

**BIBLIOTECA DIGITAL DE TESES E DISSERTAÇÕES  
UNESP**

RESSALVA

Alertamos para ausência da “Introdução”, não incluída pelo autor no arquivo original.

MÁRIO LIMA DE ALENCASTRO GRAÇA
--------------------------------

MICROMECHANISMOS DE INICIAÇÃO DA FRATURA
--

EM AMOSTRAS ENTALHADAS:
-------------------------


Tese apresentada à Faculdade de
---------------------------------

Engenharia do Campus de

Guaratinguetá, Universidade Estadual

Paulista, para a obtenção do título de

Doutor em Engenharia Mecânica na área

de Materiais e Processos.

Orientador: Prof. Dr. Fathi Aref Ibrahim Darwish

Co-orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

Guaratinguetá  
2002

## DADOS CURRICULARES

### MÁRIO LIMA DE ALENCASTRO GRAÇA

NASCIMENTO	30.04.1956 - RIO DE JANEIRO / RJ
FILIAÇÃO	Affonso de Alencastro Graça
	Brunilde Lima de Alencastro Graça
1975/1980	Curso de Graduação
	Dpto. de Metalurgia e Ciência dos Materiais - PUC/RJ
1980/1983	Curso de Pós-Graduação em Metalurgia, nível de

Mestrado, na PUC/RJ

1997/2002	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível

de Doutorado na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da

UNESP

ao meu filho Júlio e à minha esposa Fátima, pelo incentivo e paciência que tiveram comigo ao longo do tempo dedicado a esse trabalho.

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador *Prof. Dr. Fathi A. I. Darwish* pela orientação, estímulo e disponibilidade durante a realização desse trabalho.

ao meu co-orientador Prof. Dr. Luis Rogério de O. Hein pela sua disponibilidade e todo apoio que me foi dado.

ao Ten. Cel. Cosme Roberto M. da Silva, Chefe da Divisão de Materiais AMR/IAE/CTA, pelo apoio que me foi dado.

ao amigo Pedro Paulo pela ajuda prestada em etapas críticas desse trabalho.

ao Dalcy pelo apoio dos laboratórios da AMR-L

ao técnico João Batista pela grande ajuda com as metalografias.

aos amigos da Divisão de Materiais que me apoiaram ao longo desse trabalho.

ao Rubens pela confecção de parte das amostras.

ao Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira da EE-COPPE/UFRJ, pela ajuda nos ensaios de impacto instrumentados e pelas proveitosas discussões e sugestões dadas no desenvolver desse trabalho.

ao Luis Antonio Salé do CEPTEL/RJ pela utilização da máquina de impacto instrumentada.

aos amigos João Luiz B. Antunes, Ana Rosa Martins e Adriana L. Galvão, que me cederam alguns de seus dados e amostras para serem utilizados nesse trabalho.

“Depois de escalar um grande morro,  
descobrimos apenas que há muitos  
outros morros a escalar.”

Nelson  
Mandela

GRAÇA, M. L. A. **Micromecanismos de Iniciação da Fratura em Amostras Entalhadas**. 2002. 121f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

## **RESUMO**

Neste trabalho foi feita uma análise detalhada dos micromecanismos de iniciação da fratura em amostras entalhadas para cinco aços e duas ligas de alumínio. Com esse objetivo foram obtidas curvas de transição frágil-dúctil e de tenacidade à fratura em função do raio da raiz do entalhe, e realizados ensaios interrompidos antes da fratura da amostra. Análises fractográficas e micrográficas das regiões de iniciação das fraturas foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura. A variação dos micromecanismos de iniciação em função da variação da capacidade plástica local na raiz dos entalhes, como induzida pela variação da temperatura de ensaio e pela variação do raio da raiz, foi analisada. De um modo geral, três tipos de micromecanismos de iniciação foram observados. Um frágil, em que a iniciação envolve a nucleação de uma microtrinca à frente do entalhe e sua subsequente propagação instável. Dois dúcteis, um pela ruptura por cisalhamento localizado ao longo de linhas de cisalhamento máximo formadas na raiz do entalhe, e outro pela formação de microcavidades cuja ligação entre si e a ponta do entalhe envolve um processo misto de cisalhamento localizado e de coalescência de microcavidades. Aspectos de modelos que relacionam tenacidade com a microestrutura foram discutidos com base nos micromecanismos observados.

**PALAVRAS-CHAVE:** Micromecanismos de fratura, cisalhamento localizado, clivagem, curvas de transição, tenacidade à fratura.

GRAÇA, M. L. A. **Micromechanisms of Fracture Initiation in Notched Specimens**. 2002. 121f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

## **ABSTRACT**

In this study a detailed analysis of the micromechanisms of the fracture initiation in notched specimens was made, for five steels and two aluminum alloys. With that purpose brittle/ductile transition and fracture toughness  $\times \rho^{1/2}$  curves were obtained, and interrupted tests before the fracture of the sample were used. Fractographic and micrographic analysis of the fracture initiation areas were accomplished by scanning electron microscopy. The variation of the initiation micromechanisms in function of the variation of the local plastic capacity in the notch root, as induced by the variation of the test temperature and by the variation of the notch root radius, was analyzed. In a general way, three types of initiation micromechanisms were observed. A brittle one, where the initiation involves the microcrack nucleation ahead of the notch and its subsequent unstable propagation. Two ductile, one by localized shear rupture along the maximum shear lines formed in the notch root, and other by microvoids nucleation whose link to each other and the notch tip involves a mixed process of localized shear and microcavoid coalescence. Aspects of relating models of fracture toughness with microstructure were discussed, based in the observed micromechanisms.

**KEYWORDS:** Micromechanisms of fracture, localized shear rupture, cleavage, transition curves, fracture toughness.



## SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS

LISTA DE SÍMBOLOS

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO..</b>	<b>16</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>19</b>
2.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE A TENACIDADE À FRATURA	19
2.2	ENSAIO CHARPY	22
2.2.1	<b>Transição Frágil-Dúctil</b>	<b>.25</b>
2.2.2	<b>Correlação entre Energia Charpy e Tenacidade à Fratura.</b>	<b>.26</b>
2.2.3	<b>Ensaio Charpy Instrumentado.</b>	<b>.27</b>
2.2.4	<b>Modo de Fratura e Micromecanismo de Fratura.</b>	<b>.29</b>
2.3	MICROMECHANISMOS DE INICIAÇÃO DA FRATURA.	.30
2.3.1	<b>Clivagem</b>	<b>.31</b>
2.3.2	<b>Fratura Intergranular Frágil.</b>	<b>.44</b>
2.3.3	<b>Coalescência de Microcavidades.</b>	<b>.45</b>
2.3.4	<b>Cisalhamento Localizado.</b>	<b>.49</b>
2.4	DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES À FRENTE DE PRÉ-TRINCAS E ENTALHES	.64
2.5	MODELOS RELACIONANDO TENACIDADE E PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS.	.74
2.5.1	<b>Modelos para Fraturas Controladas por Tensão</b>	<b>.74</b>
2.5.2	<b>Modelos para Fraturas Controladas por Deformação..</b>	<b>.80</b>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS</b>	<b>.90</b>
3.1	MATERIAIS UTILIZADOS	..90
3.1.1	<b>Aço AISI 4140</b>	<b>..90</b>
3.1.2	<b>Aço 300 M</b>	<b>..94</b>
3.1.3	<b>Aços CrNb e CrMoNb</b>	<b>..96</b>
3.1.4	<b>Aço SAE 1020</b>	<b>..97</b>
3.1.5	<b>Liga de Alumínio 7050</b>	<b>..98</b>
3.1.6	<b>Liga de Alumínio 2024</b>	<b>..100</b>
3.2	MÉTODOS EXPERIMENTAIS	..102
3.2.1	<b>Ensaio Charpy para a Obtenção de Curvas de Transição</b>	<b>..102</b>

3.2.2	<b>Ensaio Charpy Interrompidos</b>	..103
3.2.3	<b>Obtenção das Curvas <math>K_{Jc}(r) \times r^{1/2}</math></b>	..103
3.2.4	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..106
<b>4</b>	<b>RESULTADOS EXPERIMENTAIS</b>	..107
4.1	<b>AÇO SAE 1020</b>	..107
4.1.1	<b>Curva de Transição</b>	..107
4.1.2	<b>Ensaio Interrompidos</b>	..110
4.1.3	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..113
4.2	<b>AÇO 300 M</b>	..139
4.2.1	<b>Curva de Transição</b>	..139
4.2.2	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..140
4.3	<b>AÇO CrNb</b>	..156
4.3.1	<b>Curva de Transição</b>	..156
4.3.2	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..156
4.4	<b>AÇO CrMoNb</b>	..170
4.4.1	<b>Curva de Transição</b>	..170
4.4.2	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..170
4.5	<b>AÇO AISI 4140</b>	..181
4.5.1	<b>Curvas <math>K_{Jc}(r) \times r^{1/2}</math></b>	..181
4.6	<b>LIGA DE ALUMÍNIO 2024</b>	..187
4.6.1	<b>Curva de Transição</b>	..187
4.6.2	<b>Ensaio Interrompidos</b>	..189
4.6.3	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..194
4.7	<b>LIGA DE ALUMÍNIO 7075</b>	..202
4.7.1	<b>Curva de Transição</b>	..202
4.7.2	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b>	..203
4.7.3	<b>Curvas <math>K_{Jc}(r) \times r^{1/2}</math></b>	..207
<b>5</b>	<b>DISCUSSÃO DOS RESULTADOS</b>	..216
5.1	<b>CURVAS DE TRANSIÇÃO</b>	..216
5.2	<b>MICROMECHANISMOS DE INICIAÇÃO DAS FRATURAS</b>	..218
5.2.1	<b>Micromecanismo de Clivagem.</b>	..219
5.2.2	<b>Micromecanismo de Ruptura por Cisalhamento Localizado.</b>	..222

5.2.3	<b>Micromecanismo de Iniciação Dúctil.</b>	..224
5.3	DISCUSSÃO DOS MODELOS DE TENACIDADE x MICROESTRUTURA	..224
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	..231
	REFERÊNCIAS	..234

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Composição Química do aço AISI 4140	90
TABELA 2 - Propriedades mecânicas básicas do aço AISI 4140	93
TABELA 3 - Composição Química do aço 300 M	94
TABELA 4 - Propriedades mecânicas básicas do aço 300 M	95
TABELA 5 - Composição Química dos aços CrNb e CrMoNb	96
TABELA 6 - Composição Química do aço SAE 1020	97
TABELA 7 - Propriedades mecânicas básicas do aço SAE 1020	98
TABELA 8 - Composição Química das ligas de Alumínio 7050 utilizadas	99
TABELA 9 - Propriedades mecânicas básicas das ligas de Alumínio 7050, utilizadas	100
TABELA 10 - Composição Química da liga de Alumínio 2024 utilizada	100
TABELA 11 - Propriedades mecânicas básicas da liga de Alumínio 2024, utilizada	101
TABELA 12 - Características microestruturais dos materiais utilizados.	101
TABELA 13 - Resultados dos ensaios Charpy instrumentado	107
TABELA 14 - Condições dos ensaios interrompidos	110
TABELA 15 - Medidas da extensão da ruptura por cisalhamento ( $s$ ), das posições dos locais de início das fraturas com relação à lateral mais próxima ( $D_L$ ) e à raiz do entalhe ou à região de ruptura por cisalhamento ( $l_o$ ), e da extensão das trincas estáveis ( $a_o$ )	131
TABELA 16 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes	139
TABELA 17 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes	

156 TABELA 18 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes	170
TABELA 19 - Valores de $K_{Jc}$ (r) obtidos para as amostras austenitizadas em 870°C	181
TABELA 20 - Valores de $K_{Jc}$ (r) obtidos para as amostras austenitizadas em 1200°C	182
TABELA 21 - Valores obtidos para o raio crítico, $r_o$ , e para as medidas das regiões de ruptura por cisalhamento, $s$	182
TABELA 22 - Mecanismos de propagação observados nas fraturas	183
TABELA 23 - Resultados dos ensaios Charpy instrumentado	187
TABELA 24 - Condições dos ensaios interrompidos realizados à temperatura ambiente ( $\approx 21^\circ\text{C}$ )	190
TABELA 25 - Medidas da extensão da ruptura por cisalhamento ( $s$ )	200
TABELA 26 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes	202
TABELA 27 - Valores de $K_{Jc}$ (r) obtidos para as amostras austenitizadas em 870°C	208

## LISTA DE SÍMBOLOS

a	profundidade da trinca	
	<i>mm</i>	
a <sub>o</sub>	extensão das trincas estáveis	
	<i>mm</i>	
B	espessura da amostra	
	<i>mm</i>	
C <sub>ND</sub>	compliance	
CTOD	deslocamento de abertura da ponta da trinca	
	<i>mm</i>	
D	diâmetro médio das inclusões maiores	
	<i>mm</i>	
D <sub>L</sub>	distância dos inícios de clivagem a uma das laterais da amostra	
	<i>mm</i>	
d <sub>t</sub>	extensão da zona de processo	
	<i>mm</i>	
E	módulo de elasticidade	
	<i>MPa</i>	
E <sub>CVN</sub>	energia total absorvida no ensaio Charpy	
	<i>Joules</i>	
E <sub>I</sub>	energia absorvida para a iniciação da fratura	
	<i>Joules</i>	
E <sub>II</sub>	energia absorvida para a propagação estável de trinca	
	<i>Joules</i>	
E <sub>III</sub>	energia absorvida após a contenção da trinca instável	
	<i>Joules</i>	
E <sub>I<sub>PM</sub></sub>	energia integrada na carga máxima	
	<i>Joules</i>	

$E_{IT}$	energia integrada total	
	<i>Joules</i>	
$E_M$	energia para a iniciação da fratura	
	<i>Joules</i>	
$h$	altura	
	<i>mm</i>	
$J_A$	valor da integral J para amostras entalhadas	
	<i>KN/m</i>	
$J_{IC}$	tenacidade à fratura em deformação plana (integral J)	
	<i>KN/m</i>	
$J_{IC}(\rho)$	valor de $J_{IC}$ para amostras entalhadas	
	<i>KN/m</i>	
$K_A$	tenacidade aparente	
	<i>MPa.m<sup>1/2</sup></i>	
$K_I$	fator de intensidade de tensão em modo I de carregamento	
	<i>MPa.m<sup>1/2</sup></i>	
$K_{IC}$	tenacidade à fratura em deformação plana	
	<i>MPa.m<sup>1/2</sup></i>	
$K_{IC}(\rho)$	tenacidade à fratura em função do raio do entalhe	
	<i>MPa.m<sup>1/2</sup></i>	
$K_{JC}(\rho)$	valores de tenacidade à fratura convertidos de $J_{IC}(\rho)$	
	<i>MPa.m<sup>1/2</sup></i>	
$l_o^*$	distância característica	
	<i>mm</i>	
$l_o$	distância dos inícios de clivagem da raiz do entalhe ou da região de	
	ruptura por cisalhamento localizado	
	<i>mm</i>	
$n$	coeficiente de encruamento	

N	expoente de encruamento (1/n)	
P	carga aplicada <i>MPa</i>	
P <sub>F</sub>	carga de fratura <i>MPa</i>	
P <sub>GY</sub>	carga do escoamento geral <i>MPa</i>	
P <sub>M</sub>	carga máxima no ensaio instrumentado <i>MPa</i>	
P <sub>max</sub>	carga máxima <i>Mpa</i>	
Q	fator de intensificação de tensões	
R	tamanho da zona plástica à frente da trinca ou entalhe <i>mm</i>	
R <sub>F</sub>	tamanho da zona plástica na fratura <i>mm</i>	
s	espaçamento das inclusões <i>mm</i>	
s	extensão da ruptura por cisalhamento localizado <i>mm</i>	
T	temperatura	°C
T (dJ/da)	módulo de rasgamento	
T <sub>C</sub>	grau de triaxialidade crítico	
V <sub>f</sub>	fração volumétrica das inclusões maiores	%



$W$	altura da amostra <i>mm</i>	
$X_{MAX}$	Posição da tensão normal máxima à frente da trinca ou entalhe <i>mm</i>	
$\Delta a$	extensão da trinca <i>mm</i>	
$\epsilon$	deformação	%
$e_f^*$	deformação crítica de fratura	%
$\epsilon_F$	deformação de fratura	%
$\epsilon_p$	deformação plástica local	%
$\epsilon_{pc}$	deformação plástica crítica	%
$\epsilon_{yy}$	deformação normal à frente da trinca ou entalhe	%
$\epsilon_o$	deformação no limite de proporcionalidade em tração	%
$\nu$	coeficiente de Poisson	
$\theta$	ângulo do entalhe <i>graus</i>	
$\rho$	raio da raiz do entalhe <i>mm</i>	
$\rho_o$	raio crítico <i>mm</i>	
$\sigma$	tensão	

*MPa*

$\bar{S}$	tensão efetiva ou equivalente	
-----------	-------------------------------	--

*MPa*

$\sigma_f$	tensão crítica local para a fratura por clivagem	
------------	--	--

*MPa*

$S_f^*$	tensão local crítica de fratura	
---------	---------------------------------	--

*MPa*

$\sigma_F$	tensão de fratura	
------------	-------------------	--

*MPa*

$\sigma_m$	tensão média ou hidrostática	
------------	------------------------------	--

*MPa*

$s_m/\bar{S}$	grau de triaxialidade	
---------------	-----------------------	--

$\sigma_o$	tensão no limite de proporcionalidade em tração	
------------	---	--

*MPa*

$\sigma_R$	limite de resistência	
------------	-----------------------	--

*MPa*

$\sigma_Y$	limite de escoamento	
------------	----------------------	--

*MPa*

$\sigma_{Yd}$	limite de escoamento dinâmico	
---------------	-------------------------------	--

*MPa*

$\sigma_{yy}$	tensão normal à frente da trinca ou entalhe	
---------------	---	--

*MPa*

$S_{yy}^{MÁX}$	tensão normal máxima à frente da trinca ou entalhe	
----------------	--	--

*MPa*

## 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE A TENACIDADE À FRATURA

A Mecânica da Fratura introduziu o conceito da Tenacidade à Fratura, que representa a resistência do material à propagação de uma trinca aguda pré-existente. A Tenacidade à Fratura pode ser considerada uma propriedade do material, assim como o Limite de Escoamento e o Módulo de Elasticidade, sendo independente do tamanho e geometria da amostra trincada, mas dependendo de outras variáveis como a taxa de deformação, temperatura, microestrutura, etc.. Os principais parâmetros utilizados na determinação da Tenacidade à Fratura são:  $K_{IC}$  para o regime elástico linear e  $J_{IC}$  ou  $CTOD$  para o regime elasto-plástico.

$K_{IC}$  é o fator crítico de intensidade de tensões, introduzido por Irwin (1957) com base nas equações que descrevem o campo das tensões e deformações elásticas à frente de uma trinca. Assim, valores válidos de  $K_{IC}$  se restringem aos casos de fraturas frágeis que ocorrem sob regime elástico linear, ou seja, a presença de deformação plástica na ponta da trinca deve ser pequena ou suficiente para não alterar significativamente a predominância do campo de tensões elásticas (Figura 1). Os procedimentos para a determinação de  $K_{IC}$  são normalizados (American Society for Testing and Materials-ASTM; British Standards Institution-BSI, 2001a, 1997), e estabelecem restrições dimensionais para garantir a predominância de um estado de deformação plana nas amostras. Além disso, nas curvas de carga  $\times$  deslocamento, permite-se um desvio da linearidade equivalente a um crescimento de trinca aparente de apenas 2% em relação ao tamanho da trinca inicial. A não-linearidade permitida nessas curvas, pode ser devida tanto a um crescimento subcrítico da trinca, quanto ao crescimento da zona plástica na ponta da trinca. O valor medido de  $K_{IC}$  é, portanto, associado apenas à energia gasta nos processos de iniciação que antecedem a propagação frágil instável da fratura, não tendo nenhuma relação direta com a etapa de propagação da fratura em si.

$J_{IC}$  é o valor crítico da Integral J (Rice, 1968), que tem como base as equações desenvolvidas por Hutchinson (1968) e Rice e Rosengren (1968) para

os campos de tensão e deformação na ponta de uma trinca sob regime elasto-plástico (campo HRR).  $J_{IC}$  foi introduzido por Begley e Landes (1972) e Landes e Begley (1972) e pode ser considerado uma propriedade do material como  $K_{IC}$ , desde que o campo HRR seja dominante em relação à zona de processo da fratura localizada na ponta da trinca (Figura 1). Normas para a determinação de  $J_{IC}$ , como a ASTM (2001a), estabelecem restrições dimensionais para garantir essa condição. O valor de  $J_{IC}$  é obtido através de uma curva de resistência  $J \times Da$ , no ponto onde ela cruza a linha que representa o embotamento ou adoçamento da ponta da trinca (Figura 2). O ponto de medida de  $J_{IC}$  corresponde desse modo a uma extensão de trinca de no máximo 0,2 mm. Portanto,  $J_{IC}$  representa uma medida da resistência à iniciação de uma trinca. A resistência do material à extensão ou propagação de uma trinca pode ser medida através de um outro parâmetro, o módulo de rasgamento  $T (dJ/da)$  (Anderson, 1995, p.142).

**CTOD** é um parâmetro que representa o deslocamento de abertura da ponta de uma trinca, e foi introduzido por Wells (1961) como uma medida da tenacidade à fratura em regime elasto-plástico. **CTOD** é fisicamente relacionado aos processos de formação da zona plástica na ponta da trinca e o conseqüente adoçamento (blunting) da mesma. A Figura 3 mostra as duas definições mais comuns para **CTOD**.

Os procedimentos para a determinação de **CTOD** são normalizados, vide BSI (1997) e ASTM (2001a). Alguns valores críticos podem ser definidos: i)  $d_{IC}$  - valor de **CTOD** próximo ao início da extensão de trinca estável, admitindo crescimento de trinca estável de  $0,2 \text{ mm} + 0,7d_{IC}$  (Figura 4); ii)  $d_c$  - valor de **CTOD** no início da extensão instável da trinca ou “pop-in”, quando o crescimento de trinca estável é menor que  $0,2 \text{ mm} + 0,7d_c$ ; iii)  $d_u$  - valor de **CTOD** no início da extensão instável da trinca quando o crescimento de trinca estável é maior que  $0,2 \text{ mm} + 0,7d_u$ ; iv)  $d_m$  - valor de **CTOD** correspondente à carga máxima para um comportamento completamente plástico, e v)  $\hat{d}_c$  - valor de **CTOD** na instabilidade antes do início da extensão de uma trinca estável significativa.

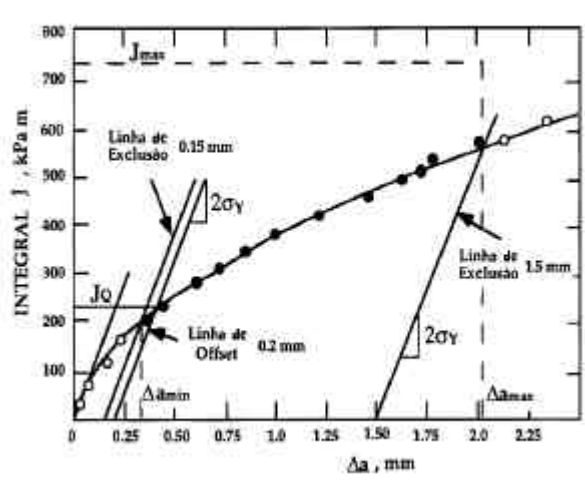
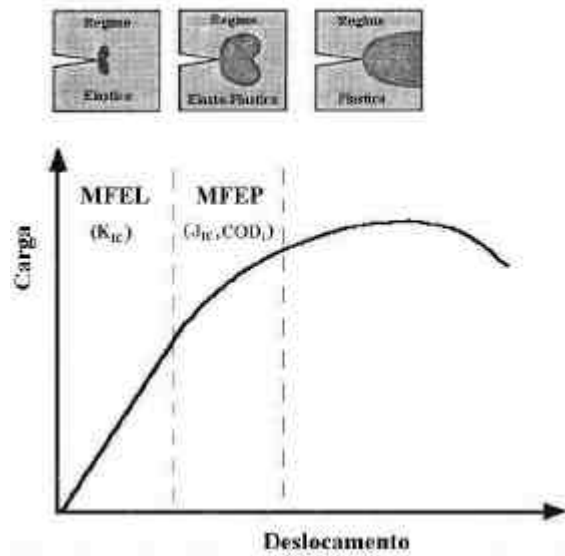


FIGURA 1 - Diagrama esquemático das regiões de validade da mecânica da fratura elástica e elasto-plástica.

FIGURA 2 - Curva de resistência  $J$  x  $\Delta a$ .

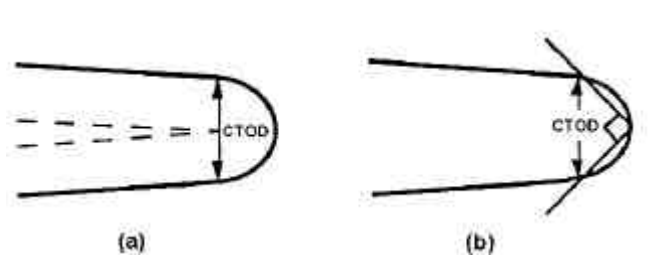


FIGURA 3 - Definições mais comuns de **CTOD**. a) deslocamento na ponta da trinca original, b) deslocamento na interseção com um vértice de 90°.

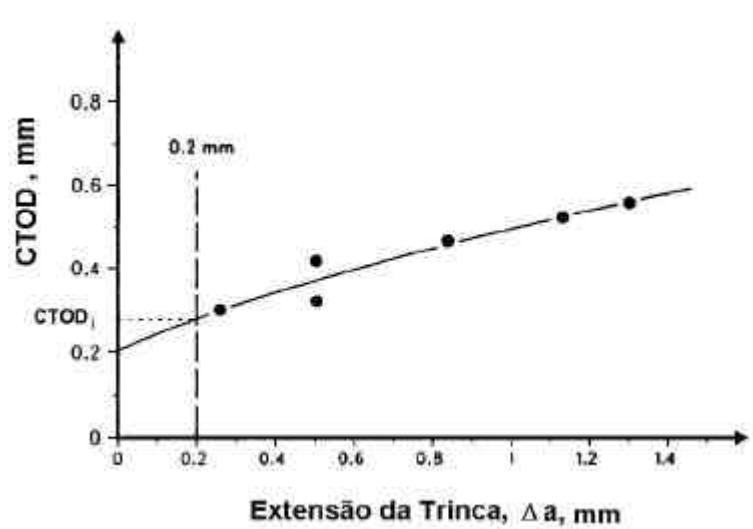


FIGURA 4 - Curva de resistência **CTOD x Da**.

Como observado anteriormente, os valores de **K<sub>IC</sub>**, **J<sub>IC</sub>** e **d<sub>IC</sub>** são determinados no ponto de iniciação da fratura instável ou estável, estando ligados, portanto, aos processos envolvidos na iniciação da fratura, sem uma ligação direta com os processos de propagação das mesmas.

## 2.2 - ENSAIO CHARPY

O ensaio Charpy foi introduzido antes do desenvolvimento da mecânica da fratura, com o objetivo de permitir uma avaliação rápida e barata do comportamento dos materiais estruturais, especialmente nas condições que favorecem a fratura frágil, devidas à imposição de restrições à capacidade de deformação plástica desses materiais. Essas condições são basicamente as que levam a um aumento do limite de escoamento: baixas temperaturas, altas taxas de carregamento e estado triaxial de tensões favorecido pela presença de entalhes.

A geometria das amostras e os procedimentos do ensaio Charpy (Figura 5), implicam em um teste relativamente severo para a avaliação da tenacidade dos materiais. O ensaio é normalizado, vide ASTM (2001b), e consiste no carregamento em dobramento sob altas taxas de deformação, devido ao impacto de um pêndulo, de uma amostra entalhada. A energia absorvida na fratura da amostra pode ser medida pela diferença entre as alturas inicial e final do pêndulo ( $h_1$  e  $h_2$ , respectivamente na Figura 5) vezes o peso do pêndulo, assumindo-se que as perdas por atrito são desprezíveis. Um mecanismo de ponteiro ligado ao pêndulo, devidamente calibrado, pode fornecer uma medida direta da energia absorvida no ensaio.

Amostras são ensaiadas, geralmente, ao longo de uma larga faixa de temperaturas e a tenacidade pode ser avaliada a partir de curvas da energia absorvida no processo de fratura em função da temperatura do ensaio, comumente denominadas Energia Charpy  $\times$  Temperatura ou  $E_{CVN} \times T$ . O exame das superfícies de fratura fornece dados complementares para a avaliação do comportamento dúctil/frágil dos materiais.

Curvas  $E_{CVN} \times T$  típicas para vários metais estão mostradas na Figura 6. Nota-se que, alguns desses materiais mostram uma variação acentuada na energia absorvida em função da temperatura. Esse fato, trouxe a percepção de que o uso dos materiais em projetos estruturais, deve levar em conta a temperatura de transição desses materiais a fim de evitar-se o risco de fratura frágil da peça.

Uma vez que as curvas de transição não apresentam variações bruscas, critérios devem ser definidos para a determinação de uma temperatura de transição, como:

- i) Temperatura correspondente ao ponto de inflexão da curva de transição.

- ii) Definição de um certo nível de energia ou uma fração da energia do patamar superior.
- iii) Quantidade de expansão lateral na parte sob compressão da amostra.
- iv) Quantidade relativa de fratura frágil ou dúctil na superfície da fratura das amostras.

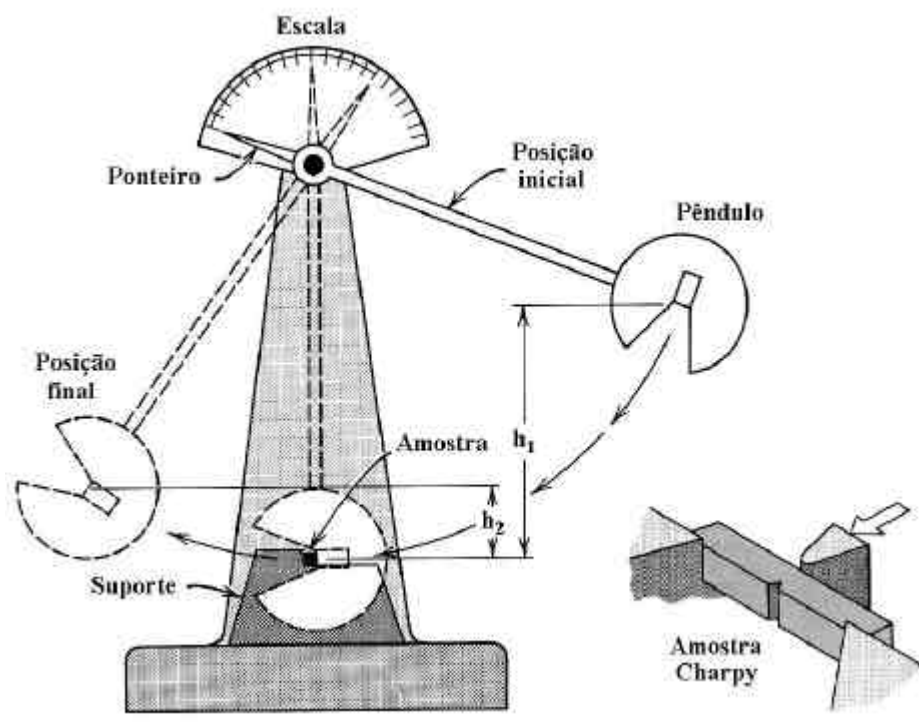


FIGURA 5 - Diagrama esquemático do ensaio Charpy (Callister Jr, 1997).



A aplicação em projeto dessa abordagem baseada em temperaturas de transição deve ser feita com cuidado, por ser qualitativa e ter algumas limitações. Em todos os critérios apresentados acima, os valores definidos para a transição dependem do material e de outros fatores. Por exemplo, as temperaturas de transição definidas por cada um daqueles critérios, não são as mesmas para o mesmo material. A temperatura de transição também é afetada pela geometria da amostra (espessura, severidade do entalhe e profundidade do entalhe), uma vez que os estados de tensão presentes nas amostras podem variar com a temperatura e com a geometria. Isso se torna claro no caso das ligas de alumínio, que para amostras Charpy padrão praticamente não apresentam transição, mas quando ensaiadas com tamanho reduzido podem apresentar uma transição, apesar do micromecanismo de fratura não variar. Essa transição é atribuída à variação na quantidade de cisalhamento lateral, devido à mudança gradual do estado de tensão com a temperatura.

