

EFEITO DA PROFUNDIDADE DO ENTALHE NOS FENÔNEMO DAS  
SEPARAÇÕES EM AÇOS DE LAMINAÇÃO CONTROLADA.

Ricardo Vinícius Barroso Gomes

PROJETO DE FORMATURA SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS DA  
ESCOLA DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE  
JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO  
DO GRAU DE BACHAREL EM ENGENHARIA METALÚRGICA.

Aprovado por:

---

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph. D.

---

Prof. Luis Carlos Pereira, D. Sc.

---

Marcelo Augusto Neves Beltrão, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

AGOSTO DE 2009

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente agradeço a Deus a quem devo toda energia para transpor os meus desafios.

A minha família a quem devo tudo que sou e pelo que luto todos os dias da minha vida para fazê-los orgulhoso de mim.

Em particular ao Prof. Luiz Fernando Bastian, cuja orientação e amizade foram determinantes para realização desse trabalho.

Ao Prof. Luiz Carlos Pereira, cujo carinho e aconselhamento a mim se deu desde o início do curso.

Aos Doutores Enrique Mariano Castrodeza e Marcelo Augusto Neves Beltrão pela amizade e ajuda todo o tempo do trabalho.

Ao Engenheiro Sérgio Seijo Kojima pelo incentivo e amizade dispensada a mim durante todo o trabalho.

A TenarisConfab por ter cedido o material para o meu estudo.

## RESUMO

Existem severas divergências na literatura sobre o grau de nocividade das separações na resistência a fratura dos dutos e, inclusive sobre a intensidade da sua ocorrência em dutos sem defeitos ou com defeitos de pequena intensidade. A ocorrência das separações se deve principalmente a dois fatores, a intensidade da triaxialidade de tensões em função da profundidade do entalhe e a presença de planos cristalográficos de fraqueza oriundos do processo de laminação controlada. A questão que se coloca é a seguinte: qual é a influência da profundidade do entalhe na ocorrência das separações?

Com objetivo de estudar a influência da profundidade do entalhe na ocorrência e intensidade das separações, foram realizados ensaios de flexão em três pontos a temperatura ambiente utilizando corpos de prova com a geometria SE (B) em aços DNV 485 utilizando diferentes relações  $a/W$ . A caracterização química, microestrutural, de propriedades mecânicas e de tenacidade por impacto Charpy foram também realizadas.

O aço apresentou bandeamento microestrutural com grãos “panquecados” na direção de laminação da chapa característico do processo de laminação controlada a baixa temperatura de acabamento. A relação “ $a/W$  rasa” não apresentou separações influenciando a curva carga x deslocamento da boca do entalhe.

## **ABREVIATURAS E TERMINOLOGIAS**

**Tubos cladeados:** São tubos que apresentam um revestimento externo metálico;

**Seamless:** Sem costura, ou seja, sem soldagem ao longo do comprimento do tubo;

**Seamwelded ou Welded:** Com costura, ou seja, com soldagem ao longo do comprimento do tubo.

**HSLA:** High Strenght Low Alloy, em português denominado, Alta Resistência Baixa Liga sendo abreviado por ARBL;

**ERW:** Electrical Resistence Welding. Soldagem por resistência elétrica;

**SAW:** Submerged Arc Welding. Soldagem por arco submerso;

**MAG:** Metal Active Gas. Soldagem com proteção de gás ativo, por exemplo, CO<sub>2</sub>;

**SAW Tandem:** Soldagem por arco submerso com múltiplos arames;

**Offshore:** É um termo utilizado na exploração de petróleo fora da costa, ou seja, no oceano;

**CMOD:** Crack Mouth Opening Displacement. Deslocamento da abertura da boca do entalhe;

**CTOD:** Crack Tip Opening Displacement. Deslocamento da abertura da ponta da trinca;

**DWTT:** Drop Weight Tear Test;

**Pop-in:** Descontinuidade no registro carga versus deslocamento da boca do entalhe associado a uma queda da carga aplicada. Esse fenômeno se deve a um crescimento instável da propagação da trinca principal que é imobilizada retornando o crescimento estável da trinca;

**MO:** Microscopia Óptica;

**MEV:** Microscopia Eletrônica de Varredura;

**ASTM:** American Society of Testing and Materials;

**BSI:** British Standards Institution;

**JSME:** Japan Society of Mechanical Engineers;

**LD:** Lienz – Donavitz. Tipo de convertedor utilizado em aciarias para transformação de ferro gusa em aço;

**$\delta_m$ :** Valor de CTOD no ponto de carga máxima da curva carga versus deslocamento da boca do entalhe;

**$\delta_{ap}$ :** Valor de CTOD obtido para as relações  $a/W$  fora do escopo da norma BS 7448 parte 1;

**$\delta_{sep}$ :** Valor de CTOD obtido para as relações  $a/W$  dentro do escopo da norma BS 7448 parte 1, onde a carga máxima coincide com a separação;

# ÍNDICE

## **CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO**

### **1.1 BREVE HÍSTÓRICO E CLASSIFICAÇÃO DE TUBULAÇÕES**

Tubos de chumbo foram produzidos e utilizados por antepassados romanos. Estes foram fabricados por dobramento de tiras na forma de uma coluna de seção circular onde a junção das bordas laterais se deu por martelamento. Pequenos tubos foram então inseridos um na extremidade do outro para formar os dutos.

Novos materiais e processos de fabricação de tubos evoluíram com o passar do tempo e hoje temos tubos de ferro fundido, de aço, produzidos por fundição centrífuga, por extrusão, por estampagem, por laminação, por dobramento, por enrolamento filantar, entre outros processos.

A classificação dos tubos pode ser realizada de diversas maneiras. As formas mais comuns são:

- Por materiais: a maioria dos metais e suas ligas podem ser trabalhadas para formar um produto tubular, como Ferro, Aço, Alumínio, Cobre, Titânio, entre outros. Em alguns casos podemos ter um tubo composto por dois metais de duas maneiras diferentes, aquele onde um dos metais é utilizado como revestimento do tubo principal, por exemplo, tubos de aço cladeados com cromo, a outra é a junção de dois tubos de metais diferentes por soldagem.
- Por diâmetro e espessura de parede: denominado, alta ou baixa espessura e grande ou pequeno diâmetro;
- Por aplicação: denominado de oleoduto (para o transporte de óleo), gasoduto (para o transporte de gás), aqueduto (para o transporte de água), mineroduto (para o transporte de polpa de minério), vaporduto (para o transporte de vapores), poliduto (para o transporte de diversos fluídos), eletroduto (como proteção para passagem de fios de alta tensão e tubos estruturais) e como, por exemplo, estacas e pernas de plataformas de petróleo.
- Por processo de fabricação: laminação, extrusão, trefilação, fundição, onde nestes casos o tubo é do tipo *seamless*, dobramento e soldagem, sendo os tubos do tipo *seamwelded* ou *welded*.



## 1.2 FABRICAÇÃO DE TUBOS COM COSTURA (*SEAMWELDED PIPES*)

Os *seamwelded pipes* podem ser fabricados a partir de dois produtos de aço semi-acabados, tiras a quente ou chapas grossas. Esses aços possuem alta resistência mecânica, elevada tenacidade e baixo teor de carbono, pois são utilizados para fabricar tubos ou equipamentos soldados, e por isso são conhecidos como aços HSLA, pela sigla em inglês, ou ARBL. No caso da matéria-prima básica ser tiras a quente um dos processos de fabricação dos tubos *seamwelded* é conhecido como Formação Contínua e Soldagem ERW. Uma ilustração desse processo é mostrada na figura 1.

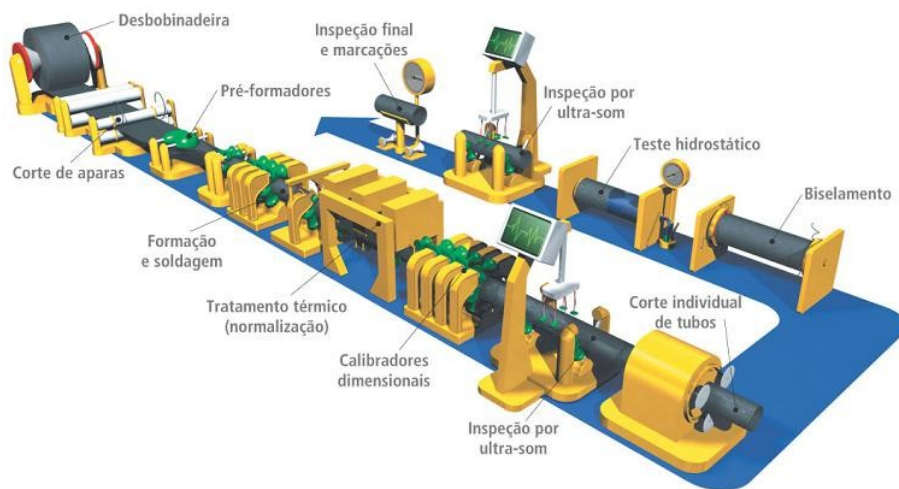


Figura 1: Planta da TenarisConfab de fabricação de tubos pelo processo de *Formação contínua e soldagem ERW* [1].

O processo de fabricação de tubos pelo processo Formação Contínua e Soldagem ERW na TenarisConfab têm a capacidade de produzir tubos com diâmetros externos de 4 1/2” a 20”, espessuras de 0,172” a 0,500” e graus API 5L até X80 [1].

No caso das chapas grossas, um dos processos de fabricação dos tubos *seamwelded* é o *UOE-SAW*. Esse processo consiste em três etapas, as de conformação (prensagem de bordas, U e O), soldagem (selamento – *Tack Welding MAG*, soldagem interna e externa – *Submerged Arc Welding Tandem*) e expansão (E) mecânica interna do tubo. Uma ilustração desse processo é mostrada na figura 2.

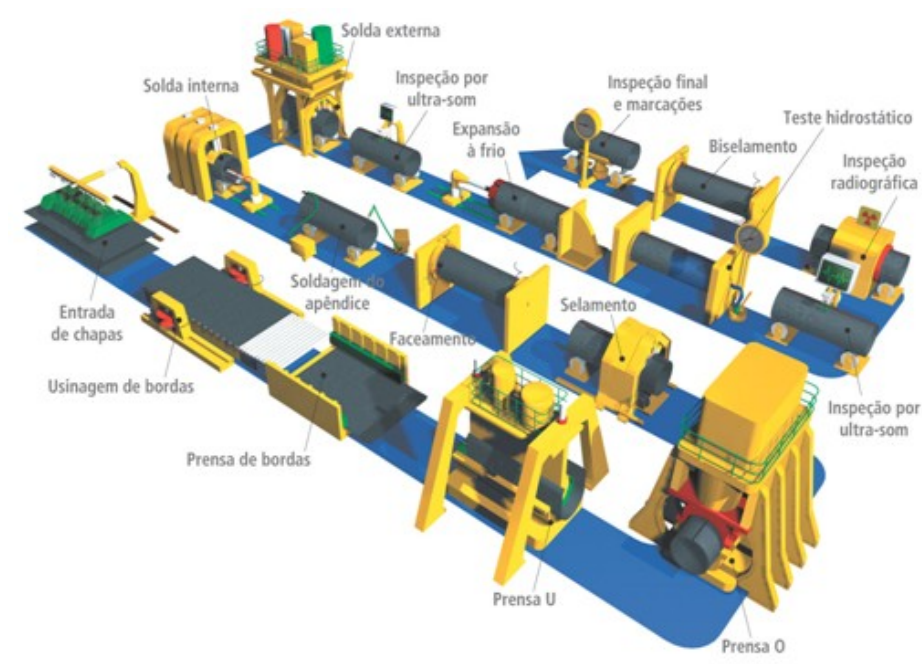


Figura 2: Planta da TenarisConfab de fabricação de tubos pelo processo *UOE-SAW* [1].

Na primeira etapa, prensagem de bordas, prensagem U, prensagem O, a qual chama de formação, e na terceira etapa, expansão E, a qual chama de calibração final das dimensões do tubo, os aços são submetidos o aço a deformações plásticas. Nesse ponto é importante ressaltar que todas as etapas de deformação mecânica são realizadas a frio.

O processo de fabricação de tubos pelo processo *UOE-SAW* na TenarisConfab têm a capacidade de produzir tubos com diâmetros externos de 12” a 48”, espessuras de 0,250” a 1,250” e graus API 5L até X80 [1].

No Brasil, o principal fabricante de tubos soldados é a TenarisConfab, onde a planta em Pindamonhangaba (SP) tem capacidade anual de 500.000 toneladas/ano.

### **1.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE CHAPAS GROSSAS DE AÇOS *HSLA* PARA FABRICAÇÃO DE TUBOS *UOE - SAW***

As chapas grossas de aço *HSLA* utilizadas no processo *UOE-SAW* são produzidas pelo processo de laminação controlada (conhecido do inglês como *TMCR – ThermoMechanical Controlling Rolling*). Este processo começou a ser aplicado nos produtos laminados na década de 60 e consolidou-se como um processamento termomecânico que permite conferir ao aço propriedades superior de tenacidade e resistência mecânica [2].

O processo é iniciado com o reaquecimento de placas (que possuem espessura em torno de 200 mm) até a temperatura que esteja dentro do campo austenítico, em torno de 1250°. Nesta etapa os eventos metalúrgicos principais são: o desaparecimento da estrutura bruta de fusão (dendrítica), o crescimento do grão austenítico e solubilização das microligas.

A evolução microestrutural durante a seqüência de laminação é função das faixas de temperaturas em que são realizados os passes de redução [3], como analisado a seguir:

- Em altas temperaturas a microestrutura austenítica vai sendo progressivamente refinada em decorrência dos fenômenos de recristalização e crescimento de grão que ocorre em cada passe de laminação.
- Em temperaturas intermediárias pode acontecer que a recristalização estática não se complete, acumulando deformação para o passe seguinte. Um importante aspecto na laminação em temperaturas intermediárias é a presença de elementos microligantes como o Vanádio, pois este permanece em solução mesmo em temperaturas intermediárias o que permite um refinamento do grão.
- Em temperaturas baixas (abaixo da  $T_{nr}$ , Temperatura de não recristalização) a cinética de precipitação das microligas é acelerada e o seu efeito retardador sobre a recristalização é pronunciado. A deformação realizada nessas condições é acumulada e a microestrutura de austenita estará composta por grãos alongados e por bandas de deformação no seu interior.

Desta maneira a microestrutura e as propriedades finais da chapa laminada são função direta do estado da austenita prévia (austenita após os passes de laminação) e das condições de resfriamento.

O objetivo final da laminação controlada é obter chapas grossas com microestrutura ferrito-perlítica com finos grãos de ferrita (poligonais ou aciculares), pois esta microestrutura conferirá à chapa, elevados valores de tenacidade e resistência mecânica. Para aços de maior resistência mecânica há a necessidade de se laminar a placa com último passe de laminação abaixo da linha  $Ar_3$  (723°C), pois o endurecimento da chapa é dado pelo mecanismo de encruamento, ou seja, por deformação, devido ao resfriamento posterior à laminação controlada ser feito à temperatura ambiente. Esse trabalho de laminação controlada impõe que as chapas de aço tenham composições químicas com elevados teores de elementos de liga em substituição ao carbono, que

como nós sabemos é um dos elementos mais deletérios à soldagem, e conferem as chapas texturas cristalográficas. O desenho esquemático abaixo mostra o processo de laminação controlada.

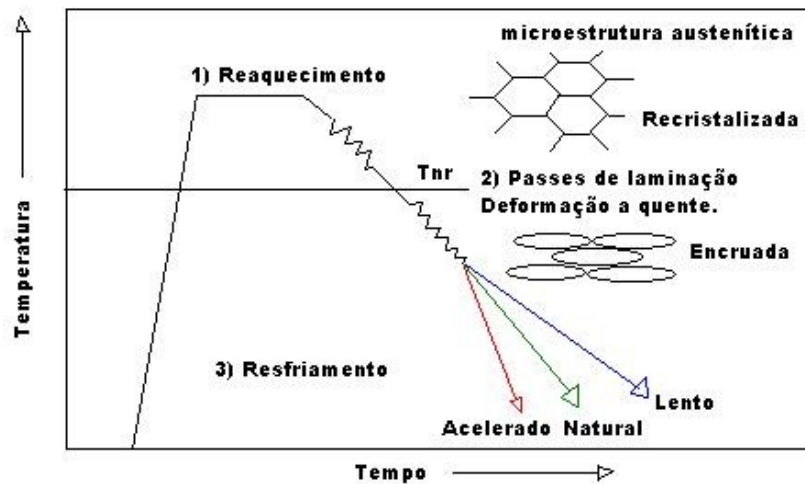


Figura 3: Tratamento termomecânico de laminação controlada.

As chapas obtidas por este processo de laminação quando avaliadas por suas propriedades de tração e tenacidade (tanto impacto Charpy, como DWTT e CTOD) exibem fraturas de baixas energias paralelas ao plano de laminação da chapa e perpendiculares ao plano de propagação da fratura principal em corpos de prova transversais e longitudinais a direção de laminação. Essas fraturas, de baixa energia, são conhecidas como separações (conhecida do inglês como *separations*, *delaminations* ou *splits*) [2,3,4].

A literatura sugere diferentes fontes motivadoras para a ocorrência das separações. Contudo, a principal causa para o aparecimento das separações são as texturas cristalográficas geradas nas chapas de aço laminadas com baixas temperaturas de acabamento, principalmente abaixo da  $Ar_3$  ( $\sim 750^\circ\text{C}$ ) [2,3,4].

