta$ ) e Longitudinal ( $\square$ ) à Laminação.....	88
<b>Figura 61-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Transversal 1 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> )..	89
<b>Figura 62-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Transversal 2 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> )..	89
<b>Figura 63-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Longitudinal 1 e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	90
<b>Figura 64-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Longitudinal 2e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	90
<b>Figura 65-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) no sentido longitudinal à Laminação.....	91
<b>Figura 66-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) no sentido transversal à Laminação.....	91
<b>Figura 67-</b> Curva de Paris para o aço API X52 nos sentidos transversal e longitudinal à laminação (R=0,1, f=20Hz).....	92
<b>Figura 68-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Normal Nb (0,06%) - Metal de Solda	92
<b>Figura 69-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal de Solda 1e medições de ( <i>a<sub>f</sub></i> ).....	93

<b>Figura 70-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal de Solda 2 e medições de $(a_f)$ ...	
<b>Figura 71-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Alto Nb (0,09%) - Metal de Solda.....	94
<b>Figura 72-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal de Solda 1 e medições de $(a_f)$ .....	94
<b>Figura 73-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal de Solda 2 e medições de $(a_f)$ .....	94
<b>Figura 74-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) no metal de solda usado as soldagem dos Aços Normal e Alto Nb.....	95
<b>Figura 75-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Normal Nb (0,06%) – ZTA.....	96
<b>Figura 76-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/ZTA 1 e medições de $(a_f)$ .....	97
<b>Figura 77-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/ZTA 2e medições de $(a_f)$ .....	97
<b>Figura 78-</b> Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/ZTA 3e medições de $(a_f)$ .....	98
<b>Figura 79-</b> Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Alto Nb (0,09%) – ZTA.....	98
<b>Figura 80-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/ZTA 1 e medições de $(a_f)$ .....	98
<b>Figura 81-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/ZTA 2e medições de $(a_f)$ .....	99
<b>Figura 82-</b> Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/ZTA 3e medições de $(a_f)$ .....	99
<b>Figura 83-</b> Curvas da/dN vs $\Delta K$ para as regiões MB, MS e ZTA para os aços Alto Nb e Normal Nb....	100

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1-</b> Graus dos aços API.....	31
<b>Tabela 2-</b> Composições químicas dos Aços API 5L - X70.....	38
<b>Tabela 3 -</b> Representação gráfica de um carregamento cíclico e as principais variáveis a serem observadas.....	55
<b>Tabela 4-</b> Valores para as constantes "C" e "m" para aços estruturais.....	56
<b>Tabela 5-</b> Extração dos corpos de prova para ensaio de propagação de trinca por Fadiga.....	61
<b>Tabela 6 -</b> Esquema de classificação de componentes microestruturais.....	68
<b>Tabela 7 -</b> Parâmetros da equação de Paris-Erdogan.....	100
<b>Tabela 8 -</b> Valores da literatura dos coeficientes da lei de Paris para as três regiões soldadas em aços de classe API.....	101



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- API** - *American Petroleum Institute*
- ARBL**-Aço de alta resistência e baixa liga
- ASTM**- *American Society For Testing And Materials*
- CST** – Companhia Siderúrgica de Tubarão
- EBSD** - *Electron backscatter diffraction*
- EPS** – Especificação do procedimento de soldagem
- ERW** - *Electric Resistance Welding*
- HSM** – *Hot Strip Mill*
- MB** – Metal Base
- MS** –Metal de Solda
- NbC** – Precipitado de Carbeto de Nióbio
- NbN** - Precipitado de Nitreto de Nióbio
- PTF** – Propagação de trinca por Fadiga
- SAW** - *Submerged Arc Welding*
- SWAH** - *Helicoidal Submerged Arc Welding*
- SE(B)** – *Single edge notch bend specimen*
- T<sub>nr</sub>** – Temperatura de não-recristalização
- TPTF** – Taxa de propagação de trinca por fadiga
- TiN**- Precipitado de Nitreto de Titânio
- VC** -Precipitado de Carbeto de Vanádio
- V(CN)** – Precipitado de Carbonitreto de Vanádio
- VN** – Precipitado de Nitreto de Vanádio
- W**- Altura corpo de prova SE(B)
- ZTA** – Zona termicamente afetada
- ZAC**–Zona afetada pelo calor



## LISTA DE SÍMBOLOS

$a$ -Tamanho da trinca

$a_c$  - Tamanho da trinca crítico

$a_i$  - Tamanho inicial da trinca

$a_f$  - Tamanho final da trinca

$C$ -Constante da equação de Paris, dependente do material

$da/dN$ -Taxa de propagação da trinca

$K$  -Fator de intensidade de tensão

$K_C$ -Fator de intensidade de tensão crítico

$K_{máx}$ -Fator de intensidade de tensão máximo a cada ciclo

$K_{mín}$ -Fator de intensidade de tensão mínimo a cada ciclo

$\Delta K$  Variação do fator de intensidade de tensão

$\Delta K_{th}$  Variação do fator de intensidade de tensão *threshold*

$m$ -Expoente da equação de Paris, dependente do material

$N$  - Número de ciclos

$N_f$ -Número de ciclos até falhar

$\sigma$ -Tensão nominal aplicada

$\Delta\sigma$ -Amplitude de tensão aplicada

$Y$ - Fator dependente da geometria do corpo de prova





# SUMÁRIO

<b>1. Introdução.....</b>	<b>27</b>
<b>2. Objetivo.....</b>	<b>28</b>
<b>3. Revisão Bibliográfica .....</b>	<b>29</b>
3.1. Aços avançados de alta resistência.....	29
3.1.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	30
3.1.2. Especificação API 5L e o transporte de flúidos por meio de dutos.....	30
3.2. Processamento para confecção de tubos de aço ARBL para dutos .....	32
3.2.1. Processo de obtenção dos aços ARBL .....	32
3.2.2. Processo de obtenção de tubos em aço API 5L.....	34
3.3. Soldagem pelo método arco submerso.....	36
3.3.1. Influência da soldagem na microestrutura.....	36
3.4. Metalurgia Física de Aços para Tubos Petrolíferos .....	37
3.4.1. Composições Químicas Usuais dos Aços API 5L - X70 .....	38
3.4.2. Efeitos do Carbono e elementos microligantes .....	38
3.4.3. Microestruturas Típicas dos Aços API 5L - X70 .....	41
3.5. Fenômeno de fadiga em metais.....	49
3.5.1. Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga .....	53
<b>4. Procedimentos Experimentais.....</b>	<b>57</b>
4.1. Material .....	57
4.2. Análise Metalográfica .....	61
4.3. Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga .....	62
<b>5. Resultados e Discussão.....</b>	<b>67</b>
5.1. Caracterização microestrutural.....	67
5.1.1 – Região da junta soldada: Metal de solda (MS) e Zona termicamente afetada (ZTA).....	69
5.1.2 – Região do metal base (MB).....	78
5.1.3 – Tamanho de grão.....	81
5.2 – Propagação de trinca por Fadiga .....	84
5.2.1 – Metal Base.....	84
5.2.2 – Metal de Solda.....	92
5.2.3 – Zona Termicamente Afetada.....	95
<b>6. Conclusões .....</b>	<b>102</b>
<b>Referências .....</b>	<b>104</b>
<b>Anexo A .....</b>	<b>110</b>



## 1. Introdução

Embora o cenário corrente da indústria do petróleo aponte a ultrapassagem da oferta global sobre a demanda do produto, a *commodity* e seus derivados ainda respondem por mais da metade da energia primária consumida no mundo (INTERNATIONAL ENERGY AGENCY\*, 2016). Em consequência, a extração e o transporte de petróleo são objetos de estudo de áreas diversas da engenharia, que visam melhorias das propriedades mecânicas dos dutos, bem como das técnicas empregadas na produção dos mesmos. Desta maneira, busca-se assegurar a integridade estrutural dos componentes envolvidos, tendo em vista o potencial risco de acidentes de grande impacto social e ambiental.

Atualmente, os dutos transportam gases com elevada acidez, em condições de operação severas de pressão e temperatura (BAUER; SCHWINN; TACKE, 2003). As dutovias são frequentemente submetidas a carregamentos cíclicos em diferentes fases da vida do componente, que pode gerar e/ou propagar trincas, sendo as juntas soldadas os pontos de maior probabilidade de ocorrência do colapso destas estruturas.

Os aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL) são empregados na confecção de dutos de transporte de petróleo por satisfazerem as exigências de serviço, além da possibilidade de serem unidos por solda. A adição de microligantes nestes aços mostra-se válida para atender não somente às elevadas solicitações mecânicas, mas buscando uma elevada resistência à fadiga, à tenacidade, resistência à corrosão e boa soldabilidade do material. A introdução de elementos de liga é realizada durante a fabricação do aço, para que durante o processamento termomecânico das chapas, obtenha-se uma microestrutura adequada.

Para esta classe de aços, o *American Petroleum Institute* estabelece por meio da norma API-SPEC 5L 2007 que a soma das concentrações dos ligantes Nb, V e Ti não deve ultrapassar 0,15% em peso. Soma-se a este fato, a restrição da empresa Petrobrás imposta sobre o teor de Nb. Este valor não deve exceder 0,06% em peso.

---

\*INTERNATIONAL ENERGY AGENCY, Oil Market Report 2016. Disponível em: <<https://www.iea.org/oilmarketreport/omrpublic/>>. Acesso em 5 de Jande 2017

Contudo, para a viabilização de teores acima destes níveis é necessário satisfazer alguns requisitos, por exemplo: no mínimo manter as propriedades mecânicas e verificar se há alguma influência negativa na solda proveniente do processamento do tubo e nas realizadas no campo.

Neste contexto, é comercialmente vantajoso se utilizar níveis maiores deste metal na composição de aços ARBL, dado que o Brasil possui a maior reserva mundial de minério de Nióbio. Ademais, este elemento, devido à sua alta afinidade por Carbono e Nitrogênio, é formador de carbonetos e carbonitretos, os quais podem aumentar consideravelmente a resistência mecânica dos aços por precipitação na matriz e por ancoramento dos contornos de grão, resultando em uma microestrutura de grãos finos (DAVIS, 2011). Adicionalmente, pesquisas mostraram que o refino de grão ferrítico é responsável pela maior contribuição (em média 70%) no aumento do limite de escoamento nos aços microligados (POORHAYDARI; PATCHETT; IVEY, 2006).

Assim, para a aplicação destes aços, estudos de avaliação microestrutural e das propriedades mecânicas são necessários, especialmente para a região soldada que une tubos adjacentes, denominada de solda circunferencial, ou “girthweld”. As referidas áreas constituem o elo mais fraco da estrutura que compõe as dutovias, e apresentam potencial existência ou futura nucleação de “defeitos tipo trinca”, sendo, portanto, o objeto de estudo desta pesquisa.

## **2. Objetivo**

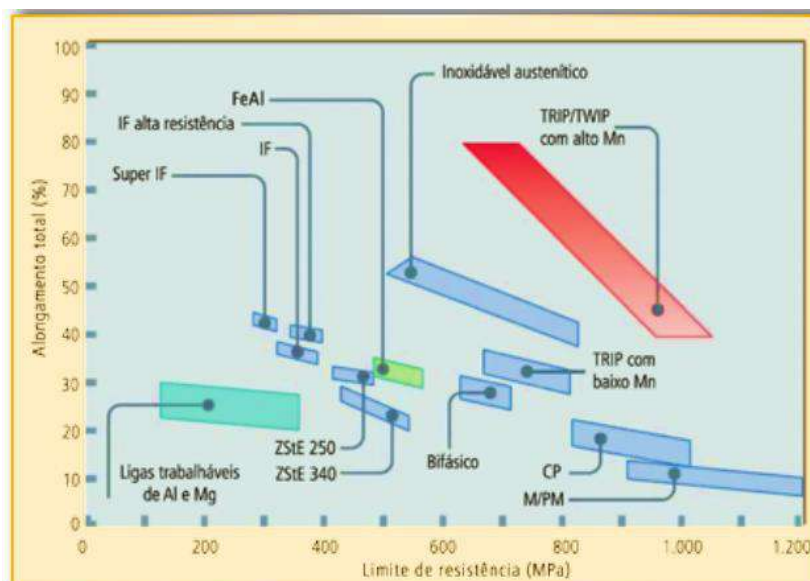
Este trabalho busca avaliar a correlação entre microestrutura e resistência à propagação de trinca por fadiga de dois aços microligados grau X70 para tubos da classe API 5L, de composição química semelhante, mas com valores de 0,06% e 0,09% de Nióbio em peso; estudar o comportamento em fadiga através das curvas de propagação de trinca  $da/dN$  versus  $\Delta K$ ; e correlacionar os resultados de fadiga com as características microestruturais.

### 3. Revisão Bibliográfica

#### 3.1. Aços avançados de alta resistência

As chapas feitas com aços avançados de alta resistência são uma das principais respostas da siderurgia aos desafios em busca de maior competitividade e atendimento às restrições ao consumo de energia e aos danos ao meio ambiente. Os produtos planos de aço possuem aplicação praticamente universal, graças à capacidade que possuem de assumir diferentes perfis de propriedades por meio da escolha criteriosa dos elementos de liga e da aplicação de tratamentos termomecânicos ou térmicos específicos. Chapas mais finas de aço com maior resistência mecânica permitem reduzir o peso das peças sem a perda de suas características originais. Contudo, há casos em que um aumento da resistência leva à redução da conformabilidade do material, o que afeta a liberdade de *design* (GORNI, 2008).

**Figura 1-** Relação entre limite de resistência e alongamento total dos vários tipos de aços avançados de alta resistência (AHSS).



**Fonte:** Schröder (2004).

Como mostra a Figura 1, o aumento do nível de resistência mecânica do produto leva, de forma quase obrigatória, à redução de seu alongamento total. A solução para esse problema foram alterações microestruturais para conciliar as referidas características, contraditórias em um primeiro momento.

Dentre os aços avançados de alta resistência que vêm sendo desenvolvidos, merecem destaque:

- Ferríticos e ferrítico-perlíticos;
- Microligados;
- Bifásicos (*dual phase*);
- Multifásicos;
- Martensíticos;
- Aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP);
- Aços com tamanho de grão ultra-fino;

### **3.1.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)**

De um modo geral, recebem tal classificação os aços resultantes de um processo de fabricação que envolve conceitos como endurecimento por precipitação, refino de grão, adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes de temperatura de laminação. Os aços ARBL foram desenvolvidos pela indústria do aço e atualmente atendem a diversos setores industriais como o automobilismo e o de estruturas, devido ao seu elevado limite de resistência, boa tenacidade a baixas temperaturas, boa conformabilidade e boa soldabilidade (FRANCISCO, 2015).

Os aços microligados contêm pequenas quantidades de elementos microligantes, tais como Nióbio, Titânio e Vanádio, dificilmente ultrapassando 0,1% (em peso) cada (API, 2007). Esses elementos, devido à sua alta afinidade por Carbono e Nitrogênio, são possuem a tendência de formarem carbonetos e carbonitretos, os quais podem aumentar notadamente a resistência mecânica dos aços por precipitação na matriz e por ancoramento dos contornos de grão (FRANCISCO, 2015).

### **3.1.2. Especificação API 5L e o transporte de flúidos por meio de dutos**

O sistema de dutos é o principal meio de transporte em um setor com demanda crescente e investimentos na ordem de milhões de dólares, pois apresenta baixo custo e alta confiabilidade (Pipeline & Gas Journal, 2012). No cenário brasileiro, dutos terrestres e marítimos são amplamente empregados para o transporte de combustíveis, além de ser uma necessidade socioeconômica, haja vista a utilização em centros industriais em expansão, por meio do transporte de resíduos, minérios e de água.

O aumento da competitividade internacional neste tipo de empreendimento, em compasso com o potencial risco social, econômico e ambiental exige a formulação de normas/ especificações para o correto funcionamento destes elementos de engenharia.

Tendo em vista a necessidade de compradores e fabricantes em desenvolver um padrão uniforme para especificar processos aceitáveis de fabricação, testes de controle de qualidade, taxas de amostragem, tamanhos padrão, técnicas de marcação padrão, um processo de certificação tornou-se necessário, e uma comissão de compradores e fabricantes publicou, em 1928, a primeira edição da Norma API 5L (KIEFNER; TRENCH, 2001). As sucessivas edições da norma, bem como suplementos foram publicados periodicamente para acompanhar as mudanças e os avanços tecnológicos.

A norma API 5L (2007), *Specification for Pipeline*, classifica os aços ARBL utilizados para construção dos dutos com base nas suas propriedades mecânicas, dimensões, peso, composição química, carbono equivalente e ensaios hidrostáticos, podendo ser fabricados sem costura ou soldados seguindo as exigências da norma diante de cada processo, de forma a garantir a segurança operacional e ambiental, regulamentando a produção e o uso apropriado das tubulações transportadoras de água, petróleo e gás (METLER, 2016).

A Tabela 1 a seguir indica os graus que são abrangidos pela norma em questão e a tensão de escoamento mínima associada. Nas designações compostas pelas letras A ou X, os dois últimos dígitos especificam valores mínimos de limite de escoamento do material em ksi. Desta maneira, os aços API 5L X70 apresentam valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 70 ksi (~480 MPa).

**Tabela 1** - Graus dos aços API

Grau	Tensao de escoamento	
	Ksi	MPa
A25	25	172
A	30	207
B	35	241
X42	42	289
X46	46	317
X52	52	358
X56	56	386
X60	60	413
X65	65	448
X70	70	482
X80	80	551

**Fonte:** American Petroleum Intitute(2007).

### **3.2. Processamento para confecção de tubos de aço ARBL para dutos**

#### **3.2.1. Processo de obtenção dos aços ARBL**

Por vias metalúrgicas, há duas rotas possíveis para a produção deste tipo de aço, visando elevadas resistência e tenacidade do produto final. A primeira delas se baseia no processamento de laminação controlada e o emprego extensivo de mecanismos de endurecimento, como refino de grão metalúrgico, endurecimento por precipitação, por solução sólida, e por deformação a frio. A laminação deve ocorrer dentro do campo bifásico austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) (GRAY; PONTREMOLI, 1987; HIPPERT, 2004; SUN; BOYD, 2000).

A segunda alternativa é estabelecer uma rota metalúrgica de processamento através da escolha adequada de composição química e sequência de laminação controlada, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular (GRAY; PANTREMOLI, 1987).

Contudo, uma dificuldade nas primeiras rotas de produção destes materiais com composições químicas específicas era o aumento significativo nos custos do produto final, dadas as quantidades de elementos ligantes necessárias para garantir a tempera adequada do material e se obter a microestrutura acicular no resfriamento ao ar (GRAY; PONTREMOLI, 1987; HIPPERT JR, 2004). Esta dificuldade pôde ser superada através da aplicação do resfriamento acelerado após a laminação controlada. (FRANCISCO, 2015).

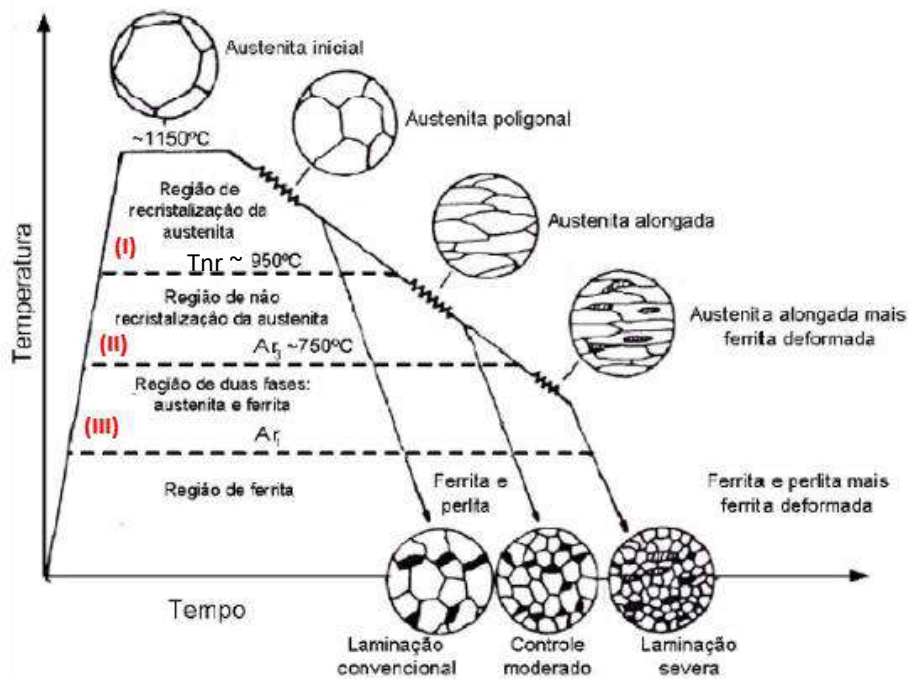
##### **3.2.1.1. Laminação controlada**

Este tratamento termomecânico basicamente ocorre devido à supressão da recristalização da austenita entre os passes de deformação a quente que ocorrem sob temperaturas relativamente baixas. Esse fenômeno metalúrgico diminui significativamente o tamanho de grão austenítico e aumenta seu grau de encruamento, dando origem, após sua transformação, a uma microestrutura ferrítica final igualmente refinada, elevando a tenacidade e resistência mecânica simultaneamente no produto final. (PLAUT et. al., 2009).

Conforme mostra a Figura 2, a deformação é aplicada em três regiões de temperatura durante o processo de laminação controlada:



**Figura 2-** Sequência de deformação durante a laminação controlada



Fonte: SHIGA et. al (1981) modificado.

I) Em temperaturas acima de  $T_{nr}$ , a austenita deformada se recristaliza a cada passe, promovendo refino de grão por ciclos sucessivos de deformação e recristalização estática (PLAUT et. al., 2009).;

II) Entre  $T_{nr}$  e  $A_{r3}$ , a austenita é deformada sem que ocorra recristalização estática entre passes, sofrendo encruamento, que se acumula a cada passe e promovendo maior número de sítios disponíveis para a nucleação da ferrita (PLAUT et. al., 2009).; e

III) Entre temperaturas  $A_{r3}$  e  $A_{r1}$  existe uma mistura de austenita e ferrita. A ferrita sofre encruamento, levando a um aumento da resistência do material. A austenita, por outro lado, sofre um encruamento adicional, aumentando ainda mais o número de sítios para nucleação de ferrita com grão ainda mais fino que na região II (PLAUT et. al., 2009).

Contudo, empregar apenas o processo de laminação controlada não é suficiente para suprir a demanda por tubulações de aços que desempenhem funções cada vez mais exigentes.

Assim, torna-se necessário desenvolver microestruturas que atendam estes requisitos por meio do emprego de composições químicas específicas, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular (GRAY; PONTREMOLI, 1987). Entretanto, o aumento significativo da quantidade de elementos de liga não é vantajoso economicamente para a obtenção de ARBL. Uma alternativa, portanto, para esta dificuldade foi o desenvolvimento de métodos de resfriamento acelerado das chapas de aço, já que taxas de resfriamento maiores permitem o emprego de composições químicas menos refinadas para se obterem microestruturas não poligonais (FRANCISCO, 2015).

Cabe ressaltar que elementos de micro-liga possuem papéis importantes na laminação controlada, pois controlam o crescimento de grão da austenita no reaquecimento da chapa e evitam o crescimento excessivo de grãos recristalizados na região (I) da Figura 2. Logo, para que o potencial de precipitação dos elementos microligantes seja aproveitado plenamente, é importante que eles se encontrem totalmente solubilizados antes de se iniciar o processo de laminação (PLAUT et. al., 2009).

### **3.2.2. Processo de obtenção de tubos em aço API 5L**

Segundo a norma API 5L o processo de fabricação dos tubos utilizados na construção dos dutos para transporte de produtos da indústria de óleo e gás pode ser dividido em duas categorias: sem costura (*seamless*) ou com costura (*welded*) (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

Os tubos sem costura são aqueles que não passam por etapas de soldagem durante a fabricação. Com relação ao processo de produção de tais tubos, verificou-se que existem três rotas possíveis: o processo de extrusão, utilizado principalmente com materiais de alta ductilidade, como Alumínio, Cobre, Aço e Chumbo; o processo de fundição, utilizado para tubos em ferro fundido, e alguns aços especiais não forjáveis; e o processo de produção por tubo penetrante rotativo, principal processo de fabricação de tubos sem costura no segmento de óleo e gás, devido à capacidade de produzir tubos de grande diâmetro.

Para os processos com costura, onde há etapas de soldagem, tem-se:

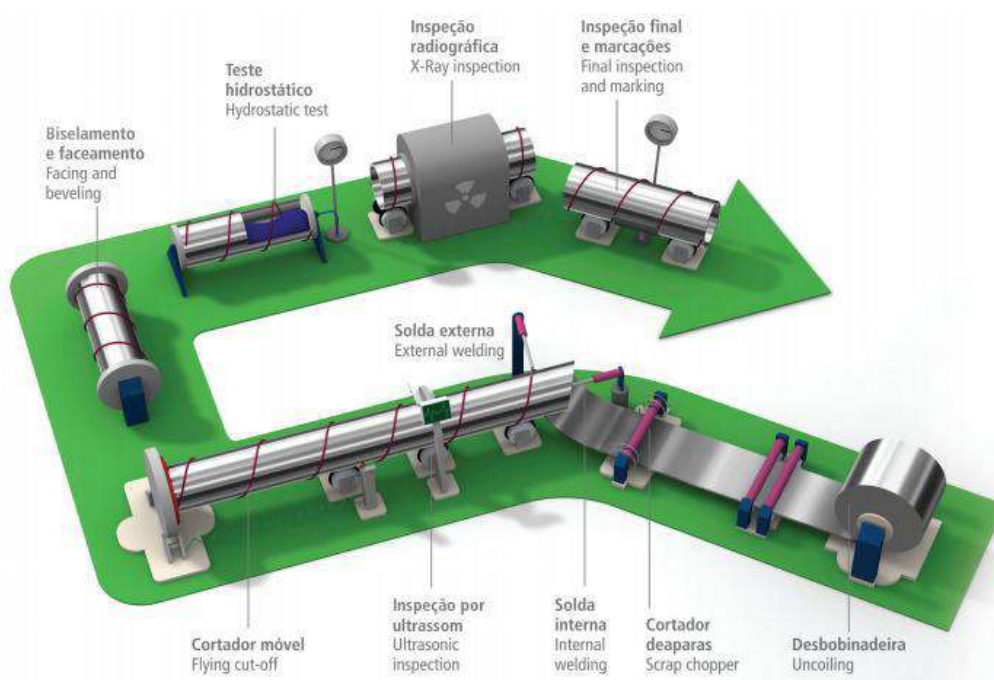
- SAW (*Submerged Arc Welding*) Longitudinal (UOE);
- ERW (*Electric Resistance Welding*) Longitudinal Linha Contínua;

— SAWH (*Helicoidal Submerged Arc Welding*)

No que diz respeito ao processo *SAWH*, conforme indica a Figura 3 a seguir, a bobina é desenrolada para a retirada de regiões danificadas da chapa, em geral resultantes do processo de transporte, laminação e/ou bobinamento. Após a remoção das aparas, a chapa é conformada na forma de espiral com um raio de curvatura constante, por meio do processo de soldagem a arco submerso (SAW). Após a soldagem, o tubo formado é seccionado no comprimento desejado e submetido a operações de acabamento e de inspeção (FRANCISCO, 2015).

Em relação ao processo de produção de tubos na longitudinal, a vantagem da produção de tubos na helicoidal é a capacidade de fabricar, a partir de uma mesma bobina, tubos com diversos diâmetros (FRANCISCO, 2015). Assim, quando necessário produzir tubos com diâmetros distintos basta alterar o ângulo de entrada da chapa no equipamento de conformação (BRENSING; SOMMER).

**Figura 3-** Organização da manufatura de tubos pelo processo SAWH (*Helicoidal Submerged Arc Welding*)



**Fonte:** Tenaris (2013).

### 3.3. Soldagem pelo método arco submerso

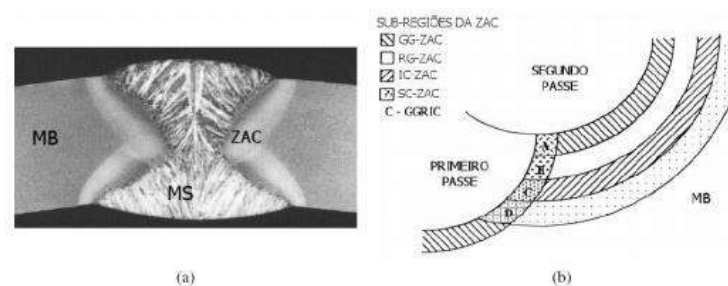
A soldagem é a operação que visa obter a coalescência localizada produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição. Existem basicamente dois grandes grupos de processos de soldagem: o primeiro se baseia no uso de calor, aquecimento e fusão parcial das partes a serem unidas, denominado “processos de soldagem por fusão”. Já o segundo, baseia-se na deformação localizada nas partes a serem unidas, conhecida como “soldagem por pressão” ou “soldagem no estado sólido”

O processo de soldagem por arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*), faz parte do primeiro grupo. É um método que utiliza o calor fornecido para a fusão do material, calor este que é gerado por um arco formado pela corrente elétrica passando entre o(s) arame(s) de soldagem e a peça. A ponta do(s) arame(s) de soldagem, arco elétrico e a peça são cobertos por uma camada líquida de fluxo (OGATA, 2009).