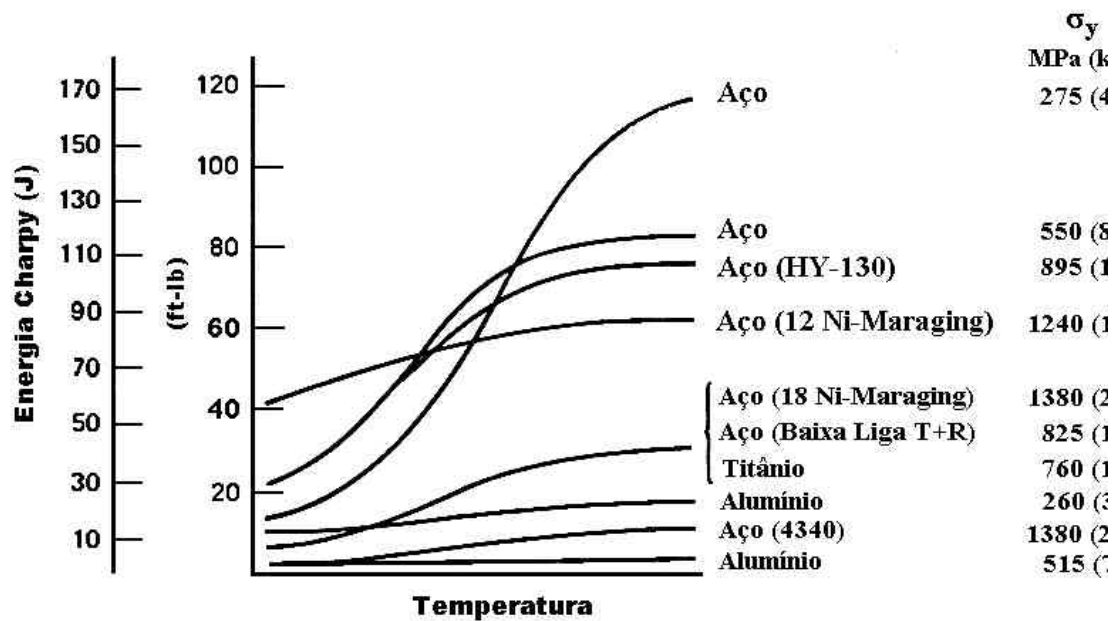


FIGURA 6 - Curvas de transição típicas para vários materiais (Matthews, 1970)

### 2.2.1 - Transição Frágil-Dúctil

A transição frágil-dúctil é convencionalmente definida como um rápido aumento na tenacidade do material com o aumento da temperatura de ensaio. Esse rápido aumento na tenacidade é normalmente o resultado de uma não-linearidade nas curvas de carga  $\times$  deslocamento, que pode ser causada tanto pelo crescimento estável de uma trinca como pelo escoamento generalizado (perda de restrição plástica). Em aços a transição frágil-dúctil é frequentemente associada ao crescimento de uma trinca estável antes da fratura instável, como observado por Chen et al.(1990a) e Ebrahimi e Seo (1996).

Ashby e Embury (1985) propuseram que a transição frágil-dúctil em metais CCC é causada por diferenças na densidade de discordâncias móveis à frente da

ponta da trinca. Em um material com baixa densidade de discordâncias móveis, o campo de tensões na ponta da trinca irá influenciar apenas uma pequena quantidade de discordâncias. Desse modo, o movimento e a multiplicação de discordâncias, e conseqüentemente o adoçamento da ponta da trinca, são limitados, favorecendo a fratura frágil. Por outro lado, esses processos são facilitados por uma alta densidade de discordâncias móveis, favorecendo a dissipação plástica e, portanto, um comportamento mais dúctil.

Hirsch et al. (1989) observaram que o principal parâmetro controlador da transição frágil-dúctil, é a velocidade das discordâncias e que qualquer mecanismo que reduza a velocidade média das discordâncias, como endurecimento por solução ou precipitação, favorecem o aumento da temperatura de transição. Esses mecanismos, como é de se esperar, também tendem a aumentar o limite de escoamento.

Variações na temperatura de ensaio implicam em variações na mobilidade das discordâncias e, conseqüentemente, no limite de escoamento. A magnitude da variação de  $S_Y$  depende de cada material. A sensibilidade de  $S_Y$  à temperatura pode ser relacionada à magnitude da componente da tensão de Peierls-Nabarro do material (Hertzberg, 1966, p.63). A tensão de Peierls-Nabarro representa as forças necessárias para mover uma discordância através da rede cristalina. Em materiais CCC, como os aços ferríticos, a tensão de Peierls-Nabarro aumenta rapidamente com o decréscimo da temperatura, fazendo com que esses materiais exibam um rápido aumento no limite de escoamento. Em materiais CFC, como ligas de Alumínio, a componente da tensão de Peierls-Nabarro é pequena, levando a uma baixa sensibilidade de  $S_Y$  com a temperatura e, conseqüentemente, a uma baixa variação de  $E_{CVN}$  com a temperatura, como pode ser visto na Figura 6.

A transição frágil-dúctil dos materiais é dependente de outros fatores, como taxa de carregamento, geometria da amostra e pré-deformação. Altas taxas de deformação tendem a aumentar  $S_Y$  por reduzirem a criação e a mobilidade das discordâncias na matriz, levando a um aumento na temperatura de transição. O decréscimo das dimensões da amostra ajuda a reduzir as condições de restrição plástica, decrescendo a temperatura de transição. O aumento do raio da raiz do

entalhe tem efeito semelhante, pela alteração da distribuição das tensões e deformações à frente do entalhe. O efeito da pré-deformação, em geral, é o de aumentar  $S_Y$  do material pela introdução de discordâncias, aumentando a temperatura de transição.

### 2.2.2 - Correlação entre Energia Charpy e Tenacidade à Fratura

Ensaio Charpy são rápidos, simples e baratos de se realizar, essas vantagens tem levado muitos pesquisadores a propor relações para converter  $E_{CVN}$  em  $K_{IC}$  (Hertzberg; Folch e Burdekin, 1996, p.58, 1999), que é um parâmetro mais adequado para projetos. Essas correlações são de natureza empírica e apesar de funcionarem para alguns casos particulares (Rolfe e Barsom, 1977), são falhas no geral. Roberts e Newton (1981) examinaram várias dessas relações e concluíram que nenhuma correlação simples pode ser usada, com algum grau de confiança, para abranger todas as condições de teste e as diferenças possíveis nos materiais. Além disso, existem os espalhamentos intrínsecos a cada um desses dois parâmetros.

Várias diferenças importantes entre o ensaio Charpy e os de mecânica da fratura dificultam o relacionamento entre essas medidas. As amostras Charpy têm entalhes não-agudos ( $r = 0,254 \text{ mm}$ ), enquanto as de tenacidade à fratura são pré-trincadas ( $r \rightarrow 0$ ). As amostras Charpy em muitos casos não satisfazem as condições de deformação plana exigidas nos ensaios de tenacidade à fratura. O ensaio Charpy envolve cargas de impacto (taxas de deformação  $\approx 10^1 - 10^2 \text{ s}^{-1}$ ), enquanto os de tenacidade à fratura são realizados em condições de carregamento quase estático (taxas de deformação  $\approx 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ). A Energia Charpy envolve as etapas de iniciação e propagação da trinca, enquanto os ensaios de tenacidade se relacionam ao ponto de início da propagação instável (ou estável) da trinca.

Essas diferenças em muitos casos implicam que para uma mesma temperatura os modos e os micromecanismos de fratura podem ser diferentes entre os dois tipos de ensaio. Alguns trabalhos (Chen et al., 1994, 1990b) têm mostrado que mesmo quando o micromecanismo de fratura não varia, os

processos de iniciação podem ser diferentes entre amostras entalhadas e pré-trincadas.

Além disso, existem casos em que o comportamento da energia Charpy difere do observado nos ensaios de tenacidade à fratura. Por exemplo, o comportamento observado em aços de alta e baixa resistência (Ritchie; Graça et al.; Chen e Yan, 1978, 1984, 1992), em que  $E_{CVN}$  e  $K_{IC}$  apresentam tendências opostas quando o tamanho de grão é aumentado,  $K_{IC}$  aumenta com o aumento do tamanho de grão enquanto  $E_{CVN}$  decresce, é outro fator que indica os riscos de se generalizar essas relações empíricas.

### **2.2.3 - Ensaio Charpy Instrumentado**

A instrumentação do martelo do pêndulo da máquina Charpy, permite obter-se informações sobre o histórico da carga  $\times$  tempo das amostras durante o ensaio. Uma curva típica obtida em ensaios instrumentados é mostrada na figura 7. Desse tipo de curva, pode-se obter informações sobre as cargas de escoamento, máxima e de fratura. A energia absorvida até um certo ponto da curva pode ser obtida, uma vez que a velocidade do pêndulo seja conhecida (Fearneough e Hoy, 1964). Assim, é possível separar as energias de iniciação e propagação da fratura, permitindo uma melhor avaliação dos estágios envolvidos no processo da fratura. A associação dessas energias com os aspectos fractográficos correspondentes, permite uma melhor compreensão do comportamento da tenacidade avaliada pelo ensaio Charpy (Zia-Ebrahimi e Krauss; Tani e Nagumo, 1984, 1995).

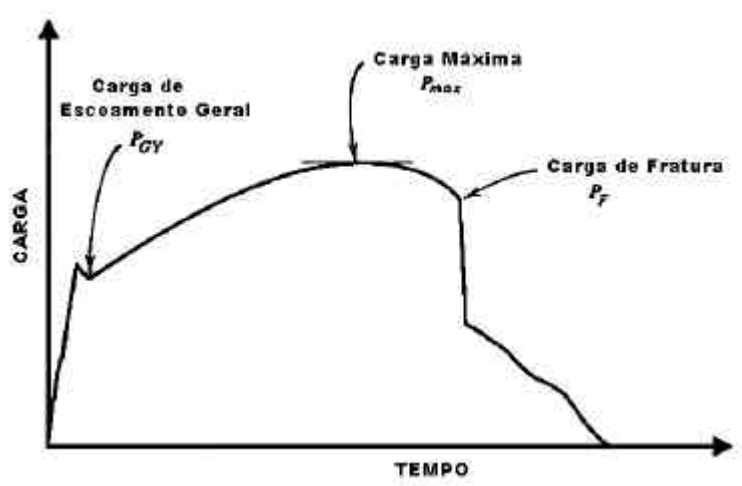
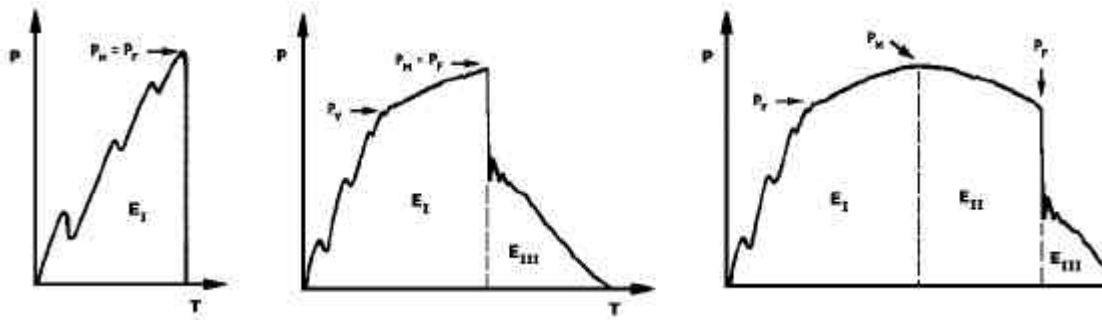
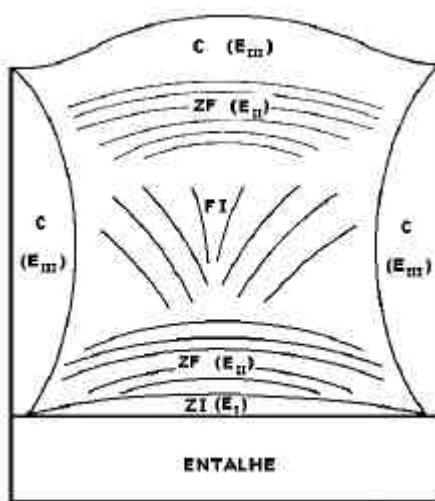


FIGURA 7 - Curva esquemática típica para ensaios Charpy instrumentado.

A figura 8 mostra esquemas de 3 tipos de curvas carga  $\times$  tempo com as energias associadas, e das regiões observadas na superfície de fratura das amostras com as energias associadas.  $E_I$  é a energia de iniciação da fratura, medida até o ponto da carga máxima, e está associada aos processos de iniciação da fratura que ocorrem na raiz do entalhe.  $E_{II}$  é a energia de propagação estável da trinca (a propagação instável praticamente não absorve energia), medida entre a carga máxima e a carga de fratura.  $E_{III}$  é energia absorvida após a contenção da trinca instável, podendo-se incluir também a formação de cisalhamento lateral (shear lips).



(a)



(b)



(c)

FIGURA 8 - (a) Tipos característicos de curvas carga x tempo. (b) Aspectos fratógráficos relacionados com as energias indicadas no item (a), de acordo com Zia-Ebrahimi e Krauss (1984). (c) idem, de acordo com Tani e Nagumo (1995).

## 2.2.4 - Modo de Fratura e Micromecanismo de Fratura

As curvas de transição para aços ferríticos, têm levado a uma relação da fratura frágil com o micromecanismo de fratura por clivagem e da fratura dúctil com o micromecanismo de coalescência de microcavidades. Por serem esses aços os mais comumente estudados, criou-se uma associação entre clivagem e fratura frágil, bem como entre microcavidades e fratura dúctil. Essa relação apesar de ser válida em muitos casos, pode ser enganosa. Aços de alta resistência e baixa ductilidade e ligas de alumínio de alta resistência podem apresentar comportamento macroscopicamente frágil, com um micromecanismo de fratura por rasgamento de baixa energia envolvendo a formação de microcavidades. Por outro lado, ligas de Tungstênio-Rênio podem apresentar deformações consideráveis e fraturar por clivagem. Assim, devemos diferenciar os tipos de fratura dos micromecanismos de fratura. Os termos fratura frágil ou dúctil, estão relacionados à quantidade de energia gasta no processo de fratura e ao aspecto macroscópico das deformações envolvidas, enquanto os micromecanismos de fratura indicam os processos microscópicos envolvidos na fratura. Esses micromecanismos também podem ser classificados como frágeis, caso do processo de clivagem, ou dúcteis como o processo de formação e coalescência de microcavidades.

### 2.3 - MICROMECHANISMOS DE INICIAÇÃO DA FRATURA

No desenvolvimento de modelos que relacionem a tenacidade com a microestrutura, é fundamental a compreensão dos processos envolvidos na iniciação da fratura e seu desenvolvimento até a propagação instável. Os principais processos microscópicos de fratura são a clivagem, a fratura intergranular frágil, a coalescência de microcavidades e a ruptura por cisalhamento localizado.

A investigação dos mecanismos de iniciação da fratura pode ser feita basicamente em duas escalas, nanoescala e microescala (Knott, 1994). A nanoescala envolve os aspectos físicos fundamentais em nível atômico, p/ex. a geração, movimentação e interação de discordâncias. A microescala envolve os



aspectos físicos em nível microestrutural. No caso de materiais, como as ligas metálicas de engenharia, onde na ponta da trinca ou entalhe ocorre a formação de uma zona plástica e, conseqüentemente, um certo adocamento, a abordagem em microescala parece ser a mais adequada para a investigação dos processos de fratura. Essa será a abordagem utilizada neste trabalho.

### **2.3.1 - Clivagem**

O processo de fratura por clivagem pode ser definido como a propagação de uma trinca ao longo de planos cristalográficos preferenciais, como por exemplo, os planos  $\{100\}$  nos aços com estrutura CCC. A separação de planos atômicos adjacentes envolve a quebra de ligações atômicas, o que exige tensões locais suficientemente altas para ultrapassar a tensão de coesão do material. Entretanto, as tensões de clivagem observadas na prática, em geral, são bem menores que a teórica. Isso, porque os materiais de engenharia não são formados por um empilhamento perfeito de átomos, na realidade eles possuem pequenas descontinuidades como discordâncias, contornos de grão e partículas de segundas fases, entre outras. Essas descontinuidades sob carregamento podem gerar concentrações locais de tensões, que podem levar a formação de microtrincas, que por sua vez, podem iniciar o processo de clivagem.

Griffith (1920) foi o primeiro a quantificar essa relação entre a tensão aplicada e a presença de um defeito, por meio de um balanço energético. Embora Griffith tenha mostrado a importância da presença de microtrincas, sua teoria não pode ser aplicada diretamente à maioria dos metais. Os materiais metálicos, em geral, permitem a formação de uma zona plástica localizada na ponta da trinca original, o que faz com que as tensões locais não possam elevar-se muito acima do valor do limite de escoamento. Conseqüentemente, a propagação por clivagem diretamente a partir da ponta da trinca não pode ocorrer. Por outro lado, a natureza heterogênea dessa deformação plástica localizada, permite a nucleação de microtrincas dentro dessa região, que podem induzir o processo de clivagem.

Os primeiros estudos sobre os mecanismos de iniciação da fratura por clivagem foram focados nos processos de formação de microtrincas em materiais que não possuíam tais defeitos. Esses estudos basearam-se nos

conceitos da plasticidade, principalmente na influência da deformação não-homogênea na nucleação de microtrincas. Zener (1948) foi o primeiro a argumentar que altas tensões poderiam ocorrer pelo empilhamento de discordâncias em barreiras como contornos de grão e partículas de segundas fases, podendo levar à formação de microtrincas. Hull (1962) propôs um mecanismo alternativo de deformação não-homogênea para a nucleação de trincas de clivagem. Ele indicou que interseções de maclas com outras maclas ou com contornos de grão são locais favoráveis para a nucleação de trincas. Entretanto, a maclagem nem sempre ocorre e a clivagem é observada mesmo na sua ausência. Nesses casos, os mais comuns, o mecanismo geralmente aceito é a nucleação induzida por cisalhamento.

Baseado nos conceitos de Zener, Stroh desenvolveu um modelo em que a nucleação de microtrincas seria causada pelas tensões concentradas à frente de um empilhamento de discordâncias em contornos de grão ou de fases (Knott; Tetelman e McEvily Jr., 1979, p.176, 1967, p.234). A nucleação é considerada o evento crítico do processo de fratura, sendo controlada pela deformação plástica local (extensão do empilhamento de discordâncias) e, portanto, independente da componente de tensão de tração macroscópica. Entretanto, outros estudos como Hendrickson et al. (1958) e Knott (1966), mostraram a influência das tensões de tração e do estado de tensão na fratura por clivagem, implicando em que a etapa controladora do processo seria a propagação de uma microtrinca formada e não apenas a sua nucleação. Cottrell (1959) propôs um modelo dando suporte à fratura controlada pela propagação, em que microtrincas podem ser nucleadas na interseção de linhas de deslizamento. Assim, a nucleação ocorreria em regiões de baixa energia de fratura, mas a propagação requereria energias mais altas. A observação de microtrincas remanescentes do tamanho de grão em amostras fraturadas (Hahn et al., 1959), deu suporte a esse modelo e indicou o tamanho de grão como o aspecto microestrutural predominante na fratura por clivagem.

Mais tarde, McMahan e Cohen (1965) mostraram que a nucleação de microtrincas originava-se principalmente em carbonetos trincados localizados nos contornos de grão ferríticos, levando a consideração de que o fator microestrutural controlador era o tamanho dos carbonetos (Smith; Curry e Knott, 1966, 1978). Smith (1966, 1968) após analisar empilhamentos de discordâncias

em contornos de grão, sugeriu que microtrincas nucleiam em partículas duras (carbonetos) presentes nos contornos de grão, mas que a subsequente propagação dessas microtrincas na matriz requer tensões mais altas. Esse processo pode ser afetado pelo estado de tensão e pela espessura das partículas. O evento crítico seria então, a propagação de uma microtrinca formada em um carboneto para dentro da matriz ferrítica do grão adjacente, como resultado da ação combinada do empilhamento de discordâncias e da tensão normal aplicada (Curry e Knott; 1976, 1978). Embora, um critério de tração seja aplicável ao trincamento das partículas de segundas fases, o valor dessa tensão crítica pode variar de uma família de partículas para outra e mesmo, de uma partícula para outra dentro de uma mesma família. Assim, quando uma tensão é aplicada ocorre primeiro o trincamento dos núcleos mais fáceis e progressivamente o dos mais e mais difíceis. O processo termina quando uma, ou mais de uma microtrinca, se propaga através da interface partícula/matriz e produz a fratura instável por clivagem (Bates, 1989).

Até o início dos anos 80, o evento crítico para a fratura por clivagem foi geralmente aceito como sendo a propagação de uma microtrinca nucleada em uma partícula de segunda fase na matriz (principalmente carbonetos) e o aspecto microestrutural mais importante o tamanho das partículas (Knott; Brozzo et al.; Hahn, 1977, 1977, 1984).

Uma vez que uma partícula tenha trincado, formando uma microtrinca, essa microtrinca deve propagar-se na matriz a sua volta e através de outras barreiras, para que a instabilidade ocorra. Um ou mais desses estágios da propagação podem requerer tensões mais altas do que a etapa da nucleação. A etapa que requer as maiores tensões será a que determinará o valor da tensão crítica de clivagem. O foco passou a ser então, a investigação de qual seria a etapa controladora da propagação do processo de clivagem e qual o aspecto microestrutural que atuaria como a principal barreira a ser transposta pela microtrinca formada.

Alguns pesquisadores propuseram que o evento crítico da clivagem pode variar com a acuidade do concentrador de tensões presente na amostra (Chen et al., 1990a) ou com a temperatura (Lin et al., 1987). O evento crítico foi visto variar de uma trinca do tamanho dos carbonetos em amostras pré-trincadas

(CTOD), para uma trinca do tamanho do grão ferrítico em amostras entalhadas ( $r = 0,254 \text{ mm}$ ). Efeito semelhante foi observado para amostras pré-trincadas quando a temperatura de ensaio aumentou. Quando o aumento da temperatura permitiu um adoçamento da pré-trinca em torno de  $65 \mu\text{m}$ , o evento crítico passou a ser a propagação de uma trinca do tamanho de grão ferrítico. Lin et al. (1987), propuseram que nas temperaturas mais baixas a fratura por clivagem ocorre quando a condição de nucleação é satisfeita. A medida que a temperatura aumenta, partículas que satisfaçam o critério dinâmico para a propagação através da interface partícula/matriz, podem tornar-se uma fonte de fratura por clivagem. Em temperaturas ainda maiores, trincas que tenham se formado em partículas podem se estender até o primeiro contorno de grão sem causar a fratura. Quando uma dessas trincas consegue estender-se dinamicamente através do grão ferrítico, a fratura por clivagem ocorre. As mudanças no evento crítico são atribuídas à variação dos valores relativos entre o limite de escoamento, a resistência à clivagem das partículas e a resistência do grão ferrítico com a variação da temperatura. Esses efeitos da temperatura nos processos de fratura podem ser resumidos de acordo com o diagrama mostrado na Figura 9.

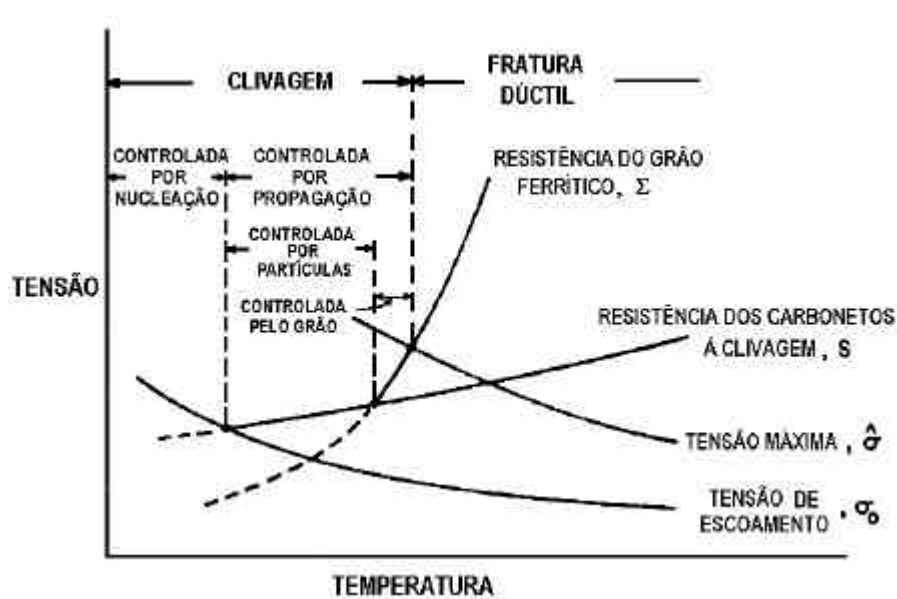


FIGURA 9 - Representação esquemática da variação dos processos de fratura em função da temperatura (Lin et al., 1987).

Observações realizadas em um aço 1008 por Lin et al. (1987), indicaram que em temperaturas abaixo de  $-140^{\circ}\text{C}$  nenhuma microtrinca em carbonetos foi observada. Em  $-120^{\circ}\text{C}$  vários carbonetos trincados foram observados à frente da ponta da trinca, mas nenhuma microtrinca do tamanho de grão foi encontrada. Em  $-100^{\circ}\text{C}$  microcavidades e microtrincas do tamanho do grão foram evidentes à frente da ponta da trinca. Chen e Wang (1992) fizeram observações semelhantes em um aço C-Mn para soldagem.

Investigações detalhadas e em materiais com microestruturas mais complexas que a dos aços ferríticos, mostraram a existência de vários micromecanismos de nucleação, assim como se verificou que vários aspectos microestruturais podem ser considerados como controladores da fratura por clivagem.

A nucleação da clivagem pode ocorrer tanto a partir de partículas presentes

na microestrutura (Lin et al.; Kavishe e Baker, 1986, 1986) como na ausência delas (Curry; Gerberich et al., 1984, 1987).

A nucleação sem a presença de partículas pode ocorrer por :

- Maclagem (baixas temperaturas) (Lin et al.; Liu et al., 1986, 1998).
- Algum mecanismo de discordância atuando no interior do grão (Curry; Dlouhy et al., 1980a, 1996).
- Decoção em bandas de deslizamento (Chan, 1995, 1997).
- Interseções de bandas de deslizamento com contornos de grão (Marrow, 1996).
- Interseções de ripas de bainita com diferentes orientações (Ohya et al., 1996).
- Algum mecanismo de discordância atuando nos contornos de grão e pontos triplos (Narstrom e Isacson; Samant e Lewandowski, 1999, 1997).

A nucleação a partir de partículas pode ocorrer pelo trincamento ou decoção de inclusões e partículas de segundas fases (MnS, carbonetos, etc.), induzido por empilhamentos de discordâncias (Rosenfield et al.; Todinov, 1983, 2000) e/ou carregamentos impostos pela matriz deformada plasticamente e a presença de defeitos nas partículas (Ortner e Hipsley; Mantyla et al.; Fairchild et al., 1996, 1999, 2000).

No caso da nucleação em partículas, observou-se que nem todas as partículas são favoráveis ao trincamento, dependendo de estarem associadas a empilhamentos de discordâncias ou concentradores de tensões suficientes e de terem uma orientação favorável (Tweed e Knott; Fairchild et al., 1987, 2000). O tamanho das partículas é importante, em geral apenas partículas maiores do que 1  $\mu\text{m}$  são associadas à nucleação de microtrincas (Tweed e Knott; Rosenfield e Shetty, 1987, 1986). O tamanho da partícula nucleadora pode ser influenciado pela geometria do concentrador de tensões. Entalhes favorecem a nucleação em partículas maiores e trincas agudas em partículas menores (Bowen et al.; Baker e Kavishe, 1987, 1986). Assim, uma mudança na natureza das partículas também pode ocorrer em função do tamanho das mesmas. Baker e Kavishe (1986) observaram uma mudança na nucleação de inclusões (partículas maiores) em

amostras entalhadas, para carbonetos (partículas menores) em amostras pré-trincadas de um mesmo material. Esse efeito foi atribuído às variações observadas no tamanho da zona de processo e na magnitude das tensões dentro dessas zonas, em função da geometria do concentrador de tensão (Lin e Ritchie, 1988). Efeito semelhante foi observado para um mesmo concentrador de tensão, em função da temperatura. Temperaturas mais baixas favorecem a nucleação em partículas menores, enquanto as mais altas em partículas maiores (Rosenfield; Mantyla et al.; Bowen et al., 1997, 1999, 1987).

Um outro aspecto importante, é que as partículas maiores podem trincar em valores mais baixos de tensão e adoçar ao alcançar a interface partícula /matriz não mais se propagando (Linaza et al., 1995a). Além disso, nem todas as partículas de tamanho favorável trincam (Tweed e Knott; Curry e Knott, 1987, 1979) e mais de uma iniciação pode ocorrer (Dlouhy et al.; Rosenfield et al.; Mantyla et al., 1996, 1983, 1999). Assim, várias possibilidades de mecanismos de nucleação da clivagem devem ser consideradas, dependendo do material e em função de fatores como temperatura e raio da raiz do entalhe.

Apesar de em alguns casos a clivagem poder ser controlada pela nucleação, na maioria dos casos tem-se considerado que a etapa controladora é a propagação de uma microtrinca crítica. Essa microtrinca crítica é normalmente associada a alguma unidade microestrutural específica do material. Assim, vários constituintes microestruturais têm sido sugeridos como sendo a unidade controladora do processo de clivagem, como:

- Carbonetos (geralmente em contornos de grão) (McMahon e Cohen; Curry; Bowen et al., 1965, 1980a, 1986a).
- Inclusões (Bowen et al, 1986b).
- Tamanho de grão (Hahn; Samant e Lewandowski; Fairchild et al., 1984, 1997, 2000).
- Perlita (Rosenfield et al., 1968).
- Pacotes bainíticos ou martensíticos (Curry; Knott; Meizoso et al., 1980a, 1981, 1986).
- Segundas fases (TiN, M-A, etc..) (Hou et al.; Linaza et al.; Ortner e Hipsley, 1989, 1995a, 1996).
- Região de ferrita e perlita com mesma orientação (Linaza et al., 1995b).

- Densidade de discordâncias na martensita (Miyata et al., 1989).

Atualmente considera-se que o processo de clivagem pode envolver três etapas críticas : (Linaza et al.; San Martin I. e Rodriguez-Ibabe; Knott, 1997, 1999, 1992)

- Nucleação de microtrincas dentro da zona plástica à frente da pré-trinca ou entalhe. A nucleação ocorre como consequência da tensão aplicada, induzida pela plasticidade local, em algum aspecto microestrutural favorável, em geral partículas de segundas fases e inclusões.

- Propagação de uma dessas microtrincas na matriz à sua volta, ou seja, que a microtrinca ultrapasse a interface partícula/matriz.

- Propagação de uma microtrinca através de obstáculos presentes na matriz, ou seja, que a microtrinca ultrapasse interfaces matriz/matriz.

Na prática o processo de fratura deve acontecer dinamicamente, com as três etapas ocorrendo em seqüência (Lin et al.; Knott, 1987, 1992). Se uma microtrinca é retida em uma das etapas, ela sofre adoçamento e é impedida de tomar parte no processo de clivagem. A nucleação de uma outra microtrinca é necessária para que a fratura por clivagem possa ocorrer.

As condições em que cada uma dessas etapas pode ser considerada a etapa crítica, varia com a microestrutura e com a temperatura, mas essas variações ainda não são bem compreendidas (Lin et al., 1987).

Fatores microestruturais como tipo, tamanho, orientação, localização e fração volumétrica das partículas de segundas fases ou inclusões influenciam no processo de clivagem (Byun et al., 1999), bem como as características da matriz e os parâmetros que influenciam na sua capacidade de deformação plástica (Lee et al.; Thompson, 1996, 1997). A etapa crítica do mecanismo de clivagem pode ser diferente entre amostras com entalhes e com pré-trincas, e pode variar também com o tamanho de grão e a temperatura (Cao; Linaza et al., 1997, 1993).

Outros trabalhos (Odette et al; Yokoyama e Nagumo; Lee et al., 1997, 1998, 1986) têm indicado que o processo de clivagem, também pode ocorrer pela interação de microtrincas que se conectam para formar uma trinca com tamanho suficiente para disparar o processo de clivagem. Esse processo é



influenciado pela capacidade plástica dos constituintes da microestrutura. A dificuldade de interação entre as microtrincas aumenta com a temperatura, devido ao aumento da dificuldade em romper os ligamentos. Em temperaturas mais altas essas microtrincas formadas podem servir como núcleos para o processo dúctil (Odette et al., 1997).

Alguns pesquisadores (Mendiratta et al.; Chan e Davidson; Mendiratta et al., 1995, 1999, 1996) têm sugerido que, além de um nível crítico de tensões a ser excedido, um nível crítico de deformação plástica também é requerido para que a fratura por clivagem possa ocorrer. A plasticidade tendo um papel importante na nucleação das trincas, enquanto a tensão de tração normal máxima,  $S_{yy}^{MÁX}$ , controla a propagação. Portanto, a fratura por clivagem deve ser controlada por uma combinação crítica de deformação plástica e tensão de tração aplicada.