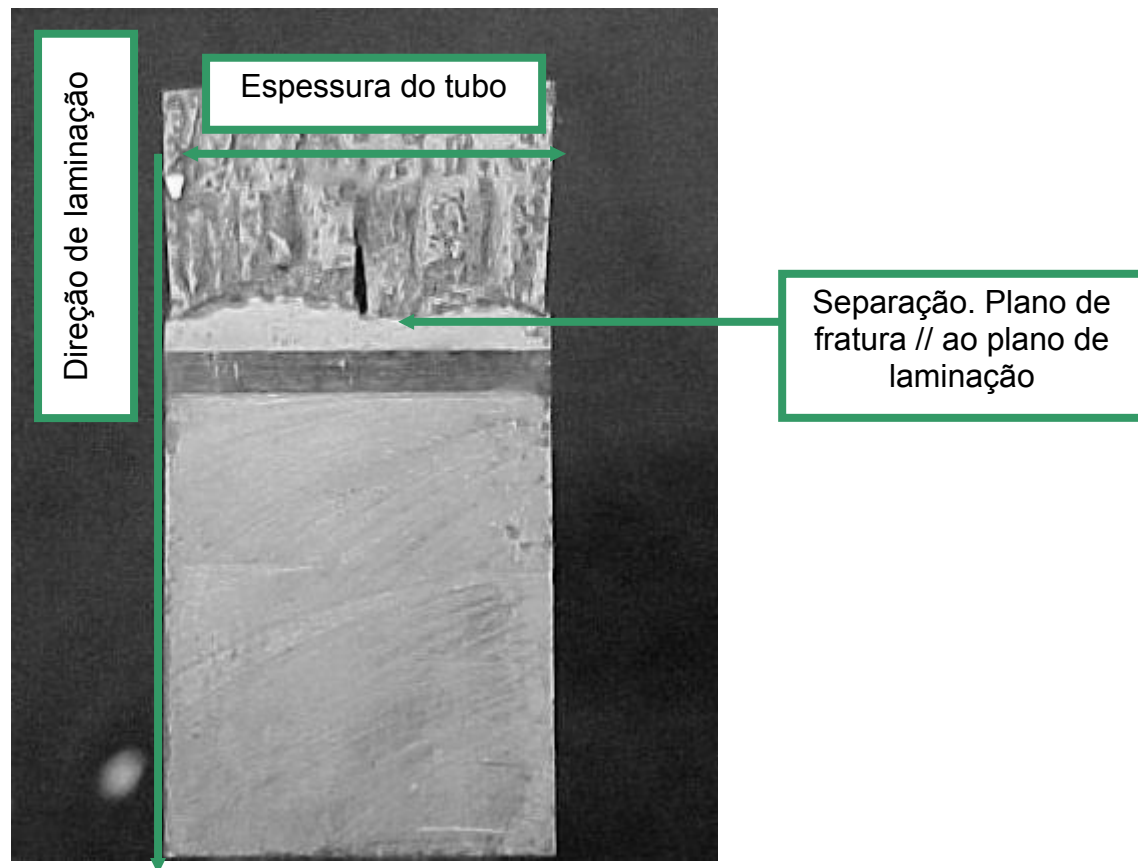


Figura 4: Separações em corpos de prova SE(B) no ensaio de flexão em três pontos.

#### 1.4 FATOR MOTIVADOR DO PRESENTE ESTUDO

O conhecimento da integridade dos aços aplicados em tubulações é de extrema importância, pois estes passam por regiões urbanas, de floresta, marinhas e árticas, e qualquer falha desses oleodutos, gasodutos ou polidutos podem causar desastres ambientais e humanos irreversíveis. O método tradicionalmente utilizado para o gerenciamento da integridade das tubulações é a análise da curva de transição de energia absorvida obtida no ensaio de impacto Charpy do metal de base, metal de solda e ZTA (Zona Termicamente Afetada pelo Calor durante o processo de soldagem). Dessa maneira, a maior parte do conhecimento sobre a formação das separações e seus efeitos no comportamento à fratura dos aços é em referência ao ensaio de impacto Charpy. Contudo o ensaio de impacto Charpy não fornece informações a respeito da tenacidade à fratura de corpos de prova pré-trincados consequentemente, apresenta limitações frente à interpretação dos mecanismos de fratura [2,5].

A necessidade de maior confiabilidade operacional das tubulações nos mais severos ambientes, aliada às restrições técnicas do ensaio de impacto Charpy, levou as normas mais severas dos projetos de tubulações *offshore*, como, por exemplo, a DNV OS F 101 [6] a exigir ensaios de CTOD em baixas temperaturas para a avaliação da tenacidade à fratura dos tubos. Esta metodologia da mecânica da fratura elasto-plástica é amplamente utilizada para avaliar a tenacidade à fratura de aços de baixo carbono com elevada resistência mecânica e boa tenacidade [2,5].

Tradicionalmente, a mecânica da fratura estuda o crescimento de uma trinca em seu próprio plano de origem, em especial a metodologia do CTOD. Assim sendo, fraturas como separações ou delaminações, perpendiculares ao plano de propagação da trinca, escapam do escopo e não são abordadas pelas normas que padronizam o ensaio de CTOD. Como exemplo, a norma para ensaios de CTOD BS 7484 parte 1 [7] que escreve o seguinte: *instabilidades do tipo pop-in referentes a separações ou delaminações não são cobertos por esta norma.*

O presente trabalho estudou o fenômeno de separações em função do comprimento da trinca em corpos de prova SE(B) do metal de base de tubos DNV 485 fabricados a partir de chapas de aço microligadas ao Nb, V e com elevados teores de Ni laminadas controladamente, utilizando o ensaio de flexão em três pontos e o valor de CTOD como parâmetro de tenacidade.

Foram feitas análises químicas no metal de base dos tubos DNV 485, caracterização metalográfica das fases presentes por MO e das superfícies de propagação da pré-trinca de fadiga e separação por MEV, avaliação das propriedades de tração transversal, de dureza, de tenacidade pelo impacto Charpy.

## CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 O FENÔMENO DE SEPARAÇÕES

Bramfitt e Marder [8] associaram a fratura por separações com a introdução de quantidade substancial de deformação na ferrita, de modo a produzir planos de fragilidade paralelos ao plano de laminação das chapas de aço. Segundo os autores, a fratura do material estudado não foi característica de clivagem e não está associada à presença de uma textura  $\{100\}$  ou inclusões não metálicas.

Outros autores [9,10] usando aço de baixo carbono contendo precipitados e segundas fases como perlita e a bainita, sugeriram que as causas das separações seriam falhas no contorno de grão, distribuição e morfologia dos carbonetos ou clivagem ao longo dos planos  $\{100\}$ . Todavia, Bramfitt e Marder [11] estudaram uma liga de Fe-1%Mn de alta pureza, objetivando eliminar os efeitos acima citados e de forma a levantar as características microestruturais responsáveis pelas separações. Nesse contexto, o aparecimento e a frequência das separações se relacionaram com as características impressas pela temperatura final de laminação e pela temperatura e orientação do plano de fratura do ensaio mecânico.

Nos trabalhos de Hawkins [12] também se observou que o número de separações aumentava com o decréscimo na temperatura de laminação e do teste mecânico. Atribuiu-se que a decoesão dos grãos era devida ao desenvolvimento de regiões de falha por fratura dúctil, sem qualquer característica de clivagem ou efeito de partículas de segunda fase e inclusões. Neste caso, a textura não foi relacionada ao aparecimento das separações, embora tenha tido uma predominância de plano  $\{111\}$ , paralelo à chapa [2].

Tanaka [13] vêm de encontro às hipóteses lançadas por Bramfitt e Marder [8], pois estes observaram o início da fratura em inclusões não metálica propagando-se em planos  $\{100\}$  paralelos à chapa. Essas separações, paralelas ao plano de laminação, apresentaram características de clivagem associadas à mudança na curva de energia absorvida por temperatura de teste no ensaio de impacto Charpy. Fortes texturas  $\{100\}$  e  $\{111\}$  paralelas ao plano de laminação das chapas foram observadas.

A importância do estado de tensões ao longo da espessura, da heterogeneidade microestrutural e cristalográfica, que reflete o coeficiente de anisotropia plástica, foi citada por vários autores [2,3]. Nesses trabalhos as separações surgem baseadas em uma tensão crítica ao longo da espessura. O conceito de tensão crítica ao longo da espessura

é aplicável mesmo quando a fratura tem diferentes origens como: inclusões de óxidos, sulfetos e silicatos alinhados durante a laminação, produtos de transformação segregados em contornos de grão, heterogeneidade de grão ferrítico, bandeamento e forte textura cristalográfica [2, 3].

Segundo Engl e Fuchs [14], existem dois tipos de separações: a do tipo inclusão e a do tipo estrutural. O primeiro faz referência à pureza e o tratamento termoquímico do material. O segundo é dividido no tipo clivagem, devido às texturas {100} paralelas ao plano de laminação das chapas, e no tipo contorno de grão, onde um severo tratamento termomecânico na austenita não recristalizada promove a precipitação de um filme de cementita nos contornos de grão durante o resfriamento [2].

## **2.2 FATORES METALÚRGICOS QUE INFLUENCIAM NO SURGIMENTO DAS SEPARAÇÕES**

### **2.2.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA**

A composição química possui um papel secundário no aparecimento das separações, pois esse fenômeno está fortemente ligado à temperatura final de laminação no processo de laminação controlada. Todavia, aços de baixo carbono ligados ao vanádio + nitrogênio, vanádio + nióbio e nióbio + molibdênio, apresentam alta susceptibilidade à promoção das separações [2, 4].

### **2.2.2 LIMPIDEZ DOS AÇOS**

O aço normalizado não apresentou separações, enquanto que o aço laminado apresentou as separações. Ratnapuli e Kato [4] testaram aços com 0,007%S e 0,015%S em ambos os materiais ocorreram separações. Entretanto, para os aços com teores de enxofre superiores, o aspecto das separações é modificado. Embora ainda não se tenha nenhum estudo avaliando a influência do teor de enxofre no surgimento das separações, é fato que as separações ocorrem mesmo em aços com baixos teores de enxofre e que sulfetos alongados promovem o aparecimento das separações.



### **2.2.3 LAMINAÇÃO CONTROLADA**

É estabelecido na literatura que a maior fonte causadora das separações em aços ARBL é a baixa temperatura final da laminação, que pode ser realizada dentro do campo bifásico ( $\gamma + \alpha$ ) ou no campo ferrítico (abaixo da  $A_{r3}$ ). A frequência de aparecimento de separações é aumentada com a redução da temperatura final de laminação, com o aumento das reduções individuais, globais e redução do tempo entre passes de laminação [2,3].

### **2.2.4 RESFRIAMENTO APÓS LAMINAÇÃO**

A taxa de resfriamento após a laminação é um dos fatores de maior influência no surgimento das separações. Maiores taxas de resfriamento de chapas de aço após a laminação controlada a frequência de aparecimento de separações é fortemente reduzida e a resistência ao impacto do aço é aumentada [2].

### **2.2.5 TRATAMENTO TÉRMICO**

Ocorre algumas vezes que as usinas siderúrgicas fabricantes de chapas de aço ARBL necessitam fazer um tratamento térmico de normalização 620° a 650° C no material após a laminação para recuperar as propriedades mecânicas atingidas que estão acima das exigidas pelos clientes. Estudos para análise da influência da temperatura de normalização foram realizados e mostraram que o número e a profundidade das separações foram modificados com a variação da referida temperatura frente à condição como laminada. Neste ponto é importante citar que as separações caracterizam-se por fraturas intergranulares e se relacionam com uma fragilização ao revenimento [2].

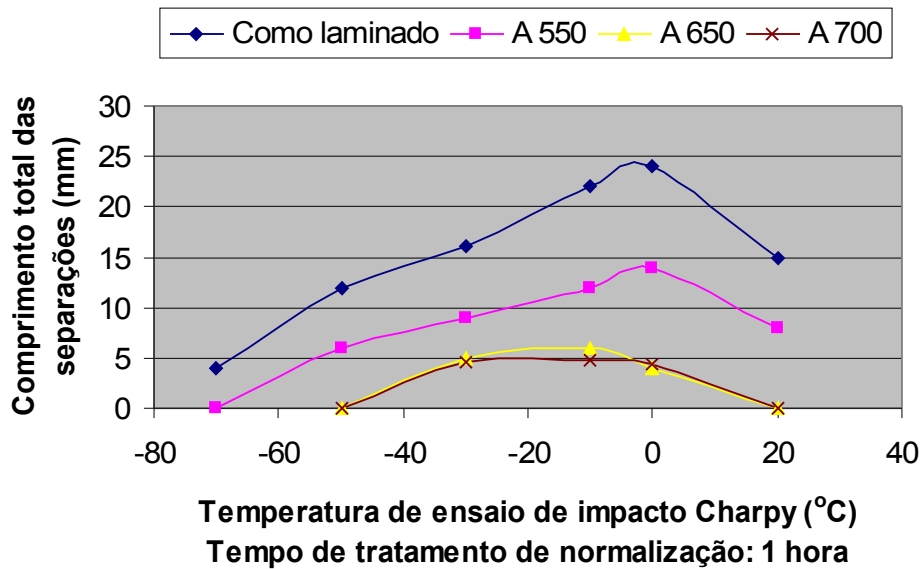


Figura 5: Influência da temperatura de revenimento no aparecimento das separações [2].

### 2.2.6 BANDAMENTO MICROESTRUTURAL

Resultante da transformação de Fe- $\gamma$  para Fe- $\alpha$ , as separações podem iniciar-se a partir da decoesão de bandas paralelas adjacentes ao plano de laminação. A figura abaixo ilustra um caso de separações associadas a bandas de ferrita, região clara, e perlita, região escura.

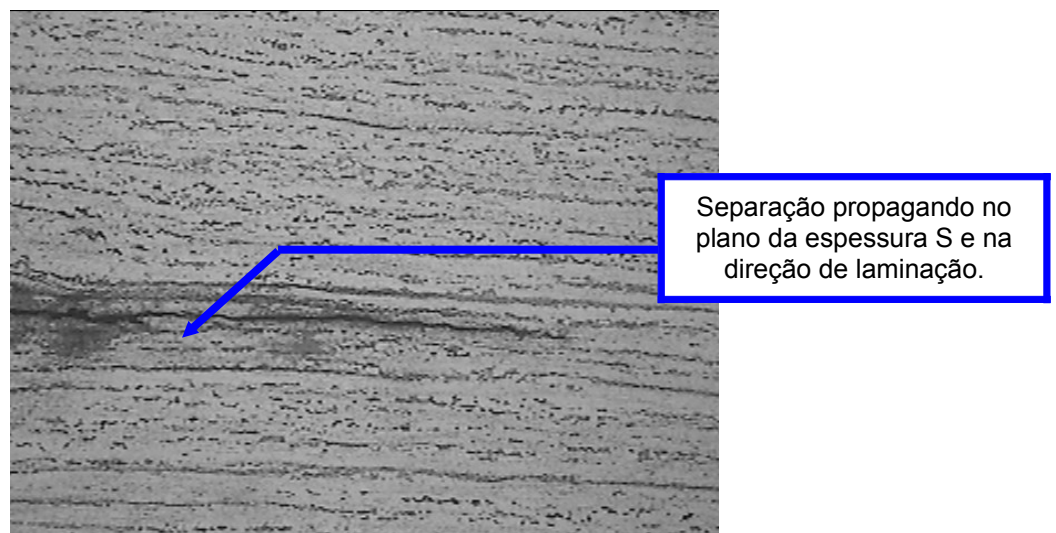


Figura 6: Separação no metal de base do tubo DNV 485. Aumento de 100X.

### 2.2.7 CONDIÇÕES DE TESTE

As separações ocorrem nos aços se uma componente de tensão perpendicular ao plano de laminação for desenvolvida durante os testes. Essas referidas tensões podem ser desenvolvidas em ensaios de tração, de impacto Charpy, de DWTT, de CTOD e qualquer outro ensaio que desenvolva um campo de tensões triaxiais e um campo de deformações planar [2,3]. A temperatura de teste também é muito importante, pois as separações têm sua máxima de ocorrência nas vizinhanças da temperatura de transição dúctil-frágil [3].

### 2.2.8 TEXTURAS

Estudando o fenômeno de separações, observamos dois fatores que podem ser levados em consideração na avaliação da influência da textura na fratura de chapas de aço: a presença de planos  $\{100\}$  paralelos ao plano de laminação, o que permite a fratura por clivagem, e a anisotropia plástica induzida por textura nas tensões triaxiais dentro do volume plástico à frente de uma trinca ou entalhe [3].

Durante a laminação controlada uma textura do tipo  $\{100\} \langle 110 \rangle$  é formada. Esta orientação cristalográfica facilita a decoesão atômica nos planos de laminação sendo heterogênea ao longo da espessura da chapa de aço. A heterogeneidade, também conhecida como gradiente de textura, é causada por diferentes taxas de resfriamento entre a superfície e o interior da chapa, e por deformações cisalhantes provocadas pelo grande atrito entre os cilindros e o material durante a laminação a quente [2,3,4].