#### 3.3.1. Influência da soldagem na microestrutura

O gradiente térmico originado pela alta temperatura e pela taxa de resfriamento durante o processo de soldagem influencia a morfologia microestrutural da região próxima a solda, o que pode fragilizar o metal base (OGATA, 2009). A região cujas características são alteradas pela temperatura de solda é chamada de zona termicamente afetada (ZTA) ou mesmo zona afetada pelo calor (ZAC). A Figura 4 mostra a macrografia e a ZAC de uma junta soldada de um aço ARBL com dois passes de solda.

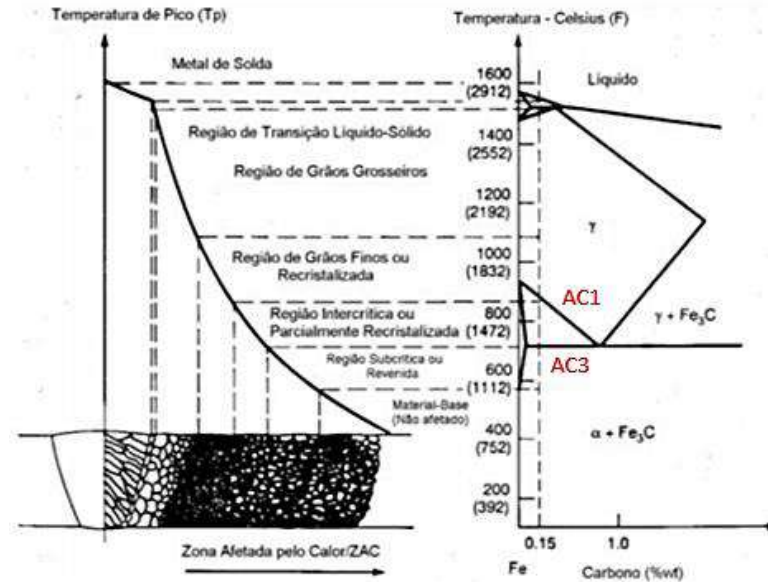
**Figura 4** - a) Macrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL; b) Ilustração da ZAC obtida com soldagem de dois passes



Fonte: OGATA (2009).

Como mostra a Figura 5, a ZAC de um aço-carbono pode ser decomposta nas seguintes regiões: região de grãos grosseiros; região de grãos finos; região parcialmente recristalizada; e região subcrítica ou revenida, além do metal base não afetado.

**Figura 5** - Esquema que relaciona as temperaturas alcançadas em cada parte da junta (fixadas no diagrama Fe-C) e o aspecto de sua microestrutura.



Fonte: DEL BUSSO (2016).

Na região da ZAC onde as temperaturas encontram a linha AC1 e AC3, chamada de região intercrítica, ocorre a solubilização do carbono em austenita (OGATA,2009).

Já para a região onde as temperaturas são menores que a linha AC1, chamada de região subcrítica ou revenida, ocorre a precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos (OGATA,2009).

### 3.4. Metalurgia Física de Aços para Tubos Petrolíferos

A composição química e a microestrutura dos aços ARBL determinam suas propriedades mecânicas, em resposta às solicitações presentes no ambiente de trabalho. Assim, os principais pontos referentes a estes dois fatores, na produção de tubos petrolíferos API 5L - X70, serão abordados nesta seção.

### 3.4.1. Composições Químicas Usuais dos Aços API 5L - X70

Os aços API 5L - X70 apresentam baixos teores de carbono, teores de manganês acima de 1,20% em peso e adições de nióbio, vanádio e titânio, que somadas não ultrapassam 0,15% em peso. Caso se empreguem diferentes práticas de laminação e se desejem morfologias microestruturais distintas, outros elementos podem ser adicionados. A Tabela 2 a seguir mostra as composições químicas típicas dos aços API 5L - X70, em um estudo realizado pela Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST) sobre a viabilidade de produção de placas destes aços (CALDEIRA, 2006).

**Tabela 2** – Composições químicas dos Aços API 5L - X70

Faixas de Composição Químicas de Aços API 5L - X70 (% em peso)											
Nº	C	Si	Mn	Al	Nb	V	Ti	N	Ni	Cr	Mo
1	0,040	0,10	1,45	0,020	0,045	--	0,010	máx.	0,10	0,10	--
	~	~	~	~	~	--	~	0,0050	~	~	--
2	0,060	0,20	1,55	0,040	0,060	--	0,015	máx.	0,20	0,20	--
	~	~	~	~	~	--	~	0,0080	--	--	--
3	0,040	0,25	1,50	0,020	0,050	0,045	0,005	máx.	--	--	--
	~	~	~	~	~	~	~	0,0080	--	--	--
4	0,080	0,35	1,60	0,050	0,065	0,065	0,020	máx.	--	--	--
	~	~	~	~	~	~	~	0,0080	--	--	--
5	0,040	0,25	1,45	0,020	0,057	0,045	0,008	máx.	--	--	--
	~	~	~	~	~	~	~	0,0080	--	--	--
6	0,080	0,35	1,60	0,050	0,072	0,065	0,020	máx.	--	--	--
	~	~	~	~	~	~	~	0,0100	--	--	--
7	0,080	0,20	1,50	0,020	0,030	0,050	--	máx.	0,20	--	--
	~	~	~	~	~	~	--	0,0050	~	--	--
8	0,100	0,35	1,60	0,050	0,040	0,070	--	máx.	0,25	--	--
	~	~	~	~	~	~	--	0,0090	--	--	--
9	0,080	0,30	1,60	0,020	0,050	0,070	--	máx.	--	--	--
	~	~	~	~	~	~	--	0,0050	--	--	--
10	0,090	0,40	1,65	0,050	0,060	0,080	--	máx.	0,15	--	0,15
	~	~	~	~	~	~	--	0,0060	~	--	~
11	0,050	0,19	1,35	0,020	0,040	0,015	0,008	máx.	0,20	--	--
	~	~	~	~	~	~	~	0,0090	--	--	--
12	0,080	0,29	1,55	0,050	0,050	0,025	0,018	máx.	--	--	--
	~	~	~	~	~	~	~	0,0060	--	--	--
13	0,040	0,15	1,50	0,020	0,038	0,048	0,012	máx.	0,15	--	0,15
	~	~	~	~	~	~	~	0,0060	~	--	~
14	0,080	0,25	1,60	0,050	0,052	0,060	0,022	máx.	0,20	--	0,20
	~	~	~	~	~	~	~	0,0060	~	--	~

Fonte: CALDEIRA (2006).

### 3.4.2. Efeitos do Carbono e elementos microligantes

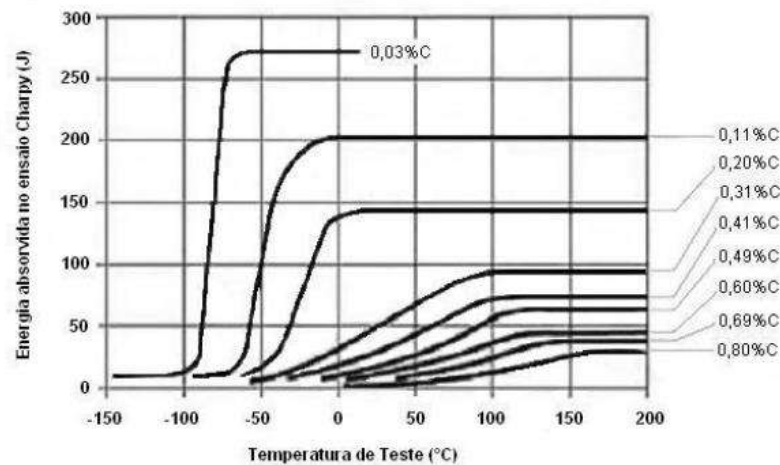
Frente à flexibilidade da composição química apresentada, esta seção preocupa-se em abordar os efeitos nas propriedades do aço API 5L X70 oriundos da variação da concentração dos elementos Carbono, Titânio, Vanádio e Nióbio.

#### 3.4.2.1. Teor de Carbono

O carbono é o elemento que apresenta a melhor relação custo/benefício para o aumento da resistência mecânica dos aços estruturais. Contudo, o carbono tem efeito negativo na tenacidade e soldabilidade dos aços. Como mostrado na Figura 6 a seguir, com o aumento do teor de carbono há um aumento na temperatura de transição dúctil-

frágil no ensaio de charpy (ITT – *Impact Transition Temperature*) e uma redução na máxima energia absorvida na fratura (CALDEIRA, 2006).

**Figura 6-** Efeito do teor de carbono na tenacidade de aços



**Fonte:** HEISTERKAMP et. al, (1993).

O efeito do carbono na soldabilidade dos aços é descrito quantitativamente em termos do carbono equivalente, que também leva em conta os efeitos de outros elementos ligantes. Em aços microligados com a presença de nióbio expostos a ambientes ricos em H<sub>2</sub>S, teores de carbono menores de 0,01% podem causar fratura intergranular nas zonas termicamente afetadas nas soldas de aços (CALDEIRA, 2006).

Nos aços ARBL com estrutura acicular, teores de carbono acima de 0,10% diminuem drasticamente o limite de escoamento e as propriedades de impacto. O efeito negativo nas propriedades de impacto destes aços estaria relacionado à formação de ilhas de martensita ou de carbonetos grosseiros entre as ripas de ferrita acicular (BELLON, 1995).

#### 3.4.2.2. Teor de Titânio

O titânio combina-se com o nitrogênio e forma precipitados de nitreto de titânio (TiN), que possuem baixíssima solubilidade no aço líquido e que por isso são estáveis em altas temperaturas. Estes compostos atuam como inibidores do crescimento do grão austenítico (FRANCISCO, 2015).

Níveis de titânio em excesso resultam em combinação com o carbono, cuja solubilidade é similar ao carboneto de nióbio e, portanto, acarreta efeitos similares aos da

adição de nióbio. Os efeitos, entretanto, somente são observados quando a quantidade de titânio excede exageradamente a requerida para combinar com o nitrogênio (FRANCISCO, 2015).

#### **3.4.2.3. Teor de Vanádio**

O elemento vanádio forma precipitados de carbonitreto de vanádio (V(CN)) nos aços ARBL, induzidos pela deformação na região austenítica durante e após a transformação (austenita-ferrita) no processo de laminação (CALDEIRA, 2006). Devido às baixas temperaturas de precipitação, estes precipitados se apresentam bastante refinados e, portanto, tem efeito pronunciado no endurecimento dos aços ARBL (HULKA, 1998). Entretanto, nos aços API 5L - X70, devido à adição de titânio, que reage com o nitrogênio e forma nitreto de titânio (TiN) em altas temperaturas, não ocorre formação de nitreto de vanádio (VN) e o efeito do vanádio no endurecimento por precipitação é causado, por sua vez, pelo carbeto de vanádio (VC) (CALDEIRA, 2006).

#### **3.4.2.4. Teor de Nióbio**

A adição de pequenos teores desse elemento aumenta o limite de resistência a tração e o limite de escoamento, além de permitir a diminuição dos teores de carbono e manganês. O efeito da adição de nióbio se dá através do refino do tamanho de grão austenítico, imediatamente antes de sua transformação. Esse elemento, tanto na forma solubilizada como precipitada, possui a capacidade de restringir a recristalização da austenita entre os passes de laminação abaixo de uma determinada temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ), que geralmente varia entre 900°C e 1000°C (FRANCISCO, 2015).

A dissolução de carbonitreto de nióbio ocorre de maneira mais pronunciada a temperaturas elevadas. Na faixa austenítica, portanto, este elemento mostra uma solubilidade restrita, e o endurecimento por precipitação não é observado. Os carbonitreto não dissolvidos nestas temperaturas atuam como um efetivo refinador de grão. (FRANCISCO, 2015).

A mudança significativa na dissolução dos carbo-nitreto entre elevadas e baixas temperaturas (1300°C e 900°C) na faixa de temperatura austenítica, provoca precipitação induzida por deformação em temperaturas abaixo de 1000°C, e produz o significativo retardamento da recristalização nestas temperaturas (FRANCISCO, 2015).



Ademais, os aços microligados com nióbio, apresentam aumento de sua tensão de escoamento, devido ao endurecimento por precipitação de carbonetos e nitretos de nióbio (Nb(C,N)) e do efeito que estes precipitados provocam na temperatura de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , bem como na recristalização da austenita, refinando o grão (DAVIS, 2004).

Durante a fase de acabamento do processo de laminação controlada, ocorre a “laminação a frio” da austenita, cujos grãos ficam completamente achatados e encruados imediatamente antes de sua transformação, proporcionando inúmeros sítios propícios para a nucleação de ferrita durante o resfriamento posterior. Dessa forma, ela dá origem a uma microestrutura ferrítica intensamente refinada (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2006).

Mesmo adicionado em baixos teores, o elemento Nióbio, possibilita aumento de resistência mecânica a tração e de tenacidade simultaneamente, sendo o microligante mais usado para tal finalidade (FRANCISCO, 2015).

### **3.4.3. Microestruturas Típicas dos Aços API 5L - X70**

Os aços microligados devem suas excelentes propriedades mecânicas principalmente ao refino de grão, conseguido através do processamento termomecânico, ao endurecimento adicional devido à precipitação e também ao endurecimento por discordâncias. Como dito anteriormente, são caracterizados por conter pequenas concentrações de elementos de liga com forte tendência a formação de carbonetos e nitretos, assim como pelo emprego de técnicas avançadas de laminação, tais como: o processamento termomecânico e o processamento termomecânico seguido por um resfriamento acelerado (PINTO, 2011).

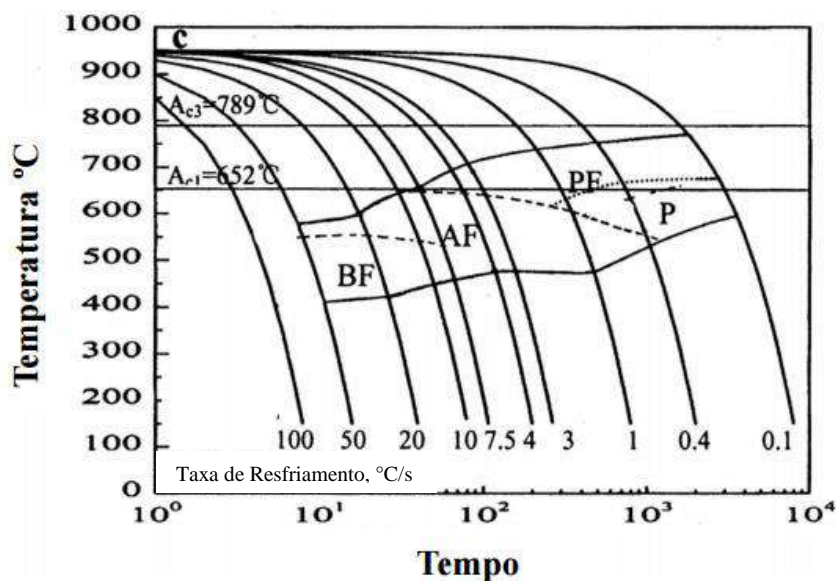
A vasta composição química de aços ARBL, associada aos diferentes ciclos de resfriamento e ao processo de laminação termomecânica, dão origem a uma grande variedade de microestruturas provenientes da transformação austenítica.

As microestruturas de muitos aços ARBL caracterizam-se pela presença de ferrita e perlita, mas alguns outros aços dessa categoria apresentam outros tipos de microestrutura, tais como ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular, bainita e martensita.

As primeiramente citadas são formadas por difusão, fenômeno no qual o deslocamento de átomos na interface ferrita/austenita dá origem às microestruturas. Já as quatro últimas, são oriundas de processos majoritariamente displacivos, nos quais interfaces avançam por cisalhamento sem mudança de composição entre fases, com velocidades de transformação muito acima das permitidas por processos difusionais.

A Figura 7 abaixo mostra a curva de resfriamento contínuo para um aço microligado de baixo carbono utilizado na fabricação de tubulações obtida por Zhao (2003). O material possuía a seguinte composição química: 0,077%C, 1,28%Mn, 0,25%Si, 0,045%Nb, 0,053%V, 0,027%Ti. As velocidades de resfriamento neste diagrama variaram de 0,1°C/s até 100°C/s e, por consequência, microestruturas distintas foram obtidas em cada caso. Para taxas de resfriamento menores do que 1°C/s a microestrutura é formada por ferrita poligonal e perlita. Para taxas entre 1°C/s e 10°C/s foram obtidas microestruturas constituídas de ferrita poligonal e ferrita acicular, não sendo verificada a formação de perlita nestas taxas. Por fim para taxas de resfriamento entre 10°C/s e 50°C/s a microestrutura obtida é constituída de ferrita acicular e bainita em sua maioria (PINTO, 2011).

**Figura 7** – Diagrama CCT de um aço de baixo carbono utilizado em dutos (BF, Ferrita/Bainita; AF, ferrita acicular; PF, ferrita poligonal; P, perlita)



Fonte: ZHAO (2003) adaptado.

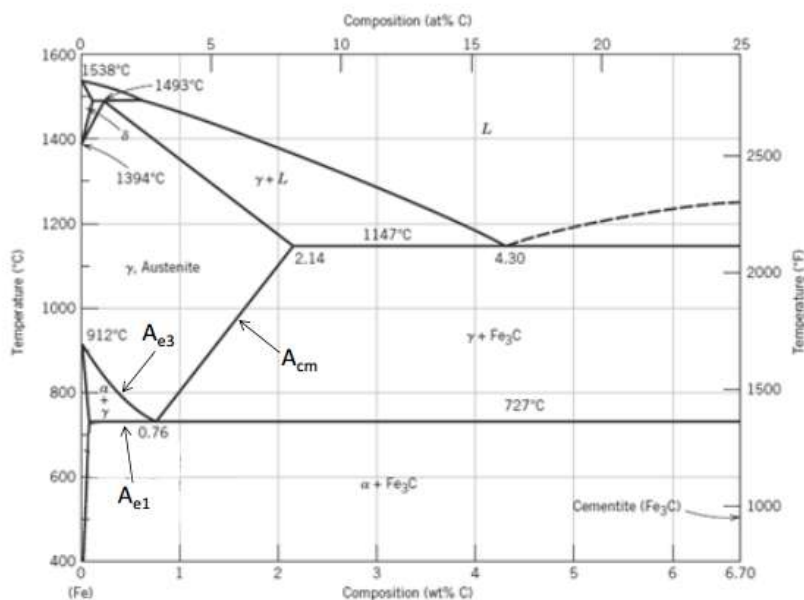
A seguir, caracterizam-se as microestruturas comumente encontradas em aços microligados:

#### - Ferrita alotriomórfica

A ferrita alotriomórfica, também denominada ferrita de contorno de grão, é a primeira fase a se formar no resfriamento lento dos grãos da austenita abaixo da temperatura  $A_{e3}$  do diagrama Fe-C, como mostrado na Figura 8. Sua nucleação ocorre

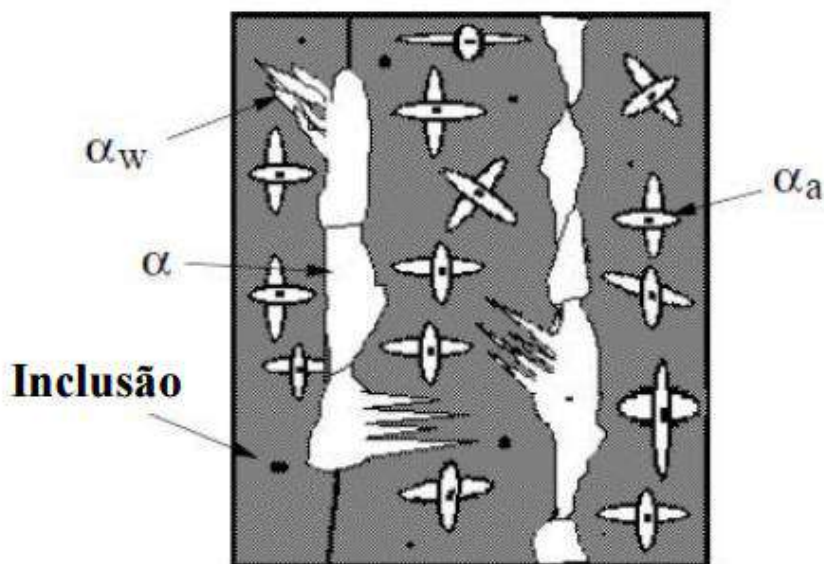
nos contornos do grão austenítico e o crescimento se dá para o interior dos grãos. A taxa de nucleação e crescimento é controlada pela difusão do carbono avançando pela interface, como mostram as Figuras 9 e 10.

**Figura 8-** Diagrama de fases do sistema Fe-C



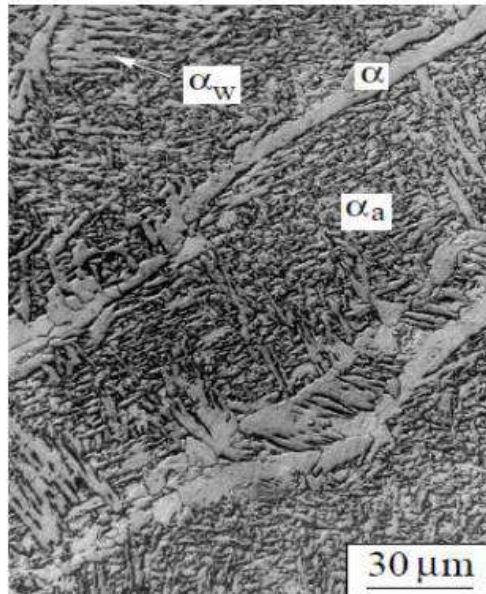
Fonte:CALLISTER(2003).

**Figura 9-** Diagrama esquemático das fases formadas no metal de solda de aço ARBL;  $\alpha_W$  – ferrita de Widmanstätten,  $\alpha_a$  – ferrita acicular,  $\alpha$  – ferrita alotriomórfica



Fonte:BHADESHIA(1998).

**Figura 10** - Micrografia indicando fases formadas no metal de solda de um aço ARBL:  $\alpha_w$  – ferrita de Widmanstätten,  $\alpha_a$  – ferrita acicular,  $\alpha$  – ferrita alotriomórfica.

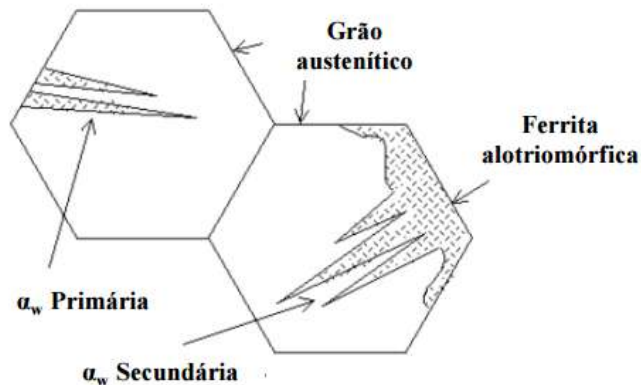


Fonte: BHADESHIA(2001).

### - Ferrita de Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten é um constituinte formado pela transformação da austenita abaixo da linha  $Ae_3$  (Figura 8), cuja formação ocorre em certa faixa de temperatura onde as transformações difusionais não são possíveis (PINTO, 2011). Este constituinte, também conhecido como ferrita de segunda fase alinhada, é um produto de transformação em baixa temperatura. Sua nucleação pode ocorrer diretamente nos contornos de grão da austenita ou a partir da ferrita alotriomórfica (Figura 11), sendo conhecidas como ferrita de Widmanstätten primária e ferrita de Widmanstätten secundária, respectivamente (BHADESHIA, ALI, 1990). Como a transformação ocorre em baixas temperaturas onde a difusividade do carbono é desfavorecida, o crescimento da ferrita de Widmanstätten ocorre pelo movimento coordenado dos átomos a curtas distâncias, fenômeno semelhante ao que ocorre para a bainita e a martensita. A ferrita de Widmanstätten possui um aspecto de uma cunha com elevada razão de aspecto conforme demonstrado pelas Figuras 9 e 10 (PINTO, 2011).

**Figura 11** - Morfologia das ferritas de Widmanstätten primária e secundária



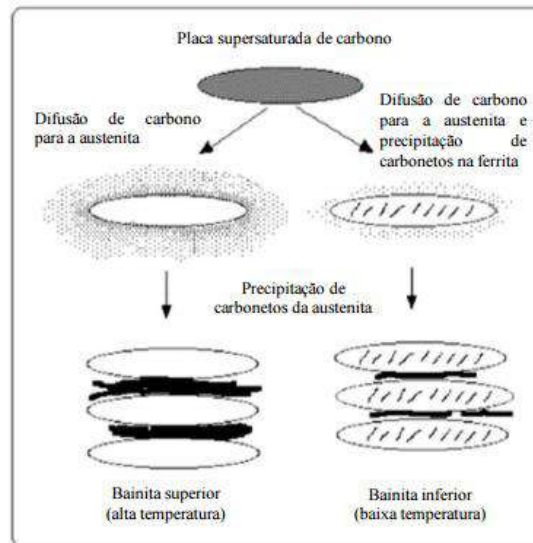
Fonte: BHADESHIA, (2001)

### – Bainita

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

A bainita pode ser classificada como superior e inferior, de acordo com sua temperatura de formação. Desta maneira, há alterações em sua morfologia conforme se diminui a temperatura de transformação. Em geral, a transformação bainítica não somente envolve difusão, de forma similar à que ocorre na formação da ferrita e da perlita, mas também forças de cisalhamento análogas às observadas nas transformações martensíticas (BHADESHIA, 2006). A Figura 12 ilustra as principais diferenças na morfologia da bainita superior e inferior.

**Figura 12** – Ilustração da bainita superior e inferior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono

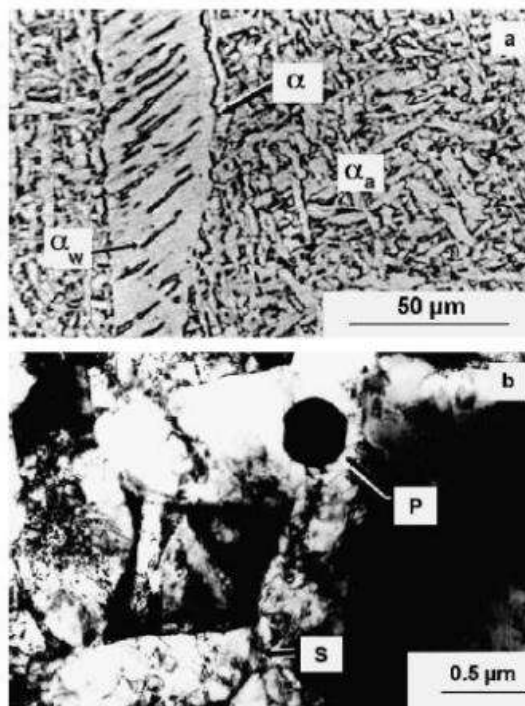


Fonte: BHADSHIA (2001).

### - Ferrita acicular

A ferrita acicular é um constituinte formado a partir da decomposição da austenita encontrada principalmente em metais de solda de aços de alta resistência e baixa liga (BABU, 2004). A morfologia microestrutural da ferrita acicular, como exemplificado na Figura 13, é benéfica para as propriedades mecânicas do material, dado que em razão da elevada razão de aspecto exibida pelas agulhas da ferrita acicular, o caminho livre médio que uma trinca deve percorrer para se propagar é maior, o que contribui desta forma, para o aumento da tenacidade a fratura do aço (PINTO, 2011).

**Figura 13-** Microestrutura de ferrita acicular típica ( $\alpha_a$ ) no metal de solda de um aço ARBL com pequenas adições de Al, Ti e O: (a) Micrografia mostrando a presença de ferrita de contorno de grão ( $\alpha$ ) e ferrita de Widmanstätten ( $\alpha_w$ ) coexistindo com ferrita acicular, (b) MET mostrando a nucleação da ferrita acicular primária (P) em uma inclusão de óxido e uma placa ferrita acicular secundária em uma placa pré-existente de ferrita.