Chen et al. (1994, 1997a, 1997b, 1997c; Wang e Chen, 1998) realizaram recentemente, em uma série de trabalhos, uma análise detalhada da fratura por clivagem em aços para soldagem C-Mn de baixo carbono, e sugeriram uma combinação de três critérios que controlam a ocorrência da fratura catastrófica por clivagem (Chen et al., 1991, 1997b). Eles argumentam que nas vizinhanças da superfície livre do entalhe ou trinca, o grau de triaxialidade das tensões é baixo o bastante para que qualquer núcleo de trinca formado nessa região, seja adoçado e não propague. Assim, a clivagem só poderá nuclear em distâncias maiores, onde o grau de triaxialidade seja alto o suficiente para evitar o adoçamento da microtrinca gerada. Em baixas tensões aplicadas, além de uma certa distância mínima, a triaxialidade alcança o valor necessário, mas a deformação plástica decresce para um valor insuficiente para produzir a iniciação de um núcleo de trinca. Portanto, para que a fratura por clivagem possa ocorrer, um critério combinado de deformação crítica, triaxialidade crítica e tensão crítica, deve ser satisfeito :

$$e_p \geq e_{pC} - \text{a deformação plástica local, } e_p, \text{ deve ultrapassar uma deformação crítica, } e_{pC}, \text{ para que um núcleo de trinca possa ser formado.}$$

$S_m/\bar{S} \geq T_c$  - o grau de triaxialidade, avaliado por  $S_m/\bar{S}$ , deve ultrapassar um valor crítico,  $T_c$ , para que o núcleo formado não adoce.

$S_{yy} \geq S_f$  - a tensão normal à frente da trinca ou entalhe,  $S_{yy}$ , deve ultrapassar o valor da tensão crítica local para a fratura por clivagem,  $S_f$ , para que a microtrinca formada seja estendida catastróficamente.

O critério de deformação é corroborado pela observação de que a fratura por clivagem não se inicia necessariamente na posição da tensão normal máxima, podendo ocorrer em posições posteriores ou, preferencialmente, em posições anteriores (Ohya et al.; Chen et al.; Wang e Chen, 1996, 1990, 1998). Como a deformação plástica decresce rapidamente com a distância, na posição de  $S_{yy}^{MÁX}$  ou em pontos mais afastados, ela pode não ser suficiente para iniciar um núcleo de trinca. Experimentalmente (Chen et al., 1997b), em amostras carregadas em baixas cargas, nenhuma cavidade ou microtrinca pode ser observada em seções metalográficas realizadas nas vizinhanças da ponta da trinca, indicando que não houve deformação local suficiente para a nucleação.

O critério da triaxialidade das tensões implica na existência de uma certa “distância mínima” da ponta da trinca, a partir da qual a fratura por clivagem pode acontecer. Um grande número de observações (Chen et al., 1997b) mostrou que dentro de uma certa distância da ponta de uma pré-trinca adoçada, apenas microcavidades puderam ser encontradas e nenhuma microtrinca remanescente foi observada. Portanto, um valor crítico da triaxialidade deve ser excedido para poder prevenir que um núcleo de trinca adoce. A distância mínima para a clivagem é dependente da geometria do concentrador de tensão e das propriedades de escoamento do material. Para amostras de **CTOD** de um metal de solda C-Mn (0,07 %C) essa distância foi de 30  $\mu\text{m}$  em - 110°C e de 3  $\mu\text{m}$  em - 196°C, já para um metal base C-Mn (0,18 %C) foi de 15  $\mu\text{m}$  em - 100°C.

A tensão crítica de fratura e os fatores relacionados às distribuições espacial e de tamanho dos constituintes nucleadores determinam a probabilidade

de falha que ocorre na área onde os critérios de deformação e triaxialidade são satisfeitos. A triaxialidade crítica determina a distância mínima para a iniciação da clivagem e a deformação crítica a distância máxima.

A região à frente da trinca onde os três critérios são satisfeitos conjuntamente, é denominado de zona ativa, e determina os locais onde a iniciação da clivagem é possível (Chen e Wang; Chen et al.; Wang e Chen, 1992, 1990a, 2001). A Figura 10 mostra uma representação esquemática da zona ativa em função dos critérios combinados para a fratura por clivagem. Uma vez que as distribuições de tensão e deformação à frente da ponta da trinca variam com a carga aplicada, o tamanho da zona ativa também varia com a carga aplicada, e essa variação explica a variação observada nas posições dos inícios da clivagem.

Outro fato que indica a importância da triaxialidade das tensões na fratura por clivagem, é que a iniciação ocorre normalmente nas regiões onde predomina o estado de deformação plana. A redução da espessura, restringe a região de deformação plana à região central da amostra e os inícios da clivagem também ficam restritos a essa região. Um aumento na temperatura de ensaio tem efeito semelhante. Em amostras onde a deformação plana se entende pela maior parte da amostra, os inícios da clivagem podem ocorrer ao longo de toda essa região, e sua distribuição é aleatória (Chen et al.; Ando et al., 1997b, 1992). A Figura 11 ilustra esses aspectos.

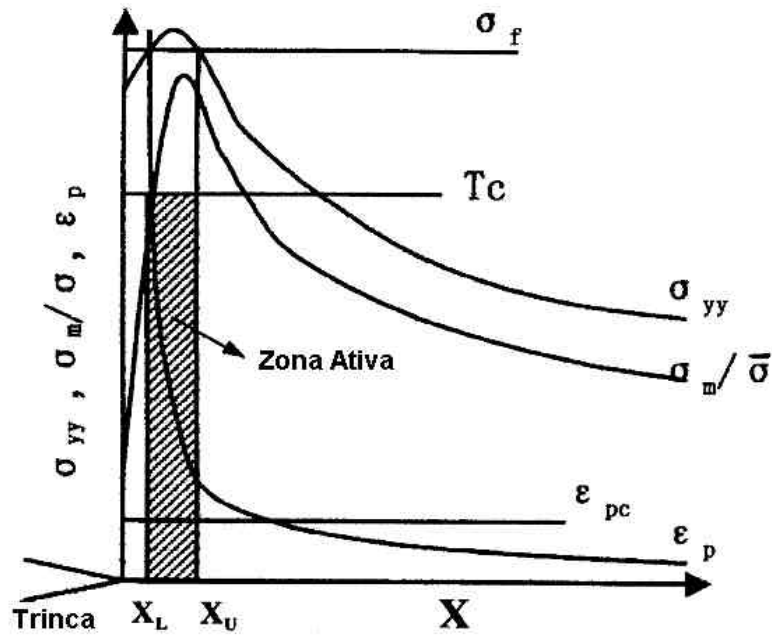


FIGURA 10 - Representação esquemática da região à frente de uma trinca ou entalhe onde a fratura instável por clivagem pode ocorrer.  $X_L$  é a distância mínima na qual a clivagem pode ser nucleada (Wang e Chen, 2001).

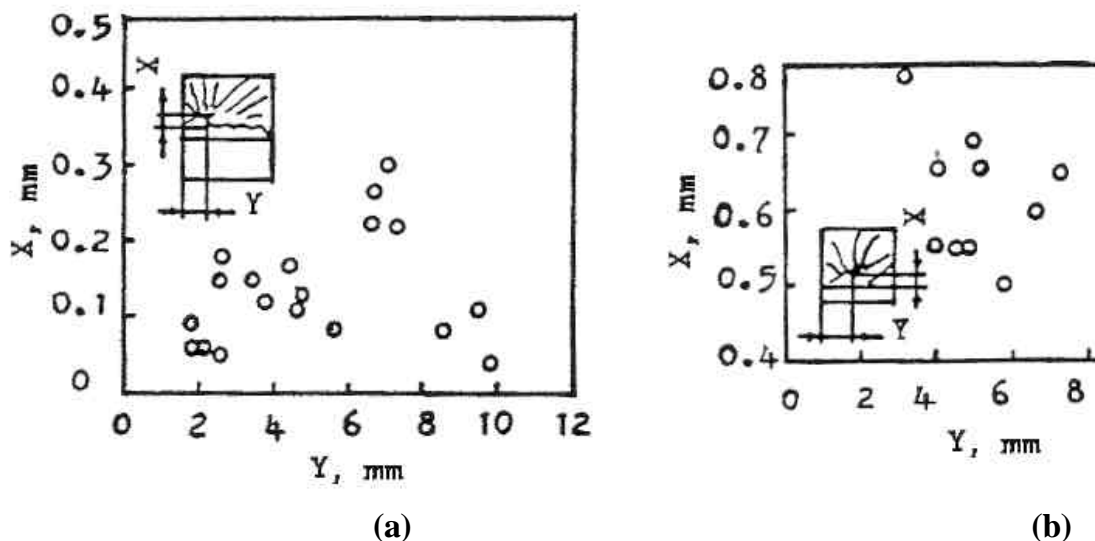


FIGURA 11 - Distribuição dos locais de início da fratura em um Metal de solda C-Mn, (a) amostras de CTOD ensaiadas em  $-90^{\circ}\text{C}$  e (b) amostras Charpy ensaiadas em  $-40^{\circ}\text{C}$  (Chen et al., 1997b).

Na região de transição, o aumento gradual da temperatura leva a um aumento da tenacidade. Esse aumento é geralmente atribuído a um decréscimo no limite de escoamento, que aumenta a plasticidade local reduzindo a probabilidade da formação e subsequente instabilidade das microtrincas. Nessa região de transição frágil/dúctil, amostras pré-trincadas ou entalhadas, normalmente apresentam uma extensão fibrosa (estável) antes da fratura instável por clivagem (Ebrahimi e Seo; Knott; Fairchild et al., 1996, 1994, 2000) .

A observação de microtrincas remanescentes a uma certa distância da ponta de trincas fibrosas, indica que, uma vez que uma trinca fibrosa se estenda, independentemente do concentrador de tensão original, o evento crítico para a propagação instável da clivagem é a propagação de uma microtrinca do tamanho do grão, para os grãos vizinhos (Chen et al.; Chen e Wang, 1997a, 1994).

A trinca fibrosa é mais aguda que o entalhe original, porém, menos aguda que a pré-trinca inicial, ou seja, as condições de tensão e deformação são intermediárias, com a trinca fibrosa podendo ser tratada como um entalhe agudo. Essa proposição é sustentada pela observação que as distâncias das posições de iniciação da clivagem à ponta das trincas fibrosas, são maiores do que as medidas para as pré-trincas, mas menores do que as medidas para os entalhes, na ausência de extensão fibrosa antes da clivagem. A extensão da trinca fibrosa aumenta a

triaxialidade das tensões, causando uma menor quantidade de deformação plástica nas vizinhanças da ponta da trinca a medida que ela avança, e aumenta os valores de  $S_{yy}^{MÁX}$  (Chen e Wang, 1994).

O espalhamento da tenacidade na região de transição está relacionado ao espalhamento no comprimento que a trinca fibrosa pode alcançar antes da fratura instável ocorrer (Rosenfield et al.; Milne e Chell, 1983, 1979). Devido à variação aleatória da abertura da trinca fibrosa, durante a sua extensão, a triaxialidade das tensões e a tensão normal máxima á frente da trinca, também variam aleatoriamente, fazendo com que o momento da iniciação por clivagem também varie aleatoriamente. Isso, somado às variações microestruturais que podem ocorrer, pode proporcionar um grande espalhamento na tenacidade na região de transição (Chen e Wang, 1994).

Wang et al. (1997) observaram que a dependência do processo de fratura frágil com a temperatura é determinada pela dependência (dificuldade) da iniciação da fratura frágil com a temperatura, que vai determinar o comprimento da trinca fibrosa. O decréscimo da temperatura tende a diminuir o comprimento da trinca fibrosa que precede a fratura instável.

Para que a fratura por clivagem possa ocorrer à frente da trinca fibrosa, o critério combinado de deformação crítica, triaxialidade crítica e tensão crítica, deve ser satisfeito nessa região.

Chen e Wang (2001) observaram que em materiais quase frágeis, como os aços, a ponta da pré-trinca de fadiga é da ordem de  $10^{-1}$   $\mu\text{m}$  e não infinitesimal, e que a fratura por clivagem ocorre normalmente pela iniciação de microtrincas à frente da pré-trinca. Como as tensões e deformações não se distribuem uniformemente no campo da ponta de uma trinca determinado por  $K_I$ , a intensidade de tensão crítica do campo da ponta da pré-trinca em um ponto no qual os critérios de clivagem são satisfeitos, varia com a variação das posições de iniciação da clivagem. Desse modo, para materiais em que a fratura por clivagem é iniciada a uma distância variável da ponta da pré-trinca,  $K_I$  determina unicamente a intensidade do campo da ponta da pré-trinca, mas não determina unicamente o processo de clivagem. Isso significa que nesses casos não há um valor único de  $K_{IC}$ . Portanto, o espalhamento observado em  $K_{IC}$  não se deve

apenas a micro-heterogeneidades mas também ao fato de  $K_{IC}$  não determinar unicamente o processo de clivagem.

Em resumo, a teoria mais aceita atualmente é que, o micromecanismo de clivagem ocorre pela extensão de uma microtrinca instável, iniciada dentro da zona plástica formada na raiz da trinca ou entalhe principal e nucleada a partir de inclusões ou partículas de segunda fase. Os detalhes desse processo, entretanto, são bastante complexos, podendo variar em função da microestrutura do material, temperatura, geometria do entalhe (grau de triaxialidade e deformação presentes na ponta da trinca ou entalhe). De um modo geral, quatro etapas críticas têm sido consideradas como controladoras do processo de clivagem, as condições em que cada uma delas se torna a predominante, ainda não estão bem estabelecidas. Essas etapas são: (i) A nucleação de uma microtrinca é suficiente para levar à fratura instável. (ii) A fratura instável é controlada pela propagação da microtrinca nucleada para a matriz a sua volta, ou seja, a etapa crítica é ultrapassar a interface partícula/matriz. (iii) A fratura instável é controlada pela propagação da microtrinca nucleada através de obstáculos presentes na matriz, ou seja, a etapa crítica é ultrapassar as interfaces matriz/matriz (p/ex., contornos de grão), (iv) A etapa crítica é a junção de microtrincas formadas, que alcançam um tamanho crítico.

### **2.3.2 - Fratura Intergranular Frágil**

Esse micromecanismo envolve a nucleação e a subsequente propagação da fratura ao longo dos contornos de grão do material. A denominação de clivagem intergranular tem sido usada por alguns pesquisadores, mas não é adequada uma vez que os contornos de grão não podem ser considerados como um plano cristalográfico específico.

Em geral o processo intergranular frágil é relacionado a materiais de alta dureza, como alguns aços ferramenta, ou a uma segregação de elementos de impureza (P, S, Sn, As, etc.) nos contornos de grão, alterando sua coesão local. Esse último caso, tem sido observado principalmente em aços de alta resistência

que são tratados termicamente nas condições de como temperado, revenido na faixa de 350°C (fragilização da martensita revenida) e revenidos na faixa de 600° C por longos tempos (fragilização no revenido reversível). A presença de carbonetos nos contornos de grão em associação com a presença dos elementos de impurezas, também tem sido considerada essencial.

O micromecanismo de iniciação da fratura intergranular frágil é muito pouco tratado na bibliografia, provavelmente, devido a dificuldade de se identificar a região de iniciação nas superfícies de fratura. O micromecanismo geralmente aceito é semelhante ao da clivagem, a iniciação ocorre em uma partícula presente nos contornos de grão fragilizados na região à frente da trinca ou entalhe inicial, e esse núcleo formado se propaga ao longo desses grãos (Thompson e Knott; Bandyopadhyay e McMahon Jr.; Briant e Lewis, 1993, 1983, 1986).

Três hipóteses existem para explicar o efeito dos carbonetos no processo de fratura (Briant e Lewis, 1986): i) Os carbonetos servem de obstáculos para o empilhamento de discordâncias, que causam a separação da interface carboneto/matriz. ii) O crescimento dos carbonetos segrega impurezas, aumentando a concentração das mesmas nos contornos de grão. iii) A interface carboneto/matriz na presença de impurezas é fraca e aumenta a facilidade da fratura intergranular. Essa última é a hipótese considerada mais provável.

### **2.3.3 - Coalescência de Microcavidades**

Esse processo envolve a nucleação, o crescimento e a coalescência de microcavidades. Quando uma trinca ou entalhe é carregado, as tensões e deformações geradas localmente na sua ponta tornam-se suficientes para nuclear microcavidades, principalmente nas inclusões presentes nessa região. Com o aumento do nível de carregamento as altas deformações plásticas e tensões triaxiais que se desenvolvem na ponta da trinca, promovem o crescimento dos vazios formados, enquanto a trinca adoça e sua ponta avança produzindo uma zona de estiramento.

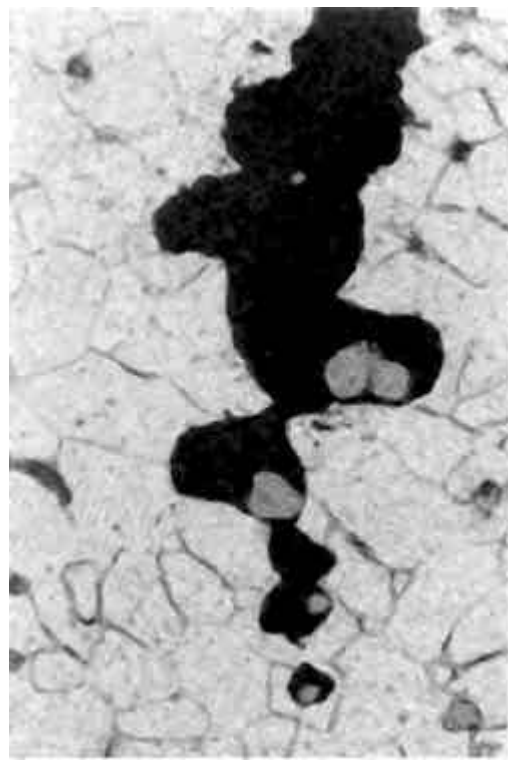
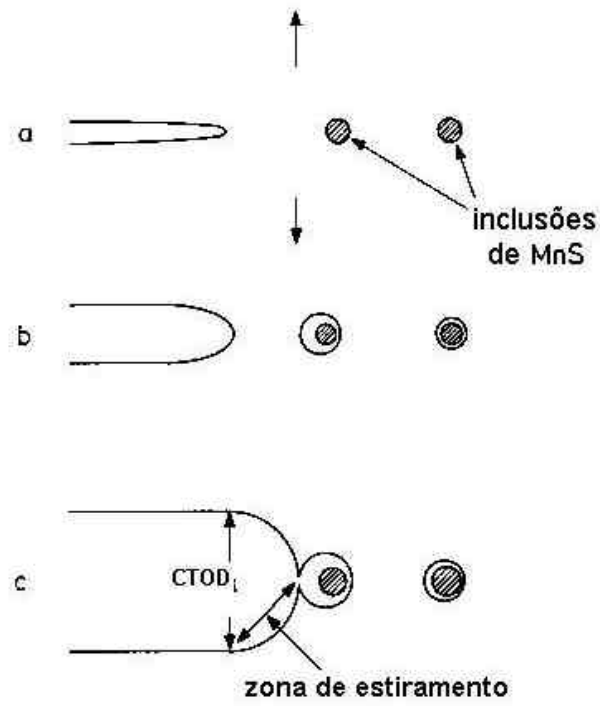
Bidimensionalmente, a iniciação da fratura pode ser considerada como o



ponto em que a ponta da trinca adoçada coalesce, por estricção interna, com o vazio mais próximo da ponta da trinca (Knott, 1980). Tridimensionalmente, a frente da trinca coalesce por estricção interna com os vazios crescidos mais próximos, e o avanço da trinca é considerado ocorrer quando acontece a separação dos ligamentos remanescentes entre os vazios já conectados com a frente da trinca (Firrao et al., 1989).

Na maioria dos materiais a triaxialidade à frente da trinca, causa uma elevação nas tensões suficiente para nuclear os vazios, portanto, o crescimento e a coalescência desses vazios são as etapas críticas do processo (Anderson, p.265, 1995).

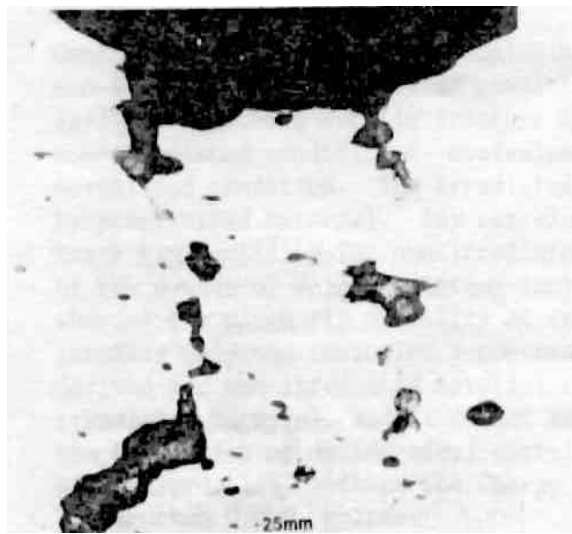
Esse processo de nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades é um processo perfeitamente plástico, que ocorre geralmente em aços de baixa resistência e alta capacidade encruamento, como exemplificado nas Figuras 12 e 13. Nesse caso, a ductilidade na ponta de uma trinca pode ser interpretada como uma função do espaçamento entre os vazios que crescem e coalescem, e portanto, do espaçamento entre as inclusões que nucleiam esses vazios. Rice e Johnson (p. , 1970) relacionaram  $CTOD_i$  com o raio e o espaçamento das inclusões, assumindo que a deformação para nuclear vazios é zero. A Figura 14 mostra o resultados previstos junto com os resultados experimentais para vários aços. Nota-se que as ligas com alta capacidade de encruamento apresentam uma boa concordância com o modelo, mas que as outras ligas tendem a apresentar valores de tenacidade abaixo do esperado.



(a)

(b)

FIGURA 12 - Processo de coalescência de microcavidades. (a) representação esquemática (b) propagação de trinca em um aço doce (Knott, 1980).



(a)

(b)

FIGURA 13 - Exemplos de iniciação da fratura por coalescência de microcavidades em amostras entalhadas. (a) Aço de baixa resistência (Green e Knott, 1976) (b) Aço doce normalizado (Knott, 1989).

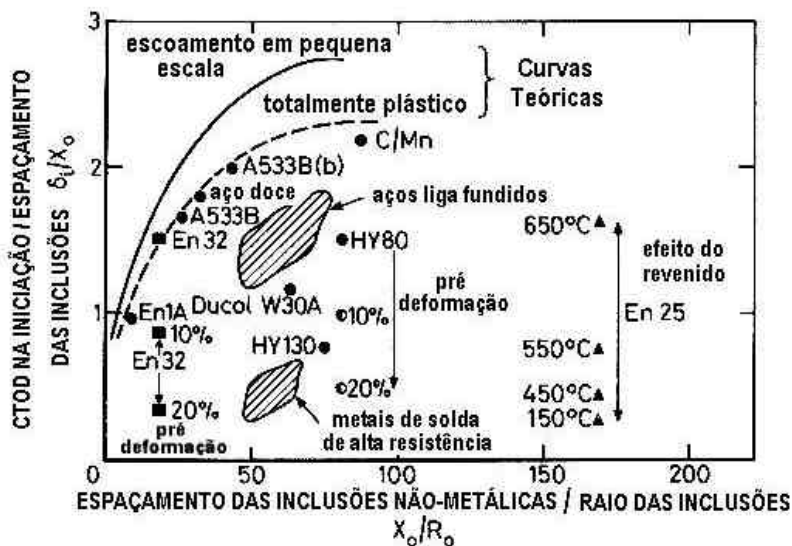


FIGURA 14 - Curvas teóricas previstas pelo modelo de Rice e Johnson, junto com dados experimentais para vários aços (Knott, 1980).

Dois fatores contribuem para essa redução da tenacidade, a presença de partículas finas bem ligadas com a matriz e a tendência à localização plástica na matriz quando sua capacidade de encruamento diminui (Knott; McMeeking, 1989, 1987). Esses fatores combinados levam à exaustão local da ductilidade (encruamento) dentro de bandas de deslizamento, ao longo das quais a ruptura por cisalhamento do ligamento pode ocorrer, levando a uma redução da tenacidade (Knott e Boccaccini; Green e Knott; Garrison Jr. e Moody, 1999, 1976, 1987).

Os aspectos microestruturais importantes no processo de fratura são, o tamanho e distribuição das partículas maiores que nucleiam os vazios, a coesão das partículas menores com a matriz, e o comportamento plástico da matriz, função da tensão de escoamento e da capacidade de encruamento, que determina a concentração de deformação local, controlando o processo de fratura. Assim, as inclusões maiores determinam o tamanho do ligamento através do qual o processo de fratura ocorre, enquanto as partículas menores influenciam nas

características de deformação da matriz, aumentando a tensão de escoamento e decrescendo a capacidade de encruamento (Green e Knott; Chipperfield e Knott; Garret e Knott, 1976, 1975, 1978). A medida que a capacidade de encruamento da matriz diminui, as partículas menores ( $< 0,1 \mu\text{m}$ ) passam a interferir no processo de coalescimento, facilitando a ruptura da região entre os vazios formados nas partículas maiores (Garret e Knott, 1978).

Em resumo, o processo de nucleação e extensão de uma trinca pelo micromecanismo de coalescência de microcavidades, envolve os seguintes estágios a medida que a carga aplicada aumenta:

- i) Adoçamento da ponta da trinca e a nucleação de vazios em torno das partículas de segundas fases ou inclusões maiores, mais próximas.
- ii) Aumento do adoçamento da ponta da trinca e a conexão da frente da trinca com os vazios crescidos mais próximos, esse estágio pode ser considerado o início da fratura.
- iii) Deformação dos ligamentos remanescentes entre os vazios já conectados com a frente da trinca até sua ruptura, representando um avanço da trinca. A propagação se dá pela repetição desse processo a medida que mais partículas entram na zona de processo e progressivamente nucleiam vazios que crescem e coalescem, produzindo novos incrementos de extensão da trinca.

#### **2.3.4 - Cisalhamento Localizado**

A medida que a capacidade de encruamento diminui, a tendência de ocorrer uma localização da deformação plástica entre a trinca adoçada e os vazios nucleados à sua frente aumenta. Isso pode levar a que a ligação entre a ponta da trinca adoçada e os vazios à sua frente, ocorra por cisalhamento localizado (Clayton e Knott; Knott; Garrison e Moody; Hahn e Rosenfield, 1976, 1989, 1987, 1975). Knott e Boccaccini (1999) têm apontado dois modos para esse processo, mostrados na Figura 15. Quando a trinca adoça, as tensões principais tornam-se radiais e tangenciais, com a direção do cisalhamento máximo formando uma espiral logarítmica à frente da ponta da trinca (Figura 15a). No

primeiro modo, a decoesão entre a ponta da trinca adoçada e os vazios mais próximos ocorre ao longo da espiral logarítmica, como mostra a Figura 15b. A figura 16 mostra exemplos desse processo, que tem sido observado em aços temperados e revenidos, ligas de alumínio e em aços de baixo carbono pré-deformados a frio. O segundo modo ocorre em materiais com ductilidades ainda mais baixas, em que a trinca se mantém aguda, e a fratura por cisalhamento ocorre ao longo dos lobos da zona plástica gerada pela trinca (Figura 15c e d), nesse caso a propagação da trinca apresenta um aspecto de “zig-zag” como observado na Figura 17. Entretanto, El-Soudani (1985) em um estudo detalhado, apresentou um modelo para a fratura em “zig-zag” em que a propagação da trinca ocorre por uma combinação de eventos envolvendo a decoesão por cisalhamento ao longo da espiral logarítmica e o readoçamento da ponta da trinca. A Figura 18 mostra esse modelo esquematicamente, nota-se a grande semelhança com o aspecto observado na Figura 17.

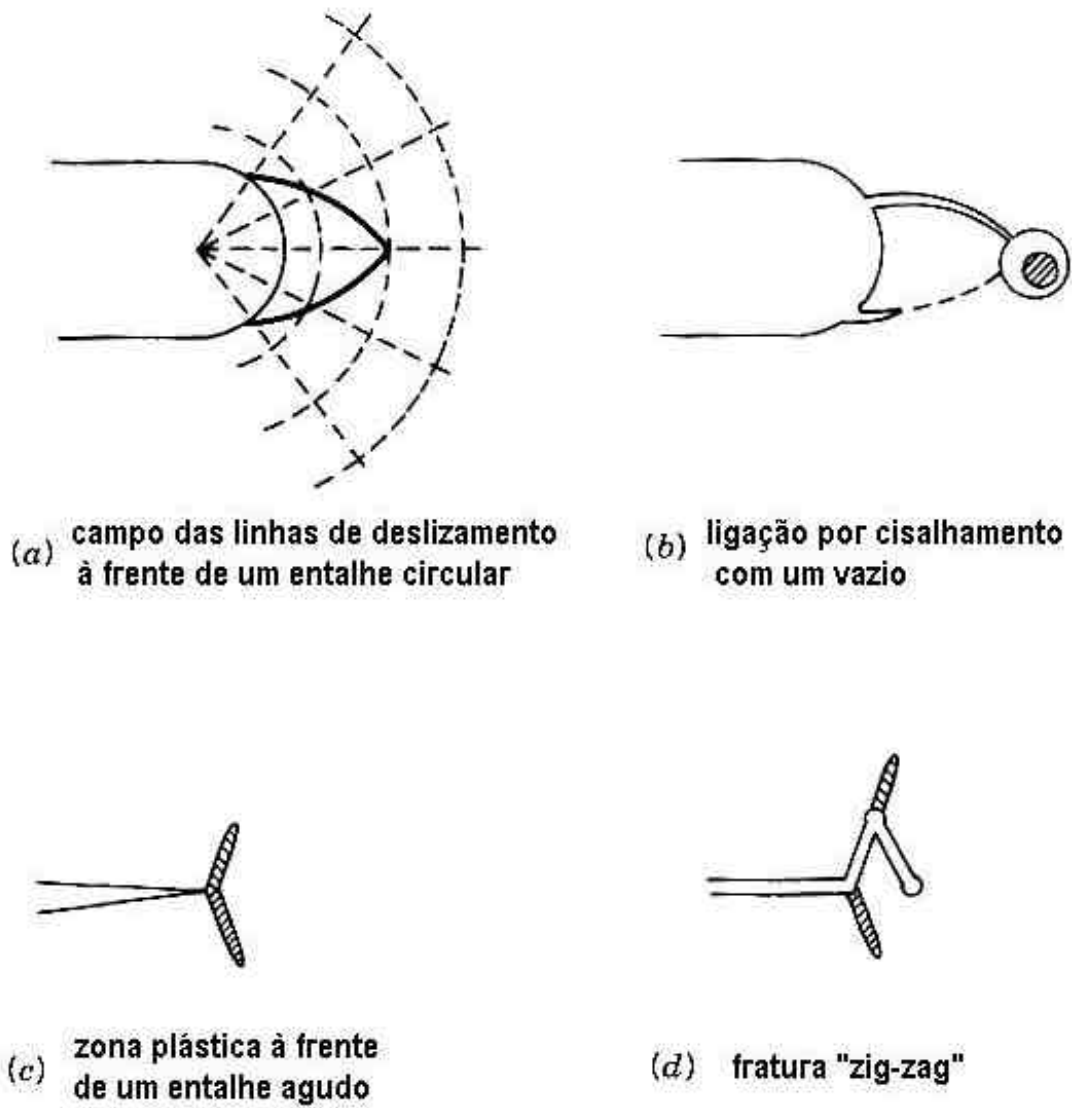


FIGURA 15 - Diagrama esquemático mostrando os modos de formação da

ruptura por cisalhamento localizado, de acordo com Knott (1980).



(a)



(b)



(c)

FIGURA 16 - Exemplos do processo de ruptura por cisalhamento localizado (Knott,1980). (a) Aço HY80 (b) Liga de Alumínio 7010 (c) Aço doce pré-deformado.