Jones e Walker [15] mediram a variação das texturas ao longo da espessura em aço microligado ao Nb laminado a quente no campo austenítico. Eles observaram uma componente principal  $\{110\} \langle 112 \rangle$  na superfície mudando para  $\{112\} \langle 110 \rangle$  no centro da chapa. Morris [16] estudou a variação da textura ao longo da espessura de um aço microligado ao Nb e V com temperatura de final de laminação de 710°C e redução de 80%. Detectou-se, na região central da amostra, uma forte textura do tipo  $\{113\} \langle 110 \rangle$ , e na região superficial com fraca textura  $\{113\} \langle 110 \rangle$  e  $\{110\} \langle 001 \rangle$ . O componente  $\{110\} \langle 001 \rangle$  foi devido ao cisalhamento na superfície da chapa que se estendeu até 1/3 da sua espessura. A redução da severidade na superfície foi atribuída à rotação cristalina promovida pelo cisalhamento.

Quando a temperatura final de laminação está dentro do campo austenítico, formam-se texturas do tipo  $\{112\} \langle 110 \rangle$  e, neste caso, não temos separações formadas ao longo do plano  $\{112\}$ .

### 2.2.8.1 TEXTURAS DE TRANSFORMAÇÃO

Ao se laminar uma chapa acima da temperatura de recristalização da austenita, tem-se como resultado uma textura, do tipo  $\{100\} \langle 001 \rangle$ , de austenita recristalizada fraca. Obtém-se também uma textura de ferrita do tipo  $\{001\} \langle 110 \rangle$  fraca devido à herança cristalográfica. Além disso, quando temos aços sem elementos estabilizadores de austenita laminados abaixo de  $900^\circ \text{C}$ , a ferrita formada apresenta forte textura cristalográfica do tipo  $\{001\} \langle 110 \rangle$  [3].

Quando a chapa de aço é laminada em uma temperatura dentro do campo de não recristalização da austenita, a textura de transformação forte é do tipo  $\{113\} \langle 110 \rangle + \{332\} \langle 113 \rangle$ . Os fatores que podem influenciar o desenvolvimento deste tipo de textura são: tamanho de grão da austenita prévia (recristalizada), quantidade de deformação na região austenítica não recristalizada e temperatura final de laminação [3].

Yutori e Ogawa [17] explicaram a relação entre a formação da textura e a transformação durante o resfriamento de aços com diferentes concentrações de Mn, o que permitiu variar a temperabilidade. Os autores observaram que existe uma predominância das texturas do tipo  $\{113\} \langle 110 \rangle + \{332\} \langle 113 \rangle$  independente do produto de transformação. Contudo, a agudeza e a intensidade dessas orientações é função dos produtos de transformação. Essas observações permitiram aos autores explicar a formação das texturas de transformação por dois mecanismos: transformação tipo difusão e tipo cisalhamento. Existe ainda um terceiro tipo que se denomina mista, pois se aproxima do mecanismo de formação de textura em que há transformação de fase massiva, ou seja, envolve as duas componentes, a difusional e a de cisalhamento. Foi possível constatar que tanto a do tipo mista como a do tipo cisalhamento apresentaram as mesmas características no que se refere à formação da textura [3].

A textura de transformação do tipo difusão é caracterizada por uma transformação da austenita deformada para ferrita poligonal. Neste caso as texturas são menos intensas e mais dispersas em torno das direções  $\{113\} \langle 110 \rangle + \{332\} \langle 113 \rangle$  [3].

A textura de transformação do tipo cisalhamento e mista caracterizam-se por uma transformação da austenita deformada para martensita e para ferrita, respectivamente. Neste caso as texturas são agudas e intensas em torno das orientações  $\{113\} \langle 110 \rangle + \{332\} \langle 113 \rangle$  [3].

#### **2.2.8.2 TEXTURAS ORIUNDAS DA LAMINAÇÃO CONTROLADA NA REGIÃO BIFÁSICA ( $\gamma + \alpha$ )**

A laminação nessa região promove a ocorrência de três mecanismos sucessivos ou simultâneos: Rotação dos cristais da fase primária, transformação da fase primária, rotação dos cristais da fase produto. A textura produto dessa laminação é do tipo  $\{111\} \langle uvw \rangle + \{100\} \langle 011 \rangle$ . O decréscimo da temperatura final de laminação induz a modificação da textura de transformação,  $\{332\} \langle 113 \rangle + \{113\} \langle 110 \rangle$ , por rotação cristalina de fase deformada para as seguintes orientações:  $\{332\} \langle 113 \rangle$  para  $\{554\} \langle 225 \rangle$  para  $\{111\} \langle 112 \rangle$  e  $\{113\} \langle 110 \rangle$  para  $\{112\} \langle 110 \rangle$  para  $\{223\} \langle 110 \rangle$  [3].

#### **2.2.8.3 TEXTURAS ORIUNDAS DA TEMPERATURA DE FINAL DE LAMINAÇÃO DENTRO DO CAMPO FERRÍTICO**

Laminado-se as chapas de aço dentro do campo ferrítico, ou seja, em temperaturas abaixo da linha  $Ar_3$ , temos o desenvolvimento de uma textura de deformação caracterizada por orientações  $\{111\} \langle uvw \rangle + \{hkl\} \langle 110 \rangle$ . Essas componentes se desenvolvem simultaneamente até reduções em torno de 60%. Reduções maiores levam a predominância da textura de fibra  $\{111\} \langle uvw \rangle$  com o desenvolvimento máximo na zona  $\{hkl\} \langle 110 \rangle$  próximo a  $\{112\} \langle 110 \rangle$  [3].

### **2.3 CONDIÇÕES MECÂNICAS PARA FORMAÇÃO DAS SEPARAÇÕES**

Pode-se explicar o processo de formação das separações considerando o estado tensional na ponta do entalhe em V de um corpo de prova de impacto Charpy, como mostra a figura 5.

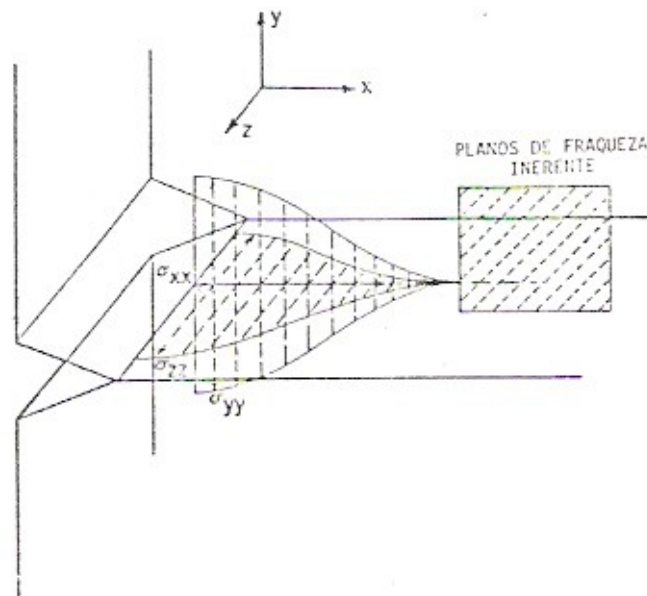


Figura 7: Desenho esquemático mostrando o campo de tensões nos planos de fraqueza na frente da ponta do entalhe [2].

Uma interface fraca pode fraturar devido à ação das tensões transversais  $\sigma_{yy}$  e  $\sigma_{zz}$  a certa distância da ponta do entalhe. O surgimento de separações tem sido explicado pelo critério de tensão crítica na direção da espessura tanto em corpos de prova transversais como longitudinais. Este conceito sugere que a separação é iniciada quando a tensão na direção da espessura ( $\sigma_{zz}$ ) atinge a máxima tensão crítica para fratura por clivagem em corpos de prova com orientação transversal curta, entende-se aqui que a orientação transversal curta é a orientação paralela a espessura do corpo de prova. Equacionando a condição necessária para o surgimento das separações temos [3]:

$$\sigma_{FC}^{L,T} > \sigma_{yy}; \quad (1)$$

$$\sigma_{FC}^S = \sigma_{zz}; \quad (2)$$

Fazendo (1) – (2) tem-se:

$$\sigma_{FC}^{L,T} - \sigma_{FC}^S = \sigma_{yy} - \sigma_{zz} = \kappa \sigma_{LE}; \quad (3)$$

onde:

$\sigma_{FC}^{L,T}, \sigma_{FC}^S$  = Tensões críticas para a fratura por clivagem em corpos de prova com orientação longitudinal, transversal e transversal curta, respectivamente;

$\sigma_{yy}, \sigma_{zz}$  = Tensões atuantes na direção paralela a largura, eixo y, e na direção paralela à espessura, eixo x, respectivamente;

$\sigma_{LE}$  = Tensão limite de escoamento uniaxial do material;

$K$  = Constante;

Segundo Baldi e Buzzichelli [18], a equação 3 é válida no intervalo de temperatura  $T_s < T < T_z$ , onde:

$T_s$  = Menor temperatura na qual a primeira separação pode ocorrer antes do escoamento no ensaio de dobramento lento;

$T$  = Temperatura de teste;

$T_z$  = Menor temperatura na qual a primeira separação pode ocorrer no escoamento no ensaio de dobramento lento;

Para temperaturas menores que  $T_s$  a tensão  $\sigma_{FC}^{L,T}$  seria alcançada pela tensão  $\sigma_{yy}$  antes da tensão  $\sigma_{zz}$  igualar a tensão  $\sigma_{FC}^S$ , não havendo, portanto a formação das separações [2].

Para temperaturas acima de  $T_z$  as separações só seriam formadas após escoamento, sendo que em uma faixa restrita de temperatura, o nível de tensões pode ser elevado, de tal maneira que a fratura principal poderia se dar por clivagem. Para temperaturas mais elevadas o limite de escoamento do material reduziria o suficiente para evitar que a tensão  $\sigma_{FC}^{L,T}$  fosse atingida o que invalidaria a equação (3), pois a  $\sigma_{FC}^{L,T}$  deixaria de ser responsável pela fratura na direção principal [2].

As separações podem ocorrer após severas deformações plásticas, como por exemplo, as que ocorrem após o empescoamento no ensaio de tração transversal e longitudinal [2].

Considerando a abordagem da mecânica da fratura linear elástica temos em corpos de prova SE(B), a seguinte configuração dos campos de tensão e deformação ao longo da espessura.

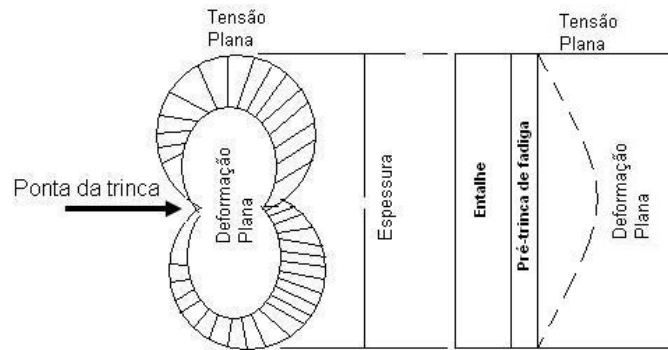


Figura 8: Variação do tamanho da zona plástica e gradiente do campo de tensões na ponta da trinca em um copo de prova de dobramento com uma pré-trinca de fadiga.

No campo de tensão plana temos o raio da zona plástica maior que no campo de deformações planas, pois em deformação plana temos a inibição da deformação no sentido da espessura por conta da tensão  $\sigma_{zz}$ . Essa afirmação pode ser explicada matematicamente através do ciclo de Mohr a diferença entre os tamanhos das zonas plásticas.

$$r_p = \frac{1}{2\Pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (\text{estado plano de tensões}) \quad (4)$$

$$r_p = \frac{1}{6\Pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (\text{estado plano de deformações}) \quad (5)$$

Em deformação plana temos que:

$$\sigma_1(\sigma_{yy}) > \sigma_2(\sigma_{xx}) > \sigma_3(\sigma_{zz}) \neq 0; \quad (6)$$

O ciclo de Mohr para este estado de tensões é:

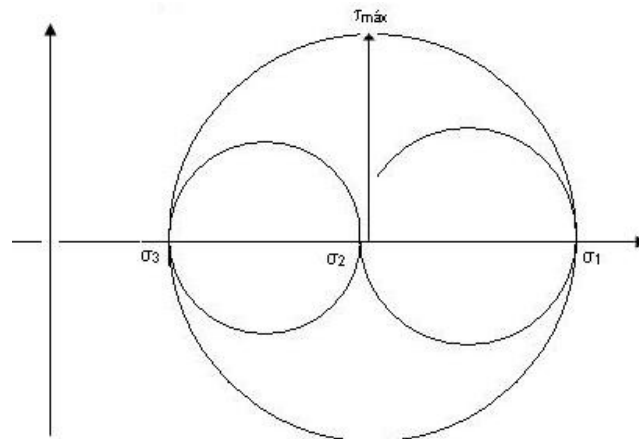


Figura 9: Ciclo de Mohr para deformação plana



Em tensão plana temos que:

$$\sigma_1(\sigma_{yy}) > \sigma_2(\sigma_{xx}) \neq 0 \text{ e } \sigma_3(\sigma_{zz}) = 0 \quad (7);$$

O ciclo de Mohr para este estado de tensões é:

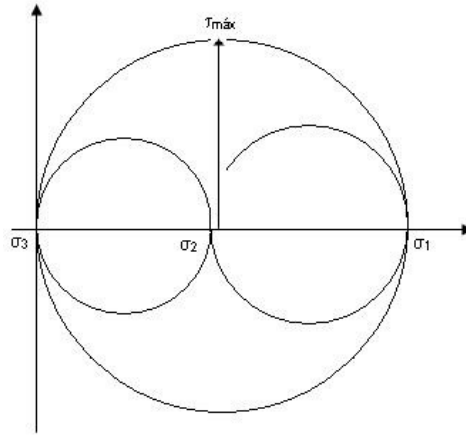


Figura 10: Ciclo de Mohr para tensão plana

A tensão máxima cisalhante é dada por:

$$\tau_{máx} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (8)$$

Analisando as figura 9 e 10 podemos afirmar que:

$$\tau_{\max}^{\text{tensão plana}} > \tau_{\max}^{\text{deformação plana}} \quad (9)$$

Como a deformação plástica nos materiais é causada pela tensão cisalhante podemos afirmar pela equação 9 que a região plástica no estado plano de tensão é maior que no estado plano de deformação.

A explicação acima sustenta a teoria do surgimento da separação no interior de um corpo de prova SE (B) como a necessidade do material de aliviar as tensões nos pontos de concentração de tensões provocadas por uma menor região plástica no ponto da trinca e planos de fraqueza (texturas) paralela a direção de laminação combinado com uma tensão na direção da espessura.

## 2.4 EFEITOS DAS SEPARAÇÕES

As separações influenciam bastante no comportamento à fratura de aços submetidos a ensaios de impacto Charpy, de DWTT e de tenacidade à fratura, como o de CTOD. Todavia, como os ensaios mais realizados industrialmente para avaliação e seleção de materiais para tubulações são o impacto Charpy e o DWTT, maior conhecimento se têm da influência das separações nos parâmetros avaliados nesses dois ensaios [2,4].

Os parâmetros de impacto Charpy considerados importantes são: a energia absorvida de patamar de fratura totalmente dúctil e a temperatura de transição dúctil-frágil. As separações afetam essas duas variáveis. Ratnapuli e Kato [4] utilizando um aço microligado ao Nb laminado em três diferentes condições, A laminado convencionalmente a temperatura final de 800°C, B e C laminados controladamente com temperaturas finais de laminação de 760° e 725° C, respectivamente, apresentam diferentes características à fratura considerando as mesmas temperaturas.

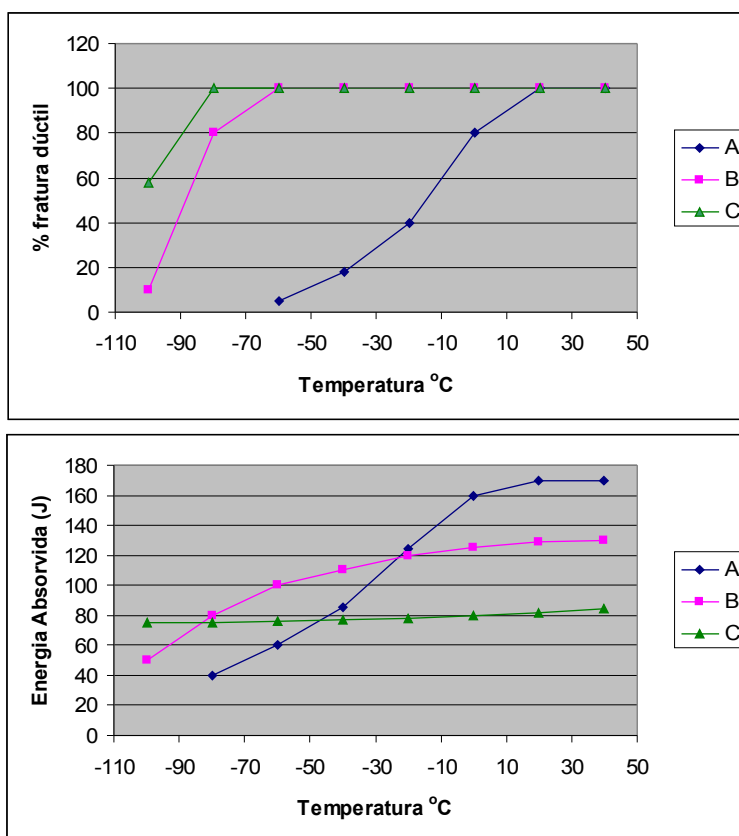


Figura 11: Curvas de transição em corpos de prova de impacto Charpy do aço microligado ao Nb e laminados em diferentes processos de laminação com diferentes temperaturas finais de laminação [4].