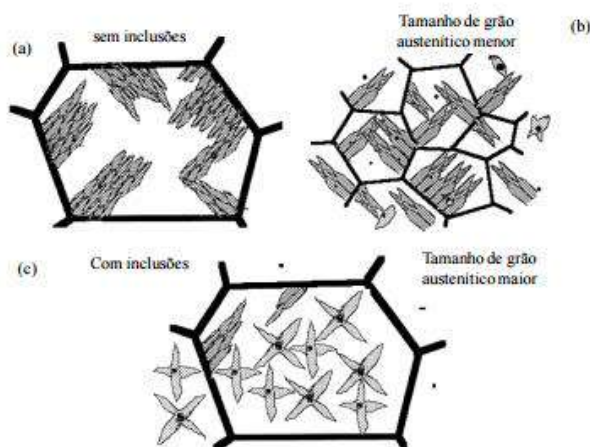
**Fonte:** BABU, (2004)

O mecanismo de transformação da ferrita acicular é muito semelhante ao da bainita (PINTO, 2011). Contudo, tais microconstituintes diferem quanto a forma de nucleação: a ferrita acicular nucleia predominantemente em inclusões e a bainita nucleia predominantemente no contorno de grão da austenita (YANG, 1991). A nucleação da ferrita acicular compete diretamente com a nucleação da bainita, de maneira a ocorrer sempre o crescimento de uma destas fases em detrimento da outra (BABU, 1991).

A Figura 14 apresenta as formas de nucleação destas duas fases, com as características microestruturais que favorecem a nucleação de cada microconstituente em ambos os casos. A Figura 14a) apresenta um grão austenítico grosseiro sem inclusões; neste caso ocorre nucleação predominantemente bainítica. A Figura 14b) apresenta grão austenítico mais refinado e apresentando certa quantidade de inclusões, neste caso ocorre a nucleação predominantemente de bainita com pequenas ilhas de ferrita acicular nucleadas nas inclusões. Observa-se neste caso que embora o material contenha inclusões que favorecem a nucleação da ferrita acicular,, a área de contornos de grão é muito superior, o que favorece a nucleação da bainita (PINTO, 2011). A figura 14c) apresenta

um grão austenítico grosseiro que contém inclusões, neste caso ocorre a nucleação predominantemente de ferrita acicular com pequenas colônias bainíticas nucleadas no contorno de grão austenítico. Este aumento no tamanho de grão austenítico aliado à presença de inclusões favorece a transição de microestrutura predominantemente bainítica para ferrita acicular, pois desta maneira haverá menor quantidade de contornos de grão da fase austenita para a nucleação da bainita, favorecendo a nucleação da ferrita acicular (PINTO, 2011).

**Figura 14** - Ilustração esquemática de experimentos que indicam o favorecimento da nucleação da bainita ou da ferrita acicular (a) grão austenítico sem inclusões, nucleação predominantemente bainítica; (b) grão austenítico refinado com inclusões, nucleação predominantemente bainítica e (c) grão austenítico grosseiro e com inclusões, nucleação predominante da ferrita acicular apresentando colônias bainíticas



Fonte: BHADESHIA(2001).

### - Constituinte martensita-austenita

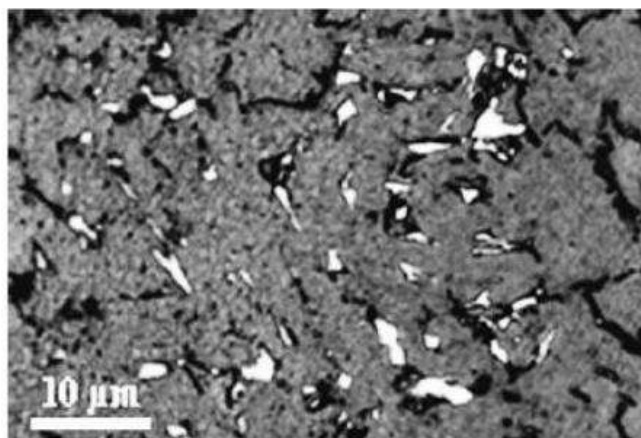
O constituinte M-A (martensita-austenita) é comumente encontrado em regiões do metal de solda de aços de ARBL, cuja formação está relacionada principalmente a altas taxas de resfriamento durante o ciclo térmico de soldagem e também à composição química do aço (PINTO, 2011). A formação deste constituinte ocorre no aquecimento do metal de solda durante o ciclo térmico de soldagem, onde a cementita se decompõe e por consequência a austenita se torna rica em carbono. Tal enriquecimento ocorre principalmente no contorno de grão austenítico. Com o início do resfriamento estas regiões ricas em carbono se tornam estáveis a temperaturas inferiores, em comparação



com às das demais regiões empobrecidas deste elemento e ainda podendo, sob certas condições de resfriamento, se transformar no constituinte M-A (PINTO, 2011).

O constituinte M-A de uma maneira geral nos aços diminui sua tenacidade e esta diminuição da tenacidade ocorre por dois motivos: pela formação deste constituinte ocasionar um aumento de volume da célula unitária, o que provoca uma deformação do retículo cristalino no seu entorno, podendo gerar micro-trincas; e pela elevada dureza característica do alto teor de carbono apresentado por este constituinte, o qual poderá sofrer uma fratura e assim ocorrer a falha de um componente em serviço (PINTO, 2011). Portanto, é desejável evitar a formação deste constituinte durante a soldagem de aços ARBL, visando a otimização da tenacidade destes materiais. A Figura 15 apresenta um exemplo da presença do constituinte M-A em aços.

**Figura 15** -Microestrutura da região intercrítica apresentando constituintes M-A. Ataque: Picrato de sódio alcalino



Fonte: BAYRAKTAR(2004).

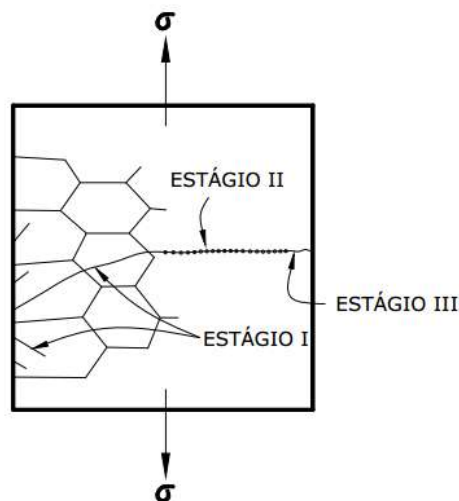
### 3.5. Fenômeno de fadiga em metais

A norma ASTM E1823 (2002) define o termo fadiga como sendo um processo progressivo de alteração estrutural, permanente e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações cíclicas em um ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de ciclos. Estima-se que aproximadamente 90% das falhas em serviço dos componentes sujeitos a carregamentos repetidos e/ou vibrações deve-se ao fenômeno da fadiga (MEYERS; CHAWLA, 1982; DIETER, 1981).

A fratura por fadiga predominantemente se inicia com uma descontinuidade do material que, sob aplicações de cargas repetidas, tende a aumentar de tamanho. À medida que a trinca se propaga, a seção transversal resistente da peça diminui, o que resulta em um aumento de tensão na seção. Finalmente, é atingido o ponto onde a seção remanescente não é mais capaz de suportar a concentração de carga, levando à fratura do componente. Deste modo, para que ocorra fadiga é necessário que uma trinca seja nucleada em uma determinada região do componente e que se propague, podendo conduzir a uma ruptura final (LOPES, 2006).

Portanto, o processo de fadiga pode ser dividido em três estágios conforme a Figura 16 a seguir (MEYERS; CHAWLA, 1982; NEWMAN, 1998; CUI, 2002):

**Figura 16-** Estágios de propagação de trinca por fadiga



**Fonte:** OLIVEIRA (2008).

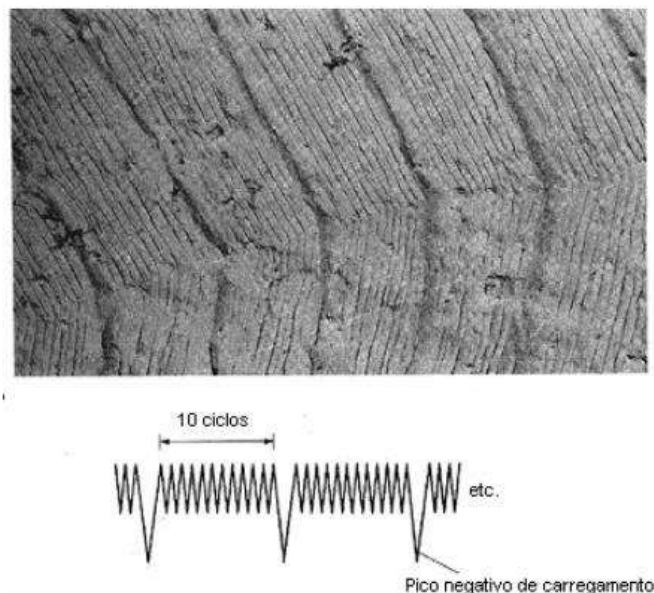
- Estágio I, corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada e a sua propagação inicial. Este estágio pode corresponder de 0 a 90% do número total de ciclos que o componente suporta até falhar, dependendo do material. Está associada à presença de defeitos, que agem como concentradores de tensão, tais como cantos vivos ou micro riscos (OLIVEIRA, 2008, p.35);
- Estágio II, caracterizado pelo crescimento estável da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração. Pode corresponder a maior área da superfície de fratura, porém, não necessariamente corresponde a maior parte do número total de ciclos necessários para a falha do material (OLIVEIRA, 2008, p.35);

- Estágio III, corresponde à ruptura final do material, que ocorre quando a trinca atinge o tamanho crítico necessário para sua propagação instável, uma vez que a seção transversal resistente do componente não mais suporta a carga aplicada (OLIVEIRA, 2008, p.35).

Comparando-se a taxa de propagação de trinca durante os estágios I e II, tem-se que a primeira é, da ordem de Ângstrons por ciclo. Já a segunda, apresenta uma taxa  $10^4$  vezes maior; da ordem de Microns por ciclo (DIETER, 1981).

A superfície de fratura do estágio I não apresenta forma característica, em discordância com a fratura do estágio II, que pode ter aspectos marcantes tais como as estrias de fadiga mostradas na Figura 17 abaixo (OLIVEIRA, 2008). As estrias de fadiga surgem em superfícies de fratura de diversos materiais, tais como os metálicos de estruturas CCC, CFC e HC e também materiais poliméricos, e se formam perpendicularmente ao avanço da frente da trinca (HERTZBERG, 1996).

**Figura 17-** Estrias de fadiga numa liga de alumínio correspondentes à sequência variada da amplitude de carregamento

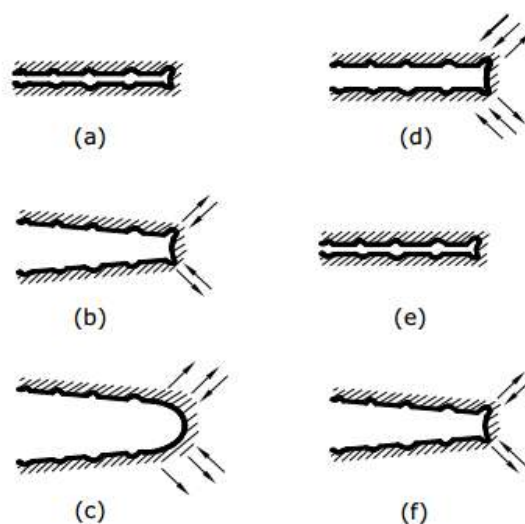


**Fonte:** OLIVEIRA (2008).

Cada estria indicada representa o avanço incremental da ponta da trinca produzido pelos ciclos de carregamento, e a extensão deste avanço varia com a amplitude de carga (HERTZBERG, 1996). É importante ressaltar que cada ciclo de carregamento não necessariamente produz uma estria de fadiga (OLIVEIRA, 2008).

O estágio de propagação da trinca por fadiga ocorre por um mecanismo de arredondamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca, conforme a sequência indicada na Figura 18 (OLIVEIRA, 2008). No início do carregamento cíclico, a ponta da trinca é afinada (Figura 18.a)). À medida que o esforço de tração é aplicado, o pequeno entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem  $45^\circ$  com a superfície da trinca (Figura 18.b)). Conforme a trinca se alarga para a sua extensão máxima (Figura 18.c)), ela avança por cisalhamento ao mesmo tempo em que sua ponta se torna “cega”. Quando o carregamento se torna compressivo, as direções de deslizamento na extremidade são invertidas (Figura 18.d)), as faces da trinca são compactadas e a nova superfície da trinca, criada na tração, é forçada para o plano da trinca (Figura 18.e)) (OLIVEIRA, 2008). Assim, a trinca inicia o próximo ciclo

**Figura 18** - Processo de crescimento da trinca por fadiga



**Fonte:** OLIVEIRA (2008).

A abordagem convencional para a análise do comportamento em fadiga de componentes é baseada no uso da curva de Wohler ( $\sigma$  -N). Este gráfico informa a quantidade de ciclos necessários para que ocorra a nucleação de uma trinca por fadiga em um material livre de defeitos e a mesma se propague até a ruptura. Porém, os componentes estruturais que já apresentarem defeitos semelhantes a trincas antes da sua utilização, não são contemplados por esta abordagem e têm o processo de fadiga controlado pela propagação da trinca. A previsão da vida do componente é obtida alternativamente, baseando-se na Mecânica da Fratura (OLIVEIRA, 2008).

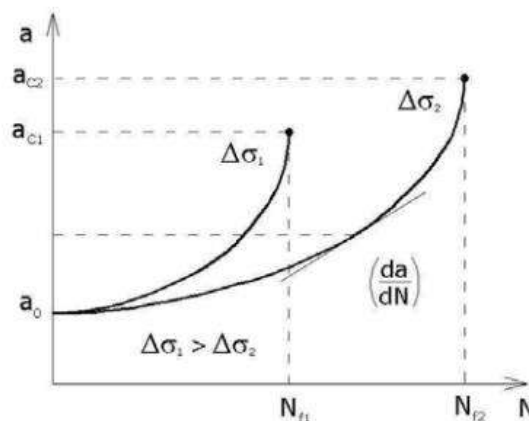
### 3.5.1. Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga

Os últimos trinta anos mostraram um desenvolvimento notável na aplicação da Mecânica da Fratura ao problema de fadiga. Atualmente a metodologia permite que defeitos presentes nos componentes sejam tolerados. Esta lógica garante que a estrutura cumpra sua função de serviço, desde que o tamanho do defeito tolerado não alcance um valor crítico antes de uma inspeção programada ou simples troca do componente. Para tanto, é necessário determinar de que maneira ocorre a propagação da trinca. (OLIVEIRA, 2008).

A Mecânica da Fratura é uma simulação que utiliza modelos de trincas para avaliação da propagação em corpos trincados. Os dados de propagação de trinca por fadiga são obtidos através de ensaios de corpos de prova pré-trincados, submetidos à ação de um carregamento cíclico, o que faz com que haja crescimento da trinca durante o experimento. Tais trincas são monitoradas e registradas como função do número de ciclos de aplicação de carga. A partir destes dados é gerada uma curva que relaciona o tamanho da trinca “ $a$ ”, com o número de ciclos, “ $N$ ”, em carregamentos de amplitude constante (OLIVEIRA, 2008).

O gráfico da Figura 19 ilustra o comportamento típico de curvas de propagação de trinca com diferentes amplitudes de tensão ( $\Delta\sigma_1 > \Delta\sigma_2$ ). O defeito inicial (pré-trinca) nos dois casos tem a mesma dimensão e é denominado  $a_0$ . A trinca se propaga com uma taxa que cresce conforme se dá o número de ciclos, até atingir um tamanho crítico  $a_c$ , a partir do qual ocorre a propagação instável da mesma, não sendo possível prever seu comportamento (OLIVEIRA, 2008).

**Figura 19** - Efeito do nível de tensão na taxa de propagação de trinca por fadiga



Fonte: HERTZBERG (1996) adaptado.

O gráfico acima mostra explicitamente a influência da amplitude de tensão aplicada sobre o processo de propagação da trinca. Como é notado, uma maior inclinação da curva é gerada para a amplitude de tensão maior ( $\Delta\sigma_I$ ). Neste caso, a taxa de propagação ocorre de maneira mais acelerada, quando comparada ao segundo caso. Desta forma, o tamanho crítico “ $a_{c1}$ ” e o número de ciclos até a propagação instável “ $N_{f1}$ ” ocorrem em um espaço de tempo menor, quando comparados a “ $a_{c2}$ ” e “ $N_{f2}$ ”, respectivamente. É importante ressaltar, que à medida que a trinca aumenta de tamanho, a taxa de propagação, expressa pela inclinação do gráfico da Figura 19, aumenta rapidamente, e por consequência, a vida do componente diminui (OLIVEIRA, 2008). Conclui-se então, que a maior parte dos ciclos de carregamento envolvidos na vida total do componente de engenharia está compreendida nas fases iniciais da extensão da trinca, ou seja, quando esta é pequena e possivelmente não detectável pelos métodos de inspeção existentes (HERTZBERG, 1996)

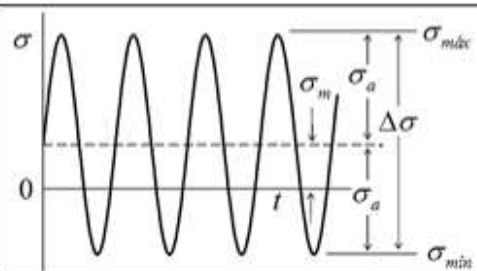
O fator de intensidade de tensão “ $K$ ”, descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento linear elástico. É também aplicável para materiais com comportamento elástico não linear, quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena. Isso permite a aplicação da mecânica da fratura linear elástica para metais e ligas metálicas no regime de escoamento de pequena escala (OLIVEIRA, 2008). A restrição é que a região de deformação não linear seja pequena e esteja confinada dentro da região de domínio do fator de intensidade de tensão (BRAZ, 1999). Em um carregamento monotônico, a expressão geral do fator de intensidade de tensão para diferentes geometrias de corpos de prova e modelos de trincas, é dada pela equação (I):

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{I})$$

Onde:  $K$  = fator de intensidade de tensão [ $MPa\sqrt{m}$ ];  $\sigma$  = tensão nominal aplicada [ $MPa$ ];  $a$  = tamanho da trinca [ $m$ ] e  $Y = f(a/W)$ , função da geometria do corpo de prova.

Para conhecer o comportamento de um componente em fadiga, precisa-se definir o tipo de carregamento, a frequência de variação deste carregamento e a razão entre os carregamentos. Tais parâmetros estão exemplificados na Tabela 3.

**Tabela 3** - Representação gráfica de um carregamento cíclico e as principais variáveis a serem observadas.

Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	Representação gráfica 
Tensão média	$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	
Variação de tensão	$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$	
Razão de carregamento	$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}}$	

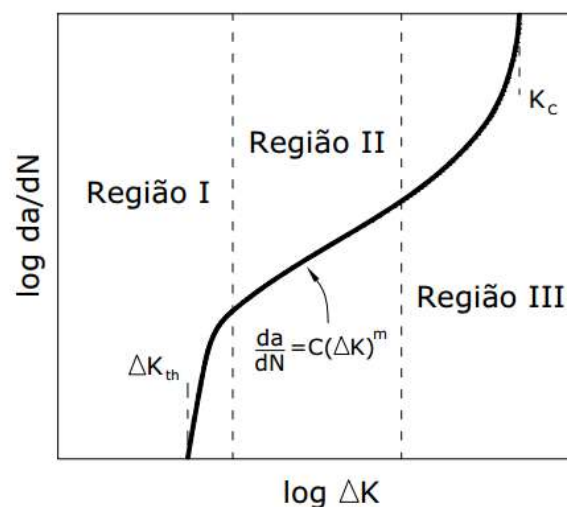
Fonte: DIETER, (1981)

Aplicando a Mecânica da Fratura às solicitações de fadiga, com amplitude de carregamento constante, as tensões cíclicas variam dentro de um intervalo estabelecido entre um valor mínimo e um valor máximo. Conforme indica a equação abaixo, a estrutura é submetida a uma variação de tensão constante “ $\Delta\sigma$ ”, o qual em um corpo de prova trincado, corresponde a uma variação da “ $\Delta K$ ”, representado pela diferença entre “ $K_{m\acute{a}x}$ ” e “ $K_{m\acute{i}n}$ ”, denominado amplitude do fator de intensidade de tensões, definido por:

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi\Delta a} \quad (\text{II})$$

Portanto, tem-se que a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) quando um componente é submetido à fadiga pode ser escrita como uma função da variação do fator de intensidade de tensão na ponta da mesma ( $\Delta K$ ) de acordo com a Figura 20:

**Figura 20** - Comportamento típico da propagação de trinca por fadiga em metais



Fonte: OLIVEIRA (2008).

Nela, é possível observar a presença de três regiões distintas:

- Na região I, a taxa de propagação  $da/dN$  depende pronunciadamente do fator de intensidade de tensão, havendo um valor de  $\Delta K$ , abaixo do qual não ocorrerá propagação de trinca ou esta não tem significado devido  $da/dN$  ser menor que  $10^{-10}$  m/ciclo; a esse valor de  $\Delta K$  denomina-se fator de *threshold*,  $\Delta K_{th}$  (ASTM E647, 2005). (OLIVEIRA, 2008, p.43).
- A região II é caracterizada pela propagação estável da trinca onde a relação  $\log da/dN$  versus  $\log \Delta K$  torna-se linear. (OLIVEIRA, 2008, p.43).
- Na região III da curva, que corresponde à propagação instável da trinca, a curva inclina-se e o fator de intensidade de tensão máximo no ciclo,  $K_{máx}$ , torna-se igual ao fator de intensidade de tensão crítico,  $K_c$ , levando a uma falha catastrófica do componente e uma assíntota é observada (GDOUTOS, 1993) (OLIVEIRA, 2008, p.43).

Experimentalmente expressões matemáticas foram determinadas para modelar as taxas de propagação de trinca por fadiga através de parâmetros que são ajustados aos resultados obtidos em testes experimentais. Para a região II da curva, o modelo mais clássico foi proposto por Paris e Erdogan, em 1963 e pode ser expresso pela seguinte equação:

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

onde "C" e "m" são constantes dependentes do material e seus valores típicos para aços podem ser encontrados na Tabela 4 a seguir.

**Tabela 4** - Valores para as constantes "C" e "m" para aços estruturais

Class of Steel	Constants for $da/dN = C(\Delta K)^m$		
	$C, \frac{\text{mm/cycle}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m}$	$C, \frac{\text{in/cycle}}{(\text{ksi}\sqrt{\text{in}})^m}$	$m$
Ferritic-pearlitic	$6.89 \times 10^{-9}$	$3.6 \times 10^{-10}$	3.0
Martensitic	$1.36 \times 10^{-7}$	$6.6 \times 10^{-9}$	2.25
Austenitic	$5.61 \times 10^{-9}$	$3.0 \times 10^{-10}$	3.25

Fonte: DOWLING (1999)



A curva  $da/dN \times \Delta K$ , figura 20 é uma das ferramentas mais importantes para o desenvolvimento de projetos para falha segura, pois com ela pode-se quantificar a resistência à propagação de um trinca pré-existente de um componente submetido a um carregamento cíclico. Logo, pode ser aplicada também ao estudo de materiais utilizados em oleodutos e gasodutos, os quais estão sujeitos ao fenômeno de fadiga e apresentam descontinuidades tais como uniões por solda e defeitos superficiais, como riscos e marcas de laminação, originadas durante o processo de fabricação das chapas.

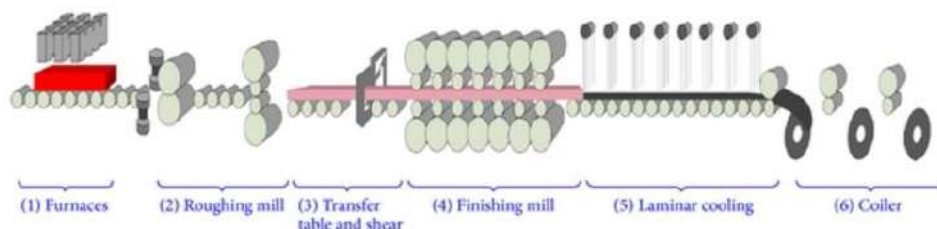
## 4. Procedimentos Experimentais

### 4.1. Material

O estudo foi desenvolvido em dois aços da classe API 5L-X70 microligados com duas porcentagens em peso de Nióbio, 0,06% e 0,09%. O teor do Nb do primeiro aço apresenta a quantidade máxima aceitável deste elemento, segundo recomendado pela Petrobrás e foi referida como “Normal Nb”. Já para a segunda composição química, por consequência, o teor de Nb está acima do recomendado e foi denominada “alto Nb”.

Os dois materiais foram fabricados pelo processo de laminação a quente e cedidos pela empresa ACELORMITTAL (Tubarão, ES/Brasil). Neste sentido, a deformação plástica do metal ocorreu segundo o método HSM (HOT STRIP MILL). Conforme indica a figura abaixo, um par de rolos imprime forças compressivas ao material aquecido acima da temperatura de recristalização do aço, de modo a se obterem bobinas no final do processo.

**Figura 21** – Esquemático do método Hot Strip Mill



**Fonte:** PENG et. al. (2013).

Então, a partir do material conformado em bobinas, foi possível extrair chapas para posteriores análises do Metal Base, tanto para o aço microligado com 0,06% Nb em peso,

quanto para aquele com 0,09%. Ademais, a amostragem conta ainda com um tubo conformado a partir de uma chapa de alto Nióbio, submetida ao processo de soldagem helicoidal (*SAWH*). Na figura 22, é possível observar as dimensões das duas referidas chapas e do tubo.

**Figura 22** -a) Chapa de 16 mm de espessura do aço API5L-X70 com teor de Nb de 0,06% (16 x 340 x 440 mm); b) Tubo de 14 mm de espessura do aço API5L-X70 com teor de Nb de 0,09% (diâmetro de 823 mm e comprimento de 1500 mm); c) Chapa de 14 mm de espessura do aço API5L-X70 com teor de Nb de 0,09% (14 x 400 x 400 mm)



Fonte: Autor

Dado que este trabalho objetiva avaliar a resistência à propagação de trinca por fadiga e a microestrutura do aço nas regiões de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB), as amostras a), b) e c) da Figura 22 foram submetidas individualmente ao processo de soldagem.

Para o tubo de alto Nióbio, o primeiro passo desse processo foi segmenta-lo em três anéis de 500 mm cada um com posterior corte no sentido dos quadrantes, obtendo-se, assim, um total de 12 “calotas”. Em seguida, outro corte foi realizado, agora na direção transversal de cada calota, para que as duas metades obtidas pudessem ser posteriormente soldadas, conforme mostrado pela Figura 23.

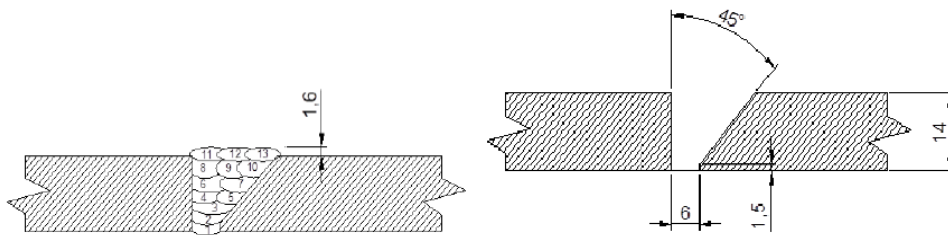
**Figura 23** - a) Calotas obtidas pelos cortes do tubo; b) Corte transversal realizado em cada calota; c) Metade das calotas soldadas.



Fonte: Autor

Realizou-se, então, uma solda de vários passes, sendo que o primeiro e o segundo se deram por GTAW (*GasTungstenArcWelding*) e o enchimento foi feito por SMAW, também conhecido por Eletrodo Revestido. Como se trata de uma solda circunferencial, a união foi feita por meio de uma junta de topo do tipo “meio K”, Figura 24, já que essa geometria é a mais vantajosa para o posicionamento do entalhe nos corpos de prova do ensaio de propagação de trinca, pois possibilita que o seu crescimento percorra em um único tipo de material.

**Figura 24** - Geometria da junta do tipo “meio K”, utilizada na união das calotas de aço API5L-X70



**Fonte:** Autor

Após a união dos tubos por soldagem circunferencial, mostrada na Figura 25, a amostra foi cortada novamente, agora, em segmentos nas direções transversal e longitudinal à laminação, respectivamente TL e LT. Desta maneira, puderam ser extraídos os corpos de prova para o estudo de propagação de trincas por fadiga sobre o metal base do aço com 0,09% de Nióbio em peso.