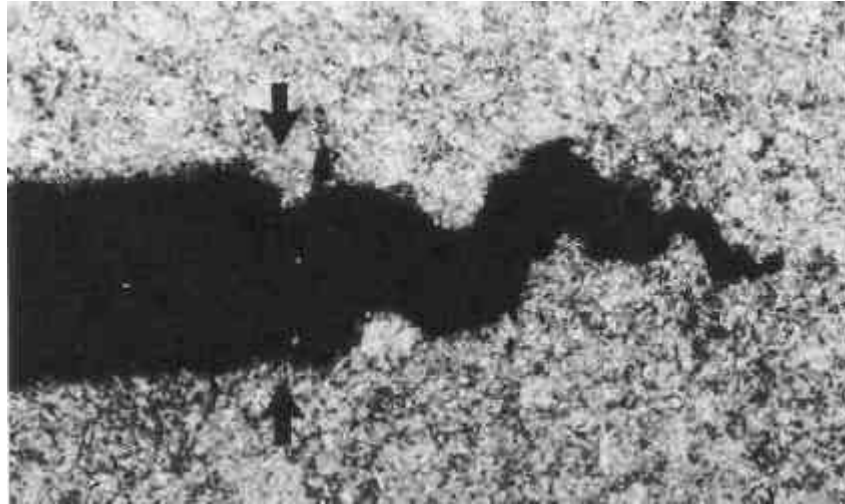


FIGURA 17 - Fratura com aspecto de “zig-zag” em aço temperado e revenido (Knott, 1980).

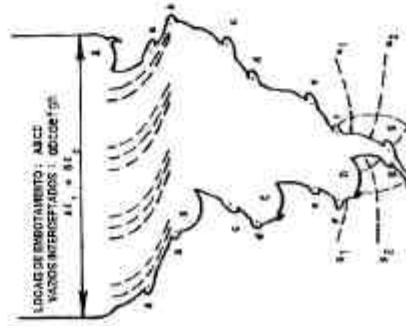
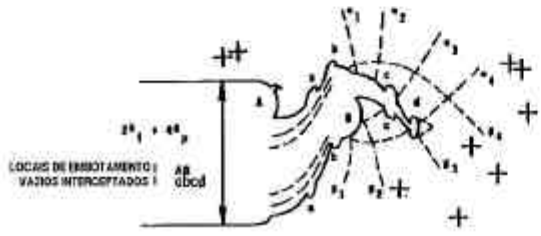
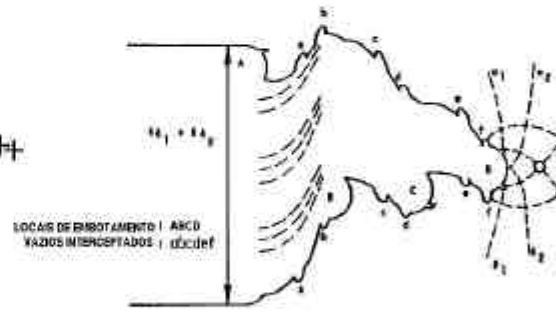
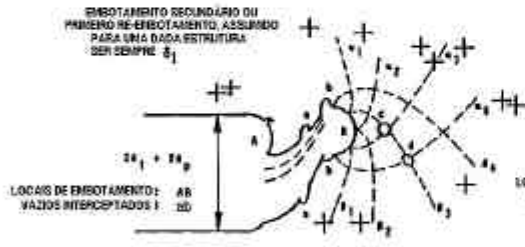
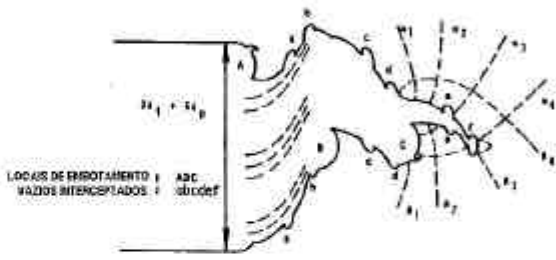
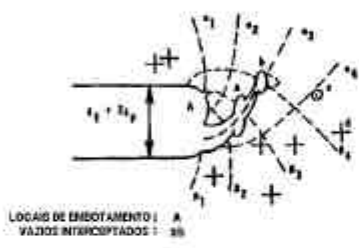
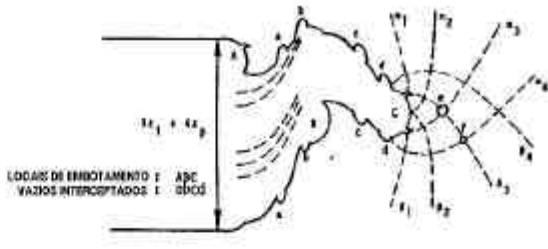
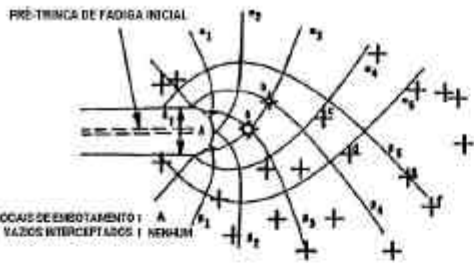


FIGURA 18 - Diagrama Esquemático do crescimento de uma trinca pela combinação de readoçamento e decoesão cisalhante ao longo de espirais logarítmicas (El-Soudani, 1985).

A observação em detalhe das trincas por cisalhamento localizado (Figura 19), indica a participação de carbonetos finos (submicrometro) no processo de ruptura. Dentro dessas bandas de deslizamento pode-se ter deformações locais da ordem da unidade, que podem causar a decoesão dessas partículas. A decoesão das partículas reduz a resistência ao movimento das discordâncias, levando à ruptura por cisalhamento ao longo das bandas de deslizamento. Esse é um processo cisalhante rápido, não requerendo deformações macroscópicas significantes (Knott e Boccaccini, 1999). A localização da deformação também pode ser facilitada pela segregação de elementos de impurezas que enfraquecem as interfaces dos carbonetos em aços de alta resistência e baixa liga, levando à fratura do tipo “zig-zag” (King e Knott, 1981).

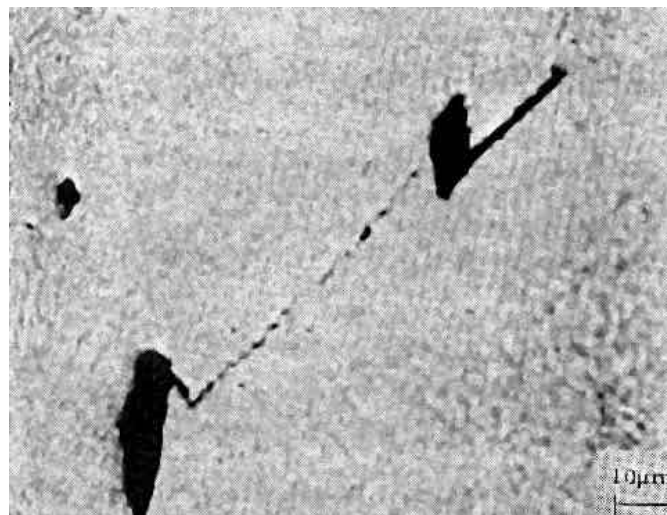


FIGURA 19 - Decoção por cisalhamento entre duas microcavidades, mostrando a formação de pequenos vazios formados em carbonetos finos, ao longo da linha de cisalhamento localizado (Cox e Low Jr., 1974).

A iniciação da fratura pelo mecanismo de cisalhamento localizado tem sido observada na literatura tanto em amostras pré-trincadas adoçadas (Handerhan e Garrison Jr.; Bray et al.; Isacsson e Narstrom, 1992, 1992, 1998), como em amostras entalhadas, sendo que após a iniciação o micromecanismo de propagação pode ser dúctil ou frágil (King et al.; Leap e Wingert; Darwish et al.; Giovanola et al., 1981, 1999, 1989, 1999).

Griffis e Spretnak (1969) foram uns dos primeiros a investigar o processo de iniciação de fratura pela ruptura por cisalhamento localizado. Eles utilizaram amostras entalhadas em V e em U, ensaiadas na temperatura ambiente por dobramento lento em 3 pontos, de um aço AISI 4340 austenitizado em 840°C e temperado e revenido na faixa de 150°C a 500°C. Analisando seções metalográficas da região central dos entalhes de amostras descarregadas em vários níveis de carga até bem próximo da ruptura, eles observaram que a iniciação da fratura ocorreu a partir da superfície dos entalhes em um ponto afastado do plano central. A trinca formada progride em direção a linha central do entalhe formando um ângulo de aproximadamente 45°, seguindo as linhas de deslizamento que caracterizam as direções das tensões cisalhantes máximas. Esse processo resulta do escoamento localizado ao longo dessas linhas de deslizamento presentes na raiz do entalhe, que formam uma espiral logarítmica de acordo com a teoria da plasticidade do contínuo (Teoria de Hill).

Estudos realizados em amostras entalhadas de policarbonato (Narisawa e Ishikawa; Ishikawa e Narisawa, 1984, 1983) utilizando luz polarizada, confirmaram a formação dessas linhas de deslizamento na forma de espirais logarítmicas. A Figura 20 mostra um diagrama esquemático das linhas previstas e as observadas em uma amostra de policarbonato. Nas amostras de policarbonato, entretanto, a fratura se inicia pela formação de microtrincas na ponta da zona plástica (Figura 20a), que crescem e levam à propagação instável final. O processo de ruptura por cisalhamento localizado, nesse caso, deve ser dificultado

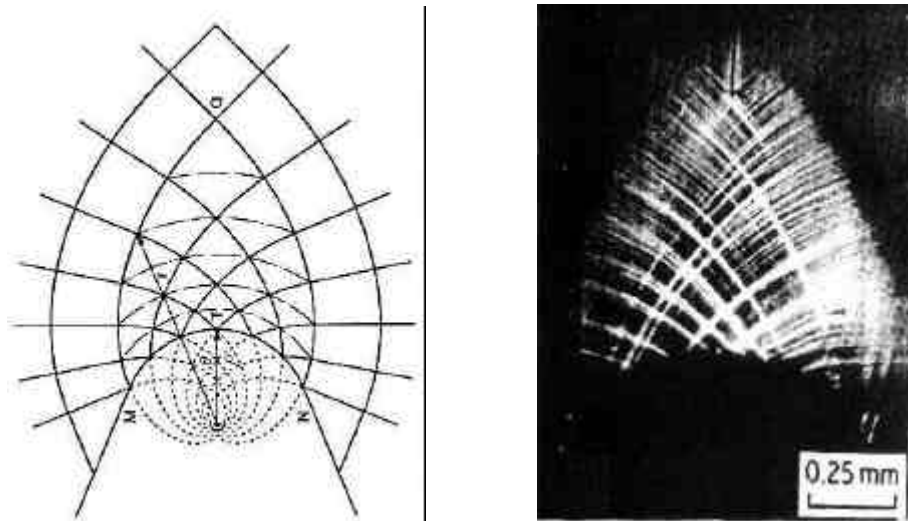
pela ausência de partículas finas dispersas na matriz.

Griffis e Spretnak (1969) observaram que quando a amostra é carregada, a superfície da raiz do entalhe começa a se tornar rugosa e irregular devido a ocorrência de rasgamentos. Com o aumento da carga esses rasgamentos aumentam e tornam-se mais severos, até que uma pequena trinca aparece a partir de um deles. Essa trinca cresce orientada a  $45^\circ$  com a superfície da raiz do entalhe, em direção à linha central do entalhe. Esse crescimento ocorre freqüentemente de modo descontínuo. A quantidade de rasgamentos ou o grau de irregularidade da superfície do entalhe antes da iniciação, depende da geometria do entalhe e do nível de resistência do material, aumentando para entalhes em U (em relação a entalhes em V) e com a redução da resistência. Esses aspectos estão mostrados na Figura 21. Eles observaram também, que a energia de iniciação diminuiu com a redução do nível de resistência, enquanto a energia de propagação aumentou.

Russo et al. (1977) utilizando amostras da liga de Alumínio 7075, entalhadas em V, também observaram a iniciação da fratura por cisalhamento localizado. As trincas inicialmente seguem ao longo de uma das linhas de deslizamento da espiral logarítmica formada, podendo mudar de uma linha a para uma b e voltar para outra a. A iniciação foi situada na superfície do entalhe em uma posição deslocada do plano central, nas vizinhanças de uma região onde há uma mudança no sinal do gradiente da deformação cisalhante pura. Um gradiente agudo na deformação efetiva ao longo da superfície do entalhe em um ponto aproximadamente igual a  $0,6 r$  do eixo de simetria, foi observado por Griffiths e Owen (1971) em sua análise das tensões elasto-plásticas em uma amostra de dobramento entalhada em V com  $r = 0,25$  mm.

Onyewuenyi e Hirth (1982, 1983) para um aço AISI 1090 esferoidizado, utilizando amostras Charpy com entalhes em U polidos e  $r = 1,2$  mm, observaram que a partir de cargas em torno 60% do escoamento geral, instabilidades superficiais intensas começam a ocorrer como consequência da deformação heterogênea. A medida que o carregamento aumenta, as bandas de deformação tornam-se mais intensas e maiores, e novas bandas são formadas. Esse processo culmina na formação de pequenas microtrincas nas bandas (Figura

22a). Essas microtrincas são rasas e a sua observação no perfil metalográfico só foi possível após elas alcançarem cerca de 30  $\mu\text{m}$ . O crescimento das microtrincas ocorre por cisalhamento ao longo das linhas de deslizamento características formadas à frente do entalhe (Figura 22b). Esse processo envolve a formação de uma grande quantidade de microcavidades, preferencialmente ao longo das linhas características. A extensão das microtrincas pode acontecer ao longo de uma única linha característica ou alternadamente em linhas a e b. A formação de microcavidades é facilitada pela decoesão das interfaces carboneto/matriz sob a influência das tensões de incompatibilidade presentes nas linhas características.



(a)

(b)

FIGURA 20 - Campo das linhas de deslizamento em torno de entalhes arredondados. (a) diagrama esquemático das espirais logarítmicas (Lin et al., 1986) (b) como observadas em amostra de policarbonato (Ishikawa e Narisawa, 1983).

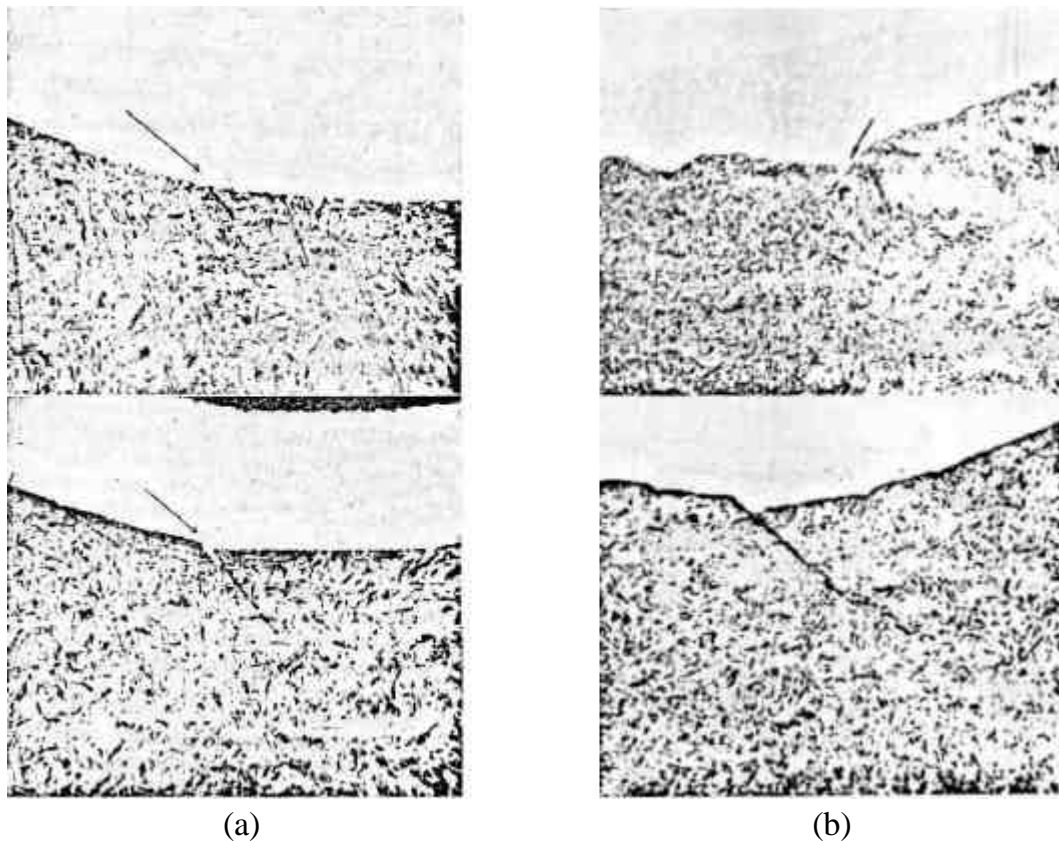
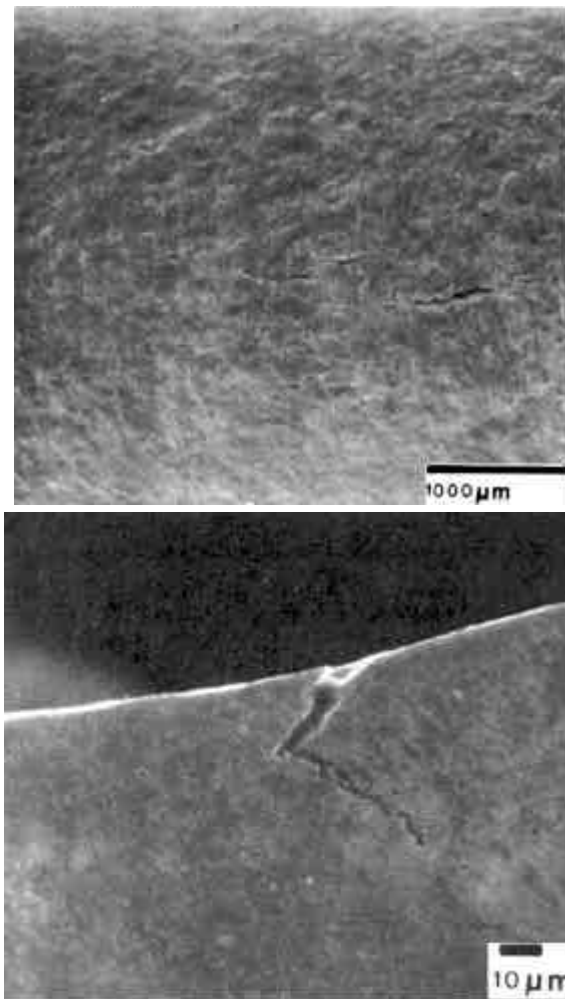


FIGURA 21 - Seções metalográficas mostrando a iniciação de trincas (setas) em amostras de aço AISI 4340 entalhadas em V. (a)  $S_Y = 1593$  MPa e (b)  $S_Y = 1158$  MPa (Griffis e Spretnak, 1969).

O início da instabilidade plástica na forma de cisalhamento localizado é favorecido pelo decréscimo do encruamento macroscópico, pela presença de uma superfície livre e de um gradiente de deformação. Uma vez que a localização do cisalhamento ocorra, a nucleação e o crescimento de microcavidades são favorecidos, e os eventos críticos requeridos para iniciar a fratura são alcançados mais facilmente. Assim, a instabilidade plástica irá controlar a tenacidade do material.

A utilização da teoria da bifurcação para superfícies escoadas em vértices, mostrou bons resultados em prever a deformação de início da instabilidade plástica, ou seja, do início da localização da deformação em bandas de cisalhamento (Onyewuenyi e Hirth, 1982). Entretanto, a previsão do início da fratura não foi possível.



(a)

(b)

FIGURA 22 - (a) Trincas iniciadas na superfície do entalhe originalmente polido. (b) Seção metalográfica mostrando a extensão de uma trinca ao longo das linhas características. (Onyewuenyi e Hirth, 1982)

Thomason (1990) ressalta que estudos experimentais da fratura na raiz de entalhes, podem levar a resultados enganosos, a menos que seja reconhecido que bandas de deformação cisalhante intensa podem se desenvolver em um campo de velocidade plástica incompressível, como um aspecto natural cineticamente admissível da deformação plástica sob condições de deformação plana.

Quando a fratura ocorre na zona plástica formada na raiz de entalhes e trincas, descontinuidades nos campos da velocidade plástica local podem ter uma forte influência no modo de iniciação da fratura. Os campos incompressíveis da velocidade plástica para barras entalhadas em tração e dobramento, freqüentemente, contêm descontinuidades na velocidade tangencial que se



tornam locais favoráveis para o desenvolvimento de bandas de deformação cisalhante intensa (na forma de espirais logarítmicas), onde micromecanismos de fratura dútil podem se desenvolver localmente. Em contraste, quando a zona plástica em deformação plana na ponta de uma trinca aguda é relativamente pequena e totalmente envolvida por um contorno elasto/plástico, descontinuidades da velocidade tangencial são cineticamente inadmissíveis e bandas de deformação cisalhante intensa não podem se desenvolver. A Figura 23 mostra campos plásticos desenvolvidos em amostras entalhadas com raiz do entalhe circular e parâmetros  $r/a > 0,563$ , onde descontinuidades de velocidade não existem e  $r/a \leq 0,563$ , onde elas existem.

Entretanto, a iniciação ou não do processo de ruptura ao longo das linhas de cisalhamento localizado, parece depender de outros fatores não apenas geométricos. Para amostras com uma mesma geometria, a temperatura de ensaio (Graça et al.; Leap e Wingert, 1984, 1999), o tratamento térmico/microestrutura (Firrao et al.; Graça et al., 1982, 1984), a composição (Zia-Ebrahimi e Krauss, 1984), a existência de um raio crítico da raiz do entalhe (Firrao et al.; Graça et al., 1982, 1984) e a aplicação de pré-deformação (Knott; Green e Knott, 1977, 1976), podem interferir na formação ou não do mecanismo de iniciação da fratura por cisalhamento localizado. Além disso, pesquisas realizadas a respeito da fragilização por Hidrogênio (Onyewuenyi e Hirth; Chang e Hirth; Rajan e Hirth, 1983, 1985, 1987), indicam que o H<sub>2</sub> promove a localização da deformação, decrescendo a deformação crítica da instabilidade por cisalhamento na superfície dos entalhes, favorecendo a formação das microtrincas superficiais e sua propagação ao longo das linhas de deslizamento características.

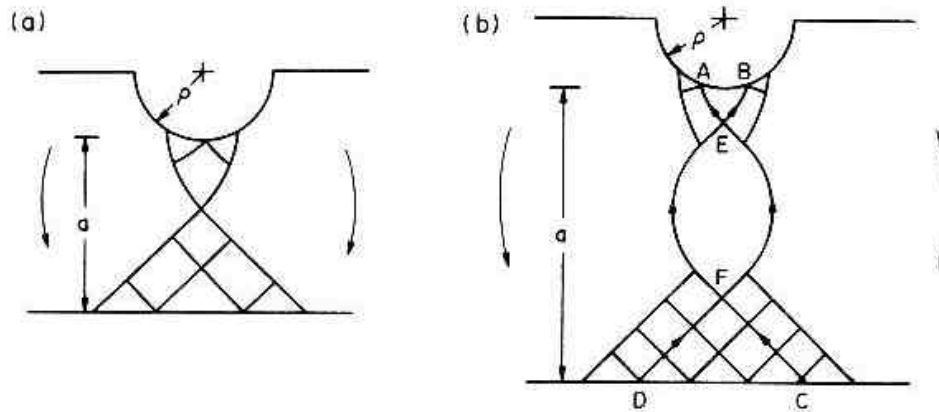


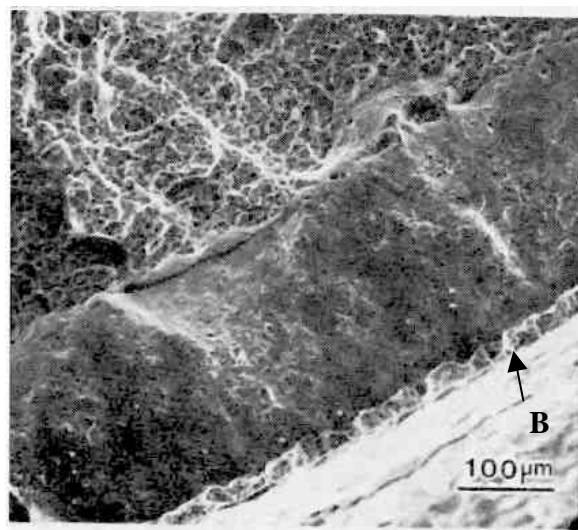
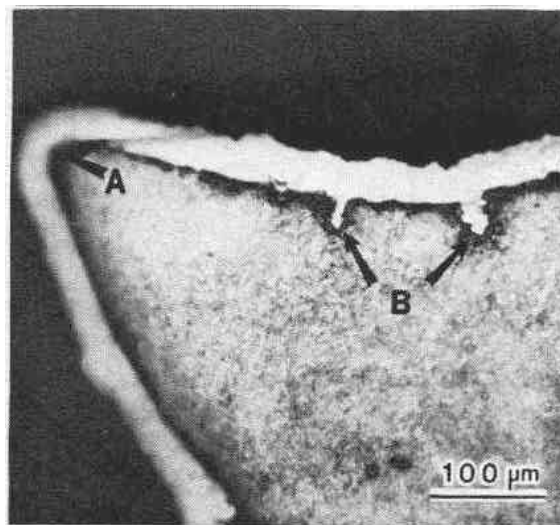
FIGURA 23 - Campo das linhas de deslizamento para barras entalhadas em dobramento. (a) quando  $r/a > 0,563$  e descontinuidades na velocidade não estão presentes. (b) quando  $r/a \leq 0,563$  e descontinuidades na velocidade levam a bandas de cisalhamento localizadas em AD e BC. (Thomason, 1990)

Firrao et al. (1980) trabalhando com um aço AISI 4340 temperado a partir de  $870^{\circ}\text{C}$ , observaram que a seqüência de iniciação envolveu : (i) a nucleação de múltiplas microtrincas (por rasgamento) na raiz do entalhe (Figura 24) que se estendem radialmente até uma profundidade de  $\approx 20 \mu\text{m}$ . (ii) a propagação da fratura ao longo das linhas de deslizamento logarítmicas, partindo de uma entre duas microtrincas quase simetricamente localizadas a uma certa distância da linha central do entalhe. A propagação ocorre em direção ao plano da linha central do entalhe. (iii) a propagação final da fratura ocorre no plano central do entalhe.

Em amostras austenitizadas em  $1200^{\circ}\text{C}$ , em que o tamanho de grão foi grande ( $250 \mu\text{m}$ ), a fratura ao longo das linhas de deslizamento logarítmicas ocorreu apenas em pequenas regiões ao longo da raiz do entalhe. Isso parece indicar que o crescimento do grão, ou as variações microestruturais induzidas por esse crescimento, pode inibir a iniciação da fratura por cisalhamento localizado.

Firrao et al. (1982) variando o raio da raiz do entalhe entre fadiga e 2 mm para o mesmo aço AISI 4340, observaram que para raios menores que um raio

crítico,  $r_0$ , o valor da tenacidade à fratura é igual ao medido em amostras trincadas por fadiga, e a iniciação por cisalhamento localizado não ocorre. Além disso, amostras austenitizadas em  $870^{\circ}\text{C}$  e com  $r = 0,25$  mm, também não apresentaram iniciação por cisalhamento localizado quando ensaiadas em baixas temperaturas. Aspectos semelhantes foram observados por Graça et al. (1984) para o aço AISI 4140.



(a)

(b)

FIGURA 24 - Aspecto da fratura em uma amostra do tipo Charpy com  $r = 0,7$  mm. (a) Seção metalográfica mostrando as microtrincas por rasgamento. (b) Superfície da fratura, a letra B indica a microtrinca por rasgamento formada antes da ruptura por cisalhamento localizado. (Firrao et al., 1980)

Zia-Ebrahimi e Krauss (1984) utilizando amostras dos aços 4130, 4140 e 4150, nas condições de como temperada a partir de 900°C e revenidas em 200, 300, 350 e 400°C, e ensaiadas em Charpy instrumentado, observaram diferentes características de formação das regiões de iniciação por cisalhamento localizado, relacionadas com o tipo de curva carga x tempo verificada nos ensaios. Três tipos de curvas foram observados (Figura 25) e três processos de fratura foram definidos em função deles (Figura 26).

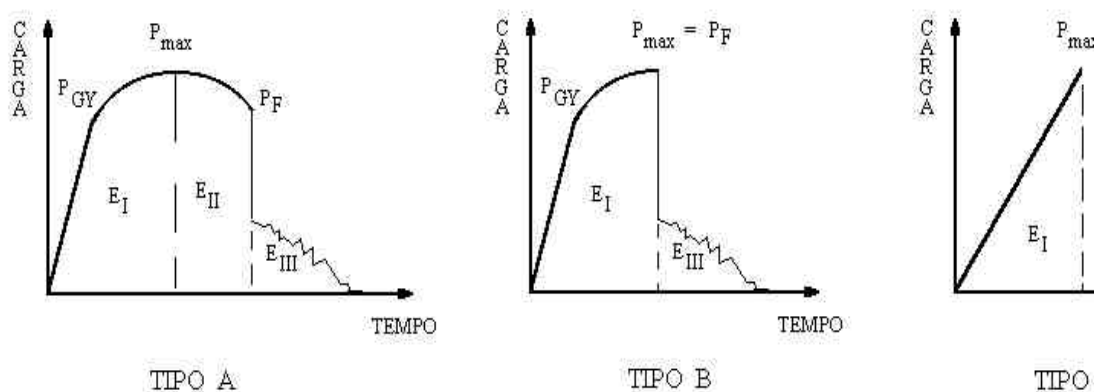


FIGURA 25 - Diagramas Esquemáticos dos tipos de curvas de carregamento observadas (Zia-Ebrahimi e Krauss, 1984).

Fratura para as amostras que apresentaram curvas do tipo A - A região da iniciação por cisalhamento apresentou forma de unha, com um tamanho maior na região central e menor junto as laterais do entalhe. Após a iniciação por cisalhamento a propagação ocorre pela formação de uma trinca fibrosa estável até que ocorra a fratura instável.

Fratura para as amostras que apresentaram curvas do tipo B - A região da

iniciação por cisalhamento apresentou uma largura quase constante ao longo do entalhe. Nesse caso o nível e o estado de tensão gerado pela iniciação por cisalhamento foi suficiente para disparar a fratura instável, não havendo formação de trinca fibrosa após a região de cisalhamento.

A transição entre a fratura do tipo A e a do tipo B, ocorre no aço 4130, devida à redução da temperatura de revenido, e do aço 4130 para o 4140, devida ao aumento da resistência causado pelo aumento do teor de carbono.

Fratura para as amostras que apresentaram curvas do tipo C - Ocorreu nas amostras do aço 4150. A região de cisalhamento na raiz do entalhe é mais irregular e tende a aumentar a medida que se afasta da região central do entalhe para as laterais. Nas amostras temperadas e não revenidas, a fratura instável ocorreu diretamente sem a formação de cisalhamento, apenas na região central do entalhe. Nesse caso considerou-se que a iniciação da trinca instável ocorreu antes da ruptura por cisalhamento, e que se formou por um processo semelhante aos dos “shear lips” laterais.

Zia-Ebrahimi et al. (1982) analisaram o processo de iniciação da fratura, para um aço AISI 4130 temperado a partir de 900°C e revenido em 400°C, utilizando amostras Charpy ensaiadas em dobramento lento em três pontos. Eles observaram que inicialmente ocorre deformação localizada e formação de microtrincas na superfície da raiz do entalhe. Posteriormente, ocorre a formação de microtrincas internas à frente do entalhe (Figura 27). Essas microtrincas internas têm aspecto de “zig-zag” formando um ângulo de  $\approx 90^\circ$  entre elas e são posicionadas fora da linha central do entalhe. Elas seguem as linhas de deslizamento logarítmicas previstas, e sua formação ocorre por mecanismos de cisalhamento e rasgamento em linhas de deslizamento ortogonais alternadas. Assim, a formação da ruptura por cisalhamento envolve inicialmente o rasgamento em locais afastados da raiz do entalhe, e após essa nucleação a ocorrência de cisalhamento ao longo de outras linhas de deslizamento, ligando a microtrinca ao entalhe (Figura 27).

Em resumo, o micromecanismo de iniciação da fratura por cisalhamento localizado ao longo de linhas de deslizamento características (na forma de

espirais logarítmicas), tem sido observado à frente de trincas e entalhes. Esse processo é visto ser favorecido por uma baixa capacidade de encruamento e pela presença de partículas finas ( $<1\mu\text{m}$ ). Alguma discussão ainda existe, a respeito do processo de formação dessas microtrincas.