Os dois gráficos apresentados na figura 11 são os resultados obtidos por Ratnapuli e Kato nos seus estudos [4]. O aço na condição A não apresentou separações enquanto que os aços nas condições B e C apresentaram.

Em termos de energia absorvida podemos ver que a energia absorvida para fratura 100% dúctil ( $C_{v100}$ ) é igual à máxima energia absorvida ( $C_{vmáx}$ ) para o caso A e que para os casos B e C  $C_{vmáx} > C_{v100}$ . Podemos também observar que a energia máxima obtida para os casos B e C é menor que no caso A e que  $B > C$ , ou seja, menores temperaturas finais de laminação terão menores valores de impacto Charpy [4].

A temperatura de transição dúctil-frágil ( $T_t$ ), que é medida pela variação da percentagem de área dúctil em função da temperatura, no caso 50% de área dúctil, foi afetada consideravelmente pelo evento das separações, onde que para a condição A, sem separação, a temperatura foi de  $-15^{\circ}\text{C}$ , para a condição B foi  $-90^{\circ}\text{C}$  e para condição C provavelmente será maior ou igual a  $-100^{\circ}\text{C}$ . Isso mostra que as separações causam redução da temperatura de transição e que quanto menor for a temperatura de final de laminação menor será a  $T_t$  [4].

Os resultados obtidos nos estudos acima são similares ao encontrados em corpos de prova de impacto Charpy-V com redução gradual da espessura. Esse fato nos permite dizer que corpos de prova contendo separações podem ser considerados como formado por camadas divisoras e imobilizadoras de trincas, onde os volumes de material são unidos por fracas interfaces. Cada subdivisão permite que o estado de triaxialidade de tensões seja diminuído na região imediatamente a frente da raiz do entalhe, promovendo a modificação do estado plano de deformação para o estado plano de tensão [4].

O efeito da redução na temperatura de transição ocorre devido à formação da separação na frente da trinca principal propagante permitindo um relaxamento de tensões na direção da espessura, uma diminuição da triaxialidade de tensões e assim tornando menos provável uma propagação por clivagem [2,4].

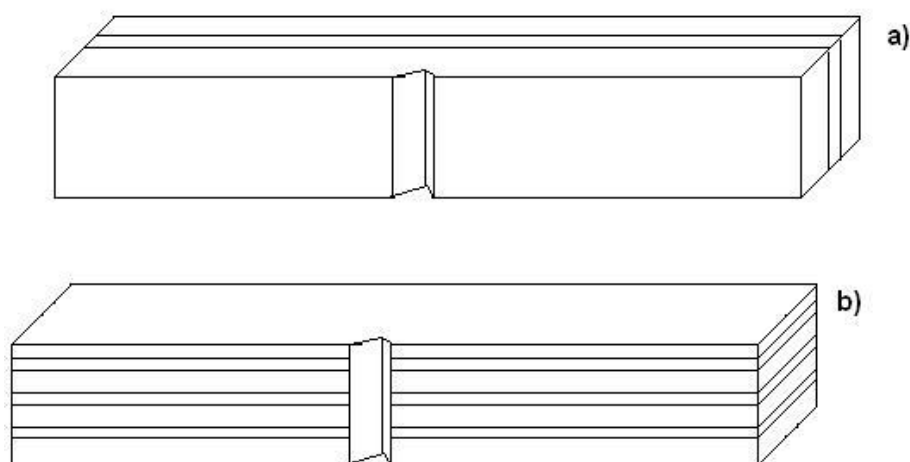


Figura 12: Esquema dos corpos de prova com camadas do tipo imobilizadoras (a) e divisoras (b) de trincas [2].

A largura da zona plástica na ponta da trinca dúctil em propagação é proporcional à espessura do corpo de prova. Sendo assim, o volume total da zona plástica será reduzido com a subdivisão do corpo de prova pelo evento de separação e consequentemente o nível de energia exigido para a fratura será menor [2].

Estudos mostram que para 100% de fratura frágil não temos ocorrência do fenômeno de separações, o que nos sugere que certa quantidade de deformação plástica é necessária para formação das separações [2,4].

As separações começam a aparecer a temperaturas pouco abaixo da temperatura de transição e sua incidência máxima se dá próximo ao ponto em que a fratura principal se apresenta pela primeira vez de maneira dúctil. A partir daí começa a desaparecer às mais altas temperaturas de teste. Podemos esquematizar o escrito nesse último parágrafo [2,4].

A diminuição da energia absorvida não é função apenas do número de separações, mas também de sua profundidade e comprimento em relação à zona plástica, ou seja, separações curtas e rasas têm pequeno efeito detrimental na energia absorvida devido ao forte ligamento remanescente no corpo de prova, enquanto que separações profundas e longas depreciam bastante a energia absorvida [2,4].

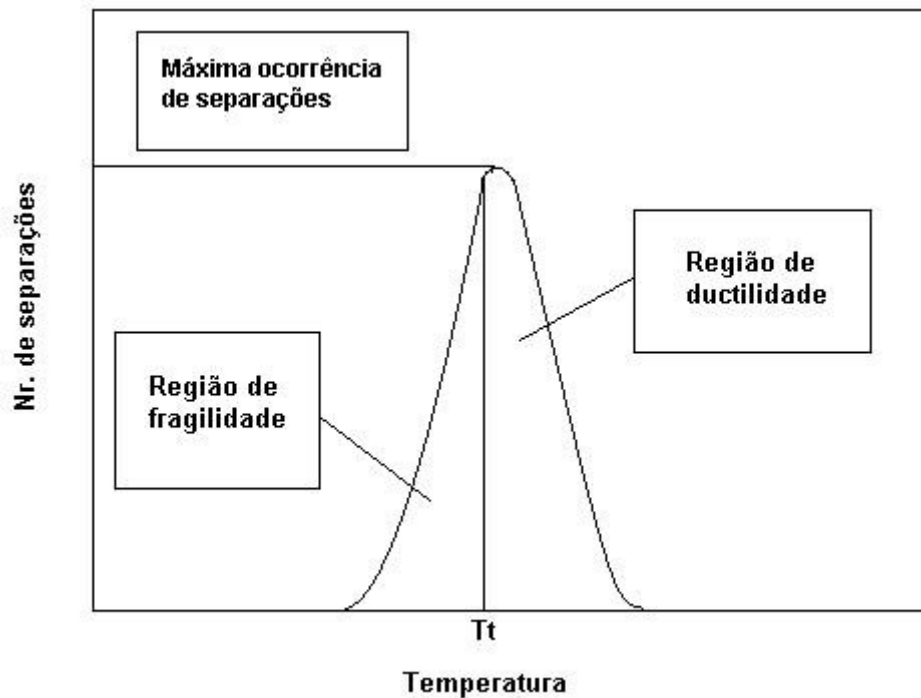


Figura 13: Desenho esquemático ilustrando os campos de ocorrência das separações [2].

Para interpretar de maneira adequada a influência das separações no controle da fratura de tubulações, precisamos entender alguns pontos da filosofia de projeto dessas linhas, a saber [2]:

- Se deve prevenir as fraturas frágeis assegurando que a tubulação opere acima da temperatura de transição dúctil-frágil do material;
- Se deve prevenir a fratura dúctil, especificando um elevado valor de tenacidade mínima, para um tubo operando a um determinado nível de tensão;
- Se deve controlar a propagação da fratura dúctil, principalmente em tubulações localizadas em regiões remotas, especificando um valor médio de tenacidade que arrete a propagação da trinca em um comprimento de tubo aceitável.

Analisando os três pontos acima concluímos que o efeito das separações na redução na temperatura de transição seria benéfico, mas a redução de energia absorvida no patamar de 100% de fratura dúctil seria maléfica para a tenacidade do aço utilizado na tubulação [2].

## CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 MATERIAL

O aço estudado foi produzido pela USIMINAS, Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais, e fornecido como produto acabado plano, na forma de chapas grossas. Esse material consiste em um aço de baixo carbono microligado ao Nb e V. Essas chapas após conformação mecânica, soldagem e expansão a frio deram origem a tubos que se classificam como API 5L X70 PSL 2, como especificado pela norma *API spec. 5L* [19]. Esses tubos também podem ser classificados como DNV 485 conforme a norma Dersk Norsk Veritas OS F101 [6], que especifica tubos para condução de petróleo e gás em ambientes offshore.

As principais etapas de fabricação das chapas grossas foram:

1. Aciaria:
  - a) Pré-dessulfuração do gusa na panela;
  - b) LD para transformação do gusa em aço por sopro de oxigênio;
  - c) Metalurgia secundária no forno panela para adição das microligas e tratamento de globularização das inclusões por injeção de Ca-Si em pó;
  - d) Lingotamento contínuo em máquina vertical-curva a partir de 1530°C;
2. Laminação
  - a) Reaquecimento de placa a 1250°C;
  - b) Laminação controlado com 70% de deformação acumulada no segundo estágio e temperatura final de laminação de 727°C;

As dimensões nominais das chapas foram de 1978 x 26,3 x 12 450 mm.

As principais etapas de fabricação dos tubos foram:

1. Conformação:
  - a) Fresagem das bordas para obtenção do chanfro para soldagem longitudinal;
  - b) Prensagem das bordas para as duas metades do chanfro ficarem paralelas quando da soldagem longitudinal;
  - c) Prensagem U;
  - d) Prensagem O;

## 2. Soldagem

- a) Selamento utilizando MAG com 100% de CO<sub>2</sub>;
- b) Soldagem interna em *Tandem* por arco submerso utilizando 3 eletrodos;
- c) Soldagem externa em *Tandem* por arco submerso utilizando 4 arames;

## 3. Calibração dimensional

- a) Expansão circunferencial do corpo do tubo;

As dimensões nominais dos tubos foram 26” x 1,125”, diâmetro externo e espessura de parede, respectivamente.

### 3.2 AMOSTRAGEM

Os corpos de prova para os ensaios de análise química, de tração, dureza, impacto Charpy e de flexão em três pontos foram retirados de amostras extraídas de do tubo 03 4 6006 na direção transversal à direção de laminação, cuja dimensão maior da amostra está no sentido da largura da chapa.

A avaliação microestrutural foi feita em amostras destinadas ao teste de dureza no plano paralelo ao plano de laminação da chapa. Essa análise foi feita, também, na superfície de ocorrência de separações, ou seja, no plano da espessura da chapa. A superfície de propagação da separação, que é paralela à superfície de laminação foi avaliada quando à sua natureza fractográfica.

### 3.3 ANÁLISE QUÍMICA

A composição química do metal de base do tubo 03 4 6006 foi analisada conforme DNV OS F101 [6] em amostras tiradas na posição de 90° em relação ao cordão de solda longitudinal dos tubos. Os elementos Al, Si, P, Ti, V, Cr, Mn, Ni, Cu, Nb, Mo, B e Ca foram analisados por espectrometria de plasma e os elementos C, S e N foram analisados por análise gasométrica.

### 3.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma DNV OS F101 [6]. As amostras foram retiradas na posição de 180° em relação ao cordão de solda longitudinal do tubo 03 4 6006. Os corpos de prova possuíam orientação T-L e foram do tipo *strip specimen* como mostrado na figura abaixo.

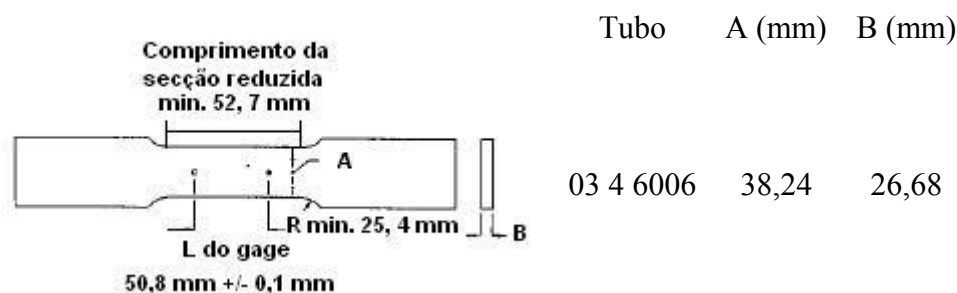


Figura 14: Desenho do corpo de prova de tração utilizado e as medidas variáveis em função dos tubos.

A curva tensão – deformação adotada foi a obtida pela média entre as curvas tensão – deformação registradas pelos os dois *strain gages* posicionados nas correspondentes superfícies interna e externa do tubo.

O limite de escoamento adotado foi aquele correspondendo a 0,5% da deformação do corpo de prova, sendo o ensaio feito à temperatura ambiente.

### 3.5 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza Vickers no metal de base foram realizados de acordo com a norma DNV OS F101 [6]. As amostras foram retiradas na posição de 90° em relação ao cordão de solda longitudinal do tubo 03 4 6006. Foram feitas 9 indentações conforme ilustrado na figura seguinte. Foi utilizada a escala HV10 com carga de 250g para a medida da dureza, sendo os testes realizados à temperatura ambiente.



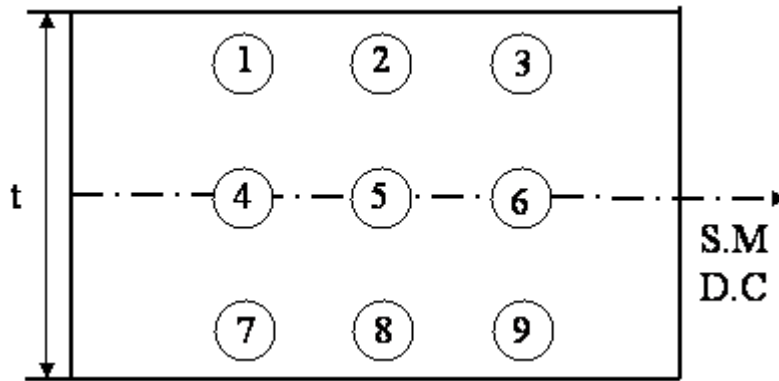


Figura 15: Esquema de identações para obtenção do valor de dureza característico do metal de base do tubo DNV 485. S.M. significa superfície média, enquanto D.C. significa direção circunferencial.

### 3.6 ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY

Os ensaios de impacto Charpy no metal de base foram realizados de acordo com a norma DNV OS F101/2000 [7]. As amostras foram retiradas na posição de 90° em relação ao cordão de solda longitudinal do tubo. Os corpos de prova possuíam orientação T-L e foram do tipo *V notch 2 mm full body* como mostrado na figura 19.

Os testes foram realizados em três corpos de prova para cada uma das seguintes temperaturas, 20°C, 10°C, 0°C, -60°C, -70°C, de modo que se obteve a curva de transição dúctil – frágil do metal de base do tubo 03 4 6006 de aço DNV 485.

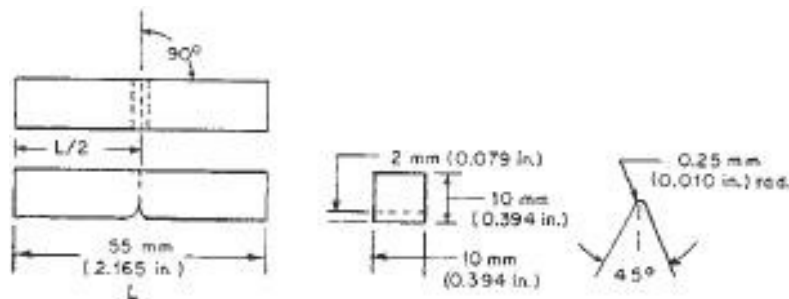


Figura 16: Desenho do corpo de prova de impacto Charpy V 2mm com as dimensões *full body* (10 mm x 10 mm x 55 mm).

### 3.7 ENSAIOS DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS

O ensaio de flexão em três pontos utilizando corpos de prova do tipo SE(B) foi realizado para três relações  $a/W$ , denominadas rasa, média e profunda, respectivamente, 0,2, 0,5 e 0,7. A preparação do corpo de prova, do ensaio e como medida quantitativa da tenacidade a fratura se utilizou a metodologia da norma BS 7448 parte 1 [7] para determinação dos valores de CTOD para as três relações  $a/W$ , enfatizando que o valor de CTOD para as relações  $a/W$  rasa e profunda estão fora do escopo da referida norma e por isso são denominados como CTOD aparente ( $\delta_{ap}$ ), o valor de CTOD para relação  $a/W$  média foi determinado segundo e especificado pela referida norma.

Existem três dimensões importantes, ( $a$ ) que é o tamanho da trinca, ( $B$ ) que é a espessura e ( $W$ ) que é a largura do corpo de prova do tipo SE(B). As tolerâncias dimensionais e acabamentos superficiais dos corpos de prova estão dentro do especificado pela figura 15. Todos os corpos de prova possuem a mesma espessura do tubo. O plano de entalhe foi perpendicular às superfícies do corpo de prova, com desvio máximo de  $\pm 2^\circ$ . O entalhe foi feito por eletroerosão com o perfil do entalhe estando dentro do envelope conforme figura 16.