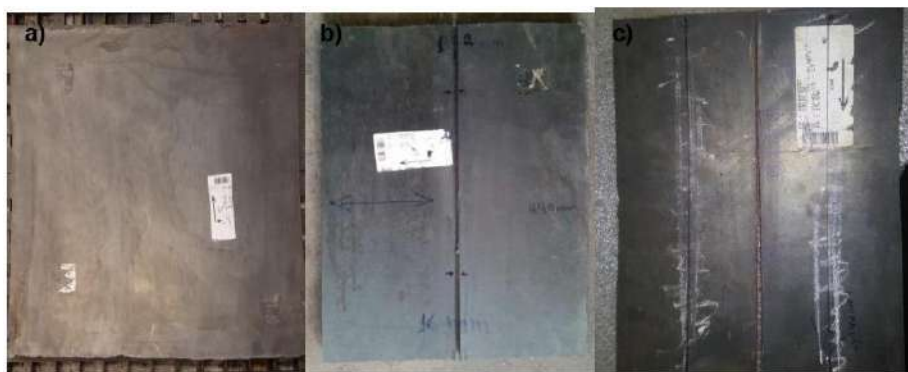
**Figura 25**- Calotas soldadas por arco submerso com a seta pontilhada indicando o sentido de laminação



**Fonte:** Autor

Tanto a chapa de normal Nióbio quanto a de alto Nióbio foram cortadas com o auxílio de uma serra de fita na orientação transversal em relação ao processo de laminação e posteriormente soldadas, seguindo o mesmo procedimento realizado no tubo. Na Figura 26 a seguir pode ser vista a metodologia descrita para a chapa de normal Nióbio.

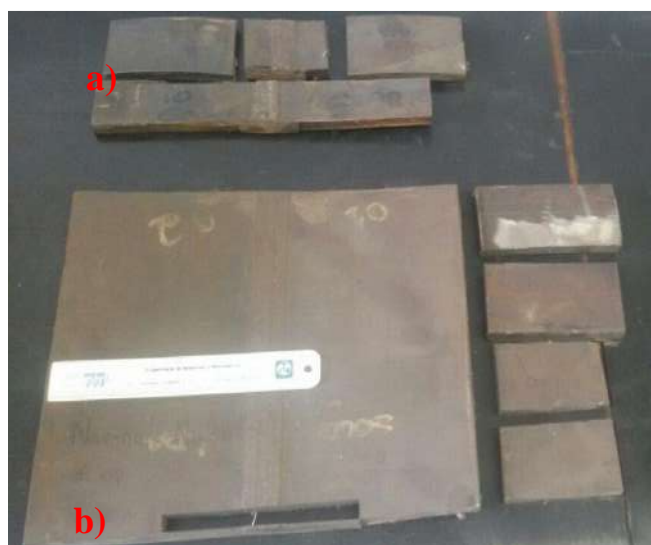
**Figura 26-** a) Chapa de 16 mm de espessura do aço API X70 Normal Nióbio; b) Corte transversal realizado na chapa; c) Metades das chapas soldadas



**Fonte:** Autor

Ao final do processo de soldagem, os corpos de prova para o ensaio de propagação de trinca por fadiga nas demais regiões de interesse puderam ser extraídos das tiras de chapa mostradas na Figura 27, tanto para o material com alto teor de Nióbio, quanto para o teor normal. Cabe ressaltar que na região do metal base para a chapa com 0,06% em peso de Nióbio, também optou-se por extrair corpos de prova nas orientações transversal e longitudinal à laminação, assim como feito para o material com alto teor de Nióbio.

**Figura 27** – a) Tiras de chapas soldadas de alto Nióbio; b) Tiras de chapas soldadas de normal Nióbio



**Fonte:** Autor

Ademais, na Tabela 5 consta um quadro resumo, indicando a região de interesse e o número de corpos de prova para o ensaio de propagação de trinca por fadiga extraídos em cada amostra.

**Tabela 5** – Extração dos corpos de prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga

Amostra	Região de interesse extraída	Número de corpos de prova	Sentido de extração em relação à laminação
Tiras de Chapas soldadas de Normal Nióbio	MB	(2+2)	Transversal e Longitudinal
	MS	3	Não se aplica
	ZTA	2	Não se aplica
Calotas soldadas de Alto Nióbio	MB	(2+2)	Transversal e Longitudinal
	MS	3	Não se aplica
	ZTA	2	Não se aplica

Fonte: Autor

#### 4.2. Análise Metalográfica

As amostras para análises metalográficas foram retiradas do metal base e da região da solda. A análise foi realizada por microscopia óptica, conforme norma ASTM E3(2001). Objetiva-se estudar tanto a região da solda quanto a zona termicamente afetada, e comparar suas microestruturas com as encontradas nos respectivos materiais base.

O material fornecido foi cortado em uma máquina de corte de precisão com disco de diamante, como a mostrada na Figura 28:

**Figura 28**- Máquina de corte de precisão Arotec modelo acrorcor 40



Fonte: Autor

Logo após, os corpos de prova foram submetidos a um embutimento em baquelite, seguido de lixamento respeitando a sequência de granulometrias #120, #220, #320, #400, #600, #800 e #1200 e #2000, até que a superfície estivesse totalmente isenta de riscos profundos, e por último foi feito um polimento com auxílio de uma politriz motorizada e utilizando-se pasta de diamante de até 1  $\mu\text{m}$ .

Antes da visualização no microscópio óptico, as superfícies das amostras foram submetidas a um ataque químico, sendo imersas por 6 segundos em uma solução de Nital 2%, para que sua microestrutura seja revelada. A observação da microestrutura do material foi realizada em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo BX51M, Figura 29, capaz de registrar imagens da microestrutura para estudo.

**Figura 29-** Microscópio Óptico modelo BX51M, marca Olympus utilizado na análise microestrutural



Fonte: METLER (2016).

### **4.3. Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga**

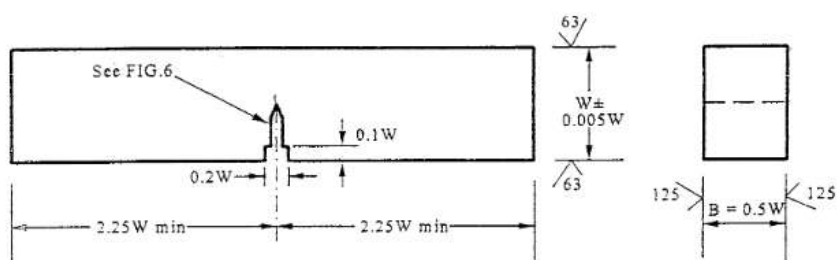
Após usinagem prévia, amostras foram obtidas com geometria retangular. Posteriormente, as amostras foram lixadas de acordo com seguinte padrão granulométrico: #80, #120, #220, #320, #400, #500, #600, #800 e #1200. Cabe ressaltar que para cada granulometria citada, buscou-se alternar o lixamento entre as direções  $0^\circ/90^\circ$ , a fim de remover riscos provenientes das passagens anteriores. A Figura 30 ilustra a etapa de lixamento manual dos exemplares.

**Figura 30** - Lixamento manual dos corpos de prova

**Fonte:** Autor

A preparação das amostras seguiu para o ataque com reagente Nital 2% nos exemplares das regiões MS e ZTA, a fim de revelar respectivamente as regiões que contém o material de solda e aquelas afetadas termicamente pelo processo de soldagem.

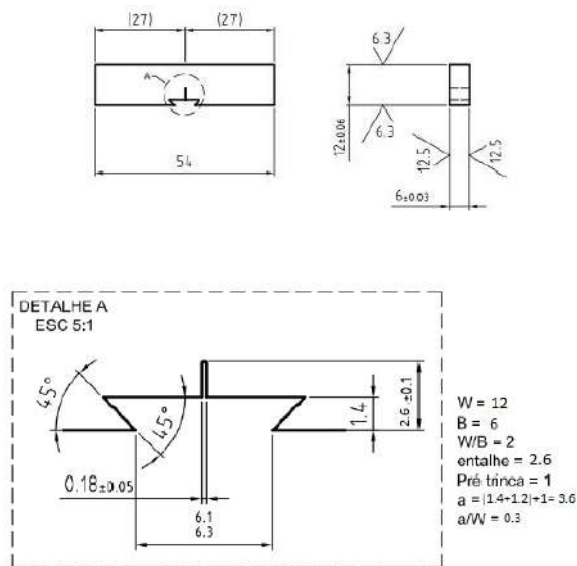
Com as regiões a serem investigadas propriamente destacadas, foi possível posicionar o entalhe nos corpos de prova SE(B) para análise da propagação de trincas por fadiga em cada região de interesse. Em seguida, os exemplares foram novamente usinados a fim de que o comprimento de cada amostra respeitasse as especificações da norma ASTM E1820 (2013). As dimensões do corpo de prova SE(B) para realização do ensaio e a geometria do entalhe, ambas em função de  $W$  constam na Figura 31:

**Figura 31**- Geometria do entalhe

**Fonte:** ASTM E1820 (2013)

Para um  $W$  selecionado de 12mm, as demais dimensões podem ser conferidas na figura 32:

**Figura 32** - Dimensões dos corpos de prova do ensaio de propagação de trinca por fadiga



**Fonte:** Autor

Após a usinagem do entalhe, as amostras foram novamente lixadas seguindo o procedimento já descrito. Em sequência um polimento foi realizado com óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), a fim de se obter o acabamento espelhado necessário para observar a propagação da trinca.

Com o objetivo de monitorar o tamanho da pré-trinca, marcou-se o corpo de prova a uma distância 3.6 mm a partir do entalhe, como mostra a Figura 33. Segundo a norma ASTM E647 (2005), o comprimento da pré-trinca é determinado como o maior dentre os seguintes parâmetros geométricos do corpo de prova SE(B):  $0,1 \cdot B$ , h ou 1 mm.

**Figura 33-** Definição do tamanho da trinca inicial do ensaio por meio do traçador de altura



**Fonte:** Autor



A pré-trinca foi realizada empregando carregamentos senoidais de por meio de flexão três pontos, em meio ar, razão de carregamento,  $R=0,1$  e frequência de 20 Hz na máquina MTS (*Servo-hydraulic Test Systems*) Frame 810, equipada com célula de carga máxima de 100 kN. O corpo de prova foi posicionado no centro das garras de apoio, de modo que a linha de aplicação de carga e o entalhe estejam justapostos. Ainda um extensômetro foi acoplado ao corpo de prova com o objetivo de mensurar o comprimento da trinca, à medida que esta se propagava. A Figura 34 ilustra a disposição dos equipamentos empregados durante o ensaio, bem como o posicionamento do corpo de prova na máquina:

**Figura 34-** Nucleação da pré-trinca por fadiga: disposição dos equipamentos durante o ensaio (à esquerda); b) posicionamento do corpo de prova (à direita)



**Fonte:** Autor

Com relação ao carregamento cíclico empregado, a variação do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) deve ser cuidadosamente determinada, uma vez que pode dificultar a realização do ensaio ao influir no tamanho da zona plástica a frente da trinca. Do conhecimento prático do pesquisador, um  $\Delta K$  final de pré-trinca de  $13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  foi empregado; valor este que leva em conta as características mecânicas básicas do aço utilizado.

Cabe ressaltar que o tamanho da pré-trinca deve ser atingido em ambos os lados do corpo de prova, para que a propagação da trinca durante o ensaio ocorra de maneira uniforme em um plano perpendicular à aplicação de cargas. Neste sentido, o experimentador deve monitorar visualmente o crescimento da trinca com auxílio de uma luneta e das graduações riscadas no corpo de prova, como indica a figura abaixo:

**Figura 35-** Observação do crescimento da pré-trinca na parte frontal e posterior do corpo de prova por meio de lunetas



**Fonte:** Autor

No total, 9 corpos de prova foram ensaiados para cada um dos dois diferentes teores de Nb, sendo 2 para a região de MB transversal à laminação, 2 longitudinais à laminação, 2 amostras relativas ao MS e, por fim, 3 referentes à ZTA.

Após o ensaio, cada corpo de prova foi submetido a um processo de oxidação com a utilização de um forno elétrico pré-aquecido a uma temperatura de 450°C. Após atingir a referida temperatura, as amostras são inseridas no forno e lá permanecem por 45 minutos.

Em sequência, o resfriamento dos corpos de prova se dá ao ar. Após atingirem a temperatura ambiente, os CDP's foram submergidos em um recipiente contendo nitrogênio líquido. Atingido o equilíbrio térmico, observado com a diminuição das bolhas no nitrogênio líquido, os mesmos foram rompidos com o auxílio de uma morsa e de um martelo.

Com a fratura dos corpos de prova, é possível obter os valores iniciais e finais das trincas, e analisar a superfície de fratura em um estereoscópio. Ainda, um outro método para a determinação do comprimento das trincas consiste na captura de imagens por meio de uma câmera digital. Assim, as imagens são trabalhadas em software apropriado, de modo a fornecer valores médios para o tamanho inicial ( $a_i$ ) e final ( $a_f$ ) do defeito tipo trinca.

De posse dos referidos valores, torna-se possível o tratamento de dados das curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ .

## **5. Resultados e Discussão**

Nesta seção, são apresentados os resultados das análises microestruturais realizadas em microscópio óptico, bem como as curvas de Paris-Erdogan para os aços microligados com 0,06% e 0,09% em peso de Nb.

### **5.1. Caracterização microestrutural**

A classificação da microestrutura do Aço API X70 seguiu o modelo proposto pela IIW (*International Institute of Welding*). Conforme mostra o quadro resumo da Tabela 6 a seguir, as abreviações utilizadas, bem como uma breve avaliação da morfologia para cada componente microestrutural são apresentadas.

Recomenda-se, sempre que necessário, recorrer à referida tabela para a assimilação da nomenclatura empregada durante a classificação microestrutural

**Tabela 6** -Esquema de classificação de componentes microestruturais

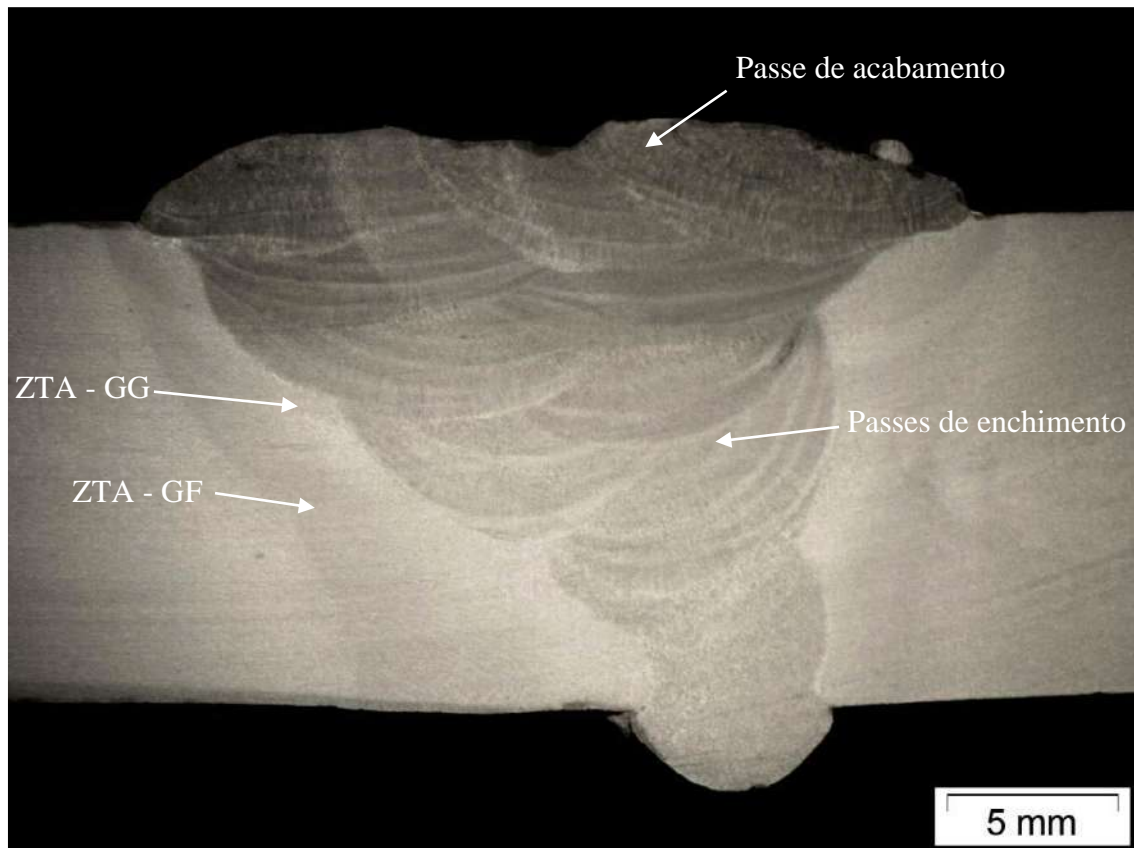
Classificação da estrutura principal	Níveis da terminologia			Descrição da estrutura do componente	Avaliação
	Geral	Principal	Específico		
<b>Transformações reconstitutivas (controladas pela difusão, caracterizadas por baixas velocidades de reação)</b>					
Ferrita	PF	PF(GB)	PF(G)	Ferrita primária de contorno de grão Ferrita Alotriomórfica Ferrita Poligonal Veios de ferrita	Ferrita em forma de veios ou grãos poligonais alinhados com o contorno de grão austenítico
			PF(NA)	Ferrita Primária Poligonal não alinhada	Grão ferrítico poligonal intragranular
			PF(I)	PF(I)	Ferrita Idiomórfica
Perlita	P	P	FC(P)	Perlita lamelar Perlita degenerada Colônias de perlita fina	Lamelas alternadas de ferrita/cementita; de difícil resolução sob microscópio óptico Perlita presente como microfase
			FC	Agregados ferrita-cementita	Lamelas de perlitas vistas em seção transversal. Difícil resolução e distinção da bainita
<b>Transformações displacivas (prevalência do cisalhamento atômico, caracterizadas por rápidas velocidades de reação)</b>					
Ferrita de Widmanstätten	WF	WF(GB)	FS(A)	Ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada	Ripas paralelas de ferrita com microfases alinhadas entre as ripas, variando de perlita a martensita. As fronteiras das ripas são de difícil distinção
			FS(NA)	Ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada	Agregados intragranulares entre ilhas de microfase e ferrita de Widmanstätten
			WF(I)	AF	Ferrita de Widmanstätten acicular

**Fonte:** Adaptado de THEWLIS (2004).

### 5.1.1 –Região da junta soldada: Metal de solda (MS) e Zona termicamente afetada (ZTA)

A Figura 36 ilustra a macrografia de uma junta soldada, na qual é possível visualizar os passes de enchimento e o passe de acabamento no metal de solda, assim como as regiões termicamente afetadas de granulometria fina e grosseira.

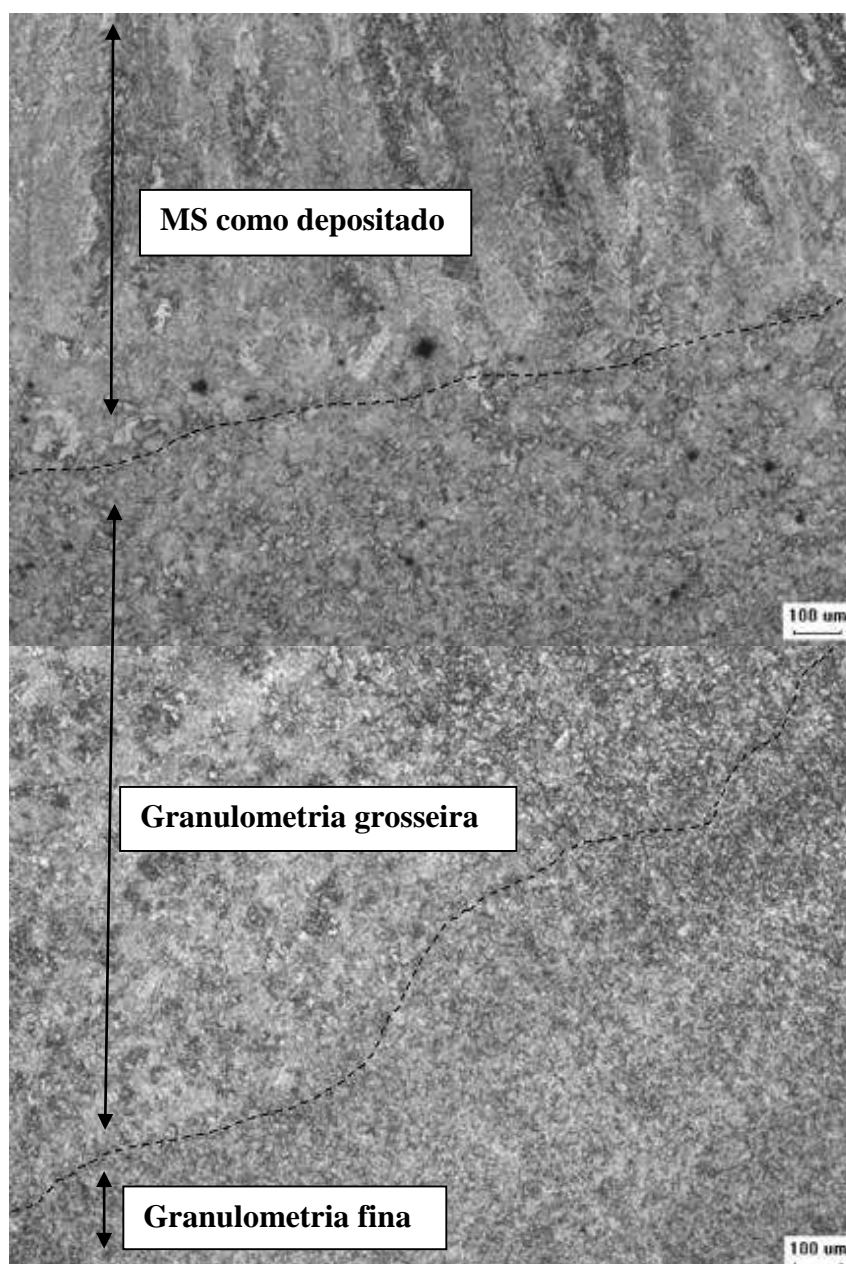
**Figura 36** –Macrografia da região de uma junta soldada do tipo “meio K” .



**Fonte:** METLER (2016)

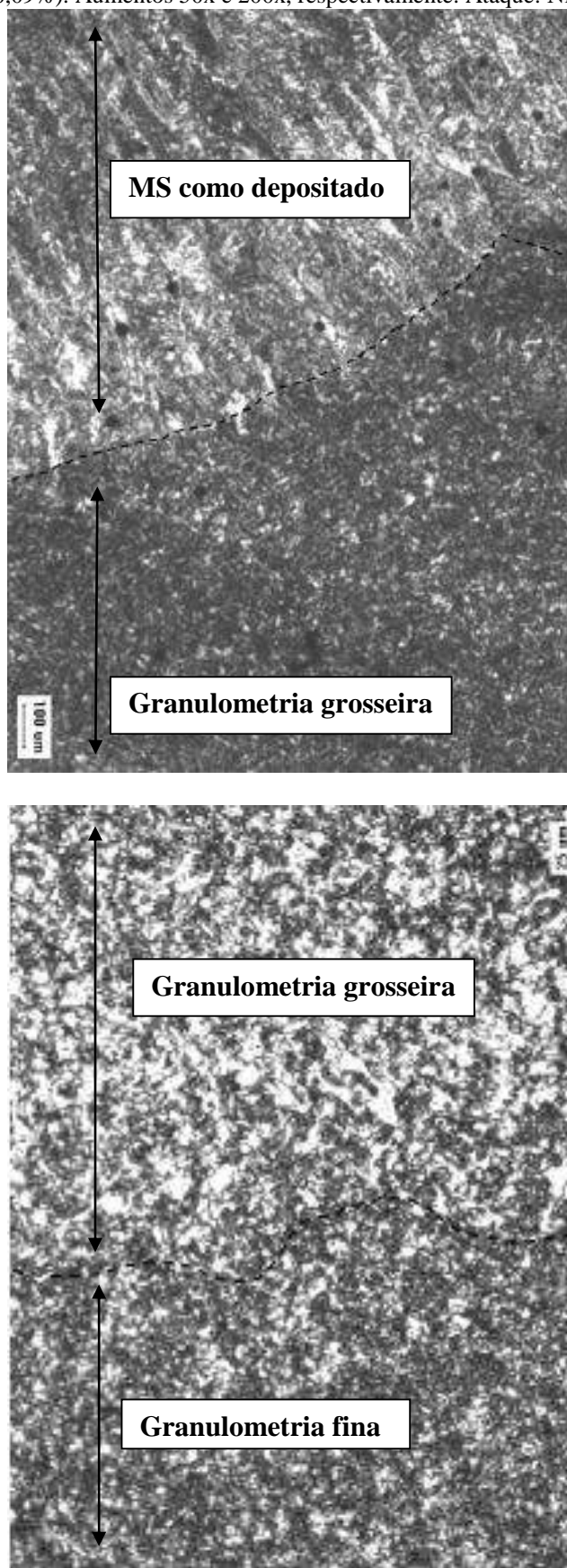
Por meio da técnica de microscopia óptica, procurou-se caracterizar a microestrutura presente em cada região especificada acima, para os aços com Normal e Alto teor de Nb. Nas Figuras 37 e 38, é possível visualizar o aspecto geral da região da solda nos aços API X70 normal e alto Nb, respectivamente. Neste sentido, são observadas a região do metal de solda como depositado (associada ao passe de acabamento) e as regiões de granulação grosseira e de granulação fina, associadas à zona termicamente afetada.

**Figura 37** - Aspecto geral da microestrutura da região da solda circunferencial no aço API X70, normal Nb (0,06%). Aumento 50x. Ataque: Nital 2%



**Fonte:** Autor

**Figura 38** - Aspecto geral da microestrutura da região da solda circunferencial no aço API X70, alto Nb(0,09%). Aumentos 50x e 200x, respectivamente. Ataque: Nital 2%

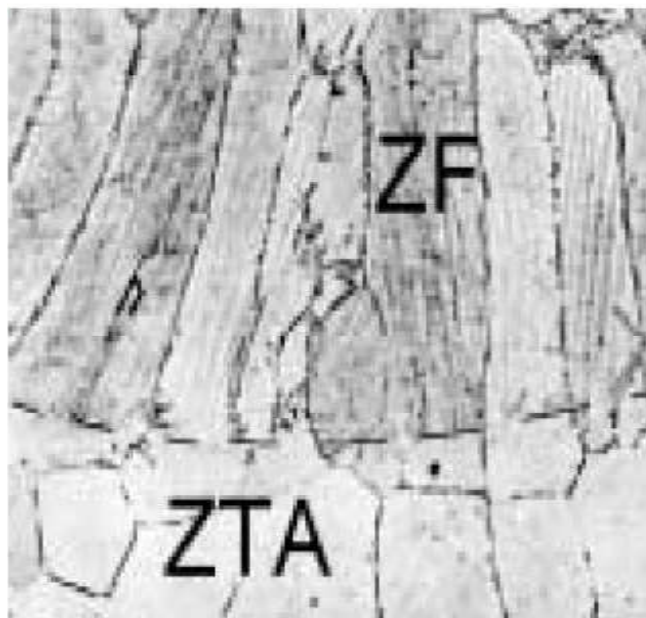


Fonte: Autor

Em ambos os casos, nota-se que a região do passe de acabamento é composta por grãos colunares, que não foram afetados pelo ciclo térmico dos passes de enchimento. Nesta região, o início da solidificação ocorre principalmente pelo crescimento epitaxial de grãos do metal de base que estão na linha de fusão (fronteira entre a zona fundida e a ZTA). Em outras palavras, os grãos na zona fundida se formam como um prolongamento dos grãos do metal base, sem a necessidade da nucleação de novos grãos.

Como resultado disto, os grãos da zona fundida apresentam uma largura semelhante e a mesma orientação cristalina dos grãos do metal base. A figura 39 a seguir ilustra o descrito crescimento epitaxial de grãos colunares.

**Figura 39** – Metalografia da região de transição entre ZTA e Zona Fundida de um aço inoxidável ferrítico, mostrando a continuidade de grãos da ZTA na Zona Fundida. Aumento: 100x.