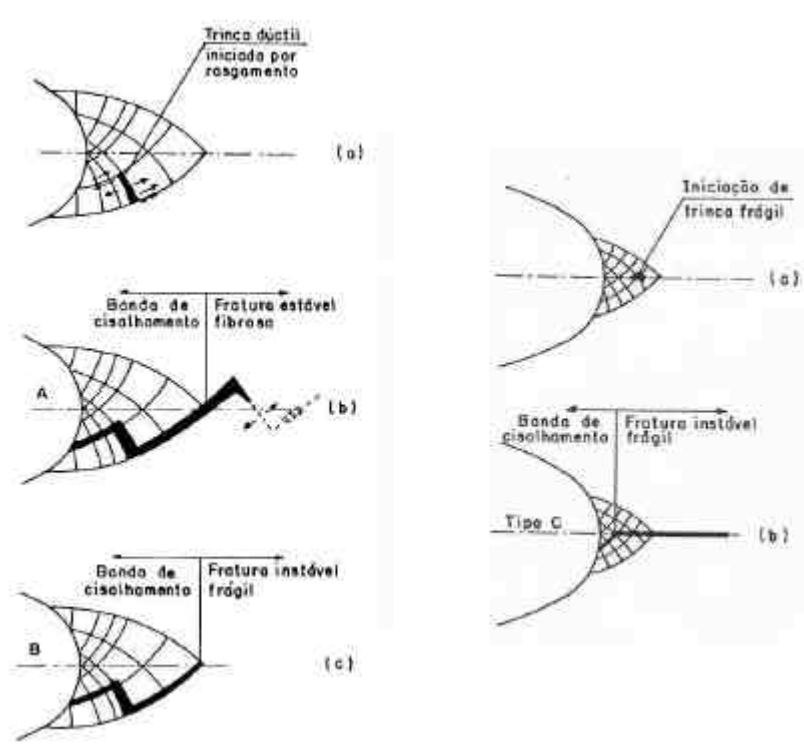


FIGURA 26 - Diagrama esquemático dos tipos de processos de iniciação da fratura em entalhes (Zia-Ebrahimi e Krauss, 1984).

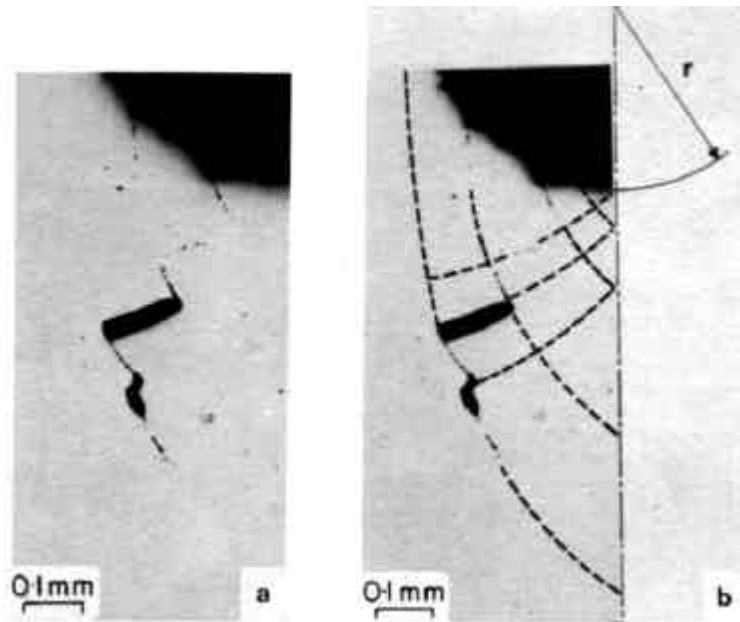


FIGURA 27 - Seção metalográfica do entalhe, (a) formação de microtrincas à frente do entalhe. (b) superposição das linhas de deslizamento características (Zia-Ebrahimi et al., 1982).

#### 2.4 - DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES À FRENTE DE PRÉ-TRINCAS E ENTALHES

Obviamente, a distribuição das tensões e deformações à frente de pré-trincas e entalhes é um aspecto importante na investigação dos micromecanismos de fratura e no estabelecimento de critérios de fratura. As soluções mais utilizadas na literatura são as desenvolvidas por McMeeking para pré-trincas e a de Griffiths e Owens para entalhes. Além dessas, serão apresentadas algumas outras soluções mais recentes, para modo I de carregamento e escoamento em pequena escala.

McMeeking (1977) calculou os campos de tensão e deformação na ponta de uma trinca adoçada, para materiais encruáveis, utilizando o método de elementos finitos em modo I de carregamento, para condições de deformação

plana e escoamento em pequena escala. Os resultados obtidos para diferentes valores de coeficiente de encruamento,  $n$ , para  $s_y/E = 1/300$  e considerando um adoçamento de até cinco vezes a abertura inicial da trinca original, estão mostrados na Figura 28.

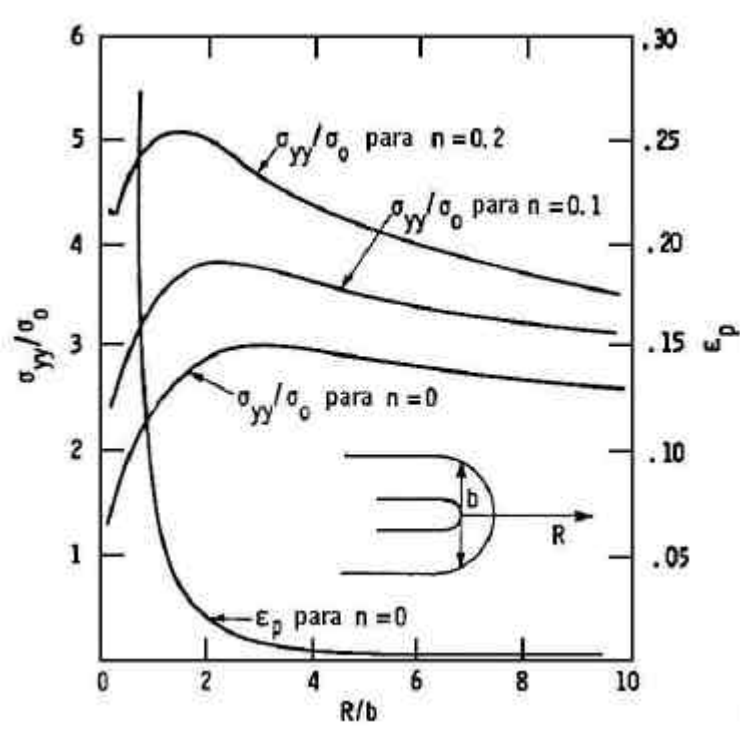


FIGURA 28 - Distribuições da tensão e deformação à frente de uma trinca adoçada, variando o grau de encruamento, de acordo com McMeeking (1977).

Esses resultados indicam que as tensões e deformações aumentam na região da ponta da trinca, quando **CTOD** aumenta até cerca de duas a três vezes o valor da abertura inicial da trinca original. Aumentos adicionais em **CTOD**, acima de  $3r$ , não aumentam a tensão máxima, mas sua posição se afasta da ponta da trinca e o volume da região submetida à altas tensões ( $> 90\% S_{yy}^{MÁX}$ ) aumenta.



Com o aumento de  $n$ , o valor de  $s_{yy}/s_Y$  aumenta, a posição de  $s_{yy}^{MÁX}$  se aproxima da ponta da trinca e a região submetida à altas tensões diminui.

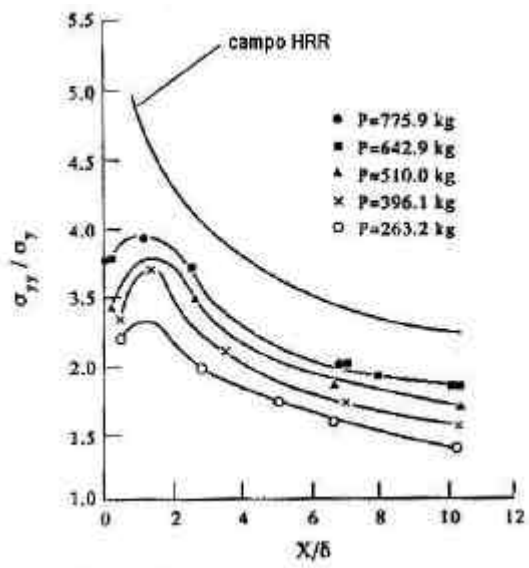
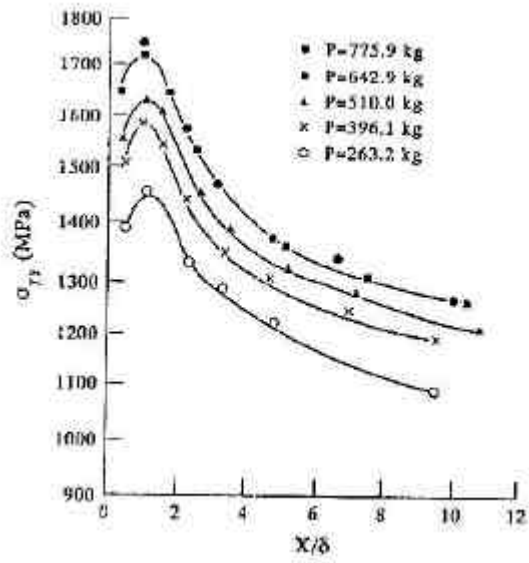
Chen et al. (1994) apresentaram distribuições para os campos de tensão e deformação à frente de uma pré-trinca, calculadas pelo método de elementos finitos em condições elasto-plásticas, para um aço C-Mn. As equações constitutivas utilizadas foram :

$$s = Ee \quad , \quad s < s_Y$$

$$s = K e^n \quad , \quad s \geq s_Y$$

A Figura 29 mostra as curvas calculadas para várias cargas aplicadas na temperatura de ensaio de  $-100^\circ\text{C}$ , com a distribuição de  $s_{yy}/s_Y$  dada por HRR (Hutchinson; Rice e Rosengren, 1968, 1968) adicionada para comparação.

Em baixas cargas aplicadas os valores de pico de  $s_{yy}$ ,  $s_{yy}/s_Y$ ,  $s_m/\bar{s}$  e  $e_p$  são baixos. Esses parâmetros aumentam rapidamente com o aumento das cargas aplicadas até que a carga aplicada alcance um valor próximo do escoamento geral, ou **CTOD** alcance cerca de sete vezes a largura inicial da pré-trinca, quando os valores de pico desses parâmetros alcançam valores estáveis e apenas a área coberta por altos valores desses parâmetros, aumenta com o aumento das cargas aplicadas.



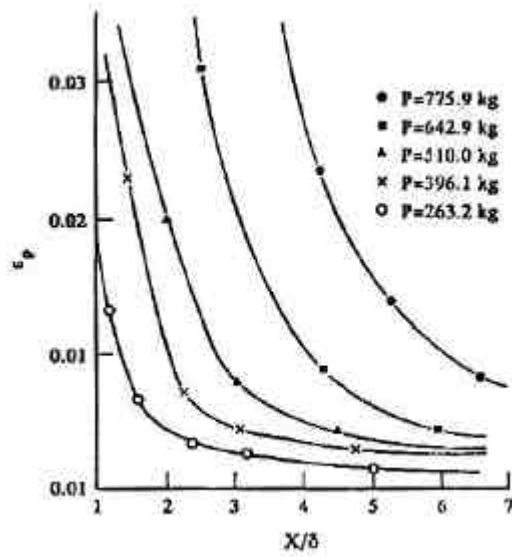
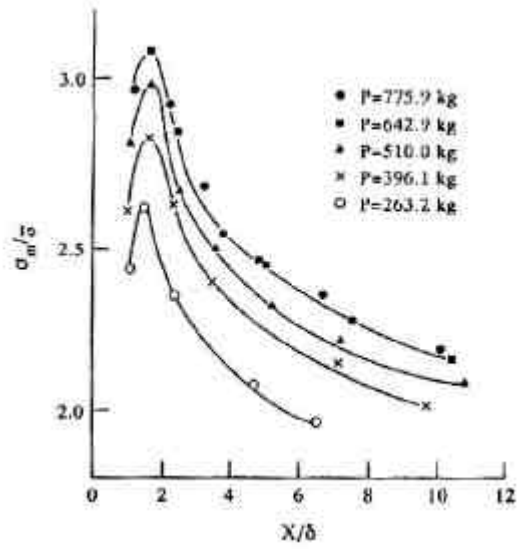


FIGURA 29 - Distribuições de  $S_{yy}$ ,  $s_{yy}/s_y$ ,  $s_m/\bar{s}$  e  $e_p$  em função de  $X/CTOD$ , obtidas por Chen et al. (1994), para várias cargas aplicadas em  $-100^\circ\text{C}$ .

Griffiths e Owen (1971) utilizando o método de elementos finitos e considerando um encruamento linear do material, apresentaram uma solução para uma barra entalhada em V com ângulo de  $45^\circ$  e  $r = 0,25$  mm, em vários níveis de carregamento, mostrada na Figura 30.

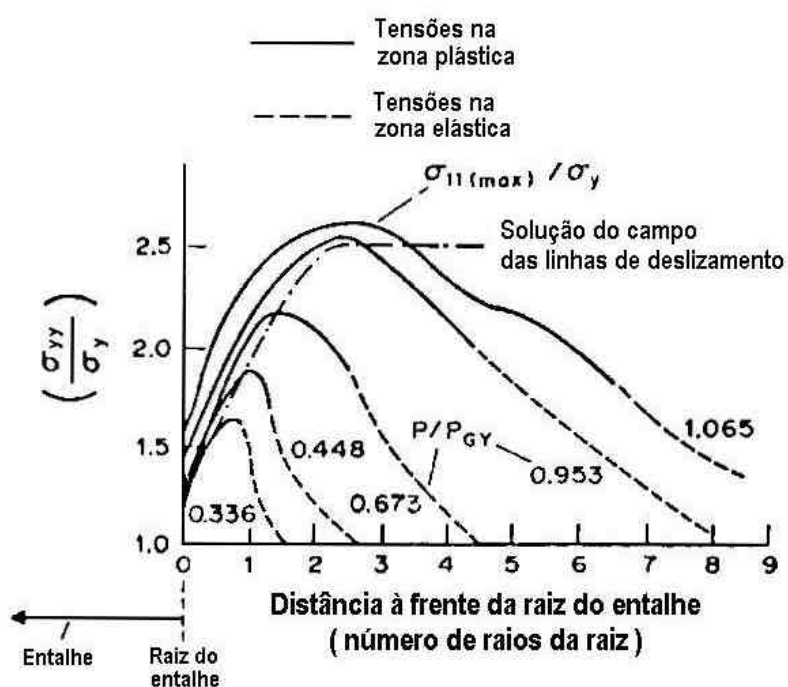


FIGURA 30 - Distribuições da tensão e deformação à frente de um entalhe, para vários níveis de carregamento, de acordo com Griffiths e Owen (1971).

Weidian et al. (1989) fizeram uma análise elasto-plástica pelo método de elementos finitos em amostras entalhadas ( $q = 45^\circ$  e  $r = 0,25$  mm), utilizando a equação constitucional de Ramberg-Osgood  $e/e_0 = s/s_0 + a (s/s_0)^{1/n}$ . A Figura 31 mostra as distribuições da tensão principal máxima à frente da raiz do entalhe em várias cargas aplicadas, para valores de  $n = 0,10$  e  $n = 0,20$ . Para um mesmo valor de  $n$ , quando a carga aumenta, a posição de  $S_{yy}^{MÁX}$  se afasta da raiz do entalhe e da interface elasto-plástica. Para uma mesma carga, quando  $n$  aumenta,  $S_{yy}^{MÁX}$  aumenta e fica mais próximo da raiz do entalhe.

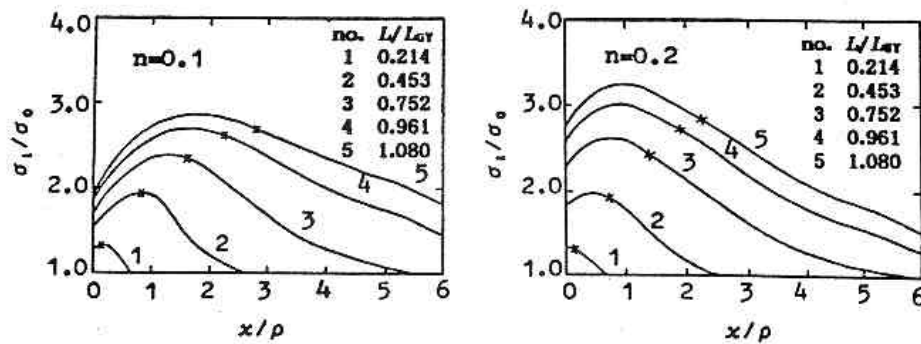


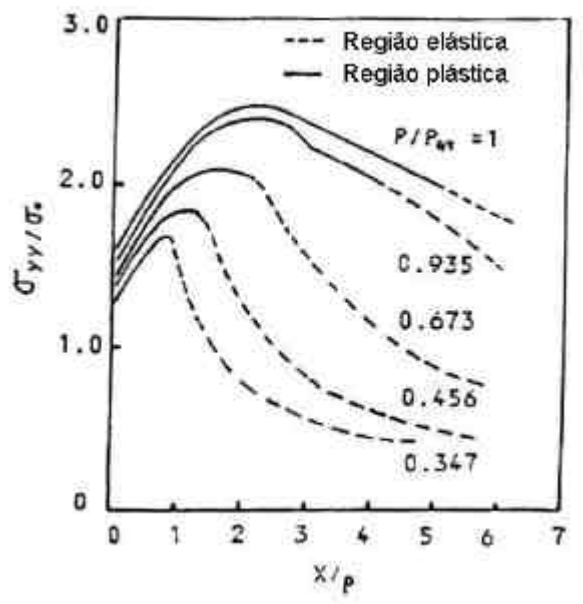
FIGURA 31 - Variação da tensão principal máxima abaixo do entalhe em várias cargas. O  $x$  indica a interface elasto-plástica (Weidian et al., 1989).

Yan et al. (1993) apresentaram distribuições da tensão e deformação à frente de um entalhe em V com  $r = 0,25$  mm, calculadas pelo método de elementos finitos para um aço C-Mn, utilizando as seguintes equações constitutivas:

$$s = Ee \quad , \quad s < s_Y$$

$$s = K e^n, \quad s \leq s_Y$$

As curvas obtidas estão mostradas na Figura 32.



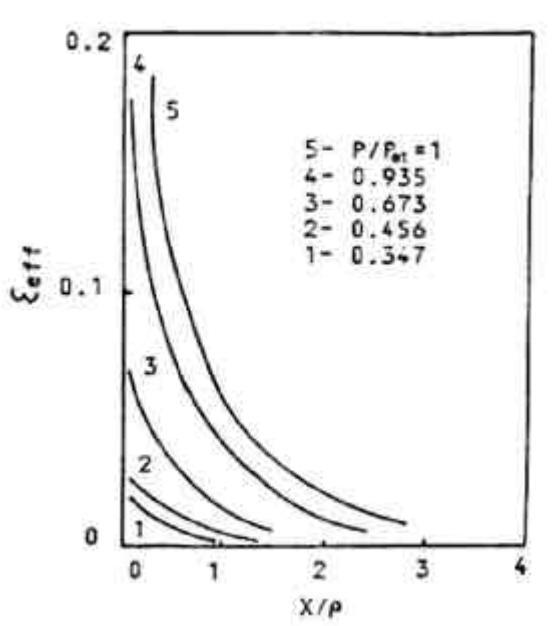
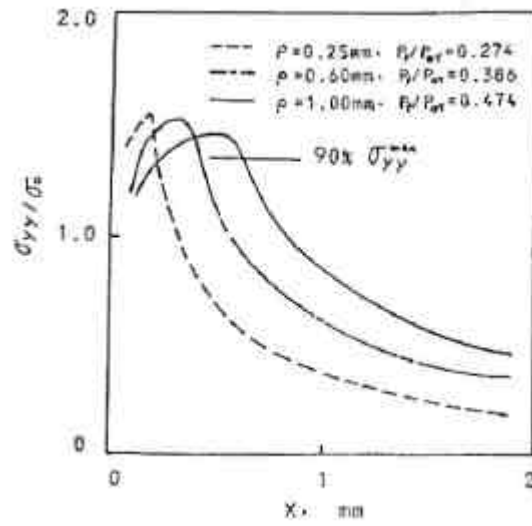


FIGURA 32 - Distribuições da tensão e deformação à frente de um entalhe em V ( $r = 0,25$  mm), para vários níveis de carregamento (Yan et al., 1993).

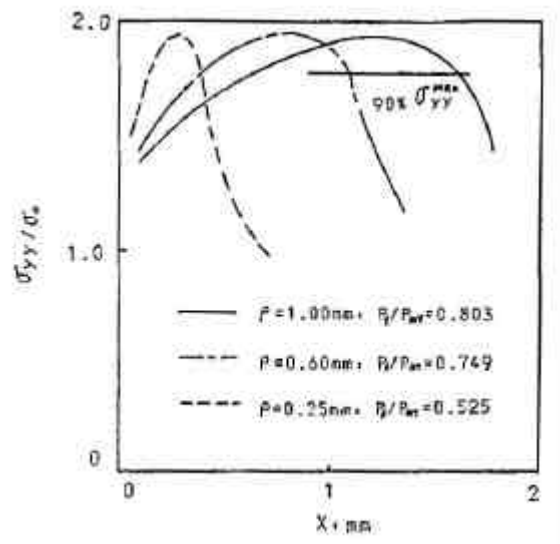
Com o aumento da carga ( $P/P_{GY}$ ), a tensão normal e a deformação efetiva aumentam até que o escoamento geral seja alcançado, e o pico de  $S_{yy}$  se afasta da raiz do entalhe. As regiões onde ocorrem altos valores de  $S_{yy}$  e da deformação efetiva, são ampliadas com o aumento da carga aplicada.

Com o aumento do raio da raiz do entalhe de 0,25 mm para 1,0 mm, a tensão normal máxima decresce e se distancia da raiz do entalhe para uma mesma carga aplicada, sendo que área onde atuam os altos valores de  $S_{yy}$  aumenta. Esse comportamento pode ser atribuído à variação do grau de triaxialidade com a variação do raio do entalhe. A Figura 33 mostra a distribuição efetiva de  $S_{yy}$  correspondente a carga de fratura ( $P_F/P_{GY}$ ), para amostras com diferentes raios da raiz do entalhe e tamanhos de grão. Nota-se que com o aumento de  $r$  a área correspondente a 90%  $S_{yy}^{MÁX}$  aumenta consideravelmente, enquanto o valor de

$S_y^{\text{MÁX}}$  varia muito pouco.







(a)

(b)

FIGURA 33- Distribuição de  $S_{yy}$  no momento da fratura por clivagem para diferentes raios da raiz do entalhe. (a) grão grosseiro (b) grão fino (Yan et al., 1993).

Wang et al. (1999) apresentaram distribuições da tensão e deformação à frente de um entalhe em V para amostras com  $\alpha = 45^\circ$  e  $r = 0,25$  mm variando a profundidade do entalhe, e também para amostras de mesma profundidade de entalhe mas variando o ângulo do entalhe. As distribuições foram calculadas pelo método de elementos finitos para um aço C-Mn, utilizando as seguintes equações constitutivas:

$$s = Ee \quad , \quad s < s_Y$$

$$s = K e^n \quad , \quad s \geq s_Y$$

As Figuras 34 (a) e (b) mostram as distribuições de  $(s_{yy}/s_y)$  e  $e_{yy}$  em frente a um entalhe com  $r = 0,25$  mm,  $q = 45^\circ$  e  $w-a = 8,45$  mm. Com o aumento da carga ( $P/P_{GY}$ ), a tensão normal e deformação aumentam, e o valor de  $s_{yy}^{MÁX}$  se afasta da raiz do entalhe até que o escoamento geral seja alcançado, resultando na extensão das áreas sob a ação das altas tensões e deformações.

As Figuras 34 (c) e (d) mostram as distribuições de  $(s_{yy}/s_y)$  e  $e_{yy}$  em frente a um entalhe com  $r = 0,25$  mm,  $q = 90^\circ$  e  $W-a = 8,45$  mm, e as Figuras 35 (a) e (b) as distribuições para um entalhe com  $r = 0,25$  mm,  $q = 45^\circ$  e  $W-a = 4,45$  mm. Comparando-se os resultados obtidos para os três entalhes, pode-se observar que as variações na profundidade e no ângulo do entalhe, causam variações em  $(s_{yy}^{MÁX}/s_y)$  e na sua localização ( $X_{MÁX}$ ) à frente do entalhe. Com o aumento da profundidade do entalhe de 2,25 mm para 8,25 mm,  $s_{yy}^{MÁX}/s_y$  decresce ligeiramente e sua posição,  $X_{MÁX}$ , se aproxima da raiz do entalhe para uma mesma carga aplicada ( $P/P_{GY}$ ). Com o aumento do ângulo do entalhe de  $45^\circ$  para  $90^\circ$ ,  $s_{yy}^{MÁX}/s_y$  e sua posição  $X_{MÁX}$ , não apresentam nenhuma variação apreciável até uma carga de  $\approx P/P_{GY} = 0,4$ . Para  $P/P_{GY} > 0,5$ ,  $s_{yy}^{MÁX}/s_y$  diminui e  $X_{MÁX}$  aumenta com o aumento do ângulo do entalhe. Essas variações são atribuídas a um decréscimo na restrição plástica com o aumento de  $q$ .

A Figura 36 mostra a distribuição efetiva de  $s_{yy}/s_y$  na carga média de fratura,  $P_F$ , para amostras de um aço C-Mn com diferentes profundidades e ângulos de entalhe. Com o decréscimo da profundidade e do ângulo do entalhe, o contorno de  $s_{yy}/s_y$  se alarga, mas o valor  $s_{yy}^{MÁX}/s_y$  permanece praticamente constante.

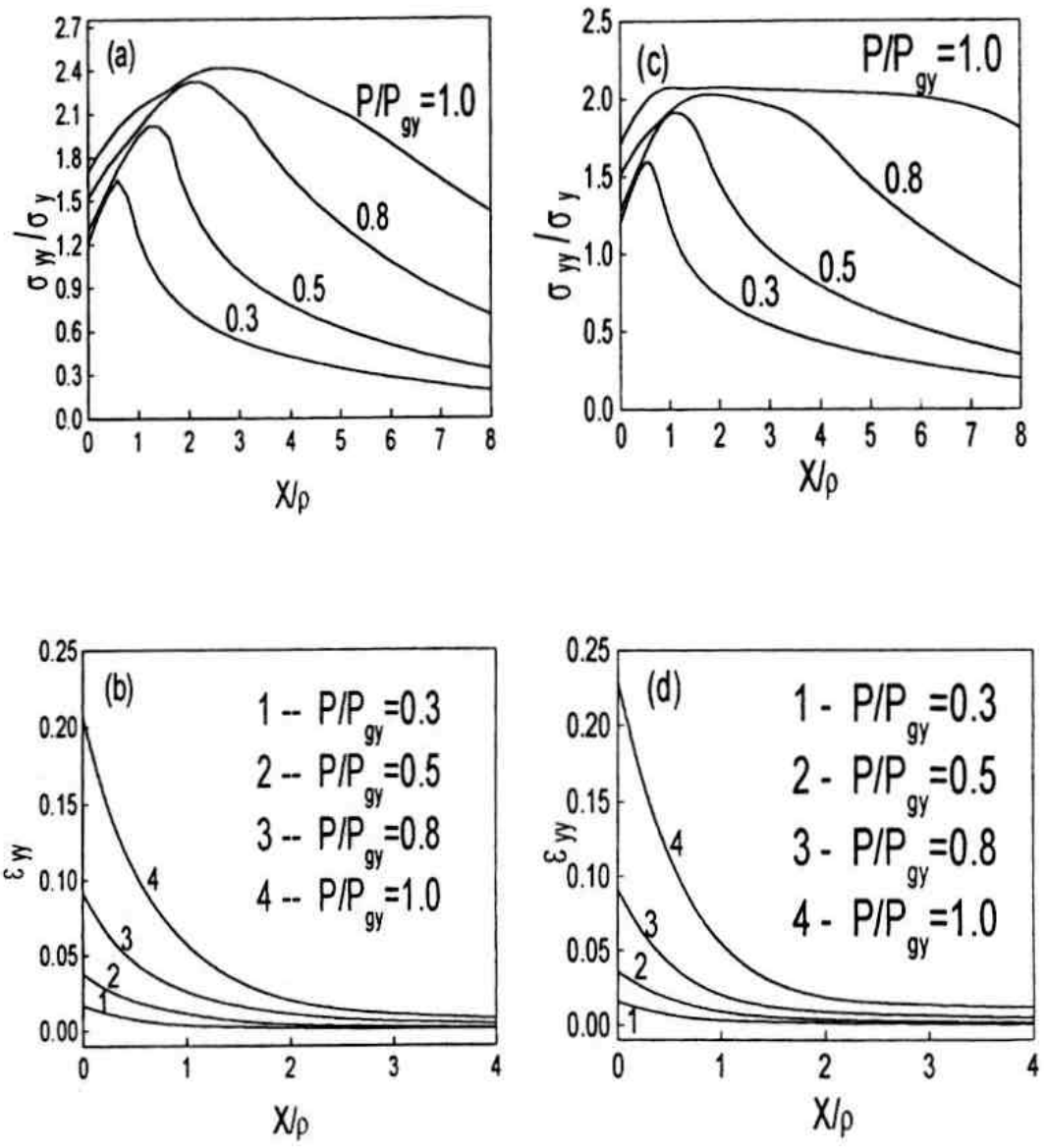


FIGURA 34 - Distribuições da tensão e deformação à frente de entalhes com  $r =$

0,25 mm, e  $\mathbf{W-a} = 8,45$  mm ( $\mathbf{a} = 4,25$  mm). (a) e (b)  $q = 45^\circ$ ; (c) e (d)  $q = 90$  (Wang et al., 1999).

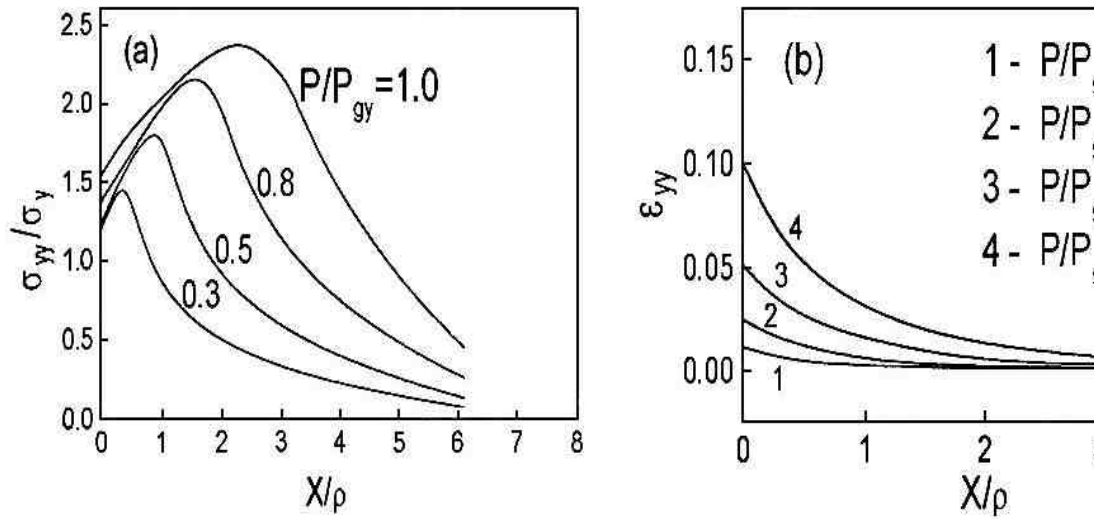


FIGURA 35 - Distribuições da tensão (a) e deformação (b) à frente de um entalhe com  $r = 0,25$  mm,  $\mathbf{W-a} = 4,45$  mm ( $\mathbf{a} = 8,25$  mm) e  $q = 45^\circ$  (Wang et al., 1999).

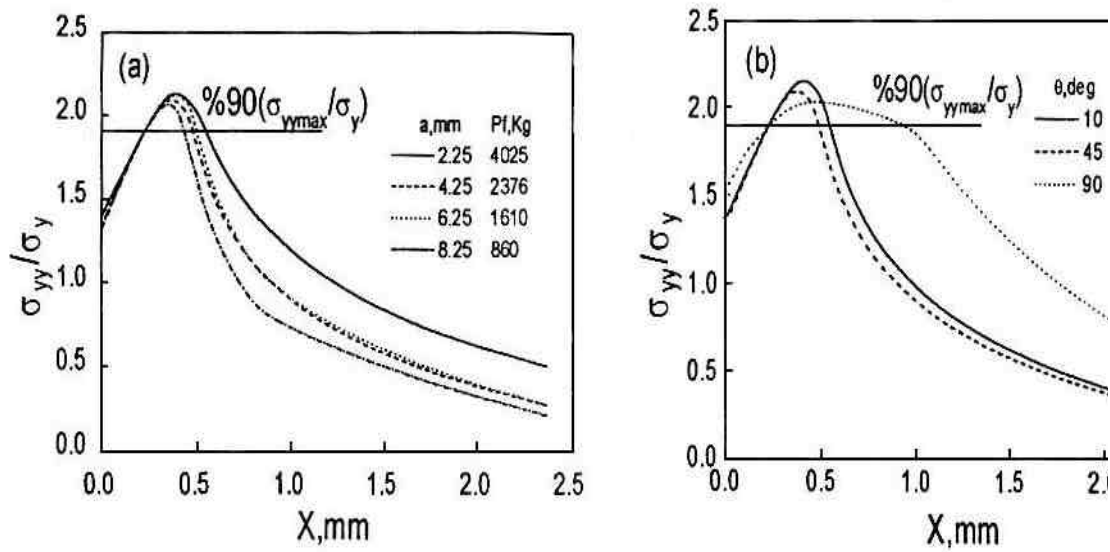


FIGURA 36 - Distribuições de  $s_{yy}/s_y$  no momento da fratura por clivagem para (a) diferentes profundidades de entalhe e (b) diferentes ângulos de entalhe (Wang et al., 1999).