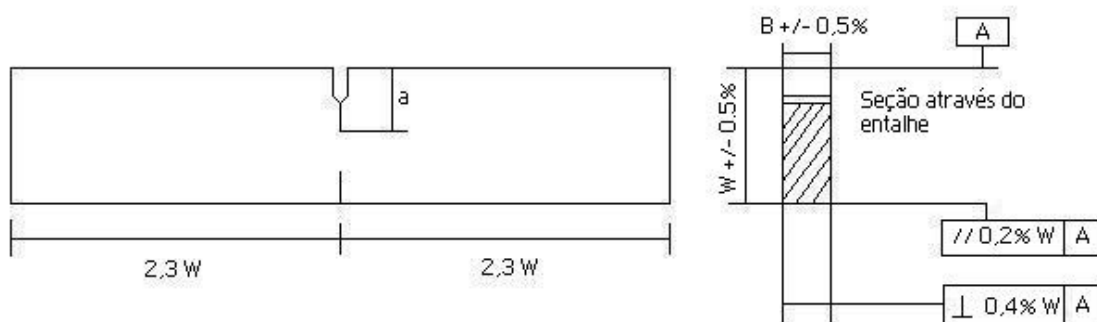


Figura 15: Vista frontal do corpo de prova SE(B) de seção retangular [7]

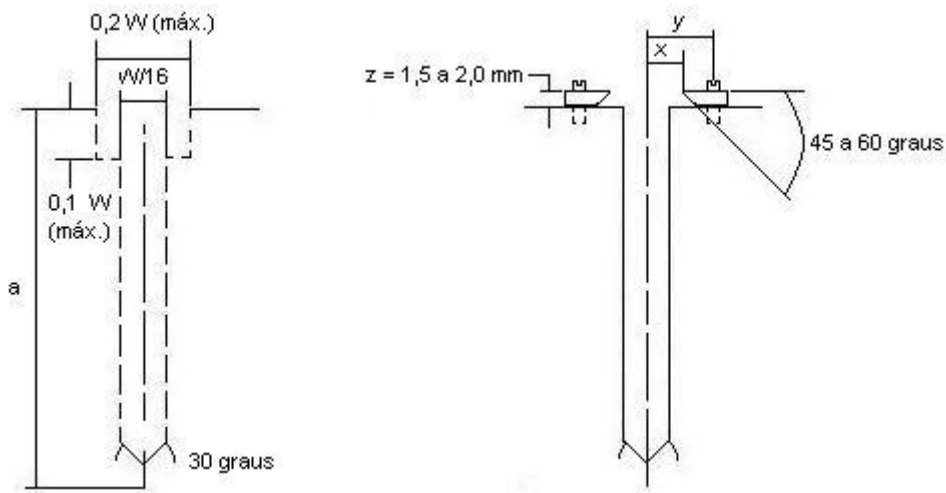


Figura 16: Esquerda, envelope (Entalhe + pré-trinca). Direita, posicionamento das facas de apoio para o *clip-gage* [7].

A orientação do plano da trinca foi o TL de modo a produzir que as tensões na direção da espessura fossem perpendiculares ao plano de laminação da chapa utilizada na fabricação do tubo. A figura 17 ilustra as diferentes orientações possíveis para o plano da trinca.

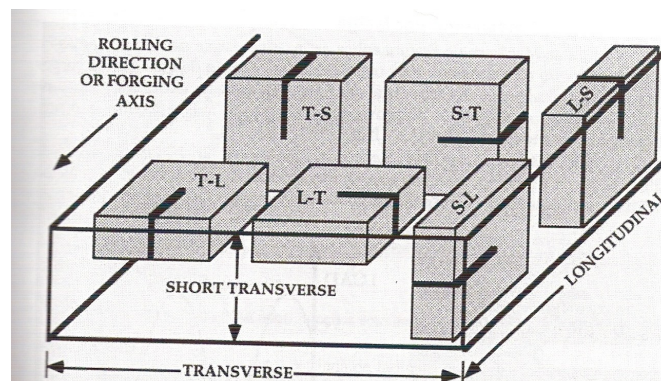


Figura 17: Orientação de retirada da amostra considerando a orientação do plano da trinca em relação à direção de laminação [5].

A pré-trinca de fadiga atendeu aos seguintes requisitos:

1. Na primeira parte da extensão da pré-trinca o fator de intensidade de tensões máximo aplicado não excedeu  $1,3 K_f$  e R deve permanecer entre 0 e 0,1;
2. A relação  $a/W$  ficou na faixa de 0,45 e 0,55, para os corpos de prova que atendem a norma como é o caso apenas da relação média;
3. A extensão mínima para pré-trinca de fadiga foi de pelo menos 1,3 mm ou 2,5% da largura (W) do corpo de prova (o que for maior);

4. A diferença entre os comprimentos da trinca medidos nas duas superfícies do corpo de prova com precisão de  $\pm 0,05$  mm não excedeu a 15% da média dos dois valores;
5. A ponta da trinca ficou dentro do “envelope” definido pela figura 17 e o plano da pré-trinca não teve mais de  $10^\circ$  de diferença com o plano do entalhe.

A força de pré-trincamento por fadiga foi medida com uma precisão de  $\pm 2,5\%$ . A força máxima nos últimos 1,3 mm ou o 50% da extensão da trinca de fadiga, o que for menor, foi menor que:

$$F_f = \frac{B(W - a)^2(\sigma_{YSP} - \sigma_{TSP})}{4S} \quad (10)$$

Durante o ensaio se utilizou um dispositivo de teste que diminuiu o atrito nos pontos de carregamento. Essa situação é obtida permitindo a rotação e o afastamento dos roletes ao longo do teste. O diâmetro dos roletes deve estar entre  $W$  e  $W/2$ .

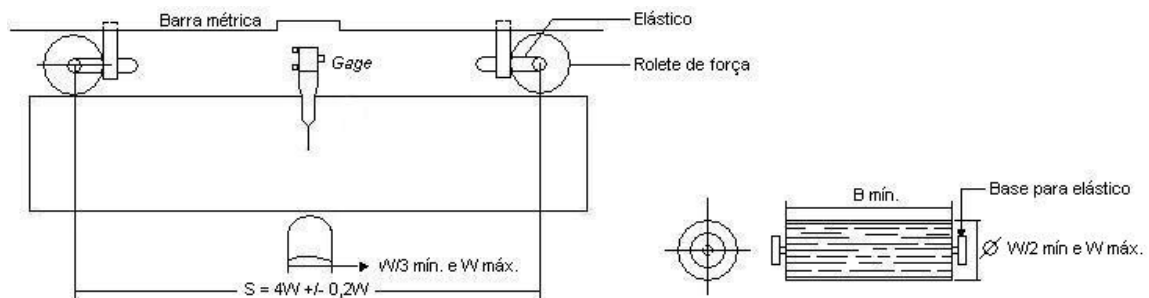


Figura 18: Dispositivo de teste utilizado no ensaio de flexão em três pontos.

Nos testes de flexão em três pontos foi importante posicionar corretamente o dispositivo experimental de tal modo que a força aplicada esteja centralizada em relação aos centros dos roletes com uma precisão de  $\pm 1\%$  da distância entre os centros. Posicionar o corpo de prova com a ponta da trinca alinhada com a metade da distância entre os centros dos roletes, com precisão de  $\pm 1\%S$  e em esquadro em relação aos roletes dentro de  $\pm 2^\circ$ . Um outro alinhamento importante que é a centralização do corpo de prova no plano de aplicação da carga.

A medição do deslocamento foi feita através de um *clip – gage*, que consiste em quatro *strain – gages* de resistência acoplados a um par de barras engastadas que quando defletidas promovem uma mudança de voltagem linearmente proporcional ao deslocamento, que também está interligado no mesmo sistema de aquisição de dados da célula de carga, porém em canal diferente desta. O *clip – gage* ficou acoplado às facas

(*knife edges*), de maneira a garantir que extremidades de cada barra estejam livres para rotacionar. A resposta da medição de deslocamento não desviou mais que  $\pm 0,003$  mm para deslocamento de até 0,3 mm, e não mais de  $\pm 1\%$  para deslocamentos maiores. O instrumento foi calibrado antes do início de cada teste. A figura 19 ilustra o esquema de medição do CMOD.

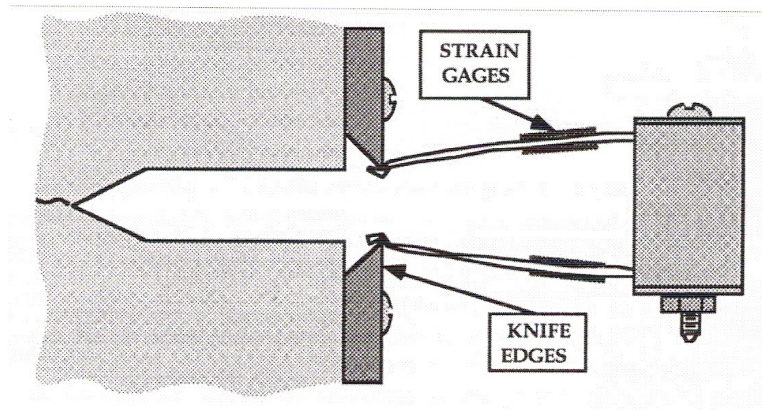


Figura 19: Medição do CMOD através de um *clip-gage* [5].

A temperatura de teste foi controlada e registrada com uma precisão de  $\pm 2^\circ\text{C}$ . O termopar foi colocado em contato com a superfície do corpo de prova a uma distância menor que 2 mm da ponta da trinca.

Os testes foram realizados a uma velocidade tal que a taxa de crescimento do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca varie entre 0,5 e 3,0  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$  durante a deformação elástica inicial.

Registramos dois gráficos, tempo de teste x deslocamento da boca do entalhe (CMOD) e tempo de teste x carga. Os valores obtidos nesses gráficos são convertidos em um gráfico, carga x CMOD, que é o gráfico que utilizamos para calcular o valor de CTOD do material. O ensaio deve prosseguir até que o corpo de prova não resista ao aumento da força aplicada e colapse elástica ou plasticamente. A figura 20 ilustra os registros típicos obtidos nos ensaios de flexão em três pontos.

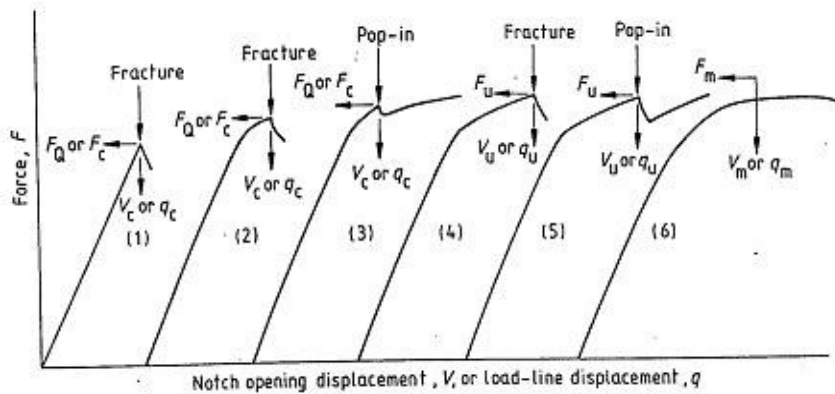


Figura 20: Registros típicos realizados durante os ensaios de tenacidade a fratura [7].

No terceiro gráfico da esquerda para direita temos um registro que apresenta uma descontinuidade na curva carga versus deslocamento denominada *pop-in*. O *pop-in* é um incremento rápido no deslocamento que geralmente está associado a uma queda rápida na força aplicada por conta de um crescimento instável, abrupto da trinca, que pode ocorrer com ou sem crescimento estável, lento, após a ocorrência de tal descontinuidade.

Terminado o teste, as superfícies de fratura foram obtidas depois do resfriamento do corpo de prova com nitrogênio líquido e fraturadas na mesma máquina de teste, sendo examinadas e medidas para obtenção do tamanho médio inicial da trinca ( $a_0$ ) e, se existir, o incremento no comprimento da trinca devido ao crescimento estável ( $\Delta a$ ).

A medição do tamanho da trinca ( $a$ ) até a ponta da pré-trinca foi realizada com uma precisão de 0,25%a ou  $\pm 0,05$  mm (o que for maior). As medidas foram realizadas em nove posições igualmente espaçadas, sendo que as duas extremas ( $a_1$  e  $a_9$ ) foram medidas a 1%B das superfícies laterais. O tamanho inicial da trinca  $a_0$  foi obtido da seguinte maneira:

1. Duas medições das extremidades. Consideramos a média das duas e utilizar esse valor médio na comparação com as outras 7 medições;

2. Calculamos  $a_0$  através da seguinte equação: 
$$a_0 = \frac{\left( \frac{a_1 + a_9}{2} \right) + \sum_{i=2}^8 a_i}{8} \quad (11).$$

Além dos requisitos necessários, já expostos, para validar o teste em cada corpo de prova, o seguinte também é mandatório:

1. A diferença entre quaisquer dos nove comprimentos de trinca medidos não deve exceder  $10\%a_0$ ;

Obs: Caso não haja evidência de crescimento estável da trinca, as nove medições podem ser substituídas por cinco igualmente espaçadas desde que acordadas com as partes interessadas no teste.

Se o corpo de prova fraturar fragilmente antes de atingir o platô de carga máxima as superfícies de fratura devem ser examinadas na procura de evidências de crescimento estável da trinca, na região entre a pré-trinca de fadiga e o começo de crescimento frágil, instável, de trinca. Se houver evidências de crescimento estável de trinca, a mesma deve ser medida como já explicado anteriormente. Se houver evidência de imobilização do crescimento instável da trinca e crescimento estável posterior, e se esse fenômeno estiver associado a um *pop-in* da fratura subsequente, antes de atingir o platô de carga máxima, o tamanho total de  $\Delta a$  antes de cada *pop-in* e fratura deve ser medido e registrado como já explicado anteriormente para medição de  $a_0$ .

A forma da pré-trinca de fadiga e qualquer evidência de crescimento estável e instável imobilizado antes de atingir o platô de carga máxima devem ser registradas em um diagrama da superfície de fratura. O diagrama deve registrar qualquer característica pouco usual da superfície de fratura, tal como separações ou delaminações em planos perpendiculares às superfícies de fratura. Separações ou delaminações podem induzir a ocorrência de *pop-ins* nos quais não há imobilização de crescimento frágil de trinca no plano da pré-trinca.

A determinação do valor de CTOD ( $\delta$ ) do material utilizando corpos de prova de dobramento, SE(B), é feita a partir dos dados geométricos do corpo de prova (B e W), do comprimento inicial da trinca ( $a_0$ ), da altura das facas porta-clip (z), quando aplicável, da tensão limite de escoamento na temperatura de teste ( $\sigma_{YS}$ ) e de dados obtidos no registro carga versus deslocamento.

Como mostrado na figura 20, o tipo de registro 1 esta associado a resultado válido de  $K_{IC}$ , pois apresentam fratura perto da região elástica do gráfico. Para maiores valores de tenacidade, como os apresentados pelos registros 2, 3, 4, 5 e 6, os resultados são válidos para valores de CTOD.

O cálculo do valor de CTOD ( $\delta$ ) é feito somando a parcela elástica ( $\delta_{el}$ ) e a plástica ( $\delta_{pl}$ ), logo:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (12)$$

A componente elástica é dada por:

$$\delta_{el} = \frac{K_1^2}{m\sigma_{YSP}E'} \quad (13)$$

Como estamos considerando o parâmetro de CTOD o estado na ponta da trinca é plano de deformações  $m$  é igual a 2 e  $E'$  é dado por:

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad (14)$$

O valor de  $K_1$  para corpos do tipo SE(B) é dado por:

$$K_1 = \frac{FS}{BW^{1.5}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (15)$$

Onde  $f(a_0/W)$  é uma função da geometria do corpo de prova e dada pela figura 14.

Substituindo as equações 13, 12 e  $m = 2$ , na equação 11 teremos a parcela elástica do CTOD dada por:

$$\delta_{el} = \left[ \frac{FS}{BW^{1.5}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2\sigma_{YSP}E} \quad (16)$$

A parcela plástica do CTOD é calculada segundo o modelo de “dobradiça” a partir do deslocamento da boca do entalhe ( $V_p$ ) medido por um *clip – gage*. Neste modelo considera - se um centro de rotação aparente, cuja localização muda do início do ensaio até uma região estacionária, situada a uma distância  $r_p(W - a)$  da ponta da trinca. O parâmetro  $r_p$  é conhecido como fator rotacional e é igual a 0,40 para corpos de prova do tipo SE(B). A posição estacionária corresponde ao atingimento do regime plástico na ponta da trinca.



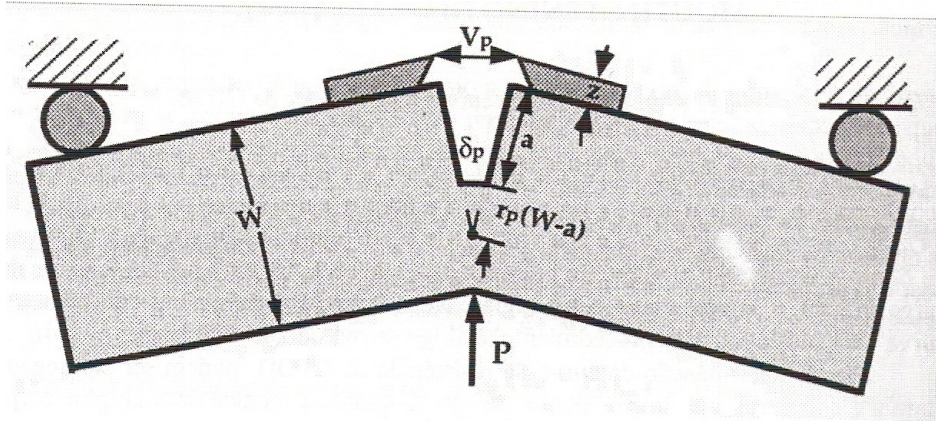


Figura 21: Modelo de dobradiça para o deslocamento plástico de corpos de prova SE(B) durante o teste de flexão em três pontos [5].