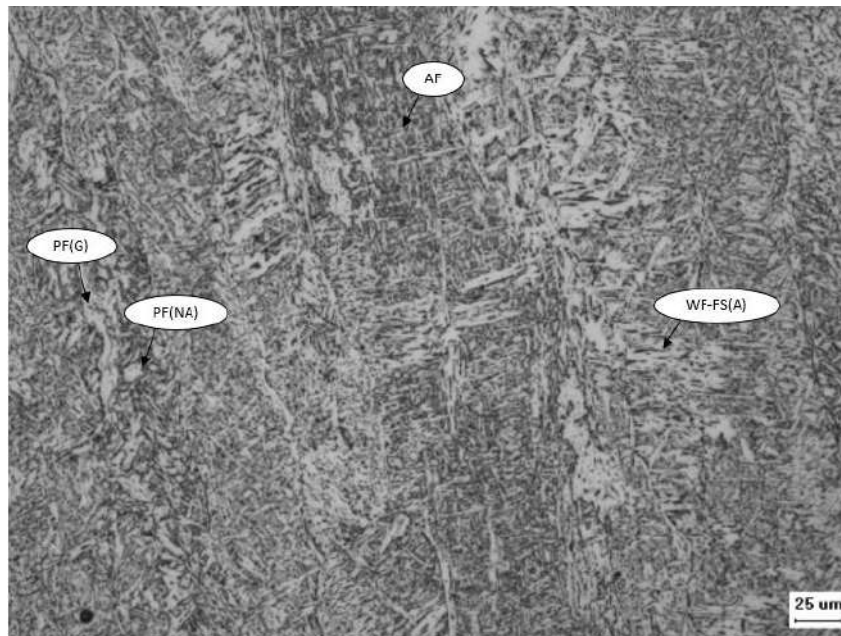
**Fonte:**MARQUES et al.(2005).

Dando continuidade à análise da região da junta para os dois aços, é possível perceber uma região de granulometria grosseira, resultante do processo de recristalização induzido pela energia envolvida no processo de soldagem. Neste sentido, quanto mais próximo se estiver do metal líquido depositado, mais termodinamicamente favorecido serão crescimento de grãos. Neste mesmo raciocínio, espera-se que a região mais distante da poça de fusão apresente microestrutura mais refinada.

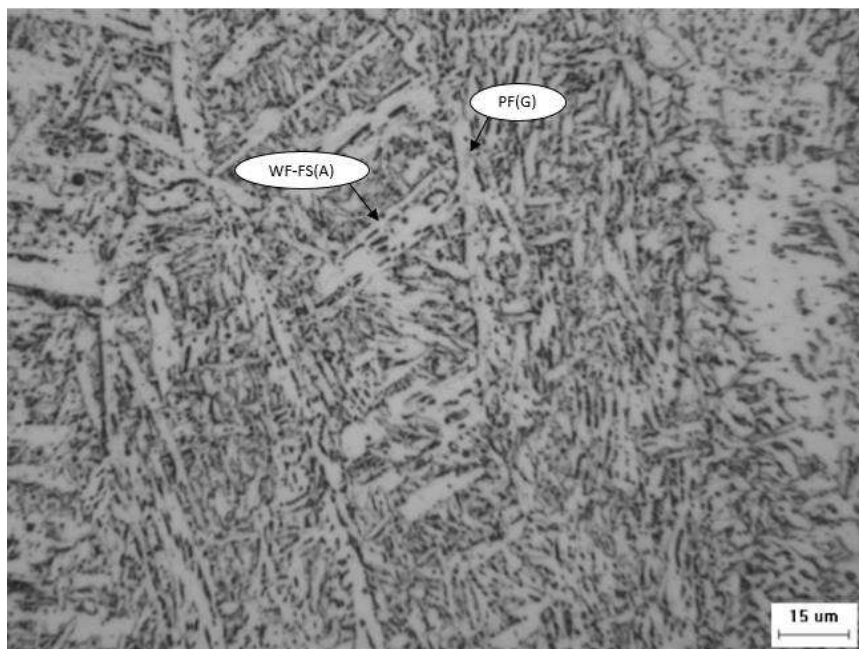
As Figuras 40 e 41 apresentam um detalhamento da microestrutura encontrada nas regiões do metal de solda como depositado para o aço Normal Nb e para o aço Alto Nb, respectivamente.



**Figura 40-** Microestrutura da região do metal de solda como depositado para o aço Normal Nb (0,06%). (*AF*- Ferrita de Widmanstätten acicular; *PF(G)*- Ferrita primária de contorno de grão; *PF(NA)* - Ferrita primária poligonal não alinhada; *WF-FS(A)*- Ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada)  
a) Aumento de 200x e b) Aumento de 500x. Ataque: Nital 2%.



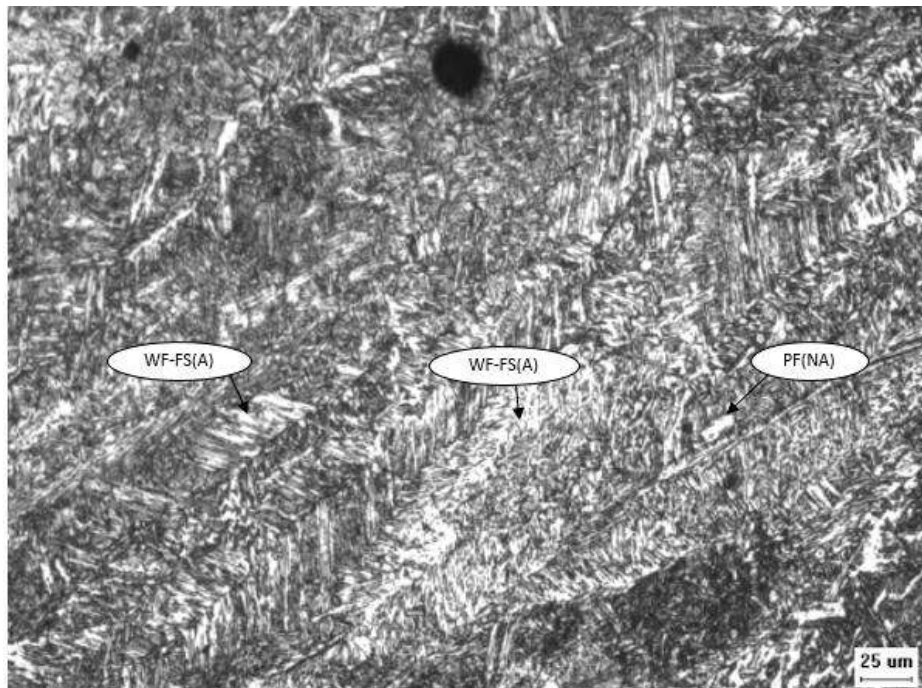
a)



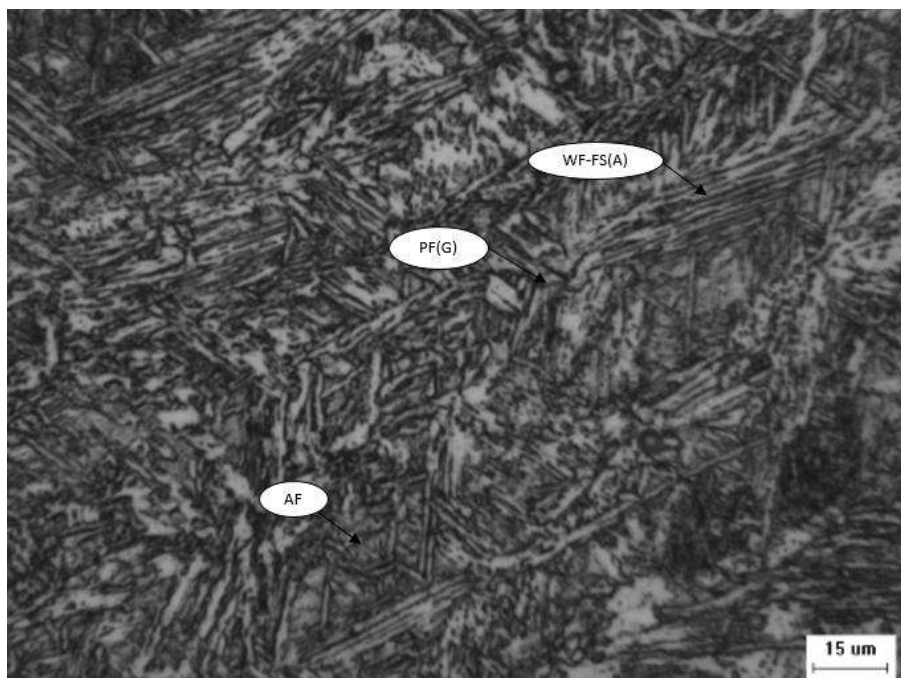
b)

Fonte: Autor

**Figura 41-** Microestrutura da região do metal de solda como depositado para o aço AltoNb (0,09%). (*AF*- Ferrita de Widmanstätten acicular; *PF(G)*- Ferrita primária de contorno de grão; *PF(NA)* - Ferrita primária poligonal não alinhada; *WF-FS(A)*- Ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada)  
. a) Aumento de 200x e b) Aumento de 500x. Ataque: Nital 2%.



a)



b)

Fonte: Autor

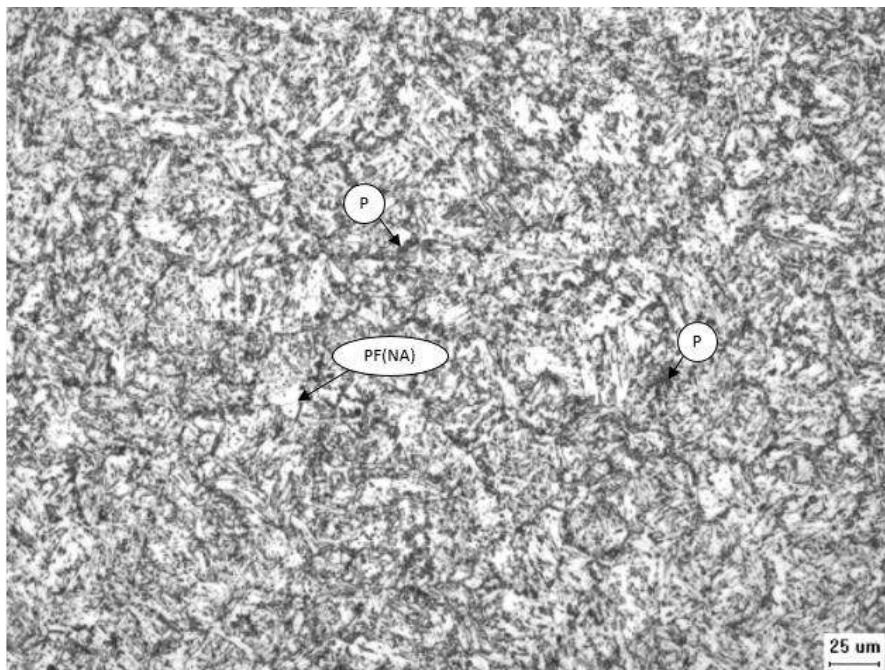
Comparando as Figuras 40 e 41, nota-se a presença dos mesmos componentes microestruturais, contudo em quantidades diferentes para cada concentração do aço analisado. A pequena diferença em quantidade das fases deve estar associada as variações no processamento da soldagem, dado que ambos os aços foram soldados com eletrodos de mesma classe, a saber E-9010G, como mostra a E.P.S. disponível no Anexo A. Para o aço com 0,06% de Nb, observa-se maior quantidade de veios de ferrita (PF(G)), caracterizados por grãos ferríticos alongados e alinhados com os contornos dos grãos austeníticos iniciais.

O aço alto Nb, por sua vez, apresenta quantidades elevadas de ferrita acicular (AF) e Ferrita de Widmanstätten (WF-FS(A)). No primeiro caso, o microconstituente apresenta granulação fina e entrelaçada, composta por finas ripas de ferrita com cementita entre estas ripas. Devido à distribuição caótica das ripas de ferrita, a presença de ferrita acicular é favorável ao aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL. Isto ocorre porque o livre caminho médio para propagação de trincas diminui conforme aumenta a presença das ripas de ferrita, organizadas de maneira aleatória.

Com relação à ferrita de Widmanstätten, tem-se que está presente em maior quantidade no aço Alto Nb, tanto nas condições primária; quando nucleia a partir do contorno de grão austenítico; quanto na secundária, situação em que nucleia a partir dos veios de ferrita.

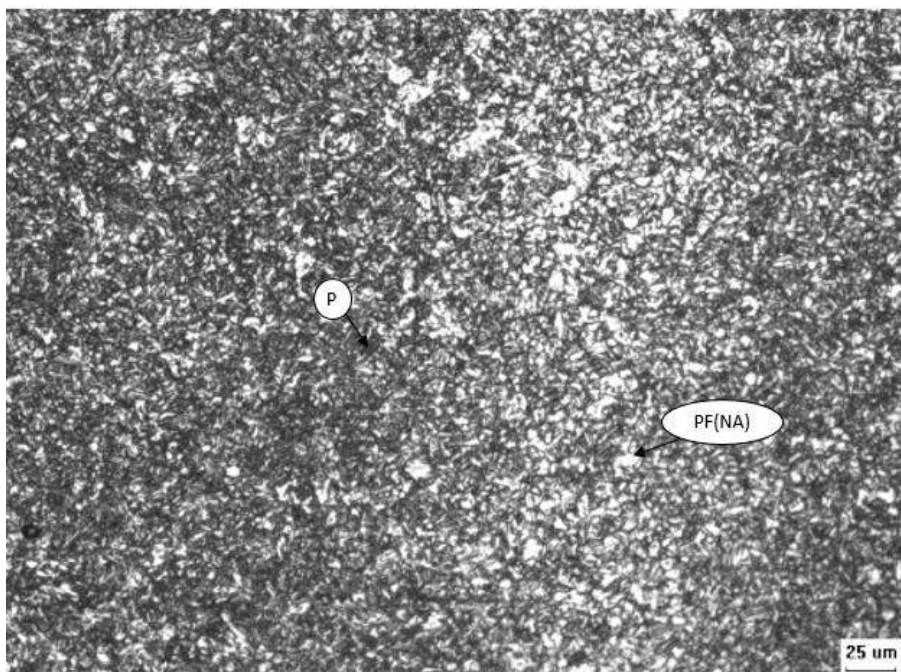
As Figuras 42 e 43 a seguir correspondem ao detalhamento da microestrutura presente na Região de Granulometria Grosseira da ZTA para os aços Normal e Alto, respectivamente.

**Figura 42** – Região de granulometria grosseira- Aço Normal Nb (0,06%). (*PF(NA)* - Ferrita primária poligonal não alinhada; *P*- Perlita lamelar). Aumento 200x. Ataque: Nital 2%



Fonte: Autor

**Figura 43** – Região de granulometria grosseira- Aço Alto Nb(0,09%). (*PF(NA)* - Ferrita primária poligonal não alinhada; *P*- Perlita lamelar). Aumento 200x. Ataque: Nital 2%



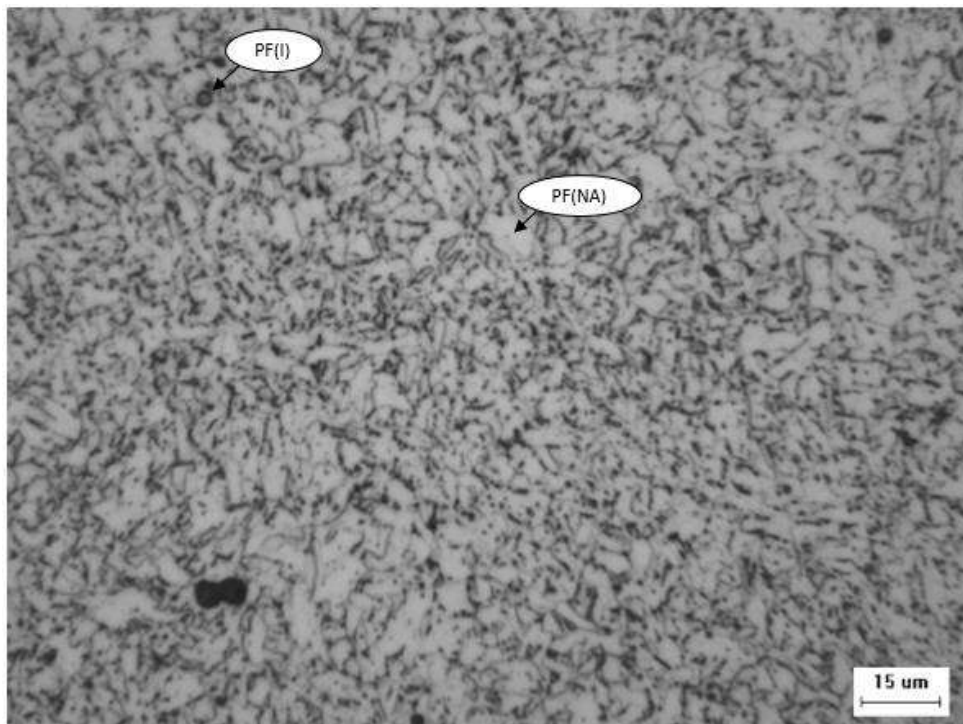
Fonte: Autor

Similarmente, a microestrutura para as regiões de granulometria grosseira nos dois aços é composta de perlita (P) na forma lamelar e ferrita poligonal não alinhada (PF(NA)). Cabe ressaltar que, as lamelas do microconstituente perlita são de difícil resolução em microscópio óptico, adquirindo um aspecto enegrecido após ataque com Nital 2%.

Diferentemente dos grãos colunares encontrados na região do metal de solda como depositado, o crescimento dos grãos tanto na região de granulometria grosseira quanto na de granulometria fina assume padrão equiaxial, com calor sendo extraído de forma aproximadamente igual em todas as direções.

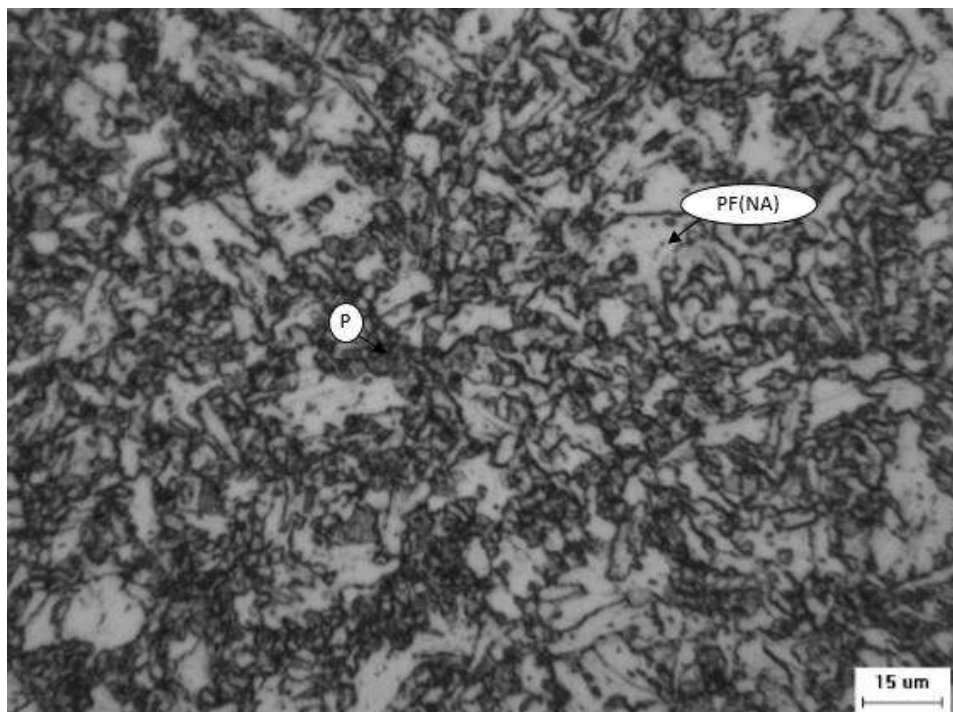
As figuras 44 e 45 a seguir detalham a microestrutura encontrada na Região de Granulometria Fina para o aço Normal Nb e para o aço Alto Nb, respectivamente.

**Figura 44** – Região de granulometria fina- Aço Normal Nb (0,06%). (PF(NA) - Ferrita primária poligonal não alinhada; PF(I)- Ferrita Idiomórfica). Aumento 500x. Ataque: Nital 2%



**Fonte:** Autor

**Figura 45** – Região de granulometria fina- Aço Alto Nb (0,09%). (*PF(NA)*)- Ferrita primária poligonal não alinhada; *P*- Perlita lamelar). Aumento 500x. Ataque: Nital 2%



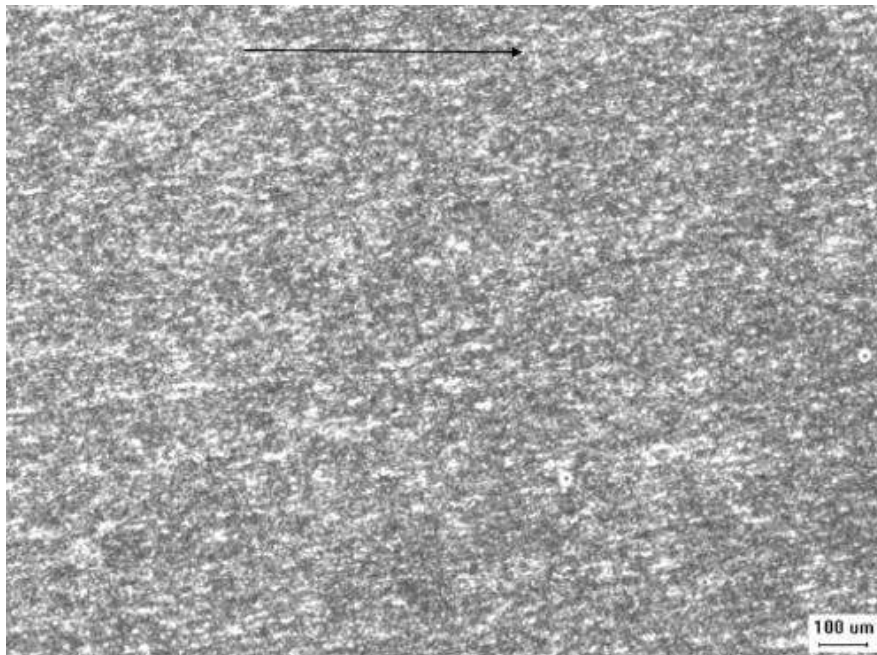
**Fonte:** Autor

Na região recristalizada de granulação fina para o aço Normal Nb, a granulação é tão fina quanto do MB, sendo composta de grãos equiaxiais de ferrita poligonal não alinhada (*PF(NA)*), ferrita idiomórfica (*PF(I)*) e formação de microfases não resolvidas. Para a composição Alto Nb (0,09%), tem-se uma maior granulometria quando comparada com o respectivo metal base. Ainda, destaca-se a presença de perlita em sua forma lamelar.

### **5.1.2 – Região do metal base (MB)**

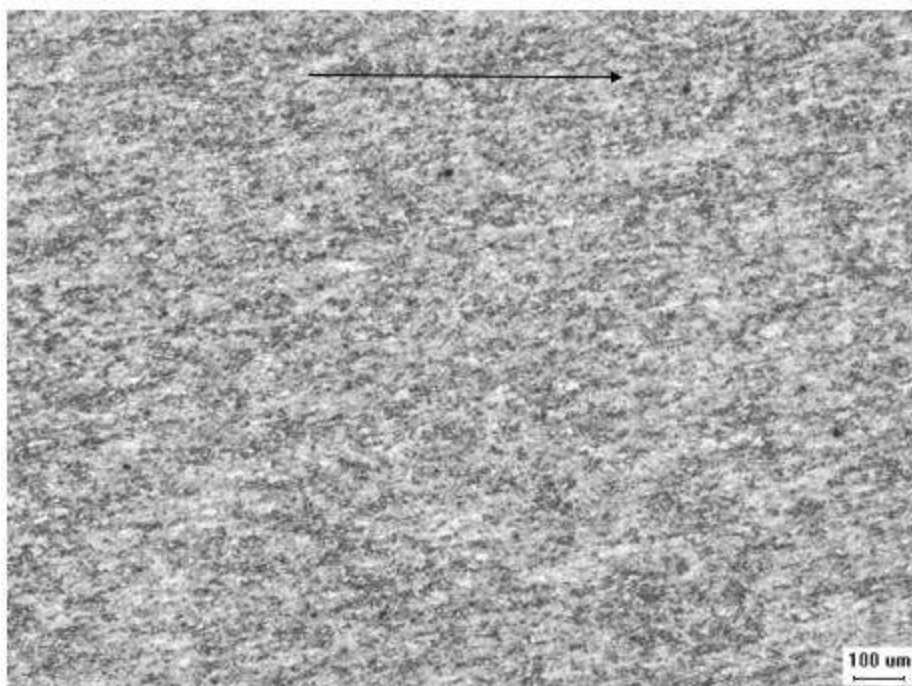
As Figuras 46 e 47 a seguir indicam o sentido de laminação observado nas amostras do metal base para os aços Normal Nb e Alto Nb, respectivamente. Ambas as amostras foram retiradas no sentido longitudinal à laminação.

**Figura 46-** Indicação do sentido de laminação no metal base do aço Normal Nb (0,06%). Aumento 50x.  
Ataque: Nital 2%



**Fonte:** Autor

**Figura 47-** Indicação do sentido de laminação no metal base do aço Alto Nb (0,09%). Aumento 50x.  
Ataque: Nital 2%

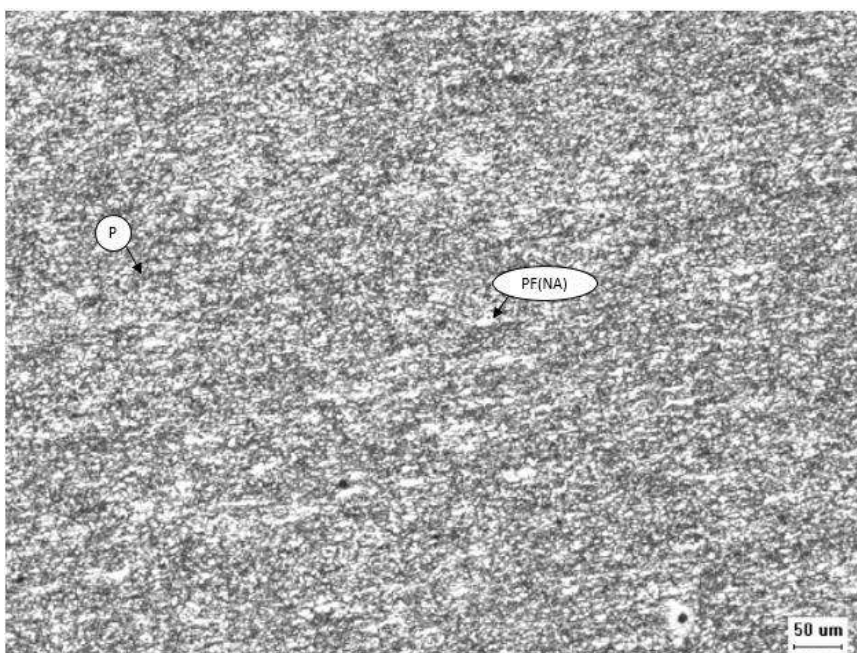


**Fonte:** Autor

Em razão do tratamento termomecânico de laminação controlada, ocorre a diminuição significativa do tamanho de grão austenítico inicial e o grau de encruamento

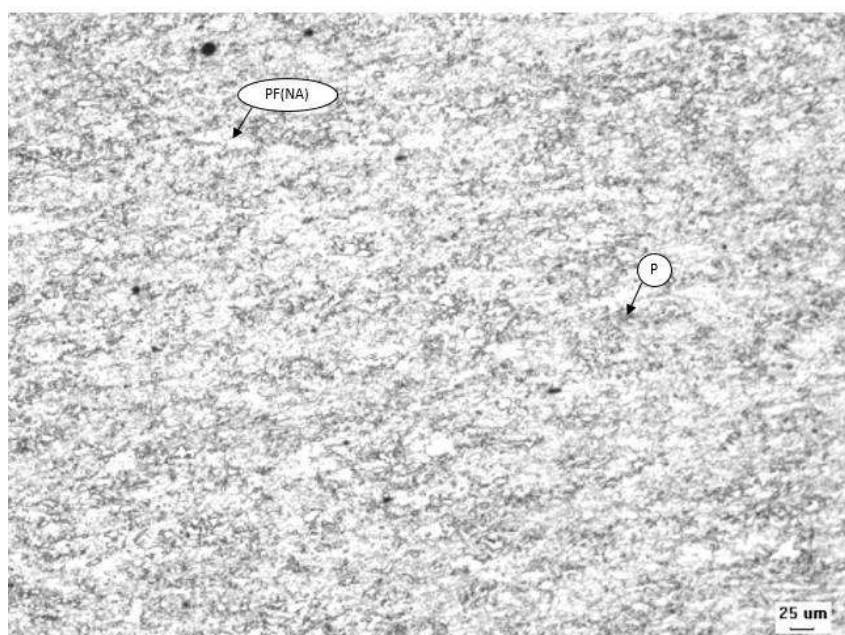
do material aumenta. Após a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , a microestrutura ferrítica final apresenta-se refinada, elevando a tenacidade e resistência mecânica simultaneamente no produto final. Como se pode perceber nas Figuras 48 e 49 a seguir, a microestrutura do metal base para ambos os aços é composta de ferrita poligonal e perlita.