Dünnewaldarfmann et al. (1989) obtiveram a distribuição da tensão de tração local máxima,  $s_{yy}$ , para uma amostra de aço de baixo carbono duplamente entalhada, ensaiada em tração ( $r = 0,25$  mm,  $\mathbf{W-2a} = 4$  mm ( $\mathbf{a} = 4$  mm) e  $q = 60^\circ$ ). Os cálculos foram feitos pelo método de elementos finitos, utilizando o critério de escoamento de Von Mises e considerando o encruamento isotrópico. A Figura 37 mostra a distribuição de  $s_{yy}$  no plano médio da amostra no momento da fratura, para várias temperaturas de ensaio. Os valores de  $s_{yy}^{\text{MÁX}}$  decrescem com o aumento da temperatura e sua localização se afasta da raiz do entalhe.

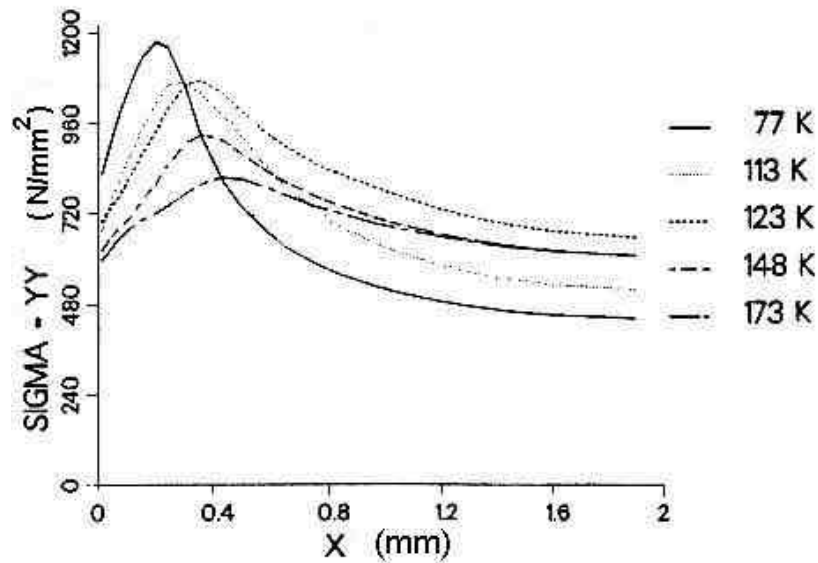


FIGURA 37 - Distribuição de  $S_{yy}$  à frente do entalhe no momento da fratura, para um aço de baixo carbono em várias temperaturas (Dünnewaldarfmann et al., 1989).

De um modo geral, em amostras entalhadas a tensão máxima ocorre a uma certa distância da raiz do entalhe e a região onde atuam as altas tensões ( $> 90\% S_{yy}^{\text{MÁX}}$ ) é razoavelmente extensa. Amostras com trincas agudas em relação às entalhadas apresentam picos de tensão mais altos, tensão máxima bem mais próxima da ponta da trinca e a extensão da região onde atuam as altas tensões bem menor.

## 2.5 - MODELOS RELACIONANDO TENACIDADE E PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS

Vários modelos relacionando a tenacidade à fratura com parâmetros microestruturais dos materiais têm sido propostos. Esses modelos em geral são

dependentes do micromecanismo de fratura atuante na iniciação da fratura, sendo divididos em modelos para fraturas controladas por tensão, casos em que a iniciação ocorre por micromecanismo frágil, e modelos para fraturas controladas por deformação, casos em que a iniciação ocorre por micromecanismo dútil.

### 2.5.1 - Modelos para Fraturas Controladas por Tensão

Nos casos onde a fratura ocorre de modo predominantemente frágil, ou seja, por micromecanismos de clivagem transgranular, intergranular frágil ou quasi-clivagem, ela é considerada como sendo controlada por tensão (Malkin e Tetelman; Ritchie et al., 1971, 1973). De acordo com esse critério, a fratura deverá ocorrer quando uma tensão crítica,  $S_f^*$ , que representa uma característica do material, for alcançada localmente à frente da ponta de uma trinca ou entalhe.

Um dos primeiros modelos baseados no critério de fratura controlada por tensão foi desenvolvido por Malkin e Tetelman (1971).

Partindo da solução de Hill (1950) para a distribuição das tensões longitudinais,  $S_{yy}$ , à frente de um entalhe com raio de curvatura  $r$ , e supondo que a fratura instável ocorre quando uma tensão crítica local  $S_{yy}^{max} = S_f^*$  é alcançada em uma região à frente do entalhe, Wilshaw et al. (1968) mostraram que o tamanho da zona plástica na fratura,  $R_F$ , pode ser dado por :

$$R_F = \left[ \exp \left( S_f^* / S_Y - 1 \right) - 1 \right] r \quad (2.1)$$

Por outro lado, o tamanho da zona plástica  $R$ , em função de  $K_I$  para o estado plano de deformação pode ser dado por (McClintock e Irwin, 1965):

$$R \gg 0,12 \left( K_I / S_Y \right)^2 \quad (2.2)$$

Malkin e Tetelman (1971) observaram que no momento da fratura,  $R = R_F$  e  $K_I = K_{IC}(r)$ , de modo que as equações (2.1) e (2.2) combinadas dão :

$$K_{IC}(r) \gg 2,89 s_Y \left[ \exp \left( s_f^* / s_Y - 1 \right) - 1 \right]^{1/2} r^{1/2} \quad (2.3)$$

onde  $K_{IC}(r)$  é o valor da tenacidade na fratura em função do raio do entalhe, sendo também conhecido como tenacidade aparente,  $K_A$ .

Utilizando a observação experimental da variação da tenacidade com o raio da raiz do entalhe, realizada por Wilshaw et al. (1968), de que a partir de um certo raio de curvatura da raiz do entalhe,  $r \geq r_o$ ,  $K_{IC}(r)$  não mais varia e tem um valor igual ao de  $K_{IC}$  obtido para amostras trincadas por fadiga, a equação (2.3) pode ser reescrita como :

$$K_{IC} = 2,89 s_Y \left[ \exp \left( s_f^* / s_Y - 1 \right) - 1 \right]^{1/2} r_o^{1/2} \quad (2.4)$$

onde  $r_o$  é o raio limitante ou efetivo.

Deve-se observar que esse modelo é baseado na análise de tensões de Hill (1950), que prevê incorretamente que o valor de  $S_{yy}^{max}$  é constante entre a posição onde ele é primeiro alcançado e a interface da zona plástica.

Ritchie et al. (1973), baseados em análises mais precisas para a distribuição das tensões elasto-plásticas à frente de trincas pontiagudas (Hutchinson; Rice e Rosengren; Rice e Johnson, 1968, 1968, 1970), que levam em conta o encruamento do material, apresentaram um outro modelo para fratura controlada



por tensão, que é o mais utilizado na literatura, denominado de modelo RKR.

Esse modelo propõe que a falha não pode ser baseada apenas no alcance de  $S_f^*$  em um ponto à frente da ponta da trinca. O critério para a fratura é determinado pela exigência de que a tensão principal máxima deve alcançar ou ultrapassar  $S_f^*$  ao longo de uma distância característica, microestruturalmente significativa,  $l_o^*$ .

Essa distância característica  $l_o^*$  e a tensão crítica de fratura  $S_f^*$ , são assumidas sendo independentes da temperatura de ensaio, portanto, a dependência de  $K_{IC}$  com a temperatura pode ser prevista pela dependência de  $S_Y$  com a temperatura.

O cálculo de  $K_{IC}$  pode ser realizado utilizando-se a equação

$$K_{IC} = S_Y \{ l_o^* / [R/(K/S_0)^2]^* \}^{1/2} \quad (2.5)$$

O valor do termo  $[R/(K/S_0)^2]^*$  pode ser obtido das soluções para a distribuição das tensões elasto-plásticas à frente de trincas pontiagudas (Hutchinson; Rice e Rosengren; Rice e Johnson, 1968, 1968, 1970). Em todas essas soluções a intensificação de tensão ( $S_{yy}/S_0$ ) é dada em função do parâmetro adimensional  $R/(K/S_0)^2$ . Conhecendo-se a razão  $S_f^*/S_Y$ , pode-se obter  $[R/(K/S_0)^2]^*$ . Portanto, conhecendo-se os valores de  $l_o^*$  e  $S_f^*$ ,  $K_{IC}$  pode ser obtido da equação (2.5)

O cálculo da tensão crítica de fratura pode ser feito para amostras entalhadas em V em dobramento, determinando-se a temperatura em que a fratura é coincidente com o escoamento geral e utilizando-se a equação (Green e Hundy, 1956)

$$S_{yy}^{MAX} = S_f^* = 2k [1 + (p/2) - (q/2)] \quad q \geq 6,4^\circ \quad (2.6)$$

onde  $k = s_Y / 2$ , e  $q$  é o ângulo de flanco do entalhe.

Outro método mais preciso para calcular  $S_f^*$  é utilizando-se das distribuições de tensão à frente do entalhe ou trinca, vistos na seção 2.4 anterior, junto com a equação

$$S_f^* = Q S_Y \quad (2.7)$$

O fator  $Q$  é o fator de intensificação de tensões, e o valor utilizado pode ser o correspondente à posição da tensão máxima,  $Q = S_{yy}^{MÁX} / S_Y$ , ou o correspondente à distância medida do ponto real de iniciação da fratura até a raiz do entalhe, que dá um valor mais preciso para  $S_f^*$ .

Para ensaios Charpy, na temperatura em que a fratura coincide com o escoamento geral, pode-se substituir na equação (2.7)  $Q$  por 2,52 e  $S_Y = S_{Yd}$  (Server, 1978), onde

$$S_{Yd} = 2,99 P_Y w/B (w-a)^2 \quad (2.8)$$

Para amostras **CTOD**,  $S_Y$  é o limite de escoamento em tração na temperatura do ensaio, e  $Q$  pode ser obtido da distribuição de McMeeking (Figura 28) extrapolando para o valor de  $n$  do material.

Para amostras entalhadas em dobramento em 4 pontos,  $S_Y$  é o limite de escoamento medido em amostra não entalhada na temperatura de ensaio, e  $Q$  pode ser obtido da distribuição de Griffiths e Owen (Figura 30) extrapolando para o valor de  $P/P_{GY}$ . Para amostras que falham abaixo do escoamento geral,  $P_{GY}$  pode ser estimado como (Knott, 1979, p.137)

$$P_{GY} = 1,155 c_F S_Y B (w-a)^2 / 2L \quad (2.9)$$

A determinação da distância característica é mais complicada uma vez que nenhum significado físico simples pode ser atribuído a ela. Em geral,  $\ell_o^*$  tem sido associada a parâmetros microestruturais como tamanho de grão e tamanho dos pacotes martensíticos ou bainíticos, ou mesmo ao valor do raio crítico,  $r_o$ .

Uma expressão analítica para o critério de **RKR** foi obtida por Curry (1980a, 1980b) utilizando as soluções numéricas de Hutchinson (1968) para a distribuição das tensões à frente da ponta de uma trinca.

Utilizando a lei constitutiva de Ramberg-Osgood, na qual a deformação plástica  $e_p$  é dada por

$$\bar{e}_p = e_o (\bar{s}/s_o)^N \quad (2.10)$$

assim, a tensão normal a uma distância  $x$  diretamente à frente da ponta da trinca é dada por

$$s_{yy}/s_o = f(N) (J/e_o I x)^{1/(N+1)} \quad (2.11)$$

Expressando a equação (2.11) em termos da intensidade de tensão elástica  $K=J_I E/(1-n^2)$ , e tomando  $s_o$  como o limite de escoamento em tração, temos

$$s_{yy}/s_y = f(N) \left[ (1 - n^2)/e_o I \right]^{1/(N+1)} \left[ x/(K/s_y)^2 \right]^{-1/(N+1)} \quad (2.12)$$

Aplicando o critério de RKR, de que  $K=K_{IC}$  quando  $s_{yy} \geq s_f^*$  sobre uma distância  $x = \ell_o^*$  diretamente à frente da ponta da trinca, obtem-se que

$$K_{IC} = b^{- (N+1)} \ell_o^{* 1/2} \sigma_f^{* (N+1)/2} / S_Y^{(N-1)/2} \quad (2.13)$$

onde  $N$  é o expoente de encruamento da lei constitutiva de Ramberg-Osgood, que é igual a  $1/n$ , onde  $n$  é o expoente de encruamento da lei usual, e  $b$  a amplitude dos modelos de Hutchinson (1968) e Rice e Rosengren (1968), para a singularidade da distribuição de tensões na ponta de uma trinca. Os valores de  $b$  para vários valores de  $N$  podem ser encontrados na literatura (Ritchie et al.; Hutchinson, 1979,1968).

Curry e Knott (1978) propuseram um significado estatístico para a distância característica, que representaria a distância necessária para assegurar a presença de uma partícula favorável trincada, na qual o critério de fratura ( $S_{yy} \geq S_f^*$ ) é satisfeito. Baseados nessa definição estatística e no conceito de que a fratura inicia nas partículas com a resistência mais baixa, ou seja, no elo mais fraco, vários modelos estatísticos para a tenacidade à fratura foram desenvolvidos (Curry e Knott; Lin et al.; Hou et al.,1979, 1986, 1984). O ponto de vista básico desses modelos é que a tenacidade para clivagem é estimada em termos do volume de material dentro da zona plástica (onde atuam as altas tensões), necessário para assegurar a presença de uma partícula trincada favorável, na qual o critério de fratura é satisfeito. A probabilidade de encontrar uma partícula favorável aumenta com o aumento do volume onde atuam as altas tensões, isto é, com o aumento da distância da ponta da trinca (pelo aumento das cargas aplicadas ou pelo adoçamento do raio da ponta da trinca). Entretanto, como visto na seção 2.3.1, existem condições em que as partículas menores também podem participar da nucleação da clivagem.

Modelos estatísticos foram desenvolvidos (Lin et al.; Beremin; Wallin et al., 1986, 1983, 1984) considerando uma distribuição de partículas, cada uma tendo uma resistência à fratura inversamente proporcional ao seu tamanho. A tenacidade à fratura é estimada pela amostragem da zona plástica para a presença

de uma partícula favorável, na qual o critério de fratura pode ser satisfeito. Esses modelos consideram que as partículas dentro da zona plástica estão sujeitas a trincar e que as trincas resultantes não interagem e são capazes de se propagar instavelmente na matriz a sua volta, de modo que a estatística do elo mais fraco possa ser aplicada. o critério de fratura assumido é que o evento crítico é a propagação na matriz de uma microtrinca formada em uma partícula frágil. Entretanto, o evento crítico pode variar para a propagação de uma microtrinca do tamanho do grão, ou mesmo envolver a coalescência de trincas. Alguns modelos foram desenvolvidos para considerar o evento crítico como sendo uma trinca do tamanho do grão (Lin et al.; Martin-Meizoso et al., 1987, 1994), mas para o caso de coalescência de trincas o modelo estatístico baseado no elo mais fraco, não é mais válido. Outra dificuldade é que esses modelos envolvem a determinação de uma distância característica, que representa a distância necessária para assegurar a presença de uma partícula trincada favorável, na qual o critério de fratura é satisfeito, e que é difícil de ser determinada a priori. Um outro fator apontado (Todinov, 2000) é que a probabilidade de iniciação da fratura também depende da matriz. Uma mesma população de partículas trincadas em dois materiais diferentes pode produzir diferentes distribuições de tensão de fratura. Finalmente, os modelos estatísticos supõem que o volume onde as altas tensões atuam, no qual o disparo da clivagem é possível, é relativamente pequeno, amostrando um pequeno número de partículas. Alguns pesquisadores têm argumentado que o número de partículas amostradas pode ser bastante alto, mesmo para trincas agudas, contrariando os argumentos estatísticos (Fairchild et al.; Yan et al., 2000, 1993).

### **2.5.2 - Modelos para Fraturas Controladas por Deformação**

Nos casos em que a fratura ocorre de modo predominantemente dúctil, pelos mecanismos de nucleação e coalescência de microcavidades, o critério de fratura controlada por tensão é inadequado. Nesses casos, o critério proposto é o de fratura controlada por deformação, em que a fratura ocorre quando uma certa

deformação crítica,  $e_f^*$ , é excedida localmente à frente da ponta do entalhe, sobre de uma distância característica necessária para que ocorram os eventos físicos que levam à falha local (Hancock e Mackenzie; Ritchie et al., 1976, 1973).

Um dos primeiros modelos para a fratura dúctil foi proposto por Krafft (1964), que introduziu o conceito da zona de processo, de acordo com a equação

$$K_{IC} = E n (2p d_t)^{1/2} \quad (2.14)$$

A extensão da zona de processo,  $d_t$ , é considerada uma característica do material e do modo de fratura. A fratura ocorre quando uma instabilidade é alcançada na ponta da trinca, de modo que a deformação na instabilidade pode ser igualada ao coeficiente de encruamento, e a posição onde ela ocorre,  $d_t$ , pode ser igualada ao espaçamento médio das inclusões na matriz.

Hahn e Rosenfield (1975), assumindo que vazios em inclusões grandes podem se formar em deformações bem baixas, desenvolveram um modelo para fratura dúctil baseado no conceito de que a etapa crítica no processo de fratura é a ligação entre as partículas trincadas ou o crescimento dos vazios. Eles utilizaram um critério de falha semelhante ao proposto por Rice e Johnson (1970), em que a extensão da trinca ocorre quando a extensão da zona de deformação plástica intensa ( $e_P \approx 1$ ) na ponta da trinca, é comparável à largura do ligamento separando as partículas trincadas. Isso leva a uma expressão para a tenacidade à fratura da forma

$$K_{IC} = [2 S_Y E (p/6)^{1/3} D]^{1/2} V_f^{-1/6} \quad (2.15)$$

onde  $D$  é o diâmetro médio das inclusões maiores (nucleadoras de vazios) e  $V_f$  a fração volumétrica dessas inclusões.

Apesar dessa relação ser observada em alguns casos, como em ligas de alumínio, existem alguns problemas. Primeiro, como os próprios autores reconhecem, essa relação prevê um aumento, ao invés do decréscimo, da

tenacidade com o aumento de  $s_Y$  para uma fração volumétrica e uma distribuição constante das partículas maiores. Além disso, a tenacidade não aumenta com o aumento de  $D$  e sim com a sua diminuição para uma fração volumétrica constante, como mostraram Cox e Low Jr. (1974).

Chipperfield e Knott (1975) propuseram um modelo de acordo com a equação

$$CTOD_i = e_f^* r \quad (2.16)$$

onde  $e_f^*$  é a deformação crítica de fratura na ponta da trinca. Para raios da raiz do entalhe menores que o espaçamento das inclusões,  $s$ ,  $r$  pode ser substituído por  $s$ .

Ritchie e Horn (1978), apresentaram um modelo baseado no critério da deformação crítica, partindo das considerações de Rice (1968) para a concentração das deformações na ponta de um entalhe arredondado de raio  $r$ . De modo que, a deformação longitudinal sob condições de deformação plana na ponta da trinca pode ser dada por :

$$e = 3/4 (e_Y + J/s_Y r) \quad (2.17)$$

onde  $J = K (1 - n^2)/E$

(2.18)

e  $e_Y$  é a deformação no escoamento dada por :

$$e_Y = s_Y (1 - n^2)/E \quad (2.19)$$

A partir das equações acima, podemos escrever o fator de intensidade de tensões,  $\mathbf{K}$ , como sendo :

$$\mathbf{K}^2 = \left[ \frac{4}{3} \frac{1}{(1 - n^2)} \right] \mathbf{E} \mathbf{S}_Y r \left( e - e_y / 1 - n^2 \right) \quad (2.20)$$

Na fratura, quando a deformação longitudinal excede a deformação crítica,  $e_f^*$ , o fator de intensidade de tensões torna-se igual à tenacidade aparente  $\mathbf{K}_A$ .

Ignorando-se os termos menores da equação (2.20), o valor da tenacidade à frente de um entalhe de raio  $r$  pode ser dada por :

$$\mathbf{K}_A \gg \left( \frac{3}{2} \mathbf{S}_Y \mathbf{E} e_f^* \right)^{1/2} r^{1/2} \quad (2.21)$$

Para valores de raio de curvatura menores do que  $r_o$ , a tenacidade alcança seu valor crítico, que pode ser expresso como :

$$\mathbf{K}_{IC} = \left( \frac{3}{2} \mathbf{S}_Y \mathbf{E} e_f^* \right)^{1/2} r_o^{1/2} \quad (2.22)$$

onde  $r_o$ , da mesma forma que para o caso de fratura controlada por tensão, é uma medida da distância característica através da qual a deformação crítica deve ser excedida, para que a fratura ocorra.

Um outro modelo semelhante foi apresentado por Pandey e Banerjee (1978), baseado na distribuição da deformação na ponta de uma trinca dada por Rice e Johnson (1970). No momento da fratura, essa distribuição da deformação para trincas ou entalhes agudos, pode ser dada como :

$$e_f^* = C_1 (d_c / \ell_o^*) \quad (2.23)$$



onde  $C_1$  é uma constante que pode ser determinada com o auxílio da Figura 38 e  $d_c$  o valor crítico de **CTOD** na fratura.

O valor crítico de **CTOD** pode ser dado em função de  $K_{IC}$  através da equação

$$d_c = 0,6 \left( K_{IC}^2 / E s_Y \right) \quad (2.24)$$

Combinando-se as equações (2.23) e (2.24), podemos obter que :

$$K_{IC} = C_2 \left( E s_Y e_f^* \ell_o^* \right)^{1/2} \quad (2.25)$$

onde  $C_2$  é uma constante igual a  $1/(0,6 C_1)^{1/2}$ .

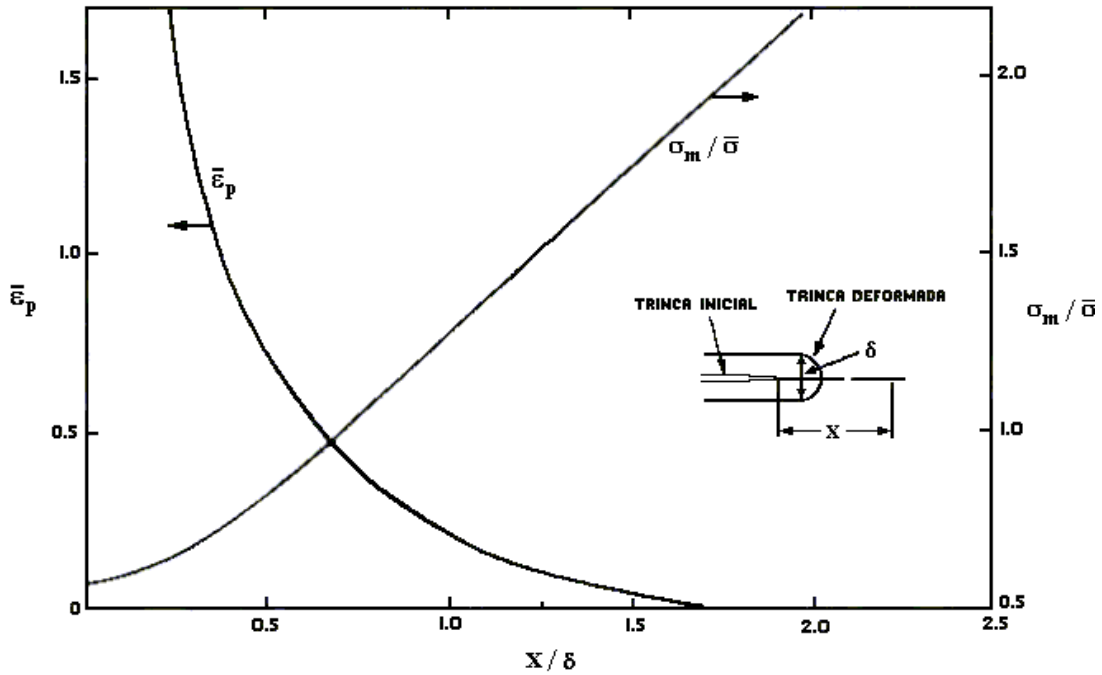


FIGURA 38 - Distribuição da deformação plástica ( $e_p$ ) e estado de tensão ( $s_m / \bar{s}$ ) próximo à ponta da trinca (Ritchie et al., 1979).

Xiulin (1989) a partir da análise da deformação em amostras entalhadas, também chegou a uma equação semelhante

$$K_A = 0,32 (p E s_F e_F r)^{1/2} \quad (2.26)$$

sendo que quando  $r$  alcança um valor crítico  $r_C$ ,  $K_A = K_{IC}$  e temos que

$$K_{IC} = 0,32 (p E s_F e_F r_C)^{1/2} \quad (2.27)$$

nessa equação  $S_F$  e  $e_F$  são a tensão e a deformação de fratura em tração uniaxial e  $r_C$  pode ser igualado ao tamanho de grão, ao coeficiente de encruamento, ao alongamento uniforme ou a um múltiplo do diâmetro dos vazios, dependendo do material.

Ritchie et al. (1979, 1985) para condições de fratura dútil em deformação plana, também obtiveram uma equação semelhante. Eles modelaram a fratura em termos de uma deformação na ponta da trinca,  $e_p$ , excedendo uma deformação crítica de fratura,  $e_f^*$ , sobre uma distância característica,  $\ell_o^*$ . Assumindo a distribuição de deformação na ponta da trinca dada pela solução de HRR, e que  $J_{IC} = K_{IC}^2 / E$  eles obtiveram que

$$K_{IC} \gg (E S_Y e_f^* \ell_o^*)^{1/2} \quad (2.28)$$

Firrao e Roberti (1983) apresentaram um modelo para a tenacidade à fratura por micromecanismo dútil, com base na proposta de Begley et al. (1977) para a iniciação de fratura dútil em entalhes.

A partir da equação derivada por Rice (1968) relacionando a Integral J com a deformação máxima na raiz do entalhe, dada por

$$e_{MAX} = e_Y [ F(G(N)) J / S_Y e_Y r ]^{1/(1+N)} \quad (2.29)$$

onde  $F(G(N)) = (N+1/2) (N+3/2) G(N+1/2) / G(N+1) G(1/2)$ ,  $N$  o coeficiente de encruamento de Ramberg-Osgood e  $G$  uma função matemática.

Assim, temos que

$$J_A = S_Y^{(1-N)} e_f^{*(N+1)} E^N r / F(G(N)) \quad (2.30)$$

onde  $J_A$  é o valor da Integral J na iniciação da fratura em amostras entalhadas com  $r > r_o$ .

Para  $r \leq r_o$ ,  $J_A = J_{IC}$  e temos que

$$J_A = S_Y^{(1-N)} e_f^{*(N+1)} E^N r_o / F(G(N)) \quad (2.31)$$

Valores para  $e_f^*$  podem ser obtidos da inclinação da reta que passa pela origem no gráfico  $J_A \times r$ .

Convertendo  $J_{IC}$  para  $K_{IC}$  pela relação  $K_{IC} = E J_{IC} / (1-n^2)$  e igualando  $r_o$  ao espaçamento entre as inclusões,  $s$ , temos que

$$K_{IC} = \left[ \left( S_Y^{(1-N)} / (1-n^2) \right) \left( e_f^{*(1+N)} E^{(1+N)} / F(G(N)) \right) \right]^{1/2} s^{1/2} \quad (2.32)$$

Uma outra abordagem, relacionando aspectos fractográficos com a plasticidade local em torno dos vazios envolvidos no processo de fratura, foi proposto por Thompson e Ashby (1984). A microrugosidade de uma superfície de fratura deve se relacionar com a profundidade, forma e razão de aspecto dos vazios nessa superfície. Uma medida conveniente dessa microrugosidade é a razão de aspecto do vazio, dada por

$$M = h/w \quad (2.33)$$

onde  $w$  pode ser medido na superfície de fratura ou em seções dela (Figura 39), e  $h$  pode ser medido utilizando-se uma das equações

$$h = (p/\text{sen } q) - (p_0/\text{tg } q) \quad (2.34)$$

onde **p** e **p<sub>0</sub>** são as distâncias do fundo do vazio à sua borda, antes e após uma inclinação da amostra (Figura 40), respectivamente (Yoshida e Nagumo, 1998).

ou 
$$h = P/2A \text{ sen}(q/2) \quad (2.35)$$

onde **A** é a ampliação e **P** a paralaxe, igual a **p - p<sub>0</sub>** (Bray et al., 1992).

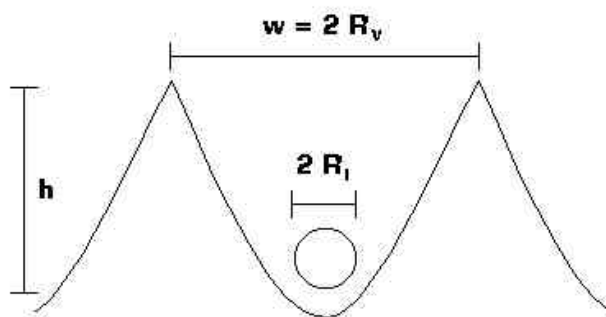


FIGURA 39 - Diagrama esquemático da largura e profundidade na seção do vazio.

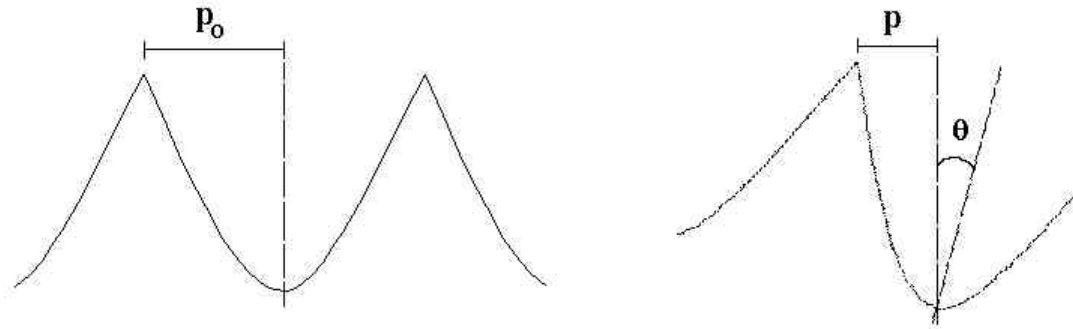


FIGURA 40- Diagrama esquemático da medida da profundidade de um vazio.

Para fratura dúctil por coalescimento de microcavidades,  $M$  é determinado pela deformação após a nucleação dos , vazios mas antes da instabilidade local causar a ligação dos mesmos, e pela triaxialidade das tensões. Nesse caso o número de vazios por unidade de área,  $N_A$ , pode ser dado por  $4/p w^2$  onde  $w$  é o diâmetro médio dos vazios. Considerando-se que o número de núcleos de vazios por unidade de volume,  $N_V$ , pode ser obtido por  $N_A = 2h$ , e que  $N_V = 6 f_v / p d^3$  onde  $V_f$  é a fração volumétrica e  $d$  o diâmetro do núcleo, temos que

$$h/d = (M^2 / 3V_f)^{1/3} \quad (2.36)$$

O parâmetro  $h/d$  pode ser considerado como uma medida da deformação local sofrida. Se o vazio cresce em altura de um modo proporcional à deformação, tem-se que a deformação de fratura local será

$$e_f \gg \ln (h/d) \gg 1/3 \ln (M^2 / 3V_f) \quad (2.37)$$

Portanto,  $e_f$  e conseqüentemente a tenacidade, dependem da fração volumétrica dos núcleos e da rugosidade da superfície.