$\frac{a_0}{W}$	$f\left(\frac{a_0}{W}\right)$
0.450	2.29
0.455	2.32
0.460	2.35
0.465	2.39
0.470	2.43
0.475	2.46
0.480	2.59
0.485	2.54
0.490	2.58
0.495	2.62
0.500	2.66
0.505	2.70
0.510	2.75
0.515	2.79
0.520	2.84
0.525	2.89
0.530	2.94
0.535	2.99
0.540	3.04
0.545	3.09
0.550	3.14

<sup>1)</sup> For the purposes of fatigue precracking an assumed value of crack length,  $a$ , may be substituted for  $a_0$ .

Figura 22: Valores de  $f(a_0/W)$  para corpos do tipo SE(B) [7].

Podemos substituir o valor de  $a$ , na figura 21, por  $a_0$ , pois estamos tratando de pequenos deslocamentos. Por semelhança de triângulos chegamos ao valor da parcela plástica do CTOD que é dada por:

$$\delta_{pl} = \frac{r_p(W - a_0)V_P}{r_p(W - a_0) + a_0 + z} \quad (17)$$

Fazendo  $r_p$  igual a 0,4 teremos que:

$$\delta_{pl} = \frac{0,4(W - a_0)V_P}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad (18)$$

Somando as equações 16 e 18 chegamos à expressão que calcula o valor de CTOD.

Logo:

$$\delta = \left\{ \left[ \frac{FS}{BW^{1,5}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{YSP}E} \right\} + \left\{ \frac{0,4(W - a_0)V_P}{0,4W + 0,6a_0 + z} \right\} \quad (19)$$

Existem normativamente 4 valores de CTOD crítico que podemos tirar do registro de carga versus deslocamento,  $\delta_i$  (de iniciação de crescimento estável),  $\delta_u$  (de crescimento instável ou *pop – in* com  $\Delta a \geq 0,2$  mm),  $\delta_c$  (de crescimento instável da trinca ou *pop – in* com  $\Delta a < 0,2$  mm) e  $\delta_m$  (de carga máxima). Destes quatro valores o único que não podemos obter do registro carga versus deslocamento é o  $\delta_i$ , pois essa parte da curva é bem suave. Na figura 20 podemos associar os três valores de CTOD críticos ( $\delta_c$ ,  $\delta_u$  e  $\delta_m$ ), com os diferentes registros de carga x deslocamento (1 e 2, 3 e 4, e 5) respectivamente.

Como estamos adotando a norma BSI 7448 parte 1 [7] para obtenção dos valores de CTOD, o critério de análise de *pop-ins* será o estabelecido por essa norma.

*Pop – ins* com quedas de carga e incrementos de deslocamento menores de 1% devem ser ignorados. Qualquer outro *pop – in* deve ser considerado como significativo de maneira que seja avaliado segundo os seguintes procedimentos:

1. A seguinte equação de quedas de força, a deslocamento constante, deve ser adotada:

$$d_n \%F_1 = 100 \left[ 1 - \frac{D_1}{F_1} \left( \frac{F_n - y_n}{D_n + x_n} \right) \right] \% \quad (20)$$

2. Como mostrado na figura 23, deve – se traçar uma reta  $OF_d$  passando pela origem, com uma inclinação  $d\%F$  menor que a inclinação da tangente  $AO$  na região linear do registro. O valor  $d\%F$  deve ser  $\leq 5\%$ .

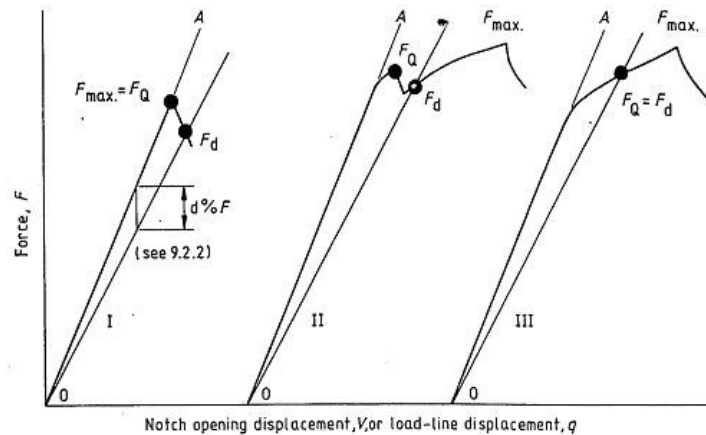


Figura 23: Metodologia para avaliarmos se um *pop – in* é significativo ou não [7].

O valor de  $F$  na equação 17 pode assumir os valores de  $F_c$  ou  $F_u$  e  $V_p$ . Também na equação 17, pode ser calculado a partir de  $V_c$  ou  $V_U$  de acordo com o crescimento estável da trinca ( $\Delta a$ ) quando:

1. Não houver *pop – in* significativo antes da fratura frágil, registros 2 e 4;
2. O primeiro *pop – in* significativo antes da fratura frágil ou da força máxima, desde que  $d\%F$  seja maior ou igual a 5%, registros 3 e 5;

Quando o valor de  $F$  for o mesmo de  $F_m$  e  $V_p$  for calculado a partir de  $V_m$  é porque não houve fratura frágil ou porque os *pop – ins* podem ser desconsiderados, ou seja,  $d\%F$  é menor que 5%.

O  $V_p$  é a componente plástica do deslocamento da boca do entalhe e pode ser calculado a partir dos valores de  $V_c$ ,  $V_u$  ou  $V_m$ , como explicitado anteriormente. Estes valores podem ser obtidos pelo método gráfico com ilustrado na figura abaixo.

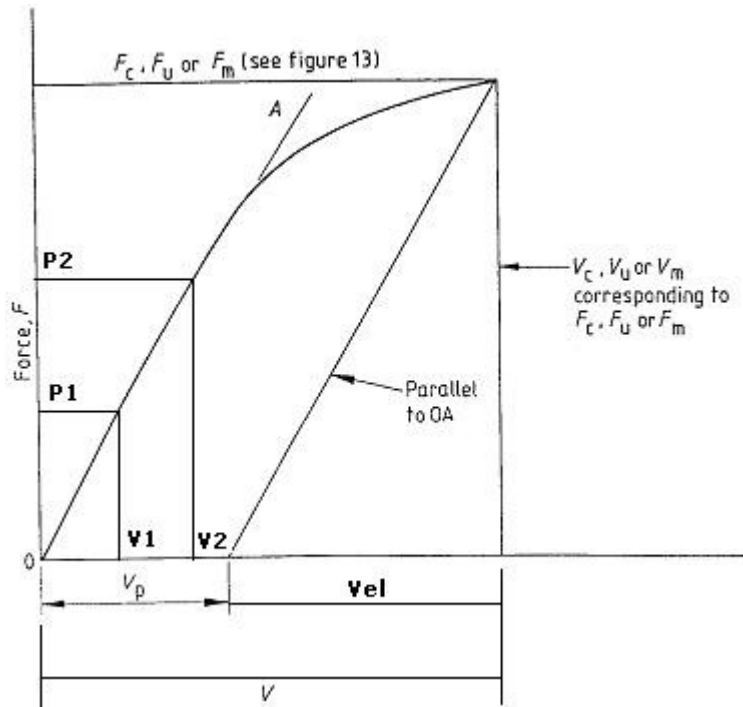


Figura 24: Método gráfico para obtenção dos valores de  $V_p$  [7].

Dessa forma os valores de  $V_p$  são obtidos da seguinte forma:

2. Tomamos dos dois valores de carga e os correspondentes deslocamentos na parte do linear do registro carga x deslocamento do ensaio de flexão em três pontos;
3. Tomamos a diferença entre os dois pontos de carga ( $\Delta P = P_1 - P_2$  (20)) e entre os dois pontos de deslocamento ( $\Delta V = V_1 - V_2$  (21));

À medida que a trinca se propaga durante o ensaio, tanto a carga como a rigidez do

corpo de prova diminuem, o que faz a relação  $\frac{P}{M} = V = \text{cte}$  (22), onde  $M$  é a rigidez do

corpo de prova. Da literatura temos que o  $\frac{1}{M} = C$  (23), onde  $C$  é conhecida como a *compliance* do corpo de prova e depende da geometria do mesmo e do tamanho da

trinca. A *compliance* é então dada por  $\frac{V}{P} = C$  (24). Analisando a figura 16 e fazendo

semelhança de triângulos podemos escrever que  $C = \frac{\Delta P}{\Delta V} = \frac{F}{V_{ei}}$  (25).

1. Tomamos os valores de  $F$  e  $V$ ;

2. Calculamos o valor de C;

3. Obtemos  $V_p$  a partir da seguinte equação:  $V_p = V - \frac{F}{C^{-1}}$  (26).

### **3.8 AVALIAÇÕES MICROESTRUTURAL E EXAME FRACTOGRÁFICO**

O microscópio ótico do modelo Olympus foi utilizado para fazer a avaliação da microestrutura do metal de base do tubo de aço DNV 485 no plano paralelo ao plano de laminação da chapa em corpos de prova utilizados no ensaio de dureza. O plano da espessura do tubo 03 4 6006 também foi avaliado pelo MO em corpos de prova SE(B) após terem sido ensaiados. Dessa forma foi possível localizar e caracterizar a microestrutura no final da propagação da separação no plano da espessura. Todas as micrografias foram atacadas com reagente nital 2% por 1 minuto em média e fotografadas com aumento de 200x. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) do modelo Jeol JSM 6360 foi utilizado para caracterizar a superfície de propagação da separação que é paralela à superfície de laminação.

## CÁPITULO 4 – RESULTADOS

### 4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Tabela 1: Valores dos elementos em peso percentual.

Elementos	CP 01	CP 02	CP 03	Média
C	0,08	0,08	0,09	0,08
Mn	1,73	1,77	1,74	1,75
Si	0,25	0,21	0,16	0,21
S	0,002	0,002	0,001	0,002
P	0,017	0,011	0,014	0,014
Ti	0,027	0,014	0,013	0,018
V	0,045	0,047	0,041	0,044
Cr	0,020	0,019	0,019	0,019
Ni	0,194	0,210	0,198	0,201
Cu	0,016	0,009	0,010	0,012
Nb	0,064	0,065	0,063	0,064
Mo	0,003	0,007	0,006	0,005
B	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
N	0,0067	0,0086	0,0069	0,007
Ca	0,0024	0,0026	0,0024	0,0025
A	0,14	0,13	0,12	0,13
Al/N	4,12	3,71	5,88	4,57
C.E	0,40	0,40	0,41	0,40
Pcm	0,19	0,19	0,19	0,19

### 4.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO TRANSVERSAL

Tabela 2: Propriedade mecânica obtidas nos ensaios de tração transversal.

Corpo de prova	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (%)
CP 01	507	634	0,80	45,3
CP 02	550	667	0,82	43,7
Média	528	650	0,81	44,5

### 4.3 ENSAIOS DE DUREZA

Tabela 3: Medidas de dureza Vickers do metal de base do tubo 03 4 6006 DNV 485.

Corpo de prova	Localização								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
CP 01	202	203	206	206	202	205	205	203	206
CP 02	205	205	205	204	202	206	205	205	206
CP 03	205	204	204	205	205	205	204	205	205

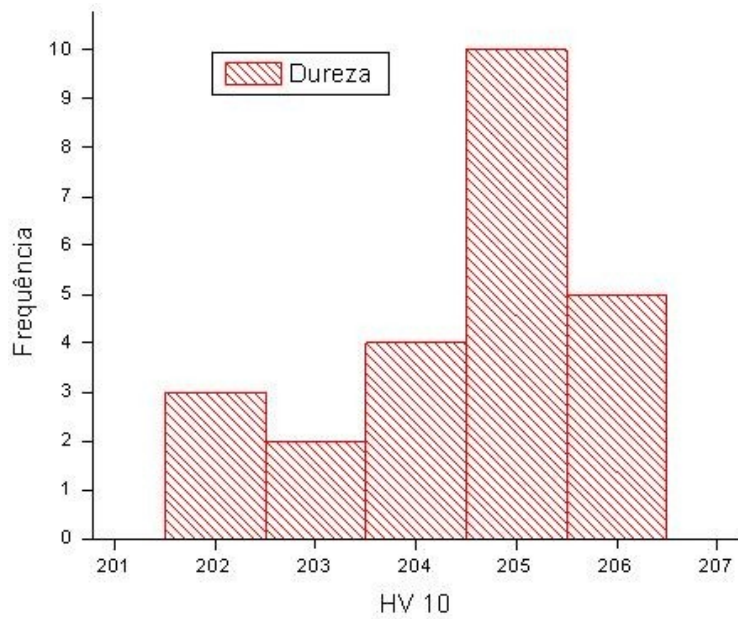


Gráfico 1: Dispersão dos valores de dureza Vickers obtidos no metal de base do tubo DNV 485.

#### 4.4 ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY

Tabela 4: Valores de energia absorvida (em Joules) no metal de base do tubo DNV 485.

Temperatura (°C)	CP01	CP02	CP03	CP04	CP05	CP06	Média
20	240	240	240	240	240	240	240
10	240	240	240	240	240	240	240
0	238	236	232	240	240	240	238
- 60	168	165	170	159	198	178	173
- 70	164	164	164	157	196	176	170

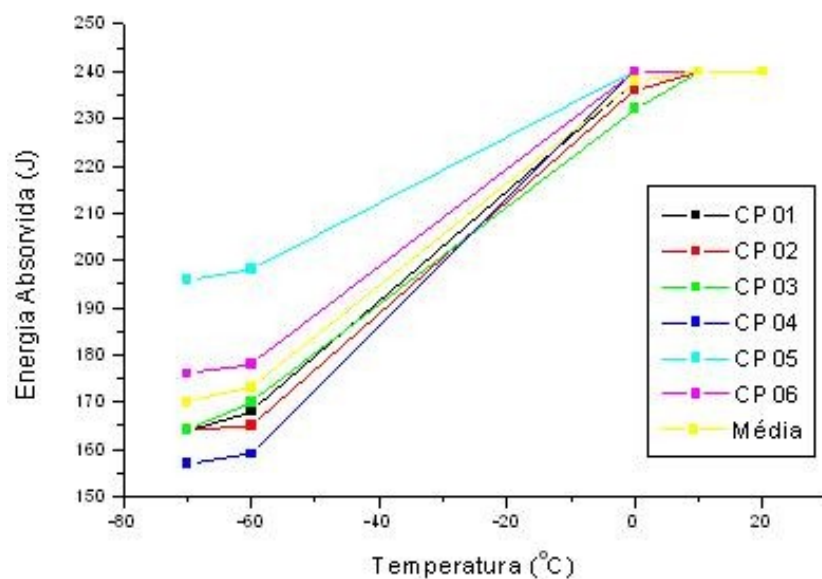


Gráfico 2: Energia absorvida (Charpy) versus temperatura de ensaio do metal de base do tubo DNV 485.

#### 4.5 ENSAIOS DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS

Tabela 5: Dimensões dos corpos de prova de flexão em três pontos.

Tipo de corpo de prova	L (mm)	W (mm)	B (mm)	Entalhe (mm)	a (mm)
SE(B) R01, R02, R03	200 mm	40 mm	20 mm	6 mm	8 mm
SE(B) M01, M02, M03	200 mm	40 mm	20 mm	18 mm	20 mm
SE(B) P01, P02, P03	200 mm	40 mm	20 mm	26 mm	28 mm

Tabela 6: Relações  $a/W$ , Rasa, Média, Profunda, dos corpos de prova de flexão em 3 pontos.

Tipo do corpo de prova	Relação $a/W$	$P_f$ (kN)*
SE(B) R01, R02 e R03	0,2	37,73
SE(B) M01, M02 e M03	0,5	14,74
SE(B) P01, P02 e P03	0,7	5,31

\* Carga de pré – tricamento de fadiga calculada conforme a equação 10.



Tabela 7: As nove medidas das pré – trincas de fadiga no embotamento.

Cps	Medidas das pré-trincas de fadiga [mm]											Validade
	a1	a2	a3	a4	a5	a6	a7	a8	a9	(a1+a9)/2	a0	
R01	7,58	8,06	7,71	7,73	7,74	8,30	8,35	8,07	7,74	7,66	7,95	Válido
R02	7,50	7,85	7,47	6,78	6,89	8,13	8,50	8,46	8,03	7,76	7,73	Inválido
R03	7,52	7,91	7,45	6,65	6,67	7,85	8,07	7,76	7,34	7,43	7,47	Inválido
M01	19,64	20,20	20,07	19,51	19,47	20,11	20,22	20,08	19,50	19,57	19,90	Válido
M02	19,35	20,28	20,64	20,76	20,59	20,06	20,16	20,30	19,85	19,60	20,30	Válido
M03	19,61	20,26	20,56	20,52	19,90	20,18	20,37	20,56	20,03	19,82	20,27	Válido
P01	27,48	27,95	27,81	27,18	27,03	28,00	28,16	28,00	27,59	27,54	27,71	Válido
P02	27,44	28,24	28,59	28,55	27,94	27,38	27,92	28,15	27,77	27,61	28,05	Válido
P03	27,50	28,49	28,89	28,93	28,45	27,89	28,39	28,58	28,13	27,82	28,43	Válido

No gráfico 3 é importante ressaltar que aqui ocorreu um desprendimento do clip – gage na boca do entalhe.