**Figura 48-** Microestrutura Mb aço Normal Nb (0,06%). (*PF(NA)* - Ferrita primária poligonal não alinhada; *P* - Perlita lamelar). Aumento: 100x. Ataque: Nital 2%



Fonte: Autor

**Figura 49-** Microestrutura Mb aço Alto Nb(0,09%). (*PF(NA)* - Ferrita primária poligonal não alinhada; *P* - Perlita lamelar). Aumento: 100x. Ataque: Nital 2%



Fonte: Autor

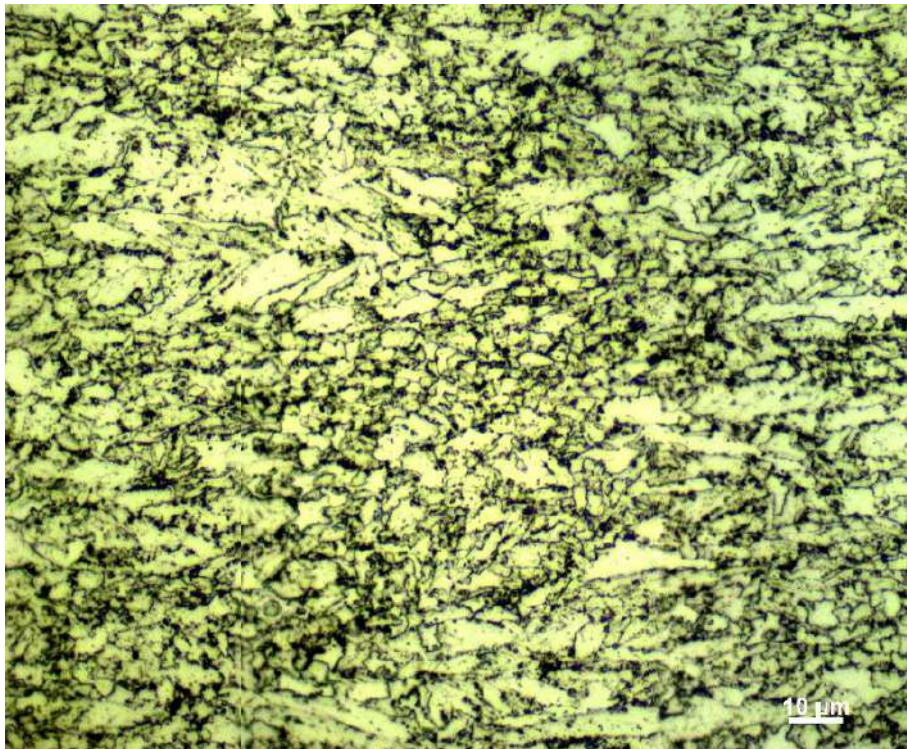


### 5.1.3 – Tamanho de grão

O tamanho de grão para o Metal base das composições normal e alto Nb foi avaliado segundo o método de interceptos de Heyn, regido pela norma ASTM E112. Este procedimento é realizado com o uso de uma linha reta de comprimento conhecido, desenhada sobre a fotomicrografia. Escolhe-se um aumento, de maneira que o número de grãos interceptados pela linha possa ser contado com precisão. O comprimento de linha escolhido deve produzir de 50 a 150 intersecções.

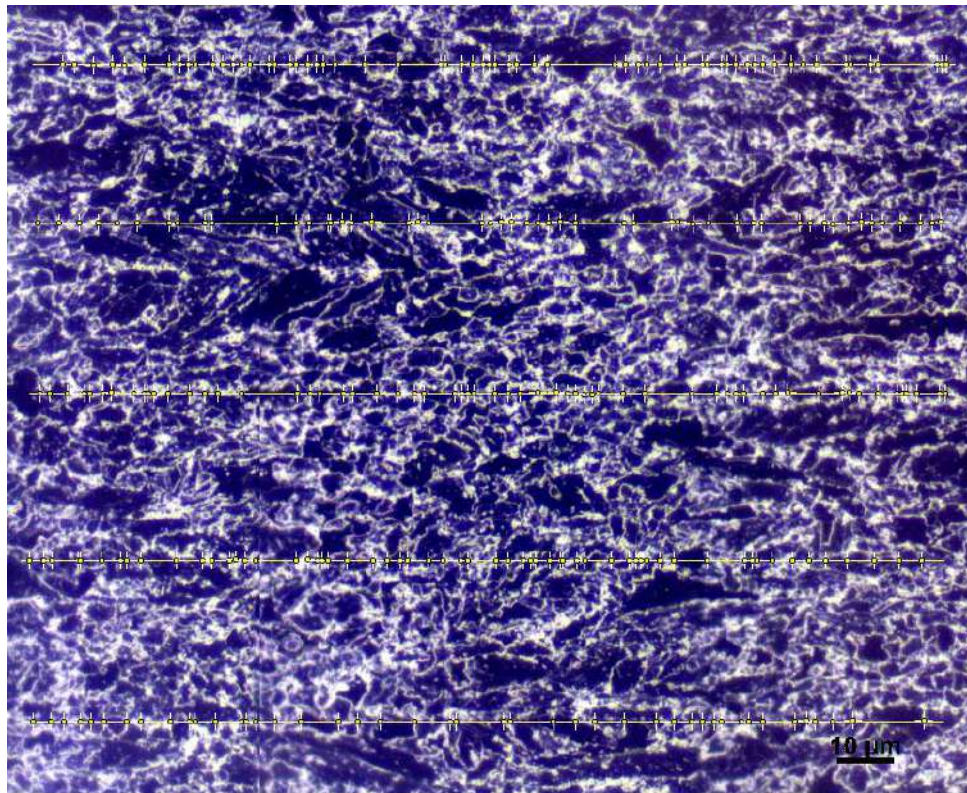
Como mostram as Figuras 50 e 52, as micrografias reveladas a luz do microscópio óptico não permitiram uma clara distinção entre contornos de grão, e por consequência, a contagem do número de grãos foi realizada após o tratamento das imagens com um software adequado (*ImageJ*), como indicado nas Figuras 51 e 53, respectivamente.

**Figura 50-** Microestrutura Mb transversal à laminação do aço Norma INb (0,06%). Aumento: 1000x.  
Ataque: Nital 2%



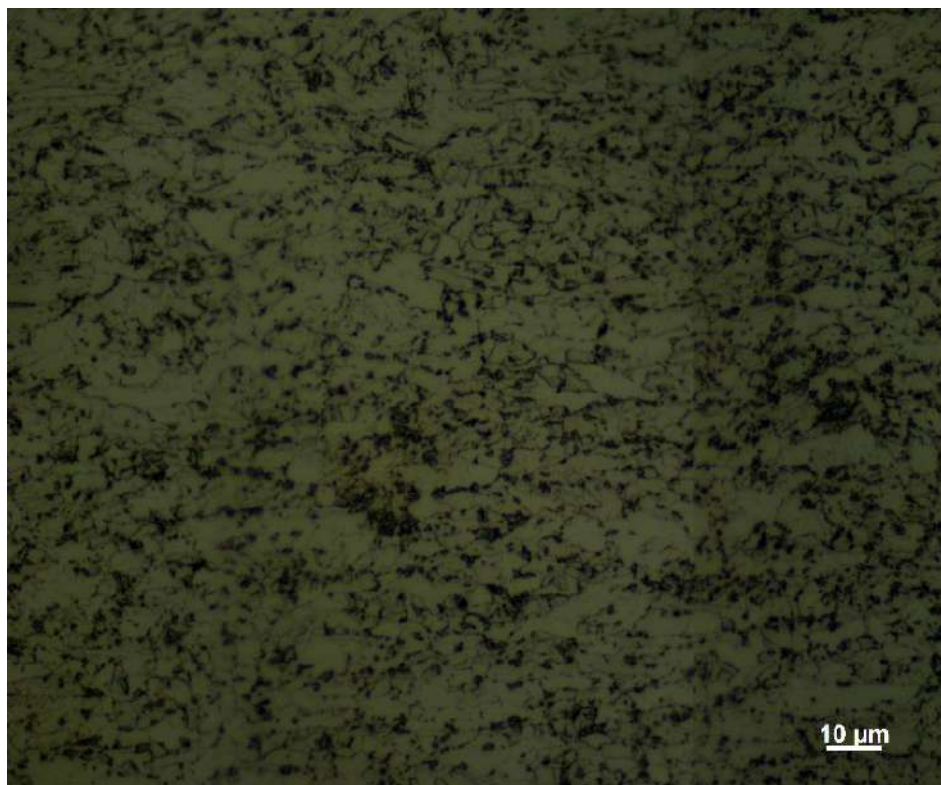
**Fonte:** Autor

**Figura 51-** Microestrutura Mb transversal à laminação do aço NormalNb(0,06%) após tratamento com programa de análise de imagens *ImageJ*. Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%



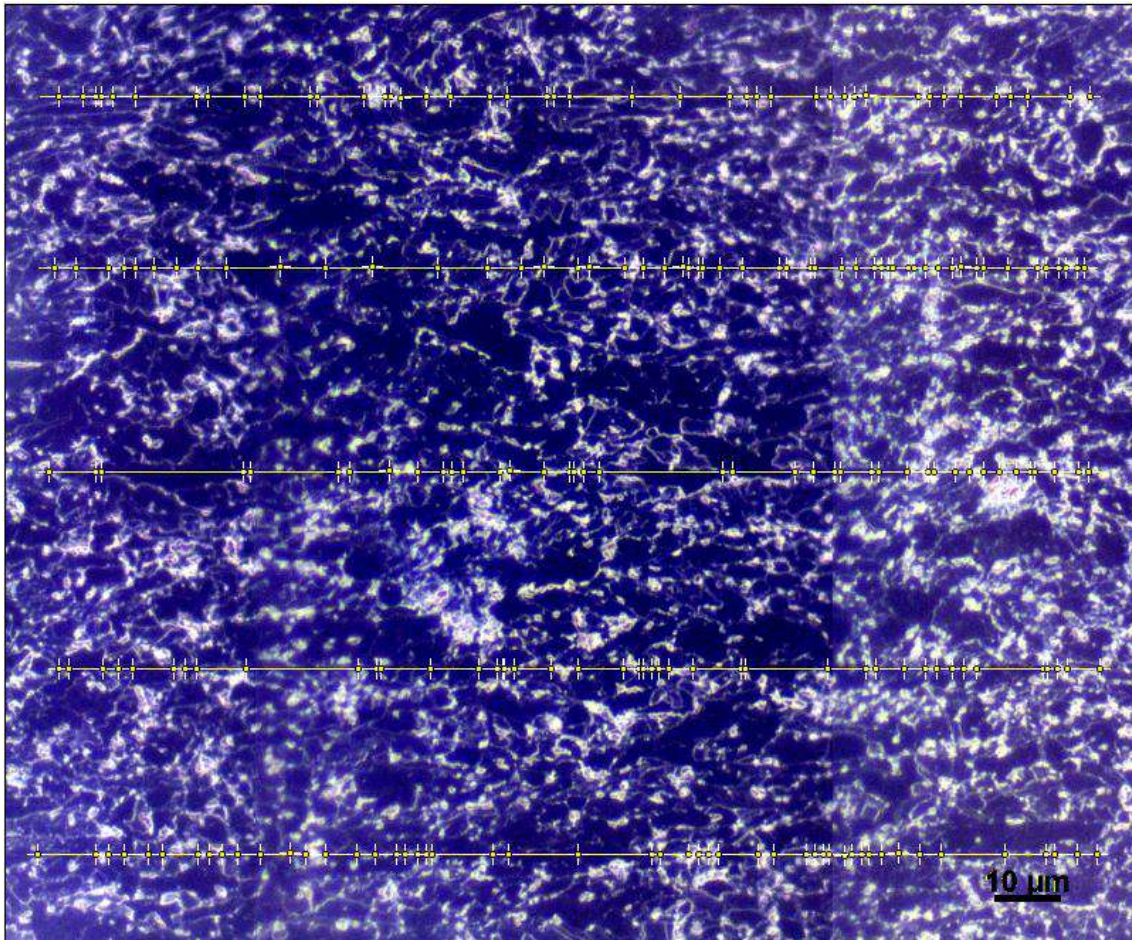
Fonte: Autor

**Figura 52-** Microestrutura Mb transversal à laminação do aço AltoNb(0,06%). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%



Fonte: Autor

**Figura 53-** Microestrutura Mb transversal à laminação do aço NormalNb(0,06%) após tratamento com programa de análise de imagens *ImageJ*.. Ataque: Nital 2%

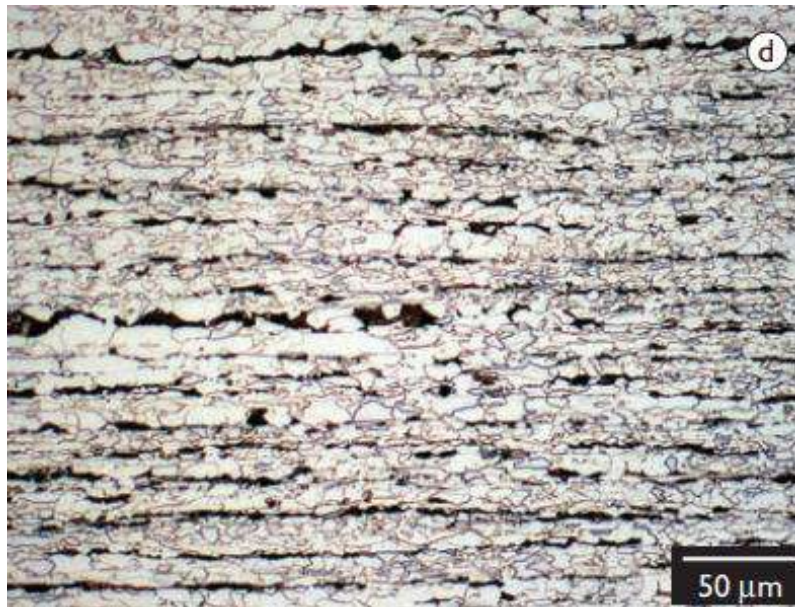


**Fonte:** Autor

O número de grão G (ASTM), obtido através do método dos interceptos de Heyn, foi de 14 para a condição Normal Nb e 13 para a condição Alto Nb. Desta forma, observa-se que ambos os materiais apresentaram tamanhos de grãos bem similares, considerando a região do MB. Entretanto, cabe ressaltar que a análise realizada possui limitações, dado que a baixa resolução dos contornos de grão, mesmo após o tratamento das imagens com *software*, possibilita a variação da contagem de interceptos de experimentador para experimentador.

Valores encontrados na literatura (PLAUT et. al., 2009) indicam um tamanho de grão ASTM de 12 para uma deformação de acabamento de 88%, a temperaturas  $T_{nr}$  de 876°C e  $Ar_3$  782 °C em chapas de aço API 5L X70. Como mostra a Figura 54 a seguir, as condições de laminação empregadas produziram maior grau de bandejamento microestrutural, quando comparadas às Figuras 50 e 52.

**Figura 54-** Microestruturas observadas na metade da espessura da chapa laminada com redução na fase de acabamento de 88% Aumento: 350x. Ataque: Nital 2%



Fonte:(PLAUT et. al., 2009)

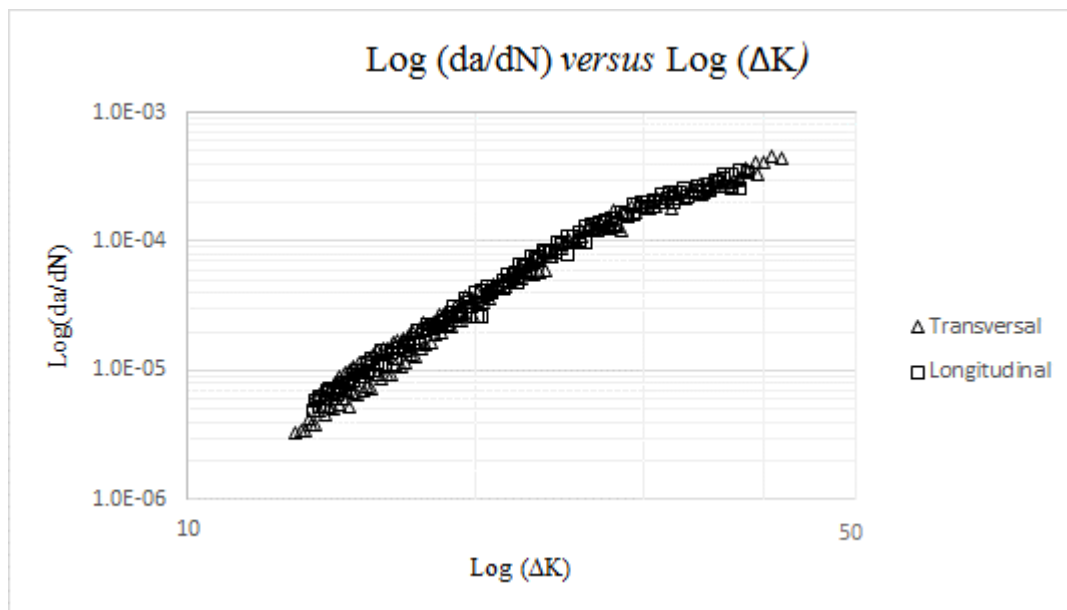
Cabe ressaltar que para uma mais precisa caracterização do tamanho de grão do material base para os aços de ambas as composições de Nb, técnicas menos dependentes do discernimento do usuário, tais como a técnica de EBSD, deveriam ser empregadas.

## **5.2 – Propagação de trinca por Fadiga**

### **5.2.1 – Metal Base**

No gráfico da Figura 55 a seguir podem ser vistas as regiões lineares das curvas de Paris-Erdogan obtidas para o material base tanto no sentido transversal quanto longitudinal à laminação para o aço Normal Nb.

**Figura 55-** Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) do aço API X70 Normal Nb (0,06%) Transversal ( $\Delta$ ) e Longitudinal ( $\square$ ) à Laminação

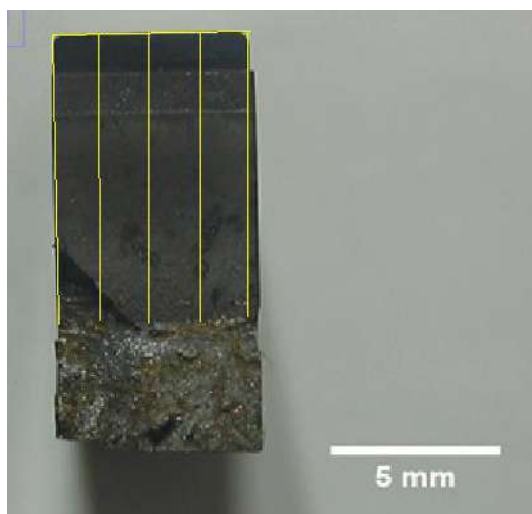


**Fonte:** Autor

Analisando o gráfico da Figura 55, nota-se um ligeiro afastamento entre as curvas para baixos valores de  $\Delta K$  (menores que  $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ). Tal fato é atribuído ao fator experimental de correção das curvas de propagação de trinca por fadiga através da medição do tamanho inicial da trinca ( $a_i$ ) na superfície dos corpos de prova fraturados. Mesmo com o emprego de um estereoscópio com iluminação apropriada, encontrou-se dificuldade para determinar com exatidão o valor tamanho inicial da trinca  $a_i$  para os corpos de prova selecionados.

As Figuras de 56 a 59 em sequência, apresentam a superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados e as correspondentes medidas de trinca final ( $a_f$ ), conforme a norma ASTM E399. O valor médio em cada caso é utilizado para a correção da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  após o término do ensaio.

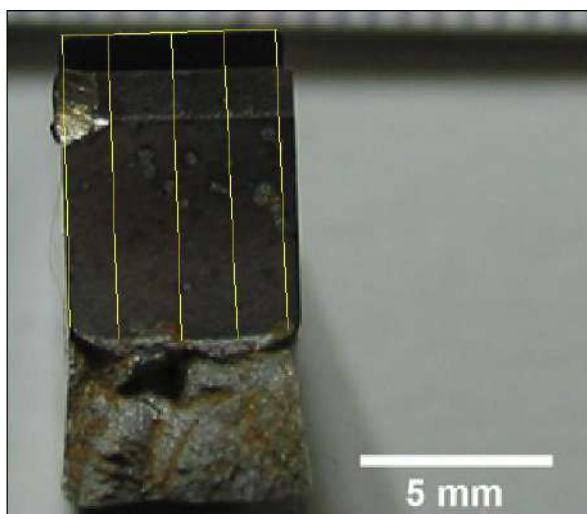
**Figura 56-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Transversal 1 e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.439
2	8.522
3	8.578
4	8.472
5	8.578
<b>Média</b>	<b>8,518</b>

Fonte: Autor

**Figura 57-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Transversal 2 e medições de ( $a_f$ )



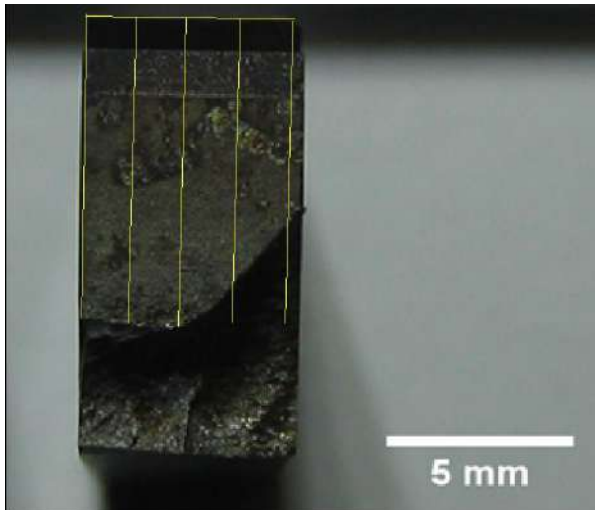
Nº	Valor
1	7.624
2	7.769
3	7.884
4	7.884
5	7.596
<b>Média</b>	<b>7,751</b>

Fonte: Autor

Observa-se na porção inferior esquerda da Figura 56 que parte da superfície de fratura foi rompida durante a cisão do corpo de prova após resfriamento com nitrogênio líquido. O procedimento adotado para a determinação do tamanho final da trinca para este caso foi; então, traçar linhas verticais que acompanhassem o padrão da superfície de

fratura na região livre de problemas, à direita. O mesmo pode ser dito para o corpo de prova da Figura 58, desta vez apresentando a falha no canto inferior esquerdo.

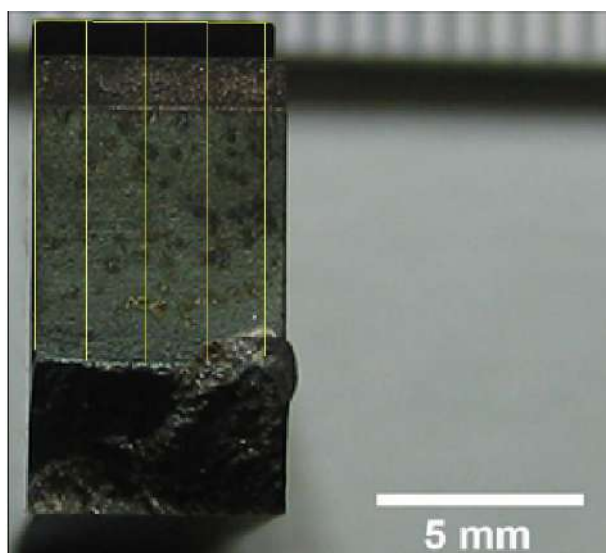
**Figura 58-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Longitudinal 1 e medições de  $(a_f)$



Nº	Valor
1	8.151
2	8.193
3	8.254
4	8.132
5	8.11
<b>Média</b>	<b>8,168</b>

Fonte: Autor

**Figura 59-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal Base/ Longitudinal 2 e medições de  $(a_f)$

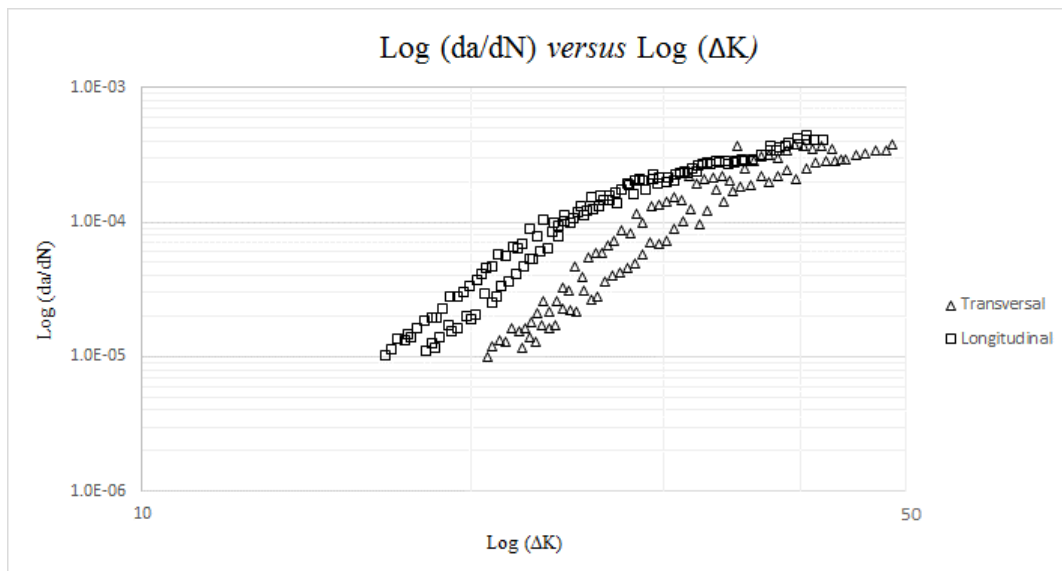


Nº	Valor
1	8.018
2	8.105
3	8.254
4	8.254
5	8.193
<b>Média</b>	<b>8,165</b>

Fonte: Autor

Na Figura 60 são mostradas as regiões lineares das curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , desta vez para os sentidos transversal e longitudinal à laminação do metal base do aço Alto Nb (0,09%).

**Figura 60**-Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) do aço API X70 Alto Nb (0,09%) Transversal ( $\Delta$ ) e Longitudinal ( $\square$ ) à Laminação



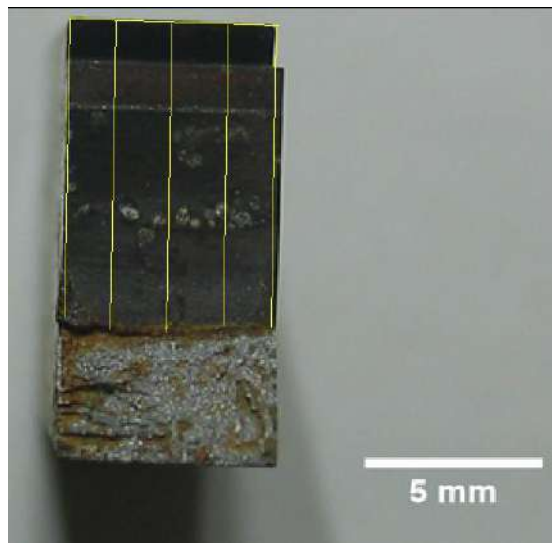
Fonte: Autor

Analisando o gráfico acima, nota-se convergência de dados de taxa de propagação entre os sentidos transversal e longitudinal apenas para valores de  $\Delta K$  elevados ( $30\text{MPa}\sqrt{m}$ ). Ainda, é observado que, pelo formato das curvas, há um crescimento acelerado da trinca para um pequeno número de ciclos. A taxa de crescimento diminui à medida que o ensaio se desenvolve. Tal comportamento também foi observado por BELTRÃO et. al. (2010).

A sequência de Figuras de 61 a 64 a seguir apresenta a superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados para a construção do gráfico da Figura 60. Ainda, em cada caso são apresentadas as correspondentes medidas de trinca final ( $a_f$ ).