Desde que  $J_{IC}$  deve ser proporcional a  $S_Y e_f L$ , onde  $L$  é uma distância microestrutural, como por exemplo, a distância entre os núcleos dos vazios (Yoshida e Nagumo, 1998), tem-se que

$$J_{IC} \gg S_Y L/3 \ln (M^2 / 3V_f) \quad (2.38)$$

De outro modo se  $CTOD_i \gg e_f \ell_o^*$ , da equação (2.37) temos que  $e_f = \ln (h/2R_i)$ , onde  $R_i$  é o raio inicial do vazio (Figura 39). De modo que (Bray et al., 1992)

$$CTOD_i \gg \ell_o^* \ln (h/2R_i) \quad (2.39)$$

McMeeking (1977) considerando a mesma geometria que Rice e Johnson (1970), mostrou que para pontas de trincas que adoçam sem formação de vértices, o raio final do vazio,  $R_v$ , normalizado pelo raio inicial,  $R_i$  (Figura 39), aumenta linearmente com a quantidade  $CTOD/X_o$ , onde  $X_o$  pode ser considerado a distância média entre as partículas vizinhas mais próximas tridimensionalmente, que pode ser aproximada por

$$X_o = 0,89 R_i V_f^{-1/3} .$$

Garrison (1984) baseado nesses resultados, sugeriu que

$$CTOD_i \gg X_o (R_v / R_i) \quad (2.40)$$

De um modo geral a análise dos modelos que relacionam tenacidade com microestrutura, indicam que a tenacidade à fratura tem sido relacionada a uma combinação de parâmetros de tração,  $S_Y$ ,  $E$  e  $n$ , com uma tensão ou deformação crítica de fratura,  $S_f^*$  ou  $e_f^*$ , e uma distância microestrutural característica,  $\ell_o^*$ .

### 3 - MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

#### 3.1 - MATERIAIS UTILIZADOS

Neste trabalho foram utilizados cinco aços e duas ligas de alumínio, cujas características básicas são descritas a seguir. Alguns desses materiais e resultados experimentais foram aproveitados de outros trabalhos que serão citados oportunamente.

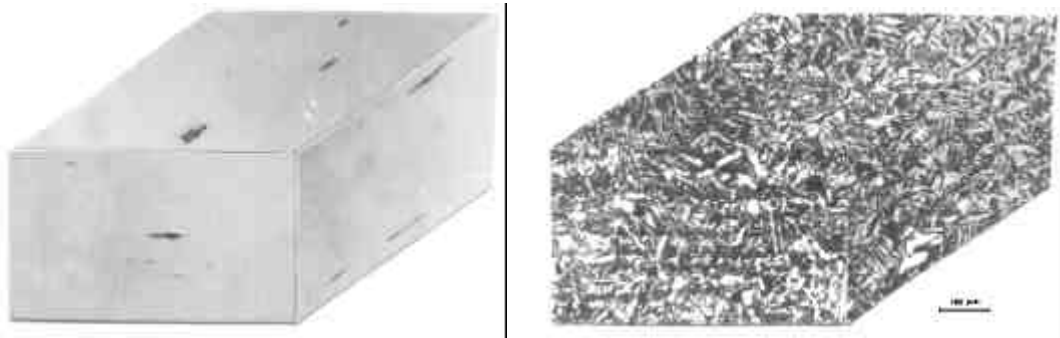
##### 3.1.1 - Aço AISI 4140

Material recebido na forma de chapa laminada à quente com uma espessura de 25,4 mm, cuja composição química está apresentada na Tabela 1. A microestrutura do material como recebido está mostrada na Figura 41.

TABELA 1 - Composição Química do aço AISI 4140

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% peso)								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Fe
0,38	0,78	0,014	0,024	0,29	0,25	0,90	0,17	restante





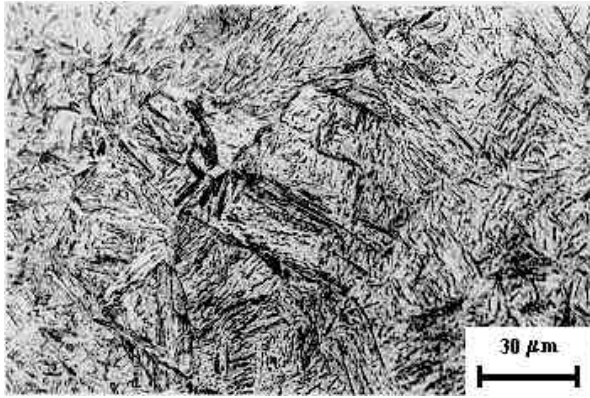
(a)

(b)

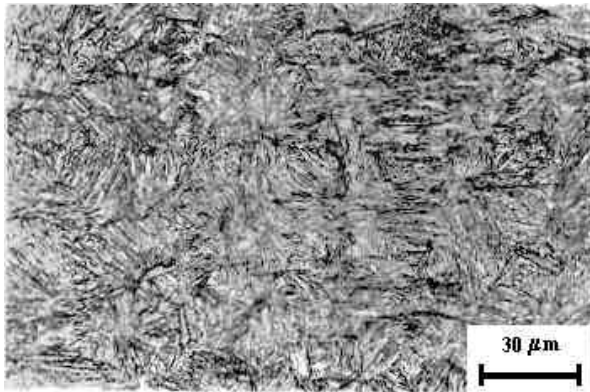
FIGURA 41 - Microestrutura do aço AISI 4140 como recebido. (a) Sem ataque. Aumento:100x. (b) Ataque : Nital 2%. Aumento :100x.

Após usinadas, as amostras foram temperadas e revenidas a partir de duas temperaturas de austenitização, 870°C e 1200°C. A austenitização foi realizada em banho de sal neutro por um tempo de 30 minutos, seguida de têmpera em óleo.

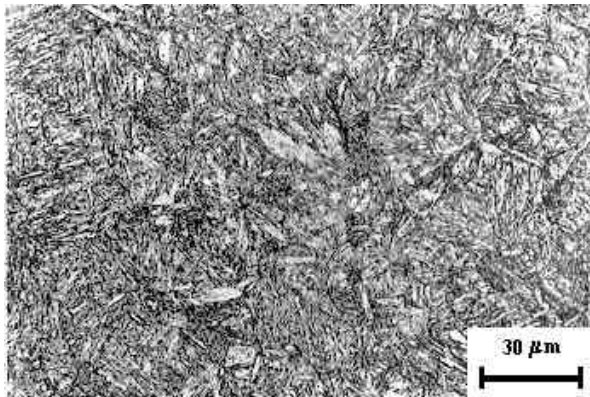
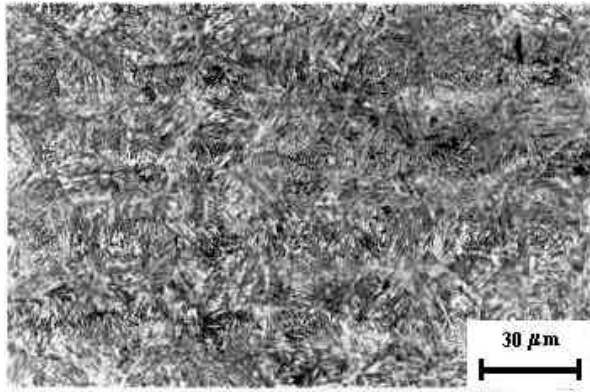
Os tratamentos de revenido foram realizados em forno de câmara comum, nas temperaturas de 200°C, 350°C e 500°C, por um tempo de 1 hora. Desse modo, oito condições microestruturais diferentes foram obtidas: 870/T, 870/200, 870/350, 870/500, 1200/T, 1200/200, 1200/350 e 1200/500, onde o primeiro número refere-se à temperatura de austenitização da amostra e o segundo à temperatura do tratamento de revenido ou, no caso da letra T, à condição de como temperada. As microestruturas após os tratamentos térmicos estão mostradas nas Figuras 42 a 45.



(a) 870/T



(b) 870/200



(a) 870/350

(b) 870/500

FIGURA 42 - Microestruturas das amostras austenitizadas em 870°C. Ataque: Nital 2%. Aumento: 80X

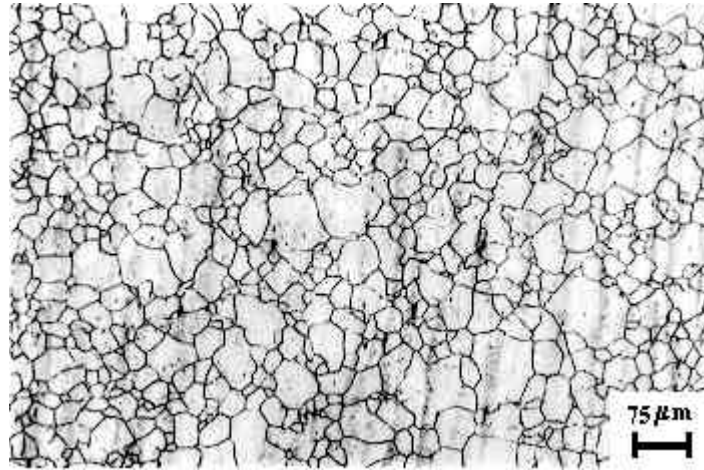
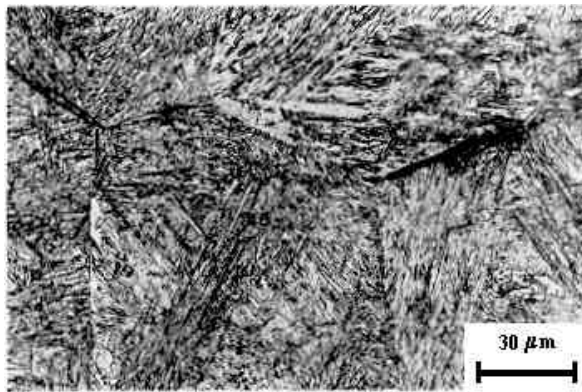
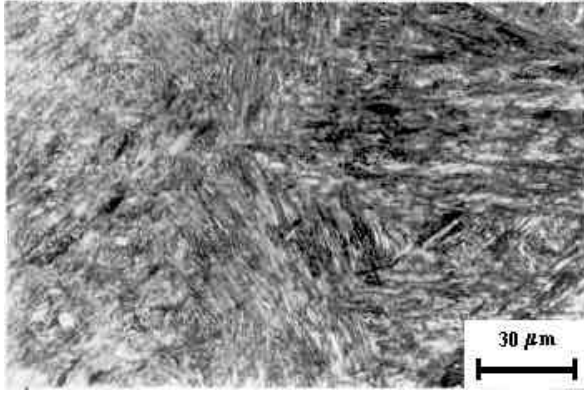


FIGURA 43 - Tamanho de grão das amostras austenitizadas em 870°C (32 μm).

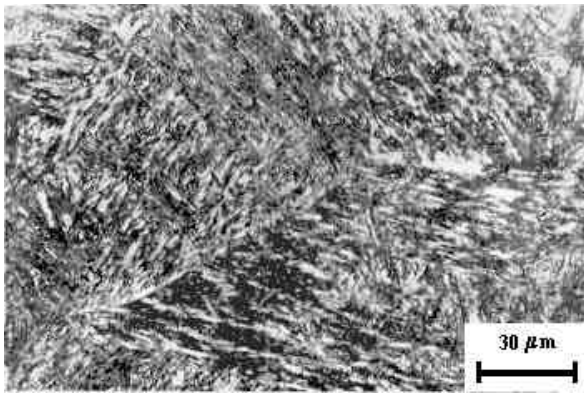
Aumento: 100X. Ataque: Ac. pícrico (éter + aspergol).

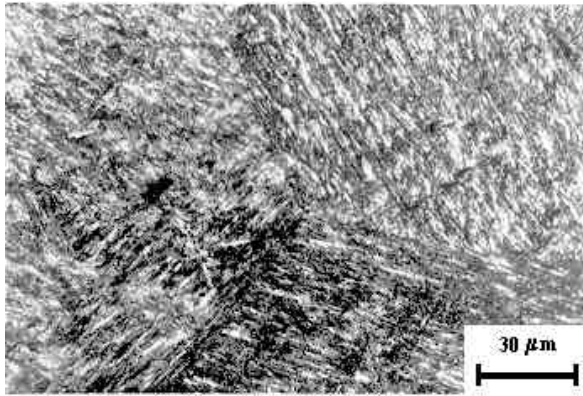




(a) 1200/T

(b) 1200/200





(a) 1200/350

(b) 1200/500

FIGURA 44 - Microestruturas das amostras austenitizadas em 1200°C. Ataque: Nital 2%. Aumento: 80X

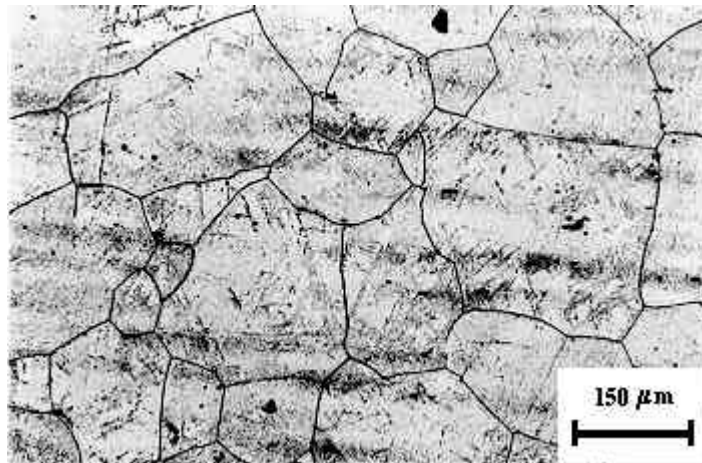


FIGURA 45 - Tamanho de grão das amostras austenitizadas em 1200°C (157 μm). Aumento: 100X. Ataque: Ac. pícrico (éter + aspergol).

As propriedades mecânicas básicas do material após os tratamentos térmicos estão mostradas na Tabela 2.

Esse material foi aproveitado de outro trabalho, assim os dados aqui

apresentados e maiores detalhes podem ser vistos em Graça (1983).

TABELA 2 - Propriedades mecânicas básicas do aço AISI 4140

Condição		Limite de Escoamento $s_Y$ (MPa)	Limite de	
		Resistência $s_R$ (MPa)	Dureza $HR_C$	
870/T	TA	1333	1902	53
870/200	TA	1351	1794	52
870/350	TA	1327	1559	48
870/500	TA	1086	1230	39
1200/T	TA	1127	1819	52
1200/200	TA	1224	1451	50
1200/350	TA	1140	1255	47
1200/500	TA	1053	1132	37

### 3.1.2 - Aço 300 M

Material recebido na forma de chapa laminada à quente com uma espessura de 40 mm, cuja composição química está apresentada na Tabela 3.

TABELA 3 - Composição Química do aço 300 M

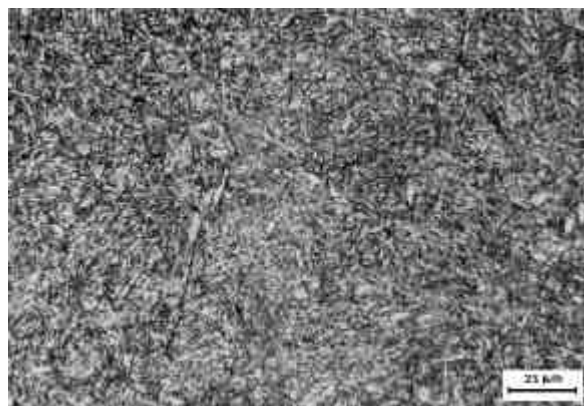
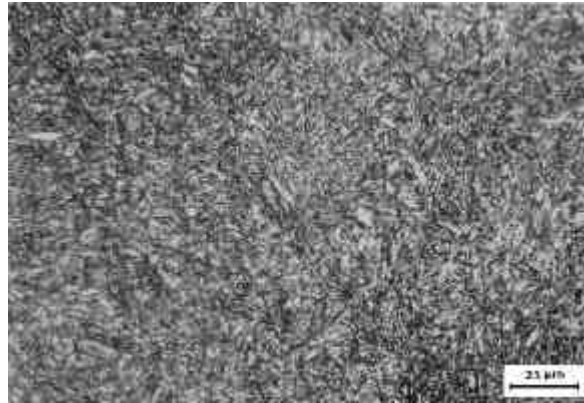
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% peso)									
C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	V	S	P	
Fe									
0,37	0,79	1,55	0,35	0,81	1,73	0,10	0,001	0,009	
restante									

Após usinadas, as amostras foram tratadas termicamente em duas condições:

TR - austenitização em banho de sal neutro a 870°C por 40 minutos, têmpera em óleo e revenido a 350°C por 40 minutos.

ATRE - austenitização em banho de sal neutro a 870°C por 40 minutos, têmpera em óleo e revenido a 600°C por 40 minutos, seguido de envelhecimento a 430°C por 18 horas.

As microestruturas após os tratamentos térmicos estão mostradas nas Figuras 46 e 47.

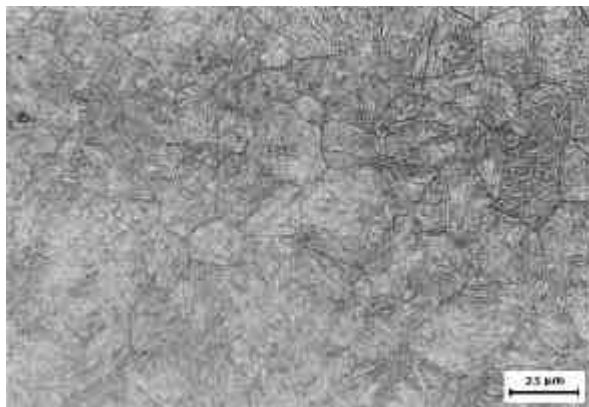


(a) TR

(b) ATRE

FIGURA 46 - Microestruturas do aço 300M, para as duas condições de tratamento térmico utilizadas. Ataque: Nital 3%.





(a) TR

(b) ATRE

FIGURA 47 - Tamanho de grão para as duas condições de tratamento térmico utilizadas (ASTM n° 8). Ataque: Ácido Pícrico saturado em água.

As propriedades mecânicas básicas do material após os tratamentos térmicos estão mostradas na Tabela 4.

Esse material foi aproveitado de outro trabalho, assim os dados aqui apresentados e maiores detalhes podem ser vistos em Galvão (1992).

TABELA 4 - Propriedades mecânicas básicas do aço 300 M

Condição	Limite de Escoamento $s_Y$ (MPa)	Limite de Resistência $s_R$ (MPa)	Limite de Dureza $HRC$
TR	1670	1960	51
ATRE	1440	1520	41,5

### 3.1.3 - Aços CrNb e CrMoNb

Materiais recebidos na forma de chapas laminadas à quente, cujas composições químicas estão apresentadas na Tabela 5.

TABELA 5 - Composição Química dos aços CrNb e CrMoNb

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% peso)										
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Nb	Mo	
	<b>Fe</b>									
<b>CrNb</b>	0,11	0,55	0,043	0,014	0,34	0,003	2,10	0,046		
	restante									
<b>CrMoNb</b>	0,13	0,46	0,034	0,02	0,27	0,053	2,20	0,05	1,08	
	restante									

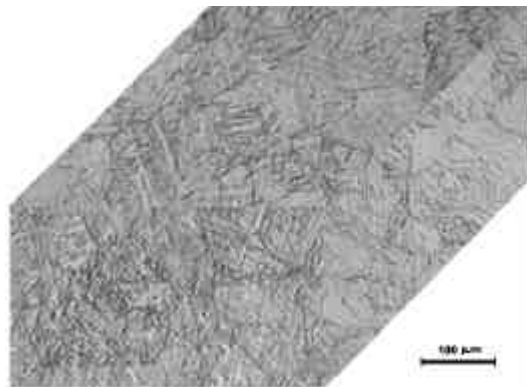
Após usinadas, as amostras do aço CrNb foram tratadas termicamente em duas condições, e o aço CrMoNb apenas na segunda condição:  
 1200/650/550 - austenitizadas em 1200°C por 1h e resfriadas em água, revenidas em 650°C por 2h e resfriadas em óleo e então envelhecidas em

550°C por 4h e resfriadas em óleo. Dureza CrNb: 264 Hv (25 HRC).

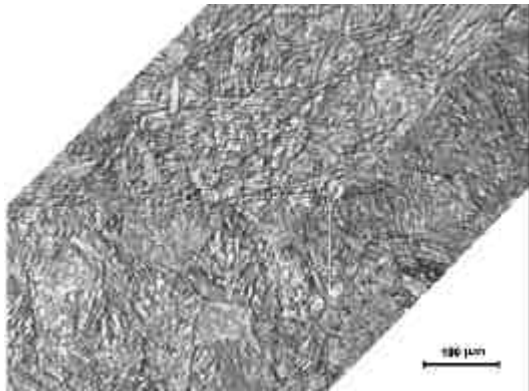
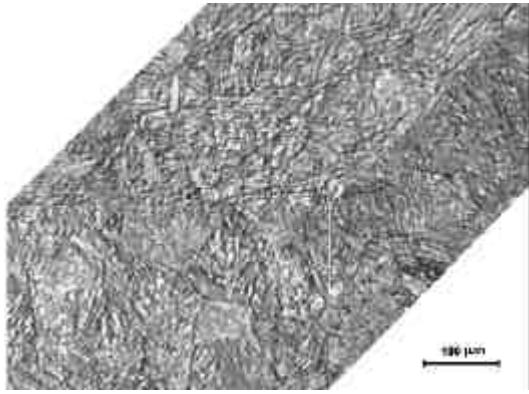
1200/950/650/550 - austenitizadas em 1200°C por 1h, resfriadas em forno para 950°C mantidas por 1h e resfriadas em água, revenidas em 650°C por 2h e resfriadas em óleo e então envelhecidas em 550°C por 4h e resfriadas em óleo. Durezas resultantes CrNb: 277 Hv (27HRC) e CrMoNb: 318Hv (32HRC).

As microestruturas após os tratamentos térmicos estão mostradas na Figura 48.

Esses materiais foram aproveitados de outro trabalho, assim os dados aqui apresentados e maiores detalhes podem ser vistos em Antunes (1985).



(a)



(b)

(c)

FIGURA 48 - Microestrutura dos aços CrMoNb e CrNb. (a) CrMoNb 1200/950/650/550, (b) CrNb 1200/650/550 e (c) CrNb 1200/950/650/550. Aumento:100x. (b) Ataque : Nital 2%.

### 3.1.4 - Aço SAE 1020

Material recebido na forma de chapa laminada à quente com uma espessura de 12,7 mm, cuja composição química está apresentada na Tabela 6. A microestrutura do material como recebido está mostrada na Figura 49.

TABELA 6 - Composição Química do aço SAE 1020.

<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA</b> (% peso)				
<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Fe</b>
0,21	0,43	0,014	0,035	restante

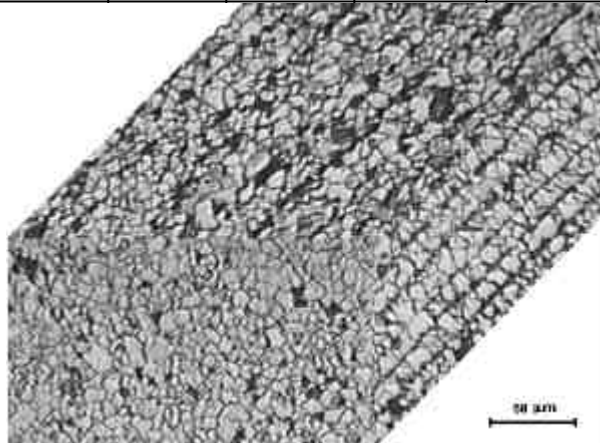


FIGURA 49 - Microestrutura do aço SAE 1020 como recebido. Ataque : Nital 2%. Aumento :200x.

As amostras foram usinadas no estado de como recebidas, com o material na condição de normalizado, devido a um resfriamento ao ar após a laminação à quente.

As propriedades mecânicas básicas do material como recebido estão mostradas na Tabela 7.

TABELA 7 - Propriedades mecânicas básicas do aço SAE 1020.

<b>Dureza (HR<sub>B</sub>)</b>	<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>
--------------------------------	-----------------------------------	------------------------------------

82	221	407
----	-----	-----

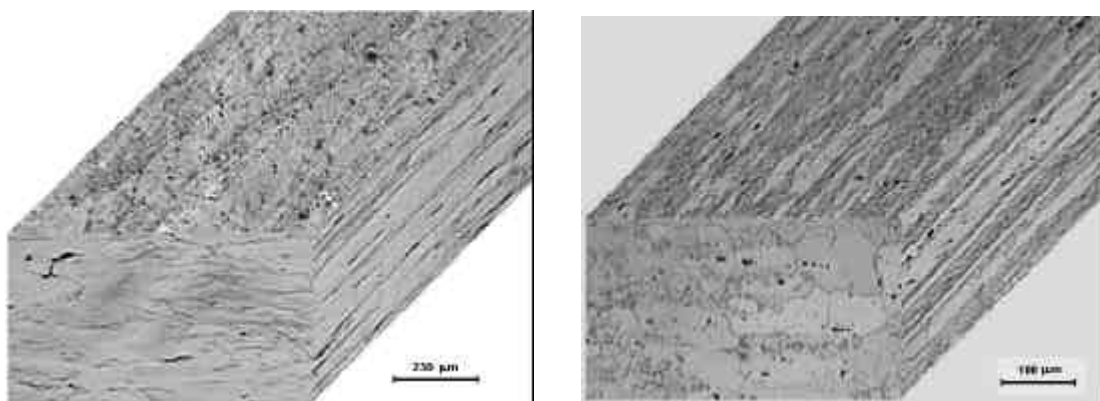
### 3.1.5 - Liga de Alumínio 7050

Material recebido na forma de um perfil extrudado e de uma chapa laminada com uma espessura de 25,4 mm. As composições químicas estão apresentadas na Tabela 8.

O perfil e a chapa foram recebidos na condição de tratamento térmico T74, que indica que a liga foi solubilizada e envelhecida artificialmente. As microestruturas dos materiais como recebidos estão mostradas na Figura 50.

TABELA 8 - Composição Química das ligas de Alumínio 7050 utilizadas.

<b>COMPOSIÇÃO</b> (% peso)								
	<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Zn</b>	<b>Cr</b>	
<b>Al</b>								
Perfil	0,086	0,012	2,03	0,05	1,90	5,62	0,06	
restante								
Chapa	0,06	0,05	2,11	0,006	2,20	6,56	0,007	
restante								



(a)

(b)

FIGURA 50 - Microestrutura das ligas de Alumínio 7050, utilizadas. (a) perfil extrudado e (b) chapa laminada. Ataque: Keller.

As propriedades mecânicas básicas desses materiais, estão mostradas na tabela 9.

O material do perfil extrudado foi aproveitado de outro trabalho, assim os dados aqui apresentados e maiores detalhes podem ser vistos em Martins (1996).

TABELA 9 - Propriedades mecânicas básicas das ligas de Alumínio 7050, utilizadas.

	<b>Dureza (HR<sub>B</sub>)</b>	<b>Limite de Escoamento (MPa)</b>	
<b>Limite de Resistência (MPa)</b>			
Perfil	81	504	560
Chapa	84	516	573

### 3.1.6 - Liga de Alumínio 2024

Material recebido na forma de uma chapa laminada com 12,7 mm de espessura, cuja composição química está apresentada na Tabela 10.

A chapa foi recebida na condição de tratamento térmico T351, que indica que o material foi solubilizado, estirado à frio para alívio de tensões e envelhecido naturalmente. A microestrutura do material como recebido está mostrada na Figura 51.

TABELA 10 - Composição Química da liga de Alumínio 2024 utilizada.

<b>COMPOSIÇÃO</b> (% peso)							
<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Zn</b>	<b>Cr</b>	<b>Al</b>
0,20	0,25	4,20	0,58	1,50	0,07	0,05	restante

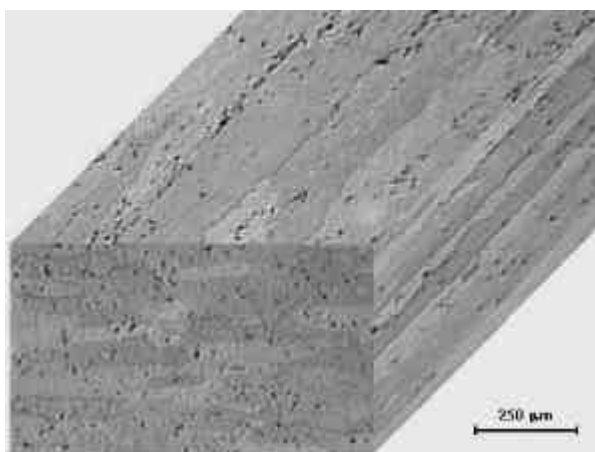


FIGURA 51 - Microestrutura da liga de Alumínio 2024, utilizada. Ataque: Keller.

As propriedades mecânicas básicas desse material, estão mostradas na tabela 11.

TABELA 11 - Propriedades mecânicas básicas da liga de Alumínio 2024, utilizada.



Dureza (HR <sub>B</sub> )	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
81	383	471

A Tabela 12 apresenta um quadro geral das microestruturas dos materiais estudados.

TABELA 12 - Características microestruturais dos materiais utilizados.

MATERIAIS	MICROESTRUTURA
Aço 1020 (normalizado)	Matriz CCC, grãos de ferrita e perlita
Aço 300M (TR)	Matriz tetragonal, martensita em ripas, carbonetos finos
Aço 300M (ATRE)	Matriz tetragonal, martensita em ripas, carbonetos finos
Aço CrNb (1200/650/550)	Matriz tetragonal, martensita em ripas, carbonetos finos
Aço CrNb (1200/950/650/550)	Matriz tetragonal, martensita em ripas, carbonetos finos
Aço CrMoNb (1200/950/650/550)	Matriz tetragonal, martensita em ripas, carbonetos finos
Al 2024 (T351)	Matriz CFC, grãos alongados longitudinalmente, partículas intermetálicas e precipitados submicrométricos
Al 7050 (T74)	Matriz CFC, grãos alongados longitudinalmente, partículas intermetálicas e precipitados submicrométricos

## 3.2 - MÉTODOS EXPERIMENTAIS

### 3.2.1 - Ensaios Charpy para a obtenção de Curvas de Transição

Curvas de transição dúctil-frágil para todos os materiais, menos para o aço AISI 4140, foram obtidas por meio de ensaios Charpy realizados em várias temperaturas, entre  $-196^{\circ}\text{C}$  e  $230^{\circ}\text{C}$ .

Amostras do aço SAE 1020 e da liga de Alumínio 2024 foram ensaiadas em uma máquina de impacto instrumentada marca TINIUS OLSEN mod. 74, utilizando um sistema da DYNATUP mod.500. Esse sistema permite registrar além da energia do ponteiro, o sinal carga x tempo e a energia integrada a partir desse sinal. Para os outros materiais utilizou-se máquinas Charpy não instrumentadas. Todos os ensaios foram realizados de acordo com a norma E 23-01 da ASTM. A geometria das amostras utilizadas está mostrada na Figura 52.

As temperaturas de ensaio abaixo da ambiente foram obtidas em banhos de Nitrogênio líquido, Nitrogênio líquido com álcool e álcool com gelo seco ( $\text{CO}_2$ ), as acima da temperatura ambiente foram obtidas em banhos de água quente e óleo vegetal ou silicone aquecidos. A temperatura dos banhos foi controlada com um termopar de Chromel-Alumel e lidas em termômetro digital com uma precisão de  $\pm 1^{\circ}\text{C}$ .

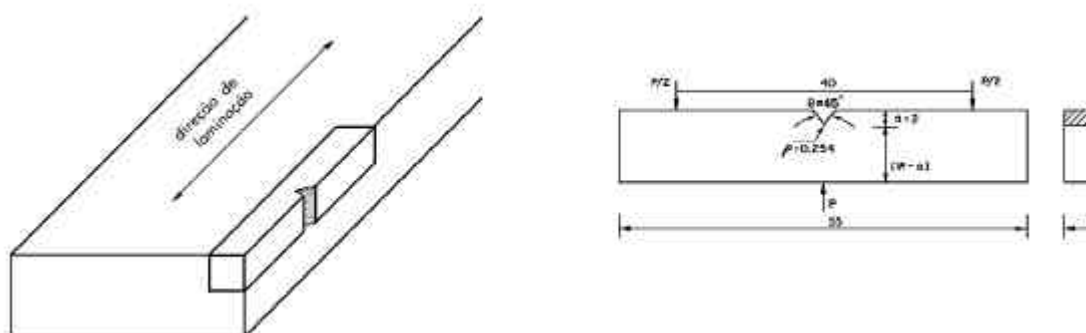


FIGURA 52 - Diagrama esquemático mostrando a geometria das amostras Charpy

utilizadas.

Após ensaiadas as amostras foram colocadas em um recipiente com acetona e após atingirem a temperatura ambiente e serem secadas, as superfícies de fratura foram protegidas com verniz incolor.