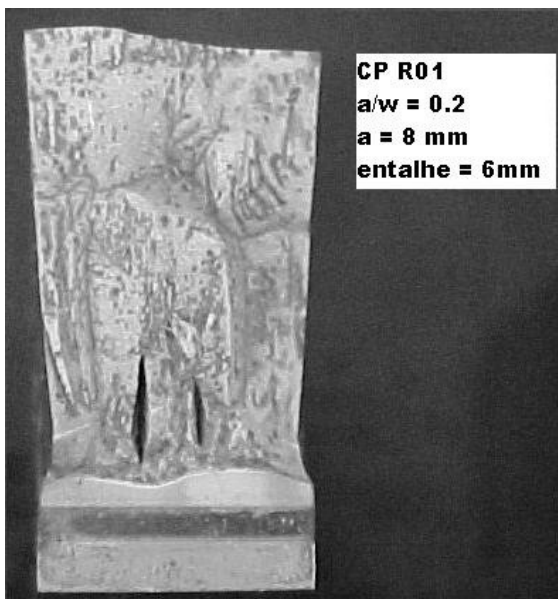


Figura 25: Superfície de fratura do CP R01 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

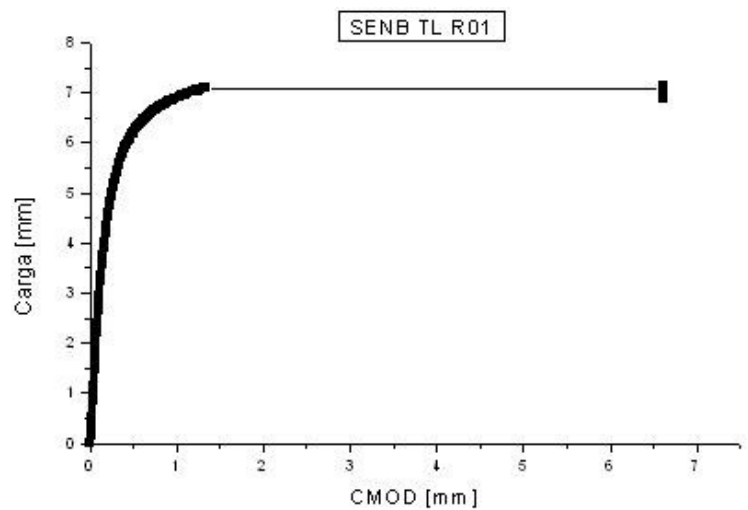


Gráfico 3: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP R01 do metal de base do tubo DNV 485.

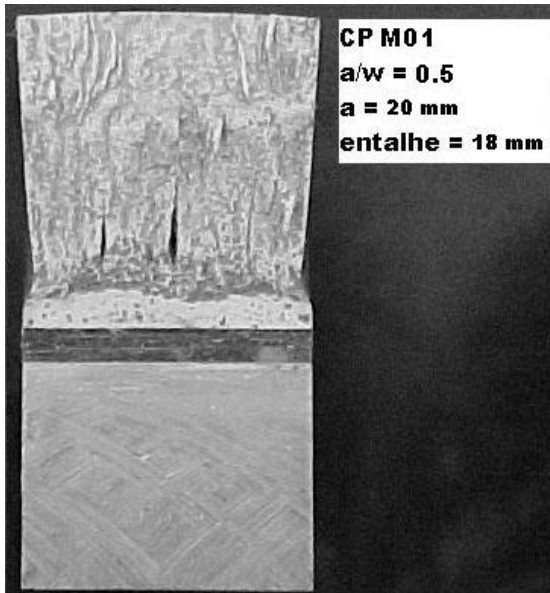


Figura 26: Superfície de fratura do CP M01 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

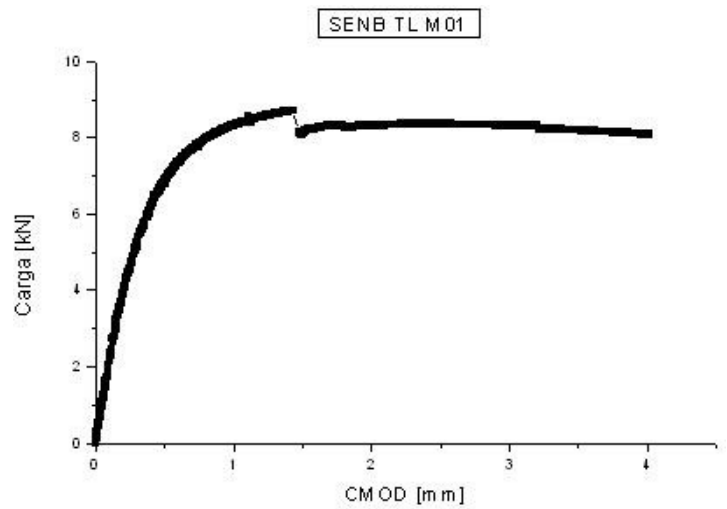


Gráfico 4: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP M01 do metal de base do tubo DNV 485.

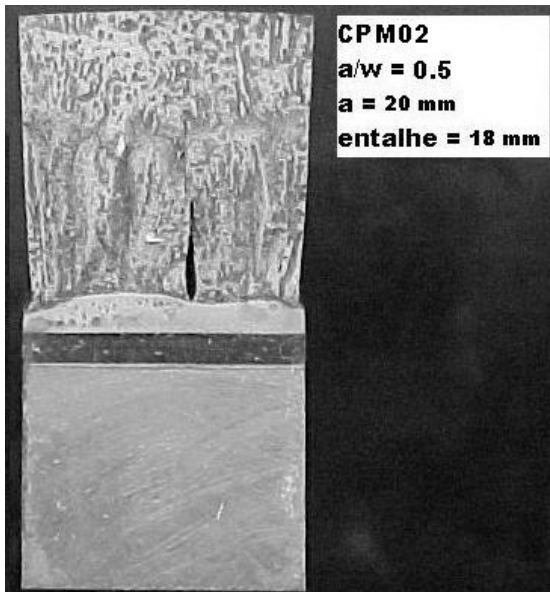


Figura 27: Superfície de fratura do CP M02 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

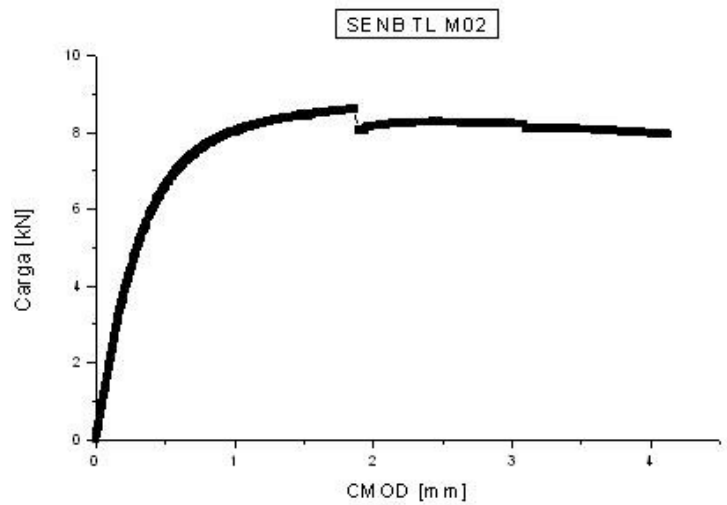


Gráfico 5: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP M02 do metal de base do tubo DNV 485.

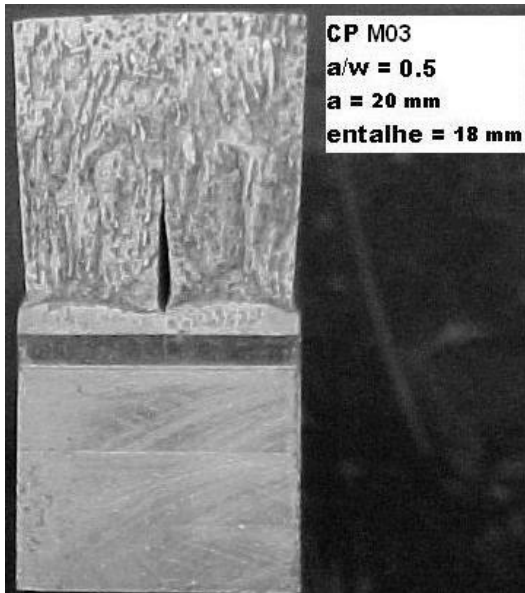


Figura 28: Superfície de fratura do CP M03 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

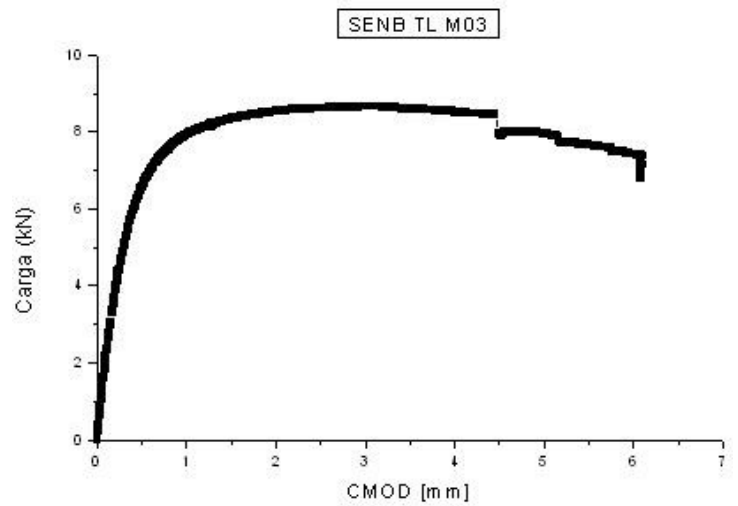


Gráfico 6: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP M03 do metal de base do tubo DNV 485.

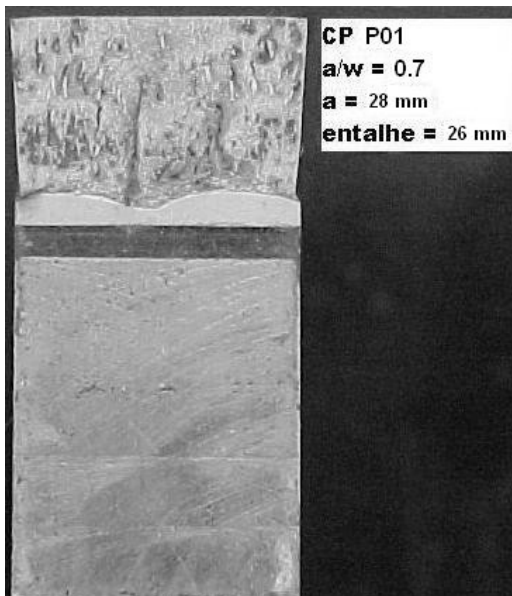


Figura 29: Superfície de fratura do CP P01 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

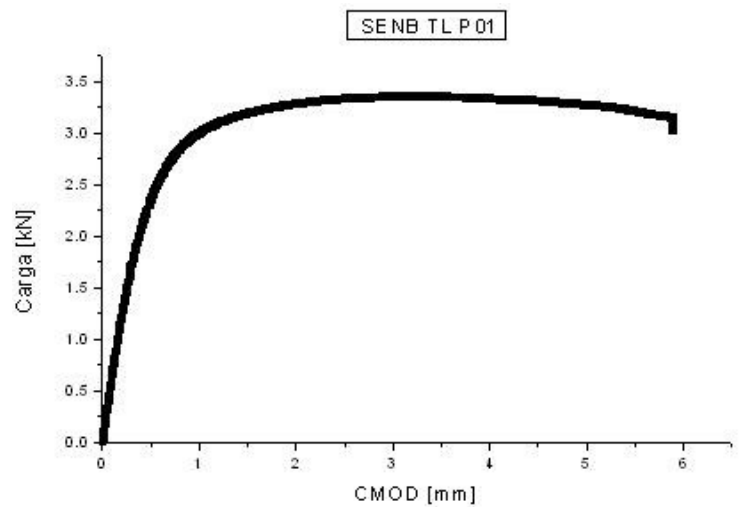


Gráfico 7: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP P01 do metal de base do tubo DNV 485.

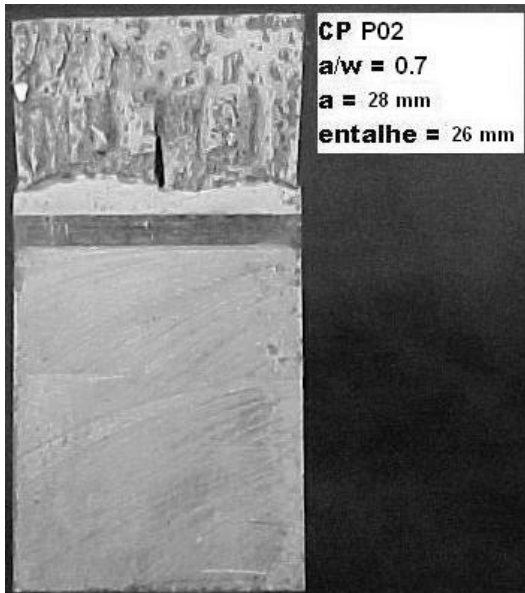


Figura 30: Superfície de fratura do CP P02 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

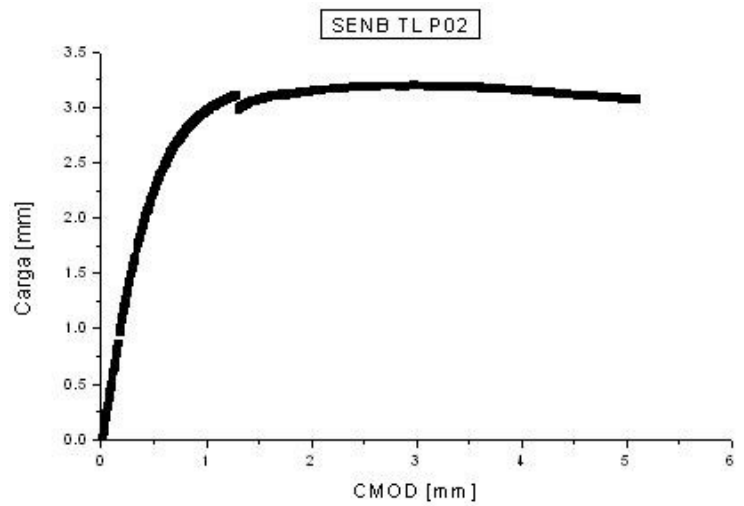


Gráfico 8: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP P02 do metal de base do tubo DNV 485.

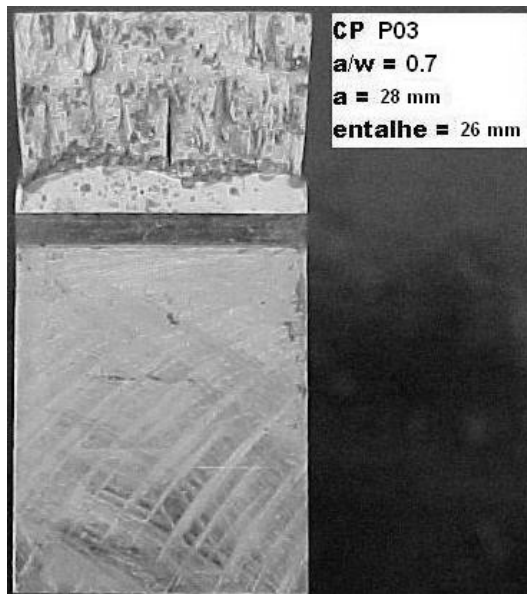


Figura 31: Superfície de fratura do CP P03 após o ensaio de CTOD do metal de base do tubo DNV 485.

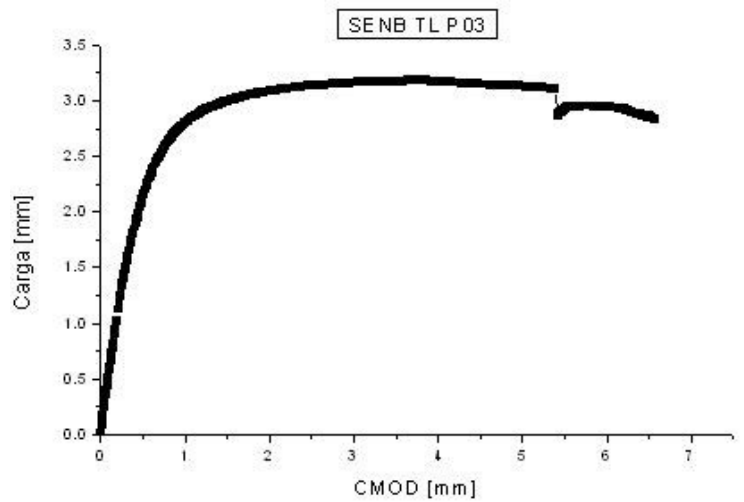


Gráfico 9: Registro carga x deslocamento da boca do entalhe durante o ensaio de CTOD no CP P03 do metal de base do tubo DNV 485.

Tabela 8: Valores obtidos de CTOD no metal de base do tubo DNV 485.