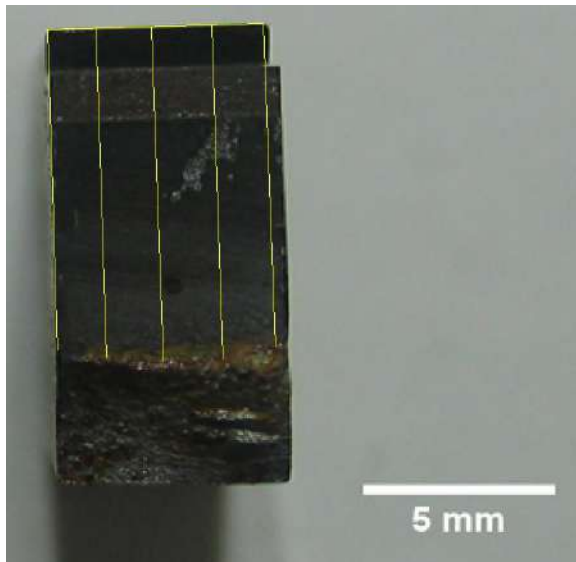
**Figura 61-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Transversal 1 e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.688
2	8.444
3	8.675
4	8.527
5	8.366
<b>Média</b>	8,540

Fonte: Autor

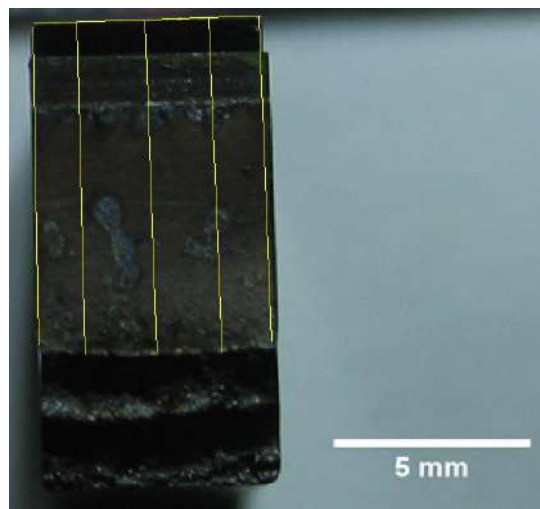
**Figura 62-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Transversal 2e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.366
2	8.366
3	8.64
4	8.551
5	8.312
<b>Média</b>	8,447

Fonte: Autor

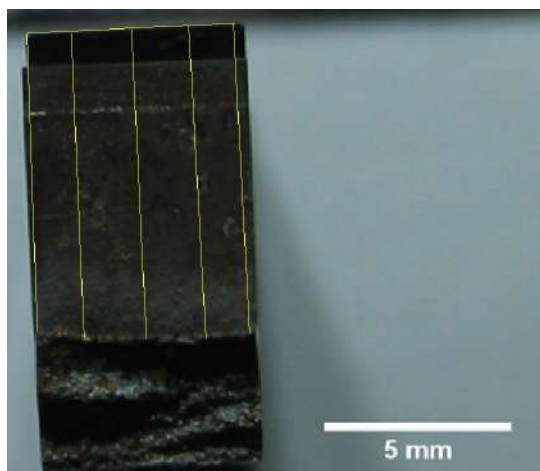
**Figura 63-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Longitudinal 1e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.407
2	8.406
3	8.468
4	8.467
5	8.235
<b>Média</b>	<b>8,397</b>

Fonte: Autor

**Figura 64-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal Base/ Longitudinal 2e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.175
2	8.358
3	8.203
4	8.180
5	8.436
<b>Média</b>	<b>8,270</b>

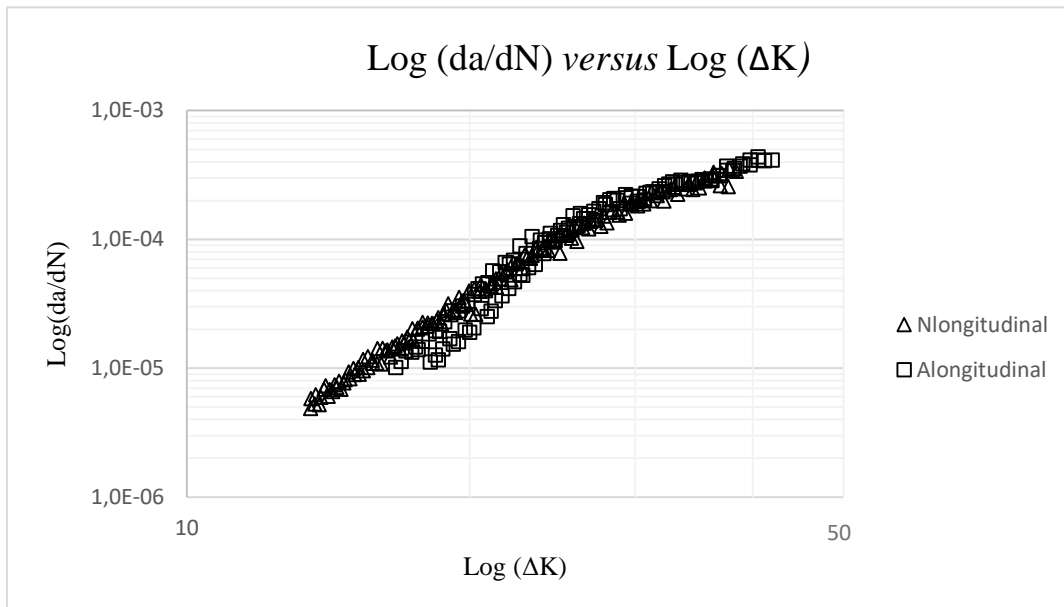
Fonte: Autor

Ao considerar os gráficos das Figuras 65 e 66 a seguir, nota-se que a variação do teor de Nb não impactou significativamente a taxa de propagação para o sentido longitudinal à laminação. Já para o sentido transversal, a dispersão dos valores não possibilitou a comparação entre as propagações para as diferentes porcentagens deste elemento.

Apesar de não ser possível determinar o efeito da direção de laminação sobre a Propagação de Trincas por Fadiga a partir dos resultados obtidos, os estudos de SHI et. al. (1990) envolvendo o aço API X52 apontam não existir sensibilidade do crescimento de trincas por fadiga com a variação do sentido de laminação entre transversal e

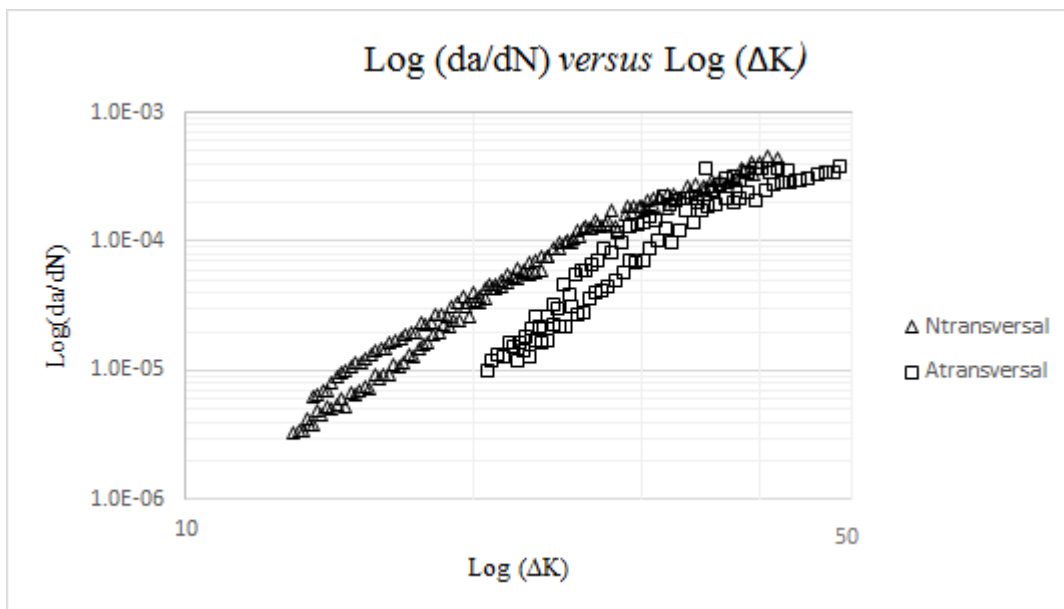
longitudinal. A Figura 67 em sequência mostra a mesma tendência dos resultados obtidos para os dois sentidos.

**Figura 65**-Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) no sentido longitudinal à Laminação



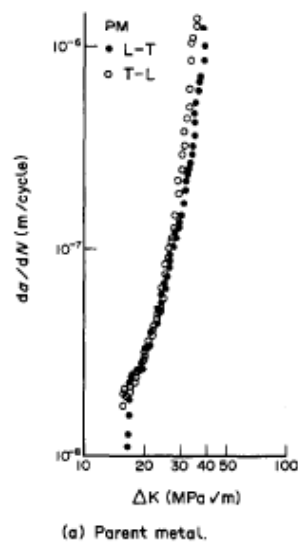
Fonte: Autor

**Figura 66**-Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) no sentido transversal à Laminação



Fonte: Autor

**Figura 67-** Curva de Paris para o aço API X52 nos sentidos transversal e longitudinal à laminação (R=0,1, f=20Hz).

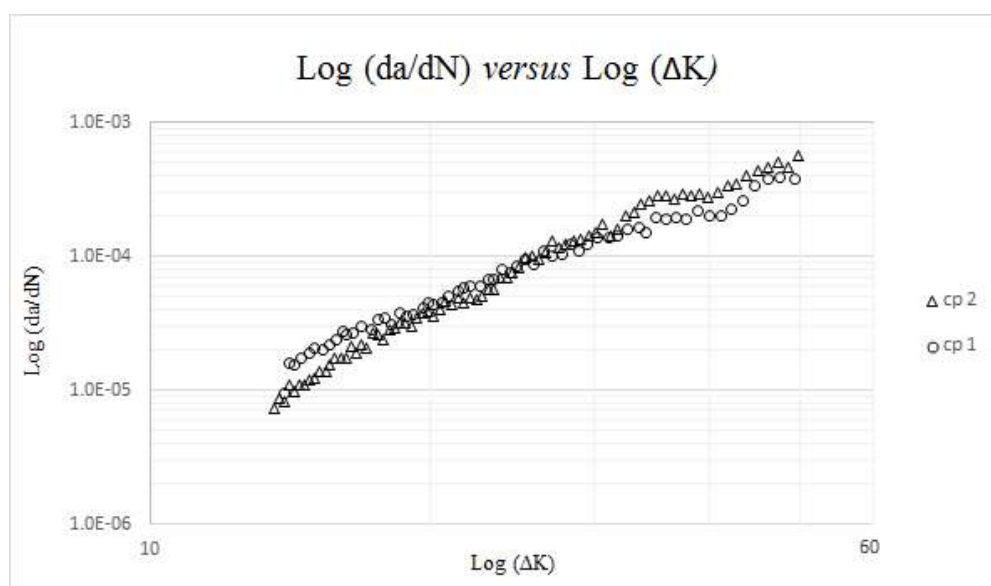


Fonte: SHI et al.(1990).

## 5.2.2 – Metal de Solda

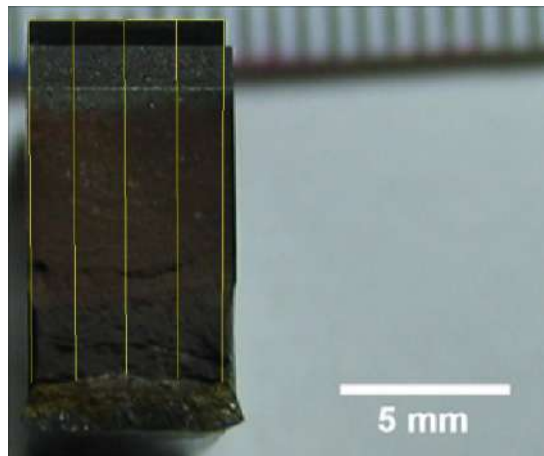
Na Figura 68 abaixo pode ser visualizada a taxa de propagação de trincas por fadiga no metal de solda utilizado para soldagem circunferencial do aço API X70 Normal Nb, acompanhada das respectivas imagens das superfícies dos corpos de prova, nas Figuras 69 e 70.

**Figura 68-** Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Normal Nb (0,06%) - Metal de Solda



Fonte: Autor

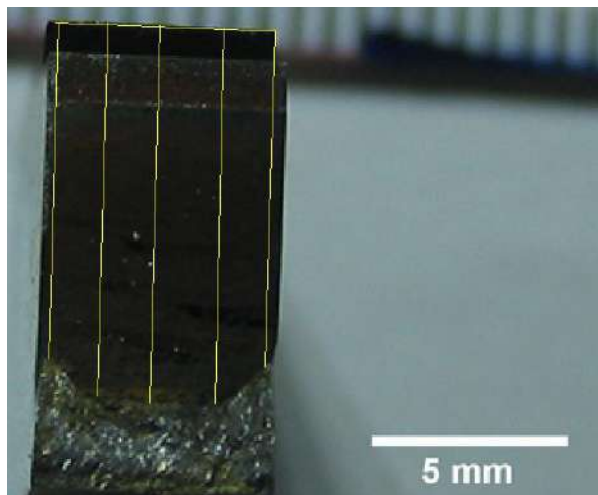
**Figura 69-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal de Solda 1 e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	10.427
2	10.353
3	10.193
4	10.334
5	10.479
<b>Média</b>	<b>10,357</b>

Fonte: Autor

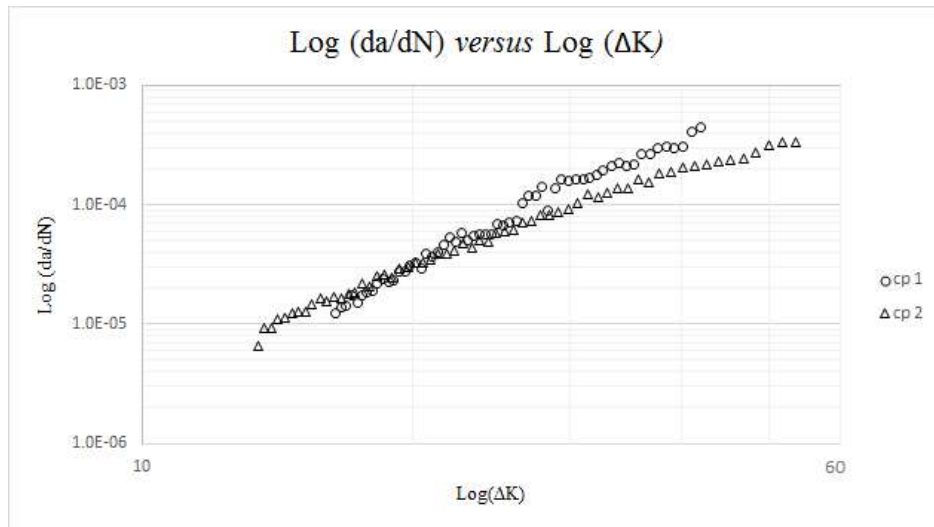
**Figura 70-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/Metal de Solda 2 e medições de ( $a_f$ )



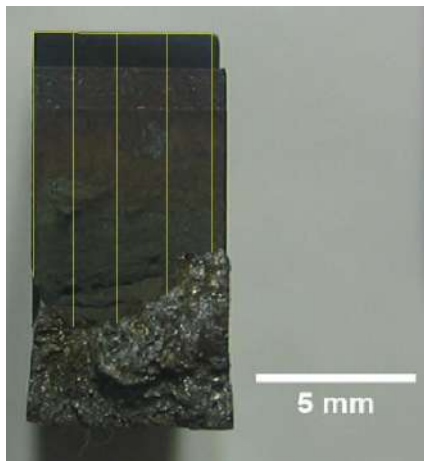
Nº	Valor
1	8.243
2	9.174
3	9.635
4	8.86
5	8.328
<b>Média</b>	<b>8,848</b>

Fonte: Autor

Similarmente, a Figura 71 a seguir mostra a propagação de trincas por fadiga no metal de solda utilizado para a soldagem circunferencial do aço API X70 Alto Nb. As superfícies de fratura juntamente com as medições do tamanho final da trinca ( $a_f$ ) constam nas Figuras 72 e 73.

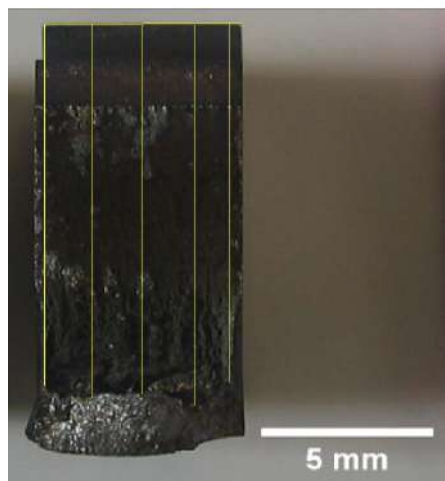
**Figura 71-** Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Alto Nb (0,09%) - Metal de Solda

Fonte: Autor

**Figura 72-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal de Solda 1 e medições de ( $a_f$ )

Nº	Valor
1	7.323
2	9.29
3	9.032
4	8.065
5	6.677
<b>Média</b>	<b>8,077</b>

Fonte: Autor

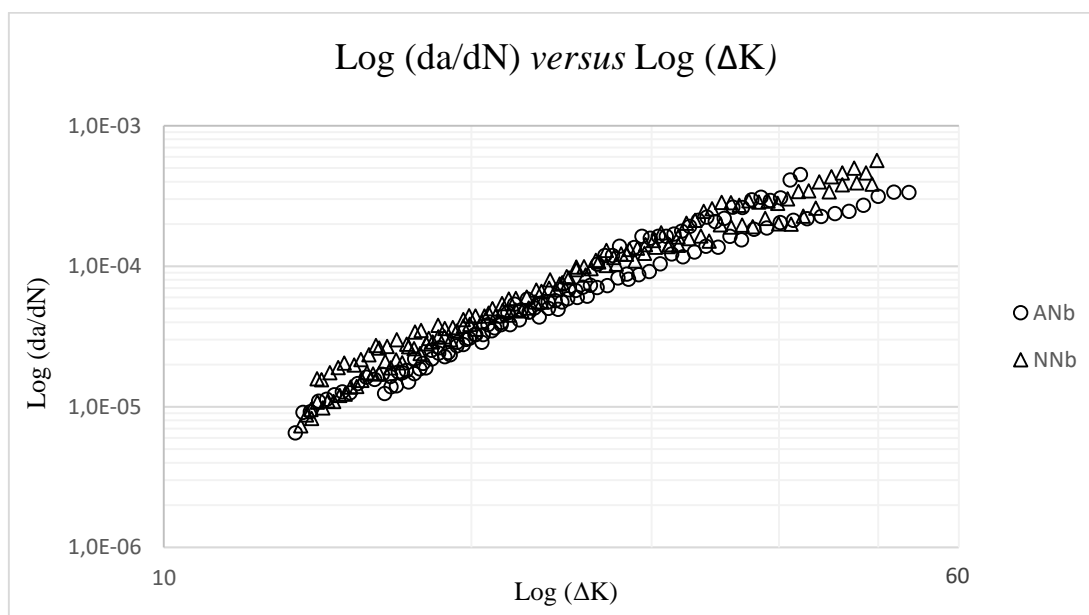
**Figura 73-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/Metal de Solda 2 e medições de ( $a_f$ )

Nº	Valor
1	10.621
2	10.532
3	10.532
4	10.418
5	10.357
<b>Média</b>	<b>10,492</b>

Fonte: Autor

Ao confrontar as curvas de Paris para os dois aços com distintas quantidades de Nióbio, como ilustrado pela Figura 74, novamente foi observado que as curvas correlacionando a taxa de PTF e  $\Delta K$  foram similares, indicando que os processos de soldagem (executados conforme procedimento Petrobrás) produziram microestruturas bastante semelhantes, como identificado pela análise microestrutural.

**Figura 74**-Taxa de propagação de trinca por fadiga (PTF) no metal de solda usado as soldagem dos Aços Normal e Alto Nb

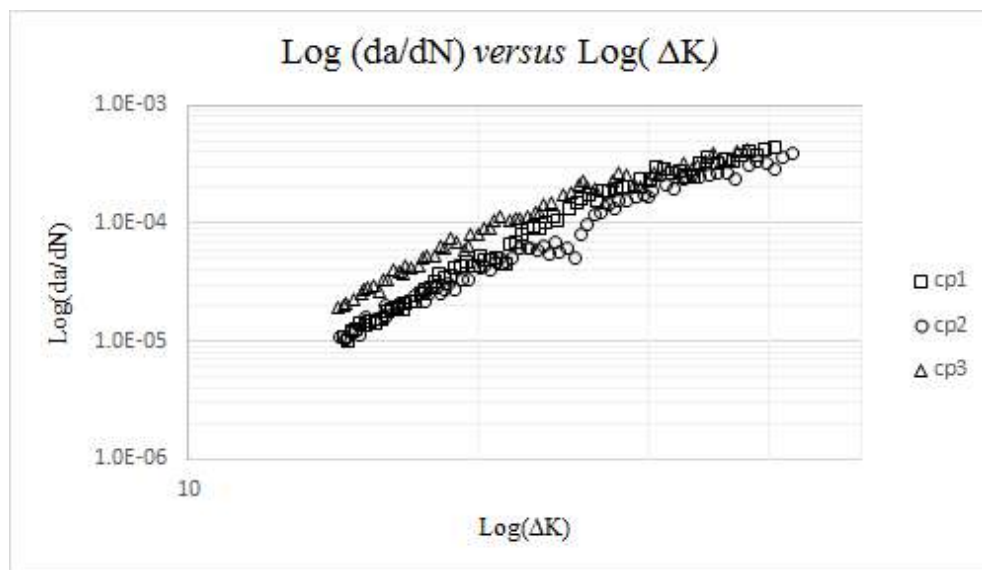


Fonte: Autor

### 5.2.3 – Zona Termicamente Afetada

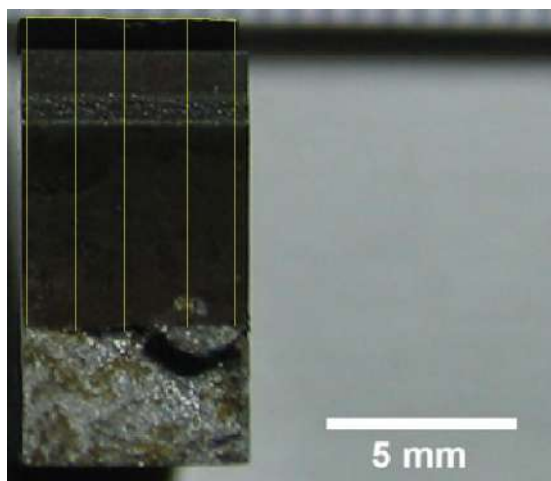
A Figura 75 apresenta o resultado da taxa de PTF *versus* variação do fator intensidade de tensão para três corpos de prova ensaiados com a intenção de verificar o comportamento da zona termicamente afetada da solda (ZTA) no aço Normal Nb. As Figuras 76, 77 e 78 apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova.

**Figura 75-** Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Normal Nb (0,06%) – ZTA



**Fonte:** Autor

**Figura 76-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/ZTA 1 e medições de ( $a_f$ )

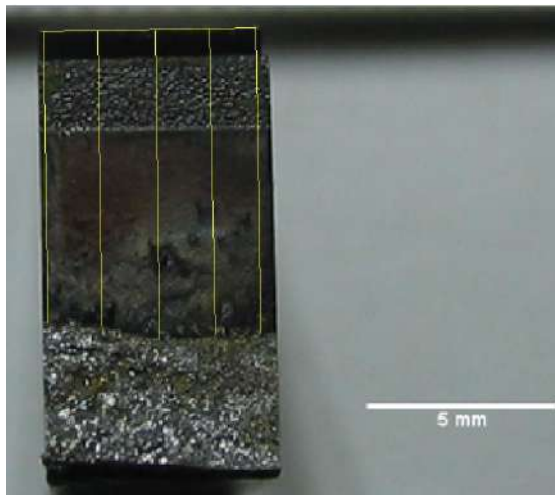


Nº	Valor
1	8.112
2	8.472
3	8.364
4	8.31
5	8.31
<b>Média</b>	<b>8,314</b>

**Fonte:** Autor



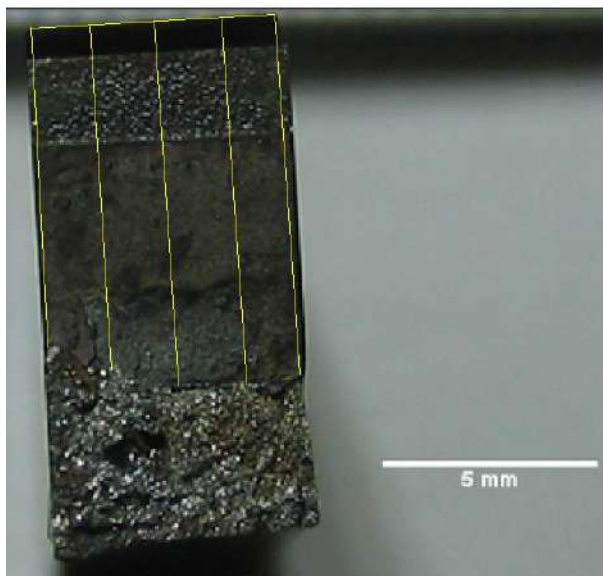
**Figura 77-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/ZTA 2e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	7.954
2	8.26
3	8.26
4	8.224
5	8.017
<b>Média</b>	<b>8,143</b>

Fonte: Autor

**Figura 78-** Superfície de fratura corpo de prova Normal Nb/ZTA 3e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	7.712
2	8.033
3	8.407
4	8.412
5	8.35
<b>Média</b>	<b>8,183</b>

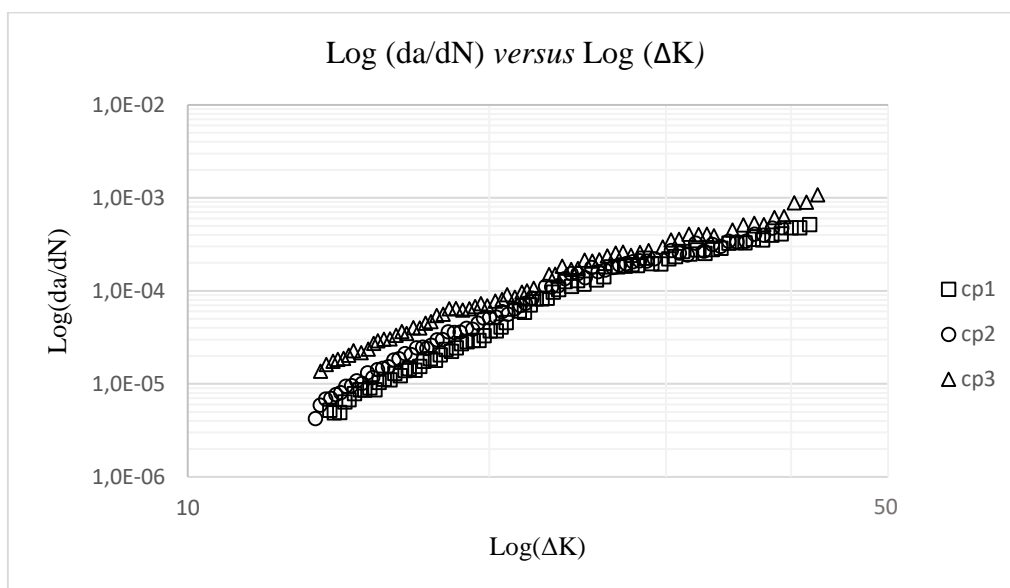
Fonte: Autor

A baixa dispersão dos dados mostrados no gráfico da Figura 75 revela que o procedimento de soldagem produziu microestruturas similares também na zona termicamente afetada do aço em questão. Contudo, uma análise mais criteriosa por meio das técnicas de microscopia eletrônica de varredura e EBSD carece de ser realizada para a determinação das microestruturas percorridas pela trinca e direções cristalográficas preferenciais de propagação. Dada a morosidade dos ensaios mecânicos realizados e a

quantidade de corpos de prova envolvidos, não foi possível concluir tal análise ao término deste trabalho.

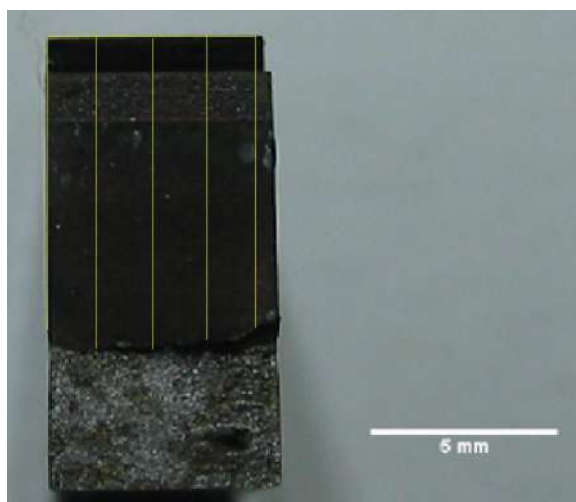
A Figura 79 apresenta as curvas  $da/dN$  x  $\Delta K$  para a zona termicamente afetada durante a soldagem do aço API X70 Alto Nb. Nela, nota-se menor dispersão de dados quando comparada com as curvas correspondentes para o aço Normal Nb. As três Figuras 80, 81 e 82 em sequência apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados nesta condição.

**Figura 79-** Taxa de propagação de trinca por fadiga aço API X70 Alto Nb (0,09%) – ZTA



Fonte: Autor

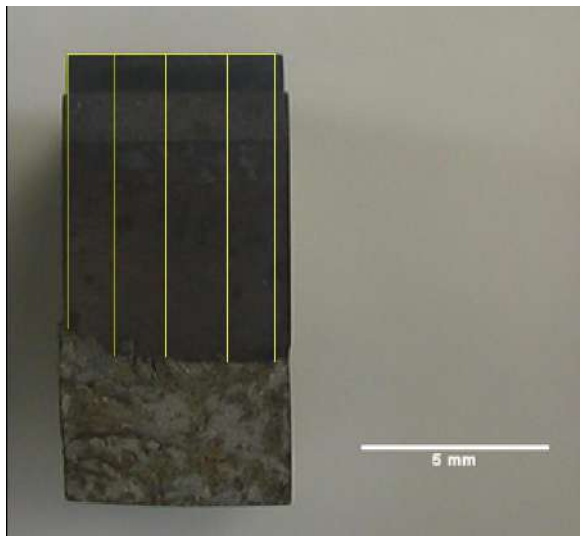
**Figura 80-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/ZTA 1 e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.552
2	8.599
3	8.362
4	7.799
5	7.799
<b>Média</b>	<b>8,222</b>

Fonte: Autor

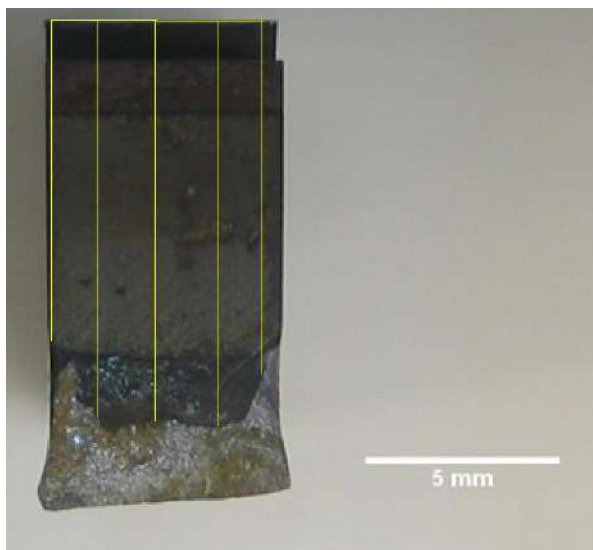
**Figura 81-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/ZTA 2e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.258
2	8.368
3	8.341
4	8.182
5	7.661
<b>Média</b>	<b>8,162</b>

Fonte: Autor

**Figura 82-** Superfície de fratura corpo de prova Alto Nb/ZTA 3e medições de ( $a_f$ )



Nº	Valor
1	8.12
2	10.029
3	10.115
4	10.225
5	8.953
<b>Média</b>	<b>9,488</b>

Fonte: Autor

Por fim, a Tabela 7 mostra os parâmetros “ $m$ ” e “ $C$ ” da equação de Paris (III) nas regiões do MB, MS e ZTA para os aços Normal e Alto Nb revela que a PTF ocorreu de maneira bastante similar para o MB normal Nb (ambas direções) e Alto Nb (direção LT). Ainda, o aço Alto Nb na direção TL apresentou TPTF menores dos demais. Este fato pode estar associado à dificuldade de medição da trinca inicial ( $a_i$ ).

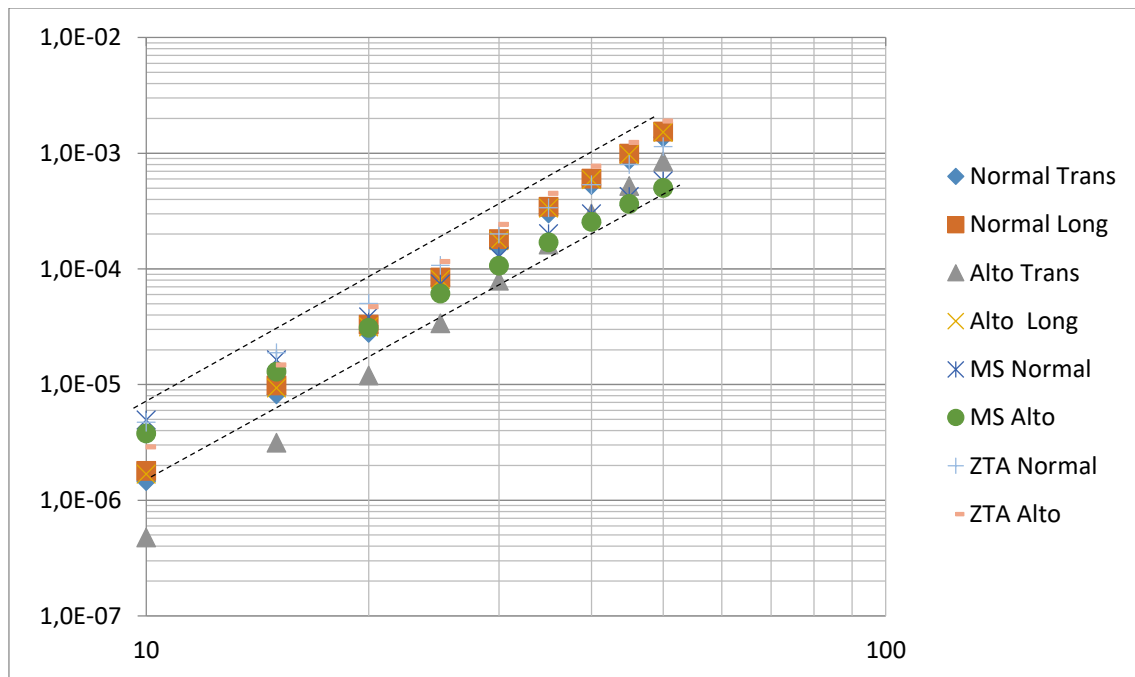
No metal de solda, houve similaridade entre os coeficientes obtidos, o que reitera a semelhança das microestruturas oriundas do processo de soldagem nos aços de diferentes composições. O mesmo pode ser dito para a ZTA em ambos os aços Normal e Alto Nb.

**Tabela 7** -Parâmetros da equação de Paris-Erdogan

Região	Sentido de laminação	Normal Nb		Alto Nb	
		$m$	$C \left[ \frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	$m$	$C \left[ \frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$
Metal base	Transv.	4.25	$8.24 \times 10^{-11}$	4.65	$1.07 \times 10^{-11}$
	Long.	4.20	$1.13 \times 10^{-10}$	4.23	$9.89 \times 10^{-11}$
Metal de Solda	-	2.96	$5.41 \times 10^{-09}$	3.04	$3.44 \times 10^{-09}$
ZTA	-	3.41	$1.84 \times 10^{-09}$	4.03	$2.70 \times 10^{-10}$

Fonte: Autor

**Figura 83**- Curvas da/dN vs  $\Delta K$  para as regiões MB, MS e ZTA para os aços Alto Nb e Normal Nb



Fonte: Autor

A nível de comparação, a Tabela 8 mostra os resultados obtidos previamente na literatura. As variações encontradas nos valores dos coeficientes obtidos para a região II de propagação podem estar relacionadas às diferentes microestruturas na junta soldada obtidas pelos processos de soldagem empregados em cada caso.

**Tabela 8** - Valores da literatura dos coeficientes da lei de Paris para as três regiões soldadas em aços de classe API

Aço	Processo de soldagem	R	Autor	Região Soldada					
				Metal Base		Metal de Solda		ZTA	
				C**	m	C**	m	C**	m
X-70	SAW	0.1	Beltrão (2010)	$2.06 \times 10^{-11}$	4.59	$1.6 \times 10^{-9}$	3.22	$4.03 \times 10^{-10}$	3.66
		0.5		$3.73 \times 10^{-9}$	3.28	$3.07 \times 10^{-9}$	3.16	$3.18 \times 10^{-9}$	3.2
X-52	SMAW	0.1	Shi (1990)	$6.11 \times 10^{-14}$	4.42	$2.46 \times 10^{-14}$	4.19	–	–
X-60	*	0.1	Fernandes (2002)	$5.13 \times 10^{-10}$	3.61	$2.6 \times 10^{-11}$	4.91	–	–
		0.7		$4.35 \times 10^{-9}$	4.74	$4.74 \times 10^{-10}$	4.09	–	–
X-65	–	0.05	Vosikovski (1981)	$1.33 \times 10^{-9}$	3.53	–	–	–	–

\*Vide referência

$$** \left[ \frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$$

Fonte: Autor

## 6. Conclusões

O presente trabalho teve como finalidade avaliar a correlação entre microestrutura e resistência à propagação de trinca por fadiga de dois aços microligados grau X70 para tubos da classe API5L, de composição química semelhante, mas com teores de 0,06% e 0,09% de Nióbio em peso. Tais objetivos foram concluídos. Entretanto, observa-se que mais análises envolvendo a avaliação microestrutural do caminho da trinca são necessárias para melhor entender o comportamento em fadiga dos materiais.

Da caracterização microestrutural, nota-se que a região do passe de acabamento no Metal de Solda nos dois aços é composta por grãos colunares, com mesmos componentes microestruturais, contudo em quantidades diferentes para cada concentração do aço analisado. Para o aço com 0,06% de Nb, observa-se maior quantidade de veios de ferrita (PF(G)), caracterizados por grãos ferríticos alongados e alinhados com os contornos dos grãos austeníticos iniciais. E no aço alto Nb, por sua vez, é verificada a apresenta quantidades elevadas de Ferrita de Widmanstätten (WF-FS(A)) e ferrita acicular (AF). Este último microconstituente é reportado na literatura como sendo benéfico para as propriedades mecânicas do cordão de solda, assim como a desoxidação do cordão e controle de impurezas.

Para a zona termicamente afetada de ambos os aços, a microestrutura para as regiões de granulometria grosseira é composta de perlita (P) na forma lamelar e ferrita poligonal não alinhada (PF(NA)). Já para na região de granulometria fina, a composição Alto Nb (0,09%) possui uma maior granulometria quando comparada com o respectivo metal base. A microestrutura do metal base é composta de ferrita poligonal e perlita em ambos os aços.

Com relação ao tamanho de grão para a região do Metal Base em ambos os aços, o número de grão ASTM E 112 foi de 14 para a condição Normal Nb e 13 para a condição Alto Nb.

As curvas de propagação de trinca  $da/dN$  versus  $\Delta K$  obtidas nos ensaios de fadiga revelam que a propagação de trinca por fadiga ocorreu de maneira bastante similar para o MB normal Nb (ambas direções) e Alto Nb (direção LT). Ainda, o aço Alto Nb na direção TL apresentou taxa de propagação de trinca por fadiga menor que os demais. Este fato pode estar associado à dificuldade de medição da trinca inicial. Outro fato possível

seria o fechamento de trinca proporcionado por tensões compressivas introduzidas pelo processo de soldagem no Metal de solda e também na ZTA.

No metal base, apesar de não ser possível determinar o efeito da direção de laminação sobre a PTF a partir dos resultados obtidos, estudos apontam não existir sensibilidade do crescimento de trincas por fadiga com a variação do sentido de laminação entre transversal (TL) e longitudinal (LT).

No metal de solda, houve compatibilidade entre os coeficientes obtidos, o que revela homogeneidade das microestruturas oriundas do processo de soldagem nos aços de diferentes composições. Deve também ser lembrado que o Metal de Solda é composto de múltiplos passes que acarreta uma grande variedade de microestruturas e dependendo da posição inicial da trinca, a taxa de propagação inicial (associada a baixos valores de  $\Delta K$ ) poderia ser diferente, fato este não observado neste trabalho.

Deste modo, como conclusão final tem-se que o aço API 5L X70 modificado ao Nb, produzido conforme o processo desenvolvido pela ArcelorMittal - Tubarão, apresenta parâmetros de resistência à propagação de trincas por fadiga similar aos aços API 5L X70 com teores de Nb= 0,06 % peso, pois o crescimento da trinca se deu de maneira bastante similar. Exceção a Alto Nb na direção TL que inesperadamente apresentou TPTF inferior a todas outras condições para baixos valores de  $\Delta K$ .

## Referências

ALI, A., BHADSHIA, H.K.D.H., Nucleation of Widmanstätten ferrite. **Materials Science and Technology**, v.6, p.781-784, 1990.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Specification for line pipe. ANSI/API specification 5L. 44.th ed. Chicago, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3**: Standard guide for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, 2001.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820**: Standard test method for measurement of fracture toughness. Philadelphia, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-1823**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia, 1996 (Reapproved 2002).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-647**: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. Philadelphia, 2005.

BABU, S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. **Current opinion in solid state & materials science**, v.5, p.267-278, 2004.

BABU, S. S., BHADSHIA, H. K. D. H., Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite Materials **Transactions of the Japan Institute of Metals**, v.32, p.679-688, 1991.

BAUER, J.; SCHWINN, V.; TACKE, K. H. Recent quality achievements on steel plate for line pipe. **La Revue de Métallurgie**, Avril 2003. 533-538.

BAYRAKTAR, E. E KAPLAN, D., Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v.153-154, p.87–92, 2004.

BELLON, J. C. **Aplicação de Tratamento Termomecânico a um Aço Bainítico Microligado com Nióbio, Titânio e Boro**. 1995. 117p. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica, UNICAMP. Campinas, 1995.



BELTRÃO, M. A. N., CASTRODEZA, E. M., BASTIAN, F. L. Fatigue crack propagation in API 5L X-70 pipeline steel longitudinal welded joints under constant and variable amplitudes. **Fatigue Fract Engng Mater Struct**, v.34, p. 321–328, 2010.

BHADESHIA, H. K. D. H., Alternatives to the Ferrite-Perlite Microstructures. **Material Science Forum**, v.284, p.39-50, 1998.

BHADESHIA, H. K. D. H., **Bainite in steels**. 2 nd ed., 454 p. Cambridge University Press, 2001

BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, R. W. K., **Steels: Microstructure and Properties**, 3rd ed. Butterworths-Heinemann. Elsevier, 2006

BRAZ, M.H.P. **Propriedade de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições**. 1999. 101 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1999.

BRENSING, K H; SOMMER, B. Steel Tube and Pipe Manufacturing Processes. **Salgitter Mannesmann Röhrenwerke**. Disponível em: <[http://www.smrw.de/downloads/Steel\\_tube\\_and\\_pipe.pdf](http://www.smrw.de/downloads/Steel_tube_and_pipe.pdf)>. Acesso em: 16 de Jan 2017.

CALDEIRA, E.A. **Processamento de um Aço ARBL no laminador de tiras a quente da CST visando atender a norma API 5l, Grau X70**. 2006. 83p. Tese (Mestrado) - Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, 2006.

CALLISTER, D. JR., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 6.ed. Rio de Janeiro; LTC, 2003, 587 p.

CUI, W. A state of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures. **Journal of Marine Science and Technology**, v.7, n.1, p.43-56, June. 2002.

DAVIS, J. R. Alloying: Understanding the basics. Materials Park, Ohio: Asm International, 2011. p. 647.

DAVIS, J.R. **High-strength structural and high-strength low- alloy steels**. In: ASM HANDBOOK: properties and selection irons steels and high performance alloys. Materials Park: ASM International, 2004. v.1.

DOWLING, N.E. **Mechanical behavior of materials – Engineering methods for deformation, fracture and fatigue.** 2nd ed. UpperSaddle River: Prentice Hall, 1999. 830p.

DEL BUSSO, N. **Caracterização Microestrutural e Mecânica em juntas soldadas por ArcoSubmerso em chapas de aço microligado API 5L X70 utilizadas em minerodutos.** 2016. 67p. Tese (Mestrado) – Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2016.

DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica.** 2nd ed. Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Dois, 1981. 653p.

FERNANDES, J. L. **Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais.** 2002. 158p. Tese (Doutorado), Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2002.

FRANCISCO, J.C.S. **Resistência à propagação dúctil de trincas em aço API 5L X70 com teor de nióbio modificado.** 2015. 219p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

GDOUTOS, E.E. **Fracture mechanics: an introduction.** Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1993. 307p.

GORNI, A.A., Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte e Conformação de Metais** - Dezembro 2008. Disponível em: <[http://www.gorni.eng.br/Gorni\\_CCM\\_Dez2008.pdf](http://www.gorni.eng.br/Gorni_CCM_Dez2008.pdf)>. Acesso em: 07 de Fev de 2017.

GORNI, A.A.; SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S.S. Um Panorama do desenvolvimento recente de chapas grossas e suas aplicações. **Corte e Conformação de Metais**, v.2, n.19, p.78-93, 2006.

GRAY, J.M.; PONTREMOLI, M. **Metallurgical options for API grade x70 and X80 in pipeline.** INTERNATIONAL CONFERENCE PIPE TECHNOLOGY, 1987, Rome. Proceedings... [S.l.:s.n.], 1987.

HEISTERKAMP, F., HULKA, K., GRAY, J. M. **Metallurgical Concept And Full Scale Testing of High Toughness, H2S Resistant 0.03%C - 0.10%Nb Steel.** Niobium Technical Report, CBMM, São Paulo, February 1993.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4.ed. New York: John Wiley& Sons, 1996. 786p.

HIPPERT JR., E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-Da para previsão de colapso em dutos**. 2004. 167 f.Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

HULKA, K. **Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel**. Niobium Information 17/98, CBMM, São Paulo, 1998.

JUNG, D.H.; KWON, J.; WOO, N.; KIM, Y.J.; MASAHIRO, G.; SANGSHIK, K. **S-N Fatigue and Fatigue Crack Propagation Behaviors of X80 Steel at Room and Low Temperatures**. Metallurgical and Materials Transactions. Volume 45a, February 2014

KIEFNER, J. F.; TRENCH, C. J. **Oil Pipeline Characteristics and Risk Factors: Illustrations from the Decade of Construction**. American Petroleum Institute. [S.l.], p. 54. 2001.

LOPES, J.T. de B. **Influência da presença de fases frágeis e da temperatura nas propriedades de propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável duplex UNS S31803**. 2006. 155 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. 1. ed. Belo Horizonte: Editora da UFMG, v. 1, 2005. 363 p

METLER, R.F. **Estudo comparativo dos aços microligados API5L-X70 padrão e API5L-X70 modificado com maior teor de Nióbio**. 2016 139p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

MEYERS, M.A.;CHAWLA, K.K. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Ed.EdgardBlucher, 1982. 505p.

NEWMAN Jr, J.C. The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. **Progress in Aerospace Sciences**, v.34, issues 5-6, p.347-390, July. 1998.

OGATA, P. H., **Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L- X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxa de resfriamento**. 2009. 122 f. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica – USP, São Paulo, 2009.

OLIVEIRA, Luiz Gustavo de. **Determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga dos aços SAE-1050 e SAE-4130 empregados na fabricação de eixos ferroviários.** 2008. 149f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

PENG,K.; ZHANG, K.; LI, G. Quality-Related Process Monitoring Based on Total Kernel PLS Model and Its Industrial Application.**Mathematical Problems in Engineering**, v.13, 14p.Beijing,2013.

PINTO, F.C. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L - X65 soldado por feixe de elétrons.** 2011. 119 p. Tese (Mestrado) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

PIPELINE &GasJournal, 2012. Disponível em: <<http://pipelineandgasjournal.com/2012-worldwide-pipeline-construction-report>>. Acesso em: 05 Fev 2016.

PLAUT, R. L.; GORNI, A.A.; NAKASHIMA, J.T.; PEREIRA, M.M.; SILVEIRA, J.H.D. **Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço Api X70 produzido por Laminação Controlada.** Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, jul.-set. 2009

POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G.; Correlation Between Microstructure and Yield Strength in Low-carbon High-strength Microalloyed Steels. IPC2006-10048. In: **6th International Pipeline Conference**, Calgary, Alberta, Canada, 2006.

SCHRÖDER , T. **Ausgekochter Stahl für das Auto von morgen.** Max Planck Forschung, v. 3,p. 36-41, 2004,

SHI, Y. N., CHEN, B. Y. and ZHANG, J. X. Effects of welding residual stresses on fatigue crack growth behaviour in butt welds of a pipeline steel.**Eng. Fract. Mech.** v.36, p. 893–902, 1990

SHIGA, C. et al. Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services. **Kawasaki Steel Technical Report**, n.4, p.97-109, 1981.

SUN. J.; BOYD, J.D. Effect of thermo-mechanical processing on anisotropy of cleavage fracture stress in micro-alloyed pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels andPiping**, v.77, p.639-377, 2000.

TENARIS. Produtos e Serviços. Disponível em: <<http://www.tenaris.com/tenarisconfab/pt/prodser/default.aspx>>. Acesso em: 16 de Jan 2017.

THEWLIS, G. **Classification and quantification of microstructures in steels**. Fevereiro, 2004. *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 20.

VOSIKOVSKI, O. and Rivard, A. (1981) **Growth of surface fatigue cracks in a steel plate**. *Int. J. Fatigue* **3**, 111–115.

YANG, J.R., BHADESHIA, H.K.D.H., Acicular ferrite transformation in alloy steel weld metals. *Journal of Materials Science*, v.26, p.839-845, 1991.

ZHAO, M., YANG, K., XIAO, F., SHAN, Y., Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. *Materials Science and Engineering*, v.355, p.126-136, 2003.

## AnexoA

ESPECIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (E.P.S.)				N <sup>o</sup> : REVISÃO: 0 DATA: 12/11/2013 FOLHA: 1/2			
NORMA OU CODIGO DE REFERENCIA			NORMA DO CLIENTE:				
API 1104 Edição 2010			N - 133 L / N - 464 J				
PROCESSO DE SOLDAGEM	1	TIG (GTAW)	TIPO	MANUAL	RQPS DE COBERTURA	REVISÃO	0
	2	ER (SMAW)			RQPS DE COBERTURA		
VARIÁVEIS DOS METAIS DE BASE							
PARÂMETROS		VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS		
MATERIAIS DE BASE	TUBO	ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL	API 5L X 70 PSL 2	GRUPO	C	C	70.300
		TENSÃO MÍNIMA DE ESCOAMENTO (PSI)	70.300		2	2	TODOS OS DIÂMETROS
		DIÂMETRO (Ø) - Externo (mm)	32" (812,8 mm)		2	2	4,8 ≤ Ø ≤ 19,0
		ESPESSURA (mm)	0,562" (14,3 mm)		N/A	N/A	"V"
		TIPO DE CHANFRO	"V"				
VARIÁVEIS DA PEÇA DE TESTE							
DADOS DO TESTE		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
TUBO	RAIZ	ENCHIMENTO/ACABAMENTO	RAIZ	ENCHIMENTO/ACAB.			
	POSIÇÃO	FIXA A 45 <sup>o</sup>	TODAS	TODAS			
	PROGRESSÃO DE SOLDAGEM	ASCENDENTE	DESCENDENTE	ASCENDENTE	DESCENDENTE		
	QUANTIDADE DE SOLDADOR POR	01	01	01	01		
CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM							
PARÂMETROS		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
CONSUMÍVEL	RAIZ	ENCHIMENTO/ACABAMENTO	RAIZ <sup>(OBS 2)</sup>	ENCHIMENTO/ACABAMENTO <sup>(OBS 2)</sup>			
	ESPECIFICAÇÃO	SFA A 5.18	SFA A 5.5	SFA A 5.18	SFA A 5.5		
	CALSIFICAÇÃO	ER 70S-3	E - 9010 G	ER 70S-3	E - 9010 G		
	MARCA COMERCIAL	BMC-C3	22.48P	BMC-C3	OBS 2		
	FABRICANTE	BELGO	ESAB	BELGO	OBS 2		
	GRUPO	N/A	2	N/A	2		
	Ø (mm)	3,2	4	3,2	3,2 - 5,0		
CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS							
PARÂMETROS		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
TIPO DE CORRENTE POLARIDADE INTENSIDADE DE CORRENTE (A) TENSÃO (V) VELOCIDADE DE SOLDAGEM (m/m/min)	RAIZ	ENCHIMENTO/ACABAMENTO	RAIZ <sup>(OBS 2)</sup>	ENCHIMENTO/ACABAMENTO <sup>(OBS 2)</sup>			
	CONTINUA	CONTINUA	CONTINUA	SFA A 5.5			
	DIRETA (CC-)	INVERSA (CC+)	DIRETA (CC-)	INVERSA (CC+)			
	125 - 140	80 - 110	125 - 140	80-115 / 100-165 / 120-225			
	12 - 14	25 - 28	12 - 14	25 - 30			
80	140 - 165	80	140 - 165				
GASES							
VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS				
CARACTERÍSTICAS	TOCHA	PURGA	TOCHA	PURGA			
TIPO	ARGÔNIO	N/A	ARGÔNIO <sup>(O1)</sup>	N/A			
COMPOSIÇÃO(%)	99,99	N/A	99,99	N/A			
VAZÃO	10 - 12	N/A	10-12	N/A			
FORNECEDOR <sup>(OBS 4)</sup>	WHITE MARTINS	N/A	OBS 4	N/A			
MARCA COMERCIAL <sup>(OBS 4)</sup>	WHITE MARTINS	N/A	OBS 4	N/A			
TÉCNICAS DE ACOPLAMENTO							
ACOPLAMENTO		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
MECANISMO DE ACOPLAMENTO	TIPO	ACOPLADORA EXTERNA		ACOPLADORA EXTERNA/INTERNA			
	REMOÇÃO	APÓS CONCLUSÃO DE 50% DOS PASSES DE SOLDA		APÓS CONCLUSÃO DE 50% DOS PASSES DE SOLDA			
TEMPO ENTRE PASSES							
TEMPOS		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
PASSES	ENTRE 1 <sup>o</sup> e 2 <sup>o</sup>	IMEDIATO		IMEDIATO			
	DEMAIS	48h		≤ 48h			
CONTROLE DE TEMPERATURA							
PREAQUECIMENTO E INTERPASSE		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
TEMPERATURA	PRÉ AQUECIMENTO (°C)	N/A		OBS 5			
	INTERPASSE (°C)	≤ 250		≤ 250			
	POS AQUECIMENTO	N/A		N/A			
	METODO	MAÇARCO TIPO CHUVEIRO		MAÇARCO TIPO CHUVEIRO			
	CONTROLE	PIRÔMETRO DE CONTATO		PIRÔMETRO DE CONTATO/ LASER / LAPIS TÉRMICO			
TRATAMENTO TÉRMICO							
CONTROLES		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
TEMPERATURAS	QUANTIDADE	N/A		N/A			
	LOCALIZAÇÃO	N/A		N/A			
	DIFERENÇA DE TEMPERATURA (°C)	N/A		N/A			
CONTROLES		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
TEMPERATURAS	INÍCIO DE CONTROLE	N/A		N/A			
	TAXA DE AQUECIMENTO	N/A		N/A			
	TEMPERATURA DE TRATAMENTO	N/A		N/A			
	TEMPO DE TRATAMENTO	N/A		N/A			
	TAXA DE RESFRIAMENTO	N/A		N/A			
	FINAL DE CONTROLE	N/A		N/A			
LIMPEZA INICIAL				LIMPEZA DOS DE MAIS PASSES			
ESCOVAMENTO / ESMERILHAMENTO				ESCOVAMENTO / ESMERILHAMENTO			
INSPEÇÃO DE SOLDAGEM N2		CONTROLE DA QUALIDADE			ENGENHEIRO RESPONSÁVEL		

ESPECIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (E.P.S.)		Nº: REVISÃO: 0 DATA: 12/11/2013 FOLHA: 2/2
<b>CROQUI DIMENSIONAL DA JUNTA E SEQUÊNCIA DEPOSIÇÃO DA SOLDAGEM</b>		
<p>The drawing consists of two cross-sectional views of a butt joint. The upper view shows a 45-degree bevel on both plates, with a root opening of 1.5 mm and a final thickness of 1.4 mm. The lower view shows the sequence of 13 weld passes, with a final thickness of 1.6 mm.</p>		
<b>NOTAS:</b>		
1 - O croqui acima é apenas uma orientação da sequência e deposição dos passes de solda, podendo variar em função da espessura da junta.		
<b>OBSERVAÇÕES:</b>		
1) - Proteger a região a ser soldada de vento, chuva e poeira. 2) - Qualquer se homolados pelo FBTS. 3) - Correspondem ao diâmetro 3,25 mm para raiz e 3,25 mm a 5,0 mm para enchimento e acabamento conforme recomendação do fabricante. 4) - Qualquer se atendido o percentual de pureza. 5) - Quando a temperatura da superfície a ser soldada for inferior a 15 °C, preaquecer em temperatura $\geq 50$ °C. 6) - Todos os soldadores devem ser treinados quanto ao controle das variáveis de soldagem.		
INSPEÇÃO DE SOLDAGEM N.º	CONTROLE DA QUALIDADE	ENGENHEIRO RESPONSÁVEL