Cps	W [mm]	a <sub>0</sub> [mm]	B [mm]	P [N]	1/C [N/mm]	v [mm]	Vp [mm]	a <sub>0</sub> /W	CTOD elástico	CTOD plástico	CTOD [mm]	CTOD tipo
R01	40,00	7,95	20,05	7225	28635	1,367	1,115	0,199	0,000	0,628	0,628	ap
M01	40,01	19,90	19,95	8739	19833	1,441	1,000	0,497	0,002	0,269	0,271	Sep
M02	40,01	20,30	20,04	8714	21205	1,862	1,451	0,507	0,002	0,379	0,381	Sep
M03	39,38	20,27	20,04	8714	18326	2,990	2,515	0,515	0,003	0,643	0,645	m
P01	40,00	27,72	20,14	3356	5095	3,256	2,598	0,693	0,001	0,368	0,370	ap
P02	39,96	28,05	20,00	3133	5055	1,291	0,671	0,702	0,001	0,092	0,093	ap
P03	40,06	28,43	20,11	3200	5175	3,574	2,955	0,710	0,002	0,392	0,393	ap

#### 4.6 AVALIAÇÕES MICROESTRUTURAL E FRACTOGRÁFICA

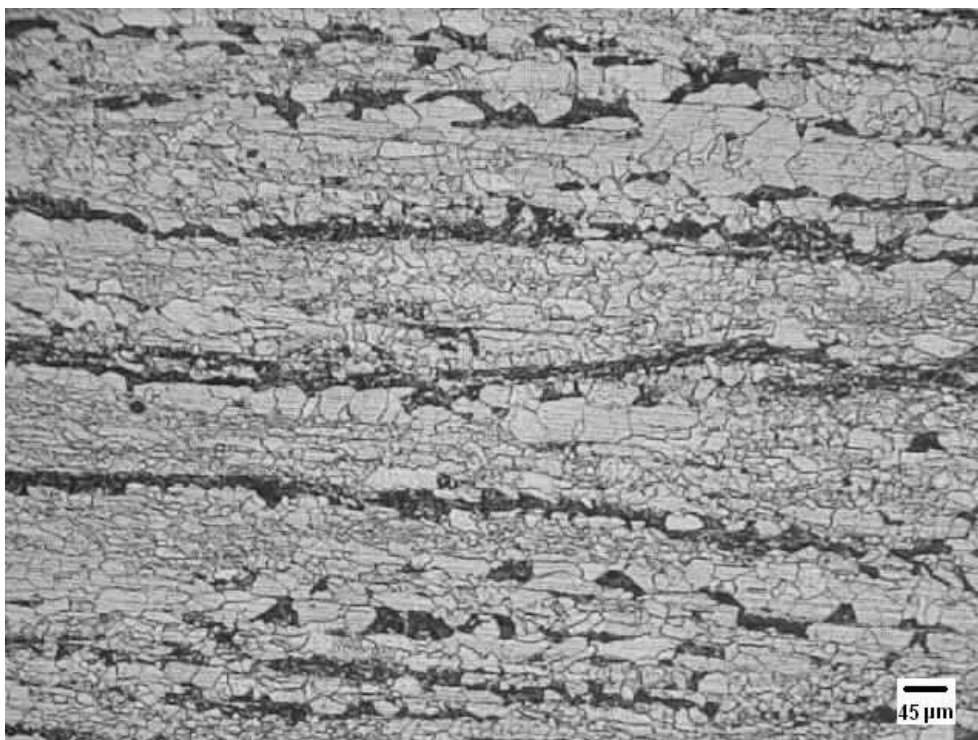


Figura 32: Microestrutura do metal de base do tubo DNV 485.

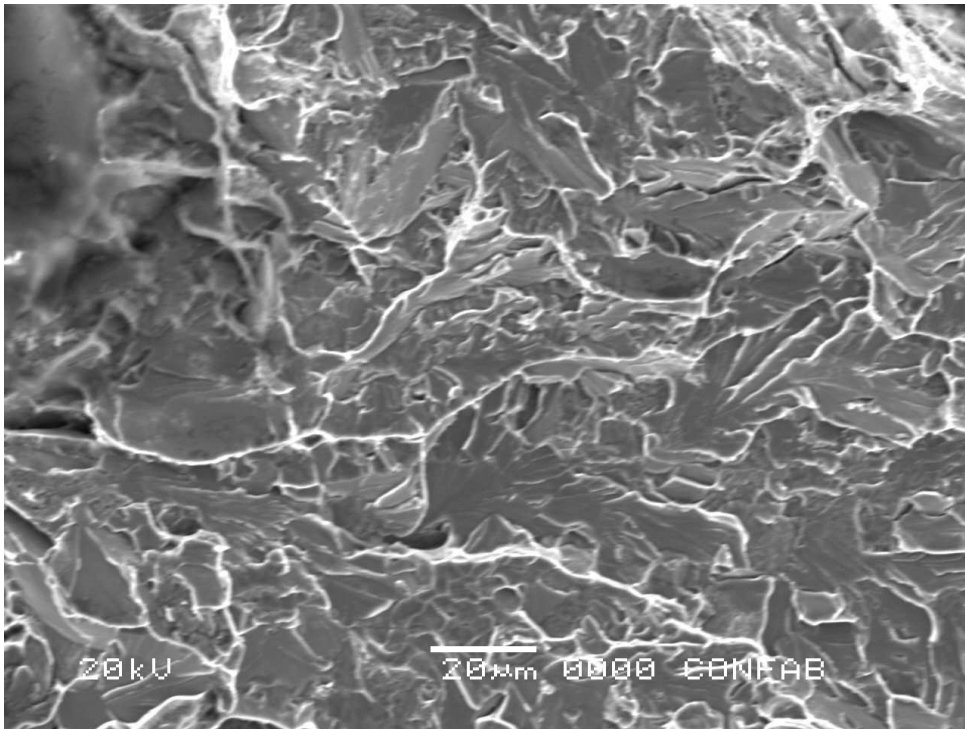


Figura 33: Superfície de fratura da separação no plano de propagação perpendicular ao plano de laminação.

## CÁPITULO 5 – DISCUSSÃO

### 5.1 ANÁLISE METALÓGRÁFICA

A microestrutura apresentada na figura 32 é do plano ST, ou seja, o plano da espessura, que é constituída de ferrita (região clara) e perlita (região escura) com morfologia bandeada e alongada no sentido de laminação da chapa de aço. Nota-se também uma microestrutura bastante heterogênea com grãos ferríticos de diferentes tamanhos.

A microestrutura bandeada pode ter uma origem química (segregação de Mn) ou mecânica (laminação controlada com baixa temperatura de acabamento), onde a origem mecânica é a causa mais recorrente. O bandeamento é o efeito causado pelo modo de transformação da ferrita a partir dos contornos dos grãos alongados de austenita deformados durante os passes de laminação onde não ocorre recristalização, laminação abaixo da  $T_{nr}$  [2].

Um outro aspecto que podemos observar são grãos ferríticos finos alinhados com grãos ferríticos grosseiros, o que chamamos de grãos “duplex”. Essa heterogeneidade microestrutural deve-se além da distribuição dos tamanhos de grãos austeníticos, a distribuição de temperatura na placa, a forma de nucleação de ferrita e o plano de laminação empregado [2]. A figura abaixo ilustra o mecanismo de formação da estrutura bandeada.

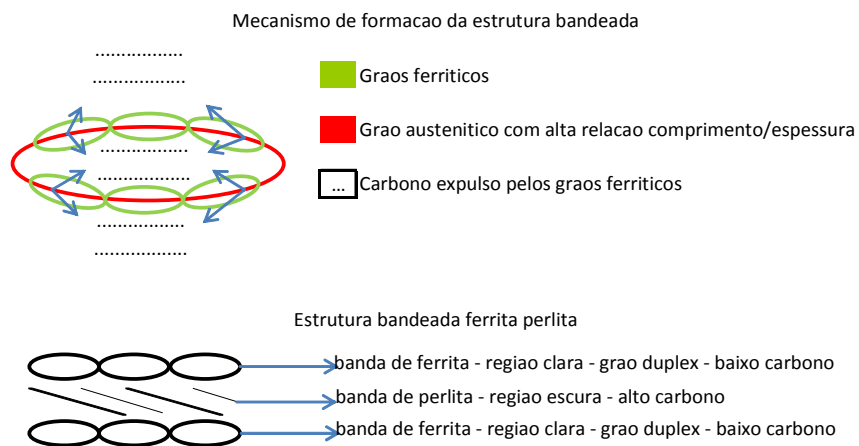


Figura 30: Esquema ilustrativo do mecanismo de formação da estrutura bandeada de origem mecânica [2].

## 5.2 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS

Analisando os gráficos de 3 a 9 é possível identificar que o surgimento das separações refletiu diferentes comportamentos carga x deslocamento da boca do entalhe. Foi possível identificar dois tipos de gráficos, que classificamos com tipo 1 e tipo 3. Abaixo segue uma descrição dos tipos de encontrados.

Tipo 1: Ocorre quando a carga máxima obtida coincide com o surgimento da separação. Nesse instante há uma queda no gráfico carga x deslocamento da boca do entalhe como pode ser visto nos gráficos 8, 9 e 12, correspondentes aos CP M01, CP M02 e CP P02.

Por aspectos microestruturais a resistência a fratura na direção da espessura do corpo de prova é menor que nas outras direções, de modo que durante o ensaio a tensão desenvolvida na direção da espessura se iguala à tensão crítica para fratura na direção da espessura, fazendo com que ocorra a separação e conseqüentemente uma relaxação das tensões. Esse caso não está previsto pela norma BS 7448 parte 1 [7] e assim para o cálculo do valor de CTOD aplicamos a mesma metodologia aplicada em [2] onde o valor de CTOD foi denominado  $\delta_{sep}$  e o valor de carga é o que coincide com a separação.

A superfície de fratura nesse caso pode ser dúctil ou dúctil – frágil e a separação é precedida por um crescimento estável da trinca.

Tipo 2: Ocorre quando a carga máxima é obtida após a formação das separações. Nesse caso há uma queda da carga por conta de uma propagação instável da trinca que é imobilizada, que chamamos de “pop-in”, onde após a imobilização da trinca a carga torna a crescer até atingir seu valor máximo. O fenômeno de separação associado a esse caso promove uma redução na triaxialidade de tensões desenvolvidas durante o carregamento do corpo de prova, devido a estar “laminando” o corpo de prova, ou seja, reduzindo a espessura e conseqüentemente reduzindo o nível tensões aplicadas e aumentando a resistência a fratura do corpo de prova. Para esse caso, a norma estabelece que onde a queda, “pop – in” for maior que 5% do valor da carga, a carga no momento da queda é a que deve ser considerada. Assim, o valor de CTOD pode ser referido por  $\delta_c$  ou  $\delta_u$ . Entretanto o “pop – in” associado à separação não é considerado pela norma BS 7448 e dessa forma é possível adotar também como no tipo 1,  $\delta_{sep}$ .

A superfície de fratura que precede a separação nesse caso é frágil onde a característica da separação é longa e profunda.



Não tivemos nos ensaios realizados nesse estudo esses tipos de curvas carga x deslocamento da abertura da boca do entalhe.

Tipo 3: Ocorre quando a separação surge após o atingimento da carga máxima. Nesse caso a ocorrência da separação não influencia em nada o valor de carga e o valor de CTOD é obtido a partir da carga máxima, sendo denominado de  $\delta_m$ .

Assim podemos afirmar que as separações promovem um efeito detrimental no valor de CTOD independente do seu tipo, porém a análise da superfície de fratura pode ser frágil (tipo 2), dúctil ou frágil – dúctil (tipo 1). Como pode ser visto em [2], para uma dada temperatura e mesmo material tivemos corpos de prova que apresentaram separações e outros não, onde que os materiais com separações apresentaram uma fratura dúctil com a presença de microcavidades “dimples” e os sem separações uma fratura frágil por clivagem.

Para as relação “a/W rasa” não houve a influência da separação, visto que analisando a superfície de fratura dos 3 corpos de prova as separação surgiram na região de não propagação da trinca. A irregularidade na propagação da trinca foi mais acentuada para essa relação.

Para as relações “a/W média” tivemos a influência do efeito deletério da separação quando comparamos os valores obtidos, tabela 8, entre os corpos de prova M01 e M02 que apresentaram curva tipo 1 e o M03 que apresentou curva tipo 3. A irregularidade na propagação da trinca foi menor para essa relação.

Para as relações “a/W profunda” tivemos a influência da separação no corpo de prova P02 com uma curva do tipo 1, o CP P03 apresentou uma curva do tipo 3 e o CP P01 não apresentou separação. Aqui também fica claro como a separação reduz o valor de CTOD onde para os CPs P01, P02, P03, os valores de CTOD foram respectivamente 0,370 mm, 0,093 mm e 0,393 mm. Podemos colocar que a irregularidade na propagação da trinca foi à mesma encontrada que na relação “a/W média”.

## CÁPITULO 6 – CONCLUSÕES

De acordo com as análises metalográfica e fractográfica e ensaios de flexão em três pontos foi possível concluir para o aço estudado que:

- 1 – O aço apresenta bandeamento microestrutural correspondente ao processo termomecânico de laminação controlada a baixa temperatura de acabamento;
- 2 – Esse tratamento termomecânico insere diferença microestruturais em relação às 3 direções (paralela ao comprimento, largura e espessura) das chapas de aço utilizadas para fabricação dos tubos. Essas diferenças promovem menor resistência à tensão aplicada na direção da espessura que leva ao surgimento de separações durante o ensaio de flexão em três pontos a temperatura ambiente;
- 3 – A carga para pré-trinca por fadiga é decrescente em função do crescimento das relações  $a/W$ .
- 4 – As separações promovem um efeito deletério no valor de CTOD, porém não podem ser associadas a um fenômeno de fragilidade do material;
- 5 – As separações se propagam paralelamente ao plano de laminação da chapa por uma fratura típica de clivagem;
- 6 – A relação “ $a/W$  rasa” não apresentou separações influenciando a curva carga x deslocamento da boca do entalhe, porém mais ensaios devem ser realizados para comprovar a inexistência desse evento com a redução da magnitude do concentrador de tensões.
- 7 – Para relação “ $a/W$  rasa” não foi possível obter os valores de CTOD válidos, pois tivemos 2 corpos de prova invalidados e no único válido houve o descolamento do clip – gauge. Para essa relação foi observada maior heterogeneidade da superfície de fratura, porém para relacionarmos esse evento com a magnitude do concentrador de tensões é necessária a realização de mais experimentos.
- 8 – Tanto para as relações “ $a/W$  média” e “ $a/W$  profunda” houve influência das separações nas curvas carga x abertura da boca do entalhe, ocorrendo curvas do tipo 1 e 3 para ambas relações.
- 9 – Comparando os valores de CTOD para as relações “ $a/W$  média” e “ $a/W$  profunda” foi possível, mesmo com poucos ensaios, avaliar que a relação “ $a/W$  média” apresenta maiores valores que a relação “ $a/W$  profunda”, pois para magnitude maiores de

concentrador de tensões, menos resistente é o corpo de prova e logo menor é a carga para fratura, mesmo que o campo de tensões seja menos triaxial que o campo de tensões quando o concentrador é de metade da espessura, caso da relação “ $a/W$  média”.

## REFERÊNCIAS

- [1] Catálogo de Produtos, TenarisConfab, São Paulo, Brasil;
- [2] DA SILVA, C. N. P, 1986, *Efeitos das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada*. Tese de M. Sc., Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, Brasil.
- [3] DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [4] RATNAPULI, R. C e KATO, H, 1985, “Efeito das separações nas propriedades de impacto de aços C-Mn-Nb processados por laminação controlada”. XL Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [5] Apostila do curso de Análise de Falhas, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, Abril 2003;
- [6] Det Norske Veritas, Submarine Pipeline Systems , OS F101, Norway, October 2007.
- [7] British Standard, Methods for crack opening displacement test, BS 7448 part I, London, United Kingdom, 1979;
- [8] BRAMFITT, B.L e MARDER, A, R, 1973 “The influence of microstructure and crystallographic texture on the strength and notch toughness of a low carbon steel” *apud in* DA SILVA, C. N. P, 1986, *Efeitos das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada*. Tese de M. Sc., Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, Brasil, *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [9] MC EVILY, A.J e BUSH, R.H., 1962 “Investigation of the notch-impact strength an ausformed steel”. Transactions of ASM 55 *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [10] HerØ, H., Evensen, J. e Embury, J. D., 1975 “The occurrence of delamination control rolled HSLA Steel”. Can. Met. Quart. 14 *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

- [11] BRAMFITT, B.L e MARDER, A, R, 1977 “Study of the delamination behavior of a very low-carbon steel, Metal Transaction 8A *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [12] HAWKINS, D.N., 1976 “Cleavage separations in warm-rolled low-carbon steel, Metals Technology 3 *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [13] TANAKA, T., TABATA, N., HATOMURA, T., SHIGA, C., 1977 “Three stages of the controlling rolling process” Microalloying, Union Carbide, New York *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [14] ENGL, B. & FUCHS, A., 1982 “The cause of separations and its effects on fracture behavior”. Proceedings of the 4<sup>th</sup> European Conference on Fracture *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [15] JONES, A. E WALKER, B., 1974 “The structural state of austenite during continuous hot-strip mill rolling, Metal Science *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [16] MORRIS, P.P., 1976 *Textural Studies of Controlled Rolled Steels*. PhD Thesis, University of Cambridge, England *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [17] YUTORI, T. e OGAWA, R., 1980 “Inheritance of texture in steels”, Proceedings Int. Conf. on Steel Rolling 2 *apud in* DE SOUZA, M. M, 1894, *Estudo do fenômeno de*

*separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[18] BALDI, G. e BUZZICHELLI, G., 1978 Critical Stress for delamination fracture in HSLA steels, Metal Science 12 *apud in* DE SOUZA, M. M., 1894, *Estudo do fenômeno de separações em um aço laminado controladamente*, Tese de M. Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[19] API Specification 5L, Specification for Line Pipe, Washington, October 2008.