### **3.2.2 - Ensaios Charpy Interrompidos**

Ensaios interrompidos são ensaios cujo andamento é interrompido em vários níveis de carregamento, antes da ruptura final da amostra, com o objetivo de se observar o início da fratura e de sua propagação. No caso do ensaio Charpy, isso foi feito variando-se os níveis de energia aplicado pelo martelo. Diferentes níveis de energia aplicados podem ser obtidos variando-se a altura inicial do martelo. Os níveis de energia definidos para esses ensaios foram baseados nos valores da energia integrada na carga máxima, obtidos nos ensaios Charpy instrumentado realizados.

Esses ensaios foram realizados apenas para a liga de Alumínio 2024, na temperatura ambiente, e para o aço SAE 1020, nas temperaturas do Nitrogênio líquido,  $-100^{\circ}\text{C}$ ,  $-40^{\circ}\text{C}$  e temperatura ambiente ( $21^{\circ}\text{C}$ ).

### **3.2.3 - Obtenção das Curvas $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$**

Curvas  $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$  foram plotadas a partir dos valores de Integral J obtidos para o aço AISI 4140 e a liga de Alumínio 7050.

Para o aço AISI 4140 foram utilizados corpos de prova do tipo Charpy modificados. Os entalhes foram aprofundados e utilizou-se diferentes raios de curvatura na raiz do entalhe, sendo que em algumas amostras foram introduzidas trincas de fadiga. Os raios de curvatura da raiz do entalhe que foram utilizados, além das trincas de fadiga, foram : 0,05mm , 0,127mm , 0,254mm , 0,508mm e 0,75mm para as amostras austenitizadas em  $870^{\circ}\text{C}$ , sendo que para as amostras austenitizadas em  $1200^{\circ}\text{C}$ , o raio de 0,05 foi substituído pelo raio de 1,00mm. As geometrias das amostras estão mostradas na Figura 53.

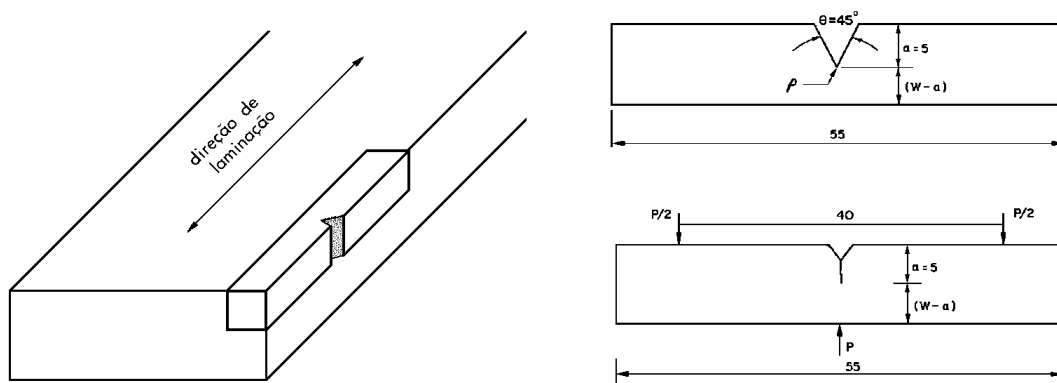


FIGURA 53 - Diagrama esquemático mostrando a geometria das amostras utilizadas.

As amostras foram ensaiadas por dobramento lento em 3 pontos, em uma máquina INSTRON mod. 1125 com uma célula de carga de 100 kN.

Os valores da Integral J em função do raio do entalhe,  $J_{IC}(r)$ , foram calculados para as amostras que falharam abaixo do escoamento geral de acordo com a equação abaixo (Server, 1978)

$$J_{IC}(r) = \frac{2 E_M}{B (W - a)} \quad (3.1)$$

onde  $r$  é o raio da raiz do entalhe,  $B$  e  $(W-a)$  são a espessura e a profundidade do ligamento à frente do entalhe, e  $E_M$  a energia gasta para a iniciação da fratura estimada por

$$E_M = \frac{C_{ND} P_M^2}{2 E B} \quad (3.2)$$

onde  $P_M$  é a carga máxima em dobramento,  $E$  o módulo de elasticidade e  $C_{ND}$  a compliance adimensional das amostras, tabelada na literatura (Server, 1978).

Os valores de  $K_{JC}(r)$  foram estimados a partir dos de  $J_{IC}(r)$  através da equação

$$K_{JC}(r) = \frac{\alpha E J_{IC}(r) \delta^{1/2}}{\epsilon (1 - \nu^2) b} \quad (3.3)$$

onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson.

Para a liga de Alumínio 7050 (perfil extrudado) foram utilizadas para os ensaios de Integral J, amostras de dobramento em 3 pontos (SENB) de acordo com a norma ASTM E813-89 (1995). Diferentes raios de curvatura na raiz do entalhe foram utilizados (0,10mm, 0,25mm, 0,50mm, 0,75mm e 1,00mm), além de trincas de fadiga. A geometria dessas amostras está mostrada na Figura 54.

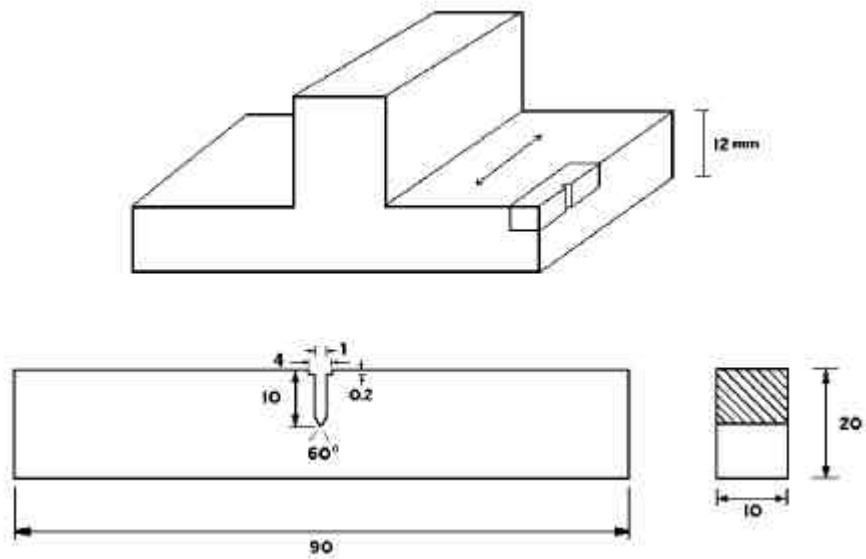


FIGURA 54 - Diagrama esquemático mostrando a geometria das amostras utilizadas.

Os ensaios foram realizados em uma máquina INSTRON mod. 1125 com uma célula de carga de 100 kN, em uma velocidade do travessão de 1mm/min.

Esse material foi aproveitado de outro trabalho, assim maiores detalhes podem ser obtidos em Martins (1996).

### 3.2.4 - Microscopia Eletrônica de Varredura

Análises fractográficas das amostras ensaiadas foram realizadas em dois microscópios eletrônicos de varredura (MEV), um da marca Zeiss modelo DSM 950 e outro da marca LEO modelo 435 VPi. As imagens foram obtidas por elétrons secundários em 20 kV. Uma observação detalhada das regiões de fratura junto aos entalhes das amostras foi realizada, com o objetivo de caracterizar os

mecanismos de iniciação das fraturas. Antes de serem observadas no MEV, as amostras foram limpas por ultra-som em um banho de acetona.

Os inícios das fraturas por clivagem foram localizados pela identificação das “marcas de rio” formadas nas superfícies de fratura, que convergem para a origem da fratura. Para facilitar essa localização a voltagem do coletor foi reduzida a zero, diminuindo a quantidade de elétrons secundários coletados, o que aumenta o efeito visual de relevo da superfície observada. Quando possível, as distâncias do local de início foram medidas em relação à ponta do entalhe adoçado e a um dos lados da amostra.

Seções transversais aos entalhes nas seções centrais das amostras foram preparadas metalograficamente, de acordo com a norma E3-95 da ASTM (2001). As amostras dos aços foram atacadas com Nital 2% e as ligas de alumínio com o reagente Keller. Todas as amostras foram observadas por MEV, utilizando-se imagens de elétrons secundários em 15 kV.

## 4 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Com o objetivo de facilitar a compreensão, os resultados obtidos serão apresentados para cada material utilizado separadamente.

### 4.1 - AÇO SAE 1020

#### 4.1.1 - Curva de Transição

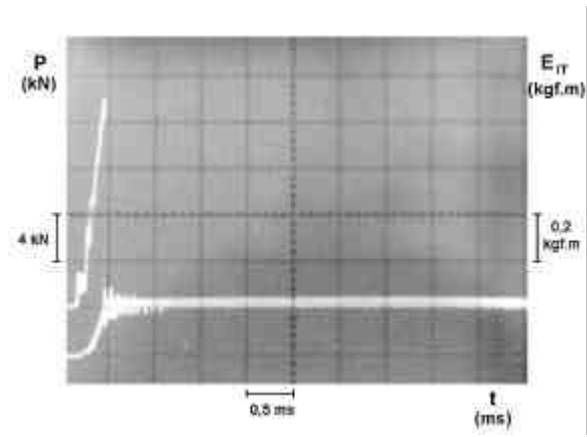
A Tabela 13 apresenta os resultados dos ensaios Charpy instrumentado realizados em várias temperaturas. A Figura 55 mostra curvas carga x tempo representativas das amostras ensaiadas, e a Figura 56 a curva de transição obtida.

TABELA 13 - Resultados dos ensaios Charpy instrumentado.

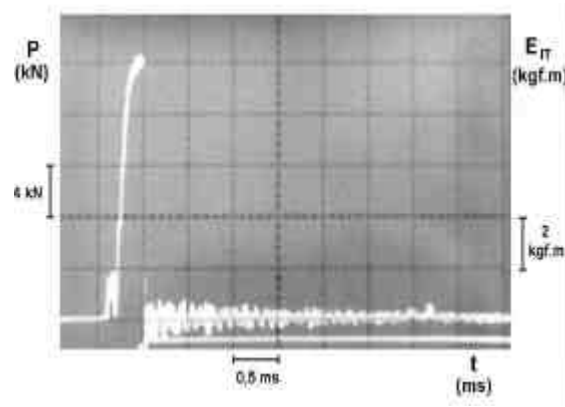
amostra	T (°C)	P <sub>GY</sub> (kN)	P <sub>M</sub> (kN)	E <sub>IPM</sub> (J)	E <sub>IT</sub> (J)	E <sub>CVN</sub>	
							(J)
35	-196					2,4	
38	-196		15,2	2,5	2,5	2,4	
39	-196					2,4	
40	-196		14,8	2,4	2,4	2,4	
41	-196		14,6	2,3	2,3	2	
48	-196		18	2,2	2,2	2	
54	-196		18	2,2	2,2	2	
29	-100	19,2	20	11,8	11,8	9,8	
32	-100	17,6	18,8	9,8	9,8	9,8	
33	-100	17,8	19,2	9,8	9,8	9,8	



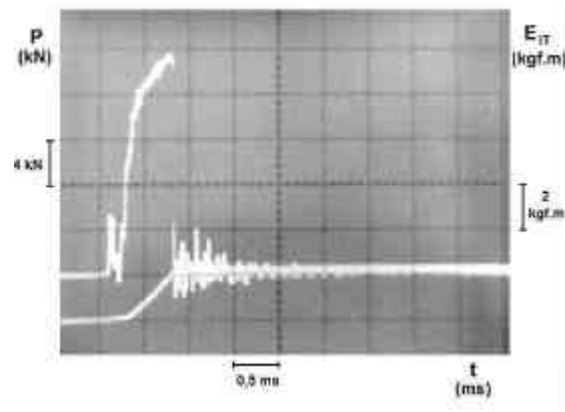
30	-80	16	19,2	21,6	21,6	19,6	
31	-80	16,8	20	21,6	21,6	19,6	
26	-60	15,2	20	34,3	34,3	44,1	
27	-60	17,2	21,6	45,1	45,1	34,3	
23	-30	15,2	21,6	63,7	152	120,6	
24	-30	16,8	22	63,7	210,8	153	
25	-30	17,6	22,4	68,6	152	122,6	
20	-15	17,2	21,2	68,6	220,6	172,6	
21	-15	16	21,2	58,8	215,7	167,7	
22	-15	16	21,2	58,8	313,8	170,6	
16	21					216,7	
17	21					188,3	
18	21	16	20,8	63,7		226,5	
19	21	16,8	21,6	78,5		229,5	
46	21	15,6	20	63,7	284,4	207,9	



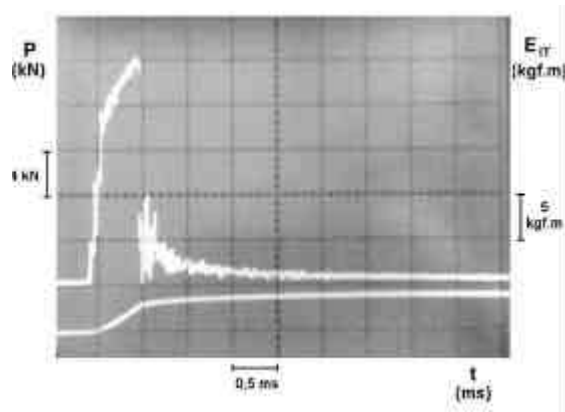
(a) amostra 48,  $-196^{\circ}\text{C}$



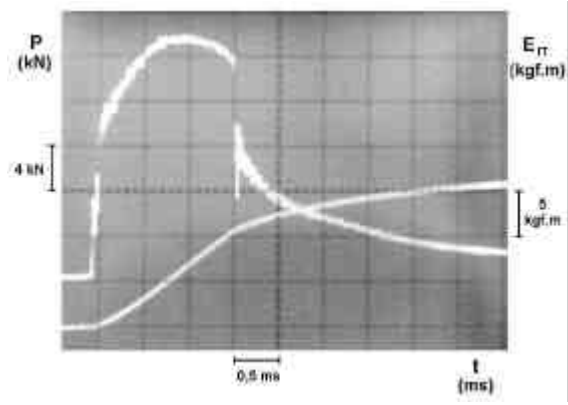
(b) amostra 29,  $-100^{\circ}\text{C}$



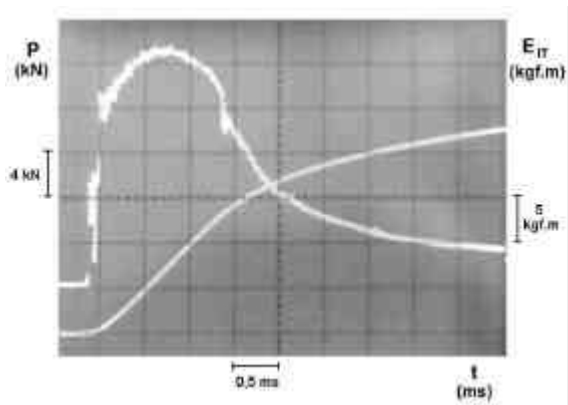
(c) amostra 30,  $-80^{\circ}\text{C}$



(d) amostra 26,  $-60^{\circ}\text{C}$

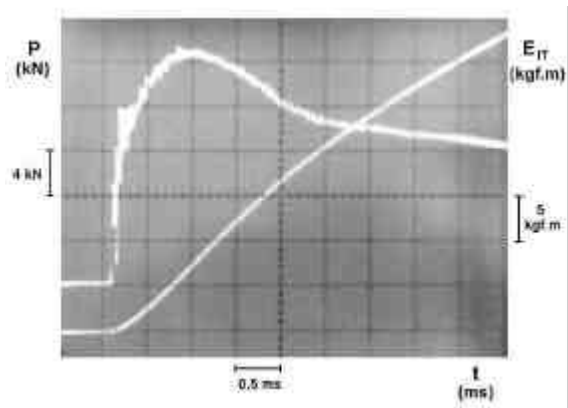


(e) amostra 23,  $-30^{\circ}\text{C}$



(f) amostra 21,  $-15^{\circ}\text{C}$

FIGURA 55 - Continua



(g) amostra 18, 21°C

FIGURA 55 - Curvas Carga x tempo representativas das amostras ensaiadas.

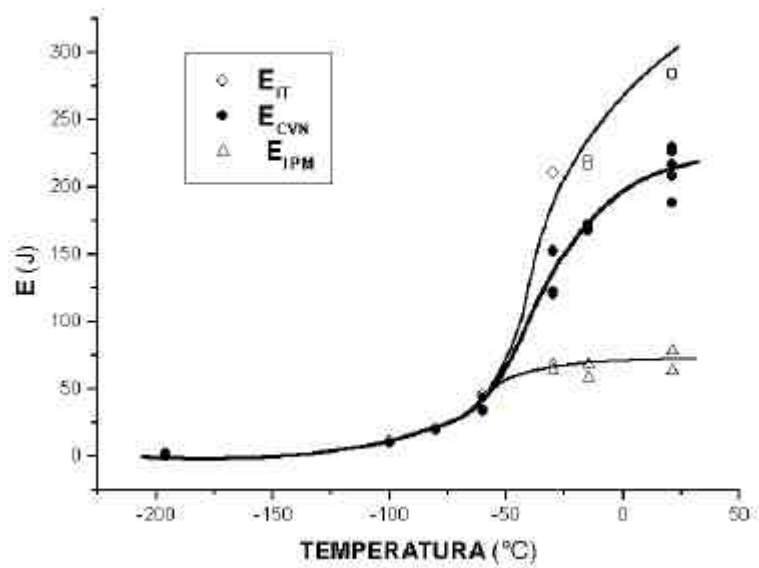


FIGURA 56 - Curva de Transição do aço SAE 1020, além da energia do ponteiro ( $E_{CVN}$ ), foram plotadas também as energias integradas total ( $E_{IT}$ ) e na carga máxima ( $E_{IPM}$ ).

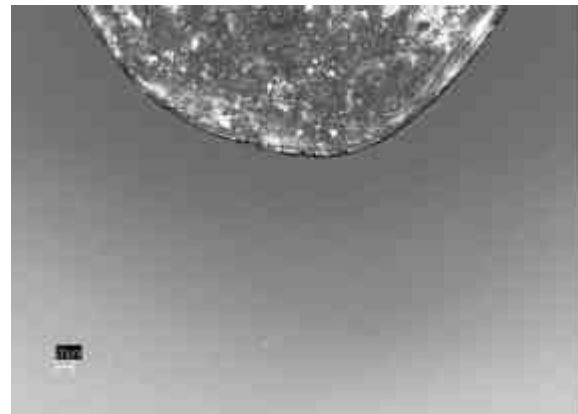
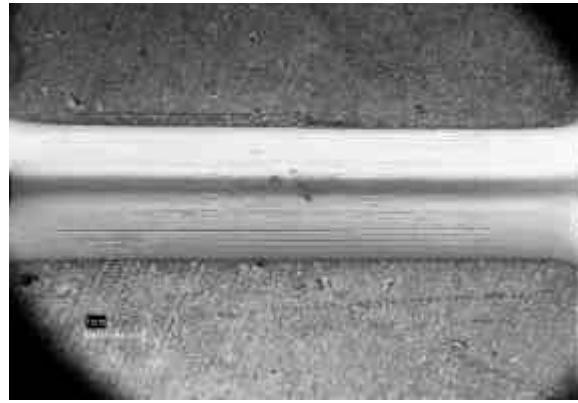
Nas amostras onde a fratura ocorre após a carga máxima (-30, -15 e 21°C), a energia integrada total tende a ser maior do que a energia total registrada pelo ponteiro.

#### 4.1.2 - Ensaio Interrompidos

A tabela 14 apresenta as condições das amostras ensaiadas, e as Figuras 57 a 63 mostram aspectos das seções transversais nas regiões centrais dos entalhes das amostras não rompidas, examinadas por MEV.

TABELA 14 - Condições dos ensaios interrompidos

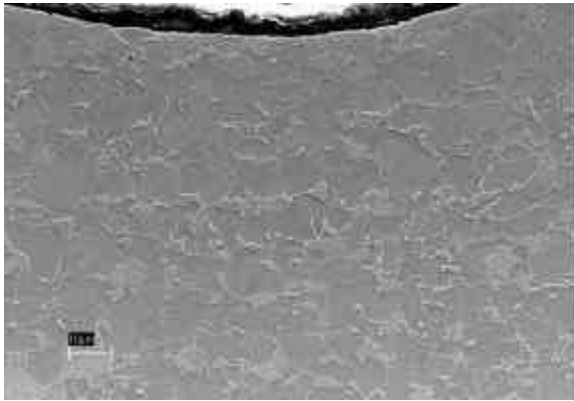
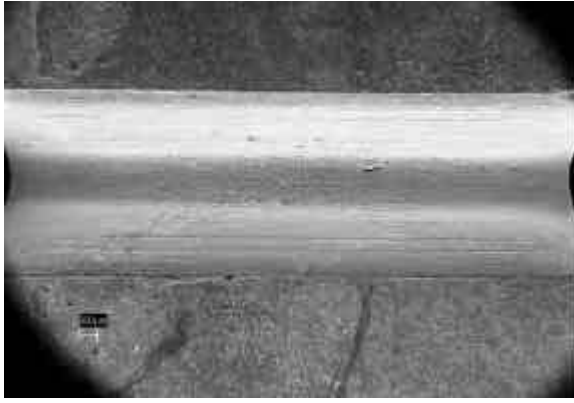
amostra	T (°C)	E <sub>cvn</sub> (J)	
42	-196	2	quebrou
43	-196	1,6	
3	-100	9,5	
28	-80	25	quebrou
37	-80	20	
11	-80	18	
6	-40	65,0	quebrou
44	-40	57,0	
47	21	60,0	
5	21	55	



(a) entalhe

(b) seção da região central

FIGURA 57 - Amostra 43,  $-196^{\circ}\text{C}$ , 1,6 Joules.

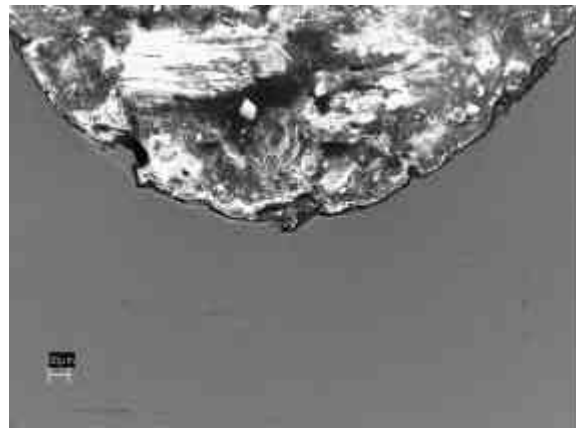


(a) entalhe

(b) seção da região central

FIGURA 58 - Amostra 3, -100°C, 9,5 Joules.

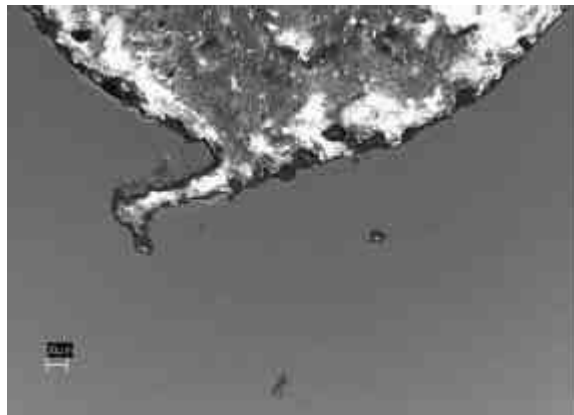
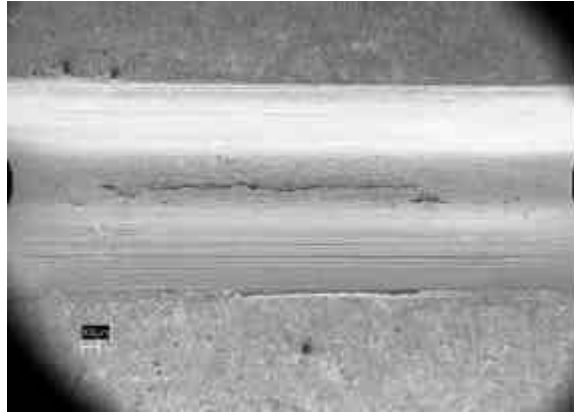




(a) fundo do entalhe

(b) seção da região central

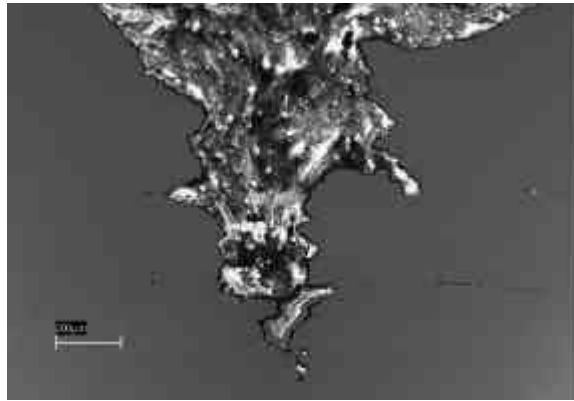
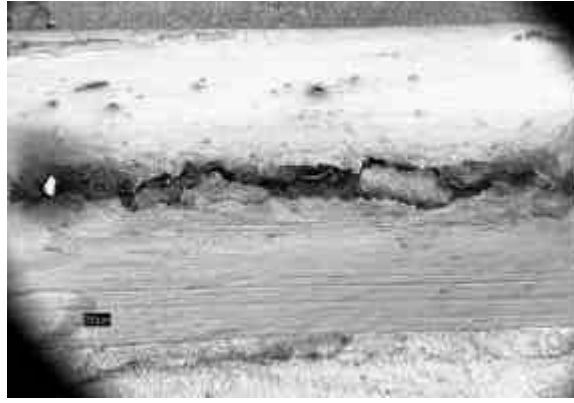
FIGURA 59 - Amostra 11, -80°C, 18 Joules.



(a) entalhe

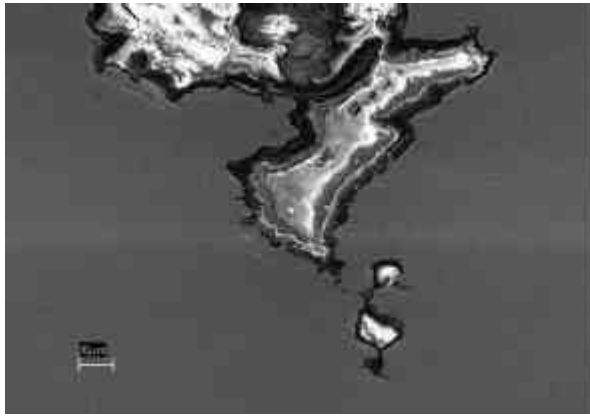
(b) seção da região central

FIGURA 60 - Amostra 37, -80°C, 20 Joules.



(a) entalhe

(b) seção da região central



(c) detalhe ponta da trinca formada

FIGURA 61 - Amostra 44, -40°C, 57 Joules.

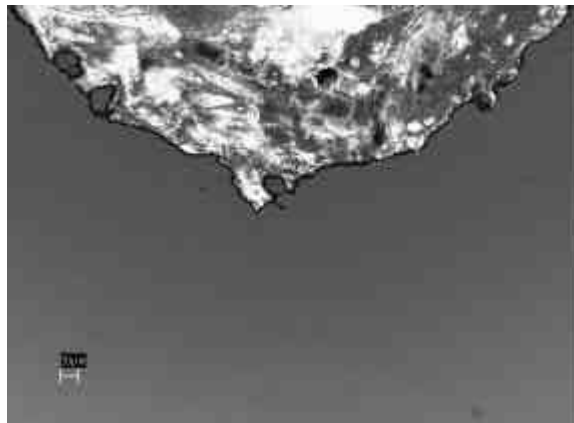
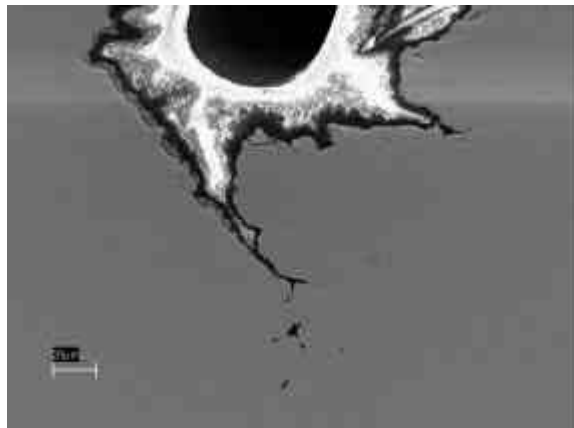
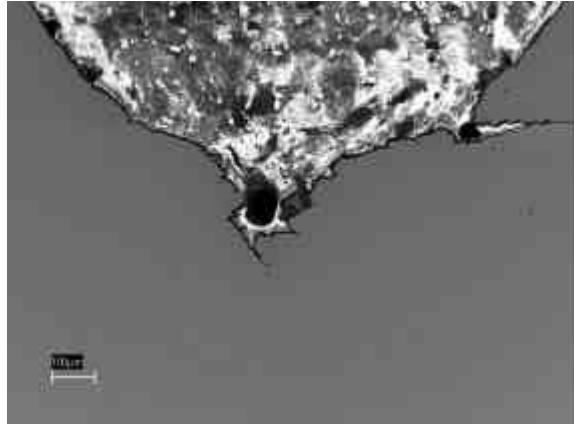


FIGURA 62 - Amostra 5, 21°C, 50 Joules.



(a) seção da região central

(c) detalhe ponta da trinca

formada

FIGURA 63 - Amostra 47, 21°C, 60 Joules.

Os resultados obtidos nos ensaios interrompidos indicam que para as amostras ensaiadas em  $-196^{\circ}\text{C}$  e  $-100^{\circ}\text{C}$  a iniciação da fratura é praticamente coincidente com a fratura instável na carga máxima. Em  $-80^{\circ}\text{C}$  a iniciação da fratura ocorre bem próximo da fratura instável na carga máxima, por um mecanismo de ruptura por cisalhamento localizado ao longo das linhas de

cisalhamento máximo na ponta do entalhe. Em  $-40^{\circ}\text{C}$  a iniciação da fratura ocorre antes da carga máxima, com a fratura instável ocorrendo após a carga máxima ter sido alcançada. O mecanismo de iniciação da trinca é a formação de microcavidades e sua junção por cisalhamento localizado. Em  $21^{\circ}\text{C}$  o processo de iniciação é semelhante ao observado em  $-40^{\circ}\text{C}$ , mas não ocorre mais fratura instável.

#### **4.1.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura**

As análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas para obtenção da curva de transição, estão apresentadas nas Figuras 64 a 94 em seus aspectos mais representativos.

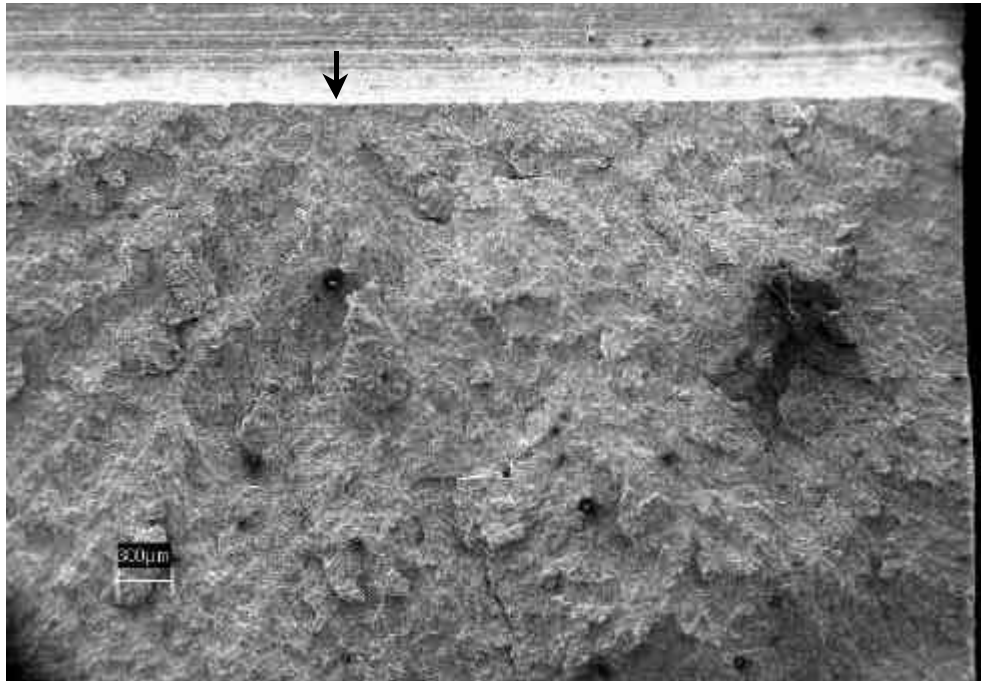


FIGURA 64 - Amostra 41,  $-196^{\circ}\text{C}$ . Aspecto geral da fratura, mostrando as marcas de rio que convergem para a região de início (seta). Não houve ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

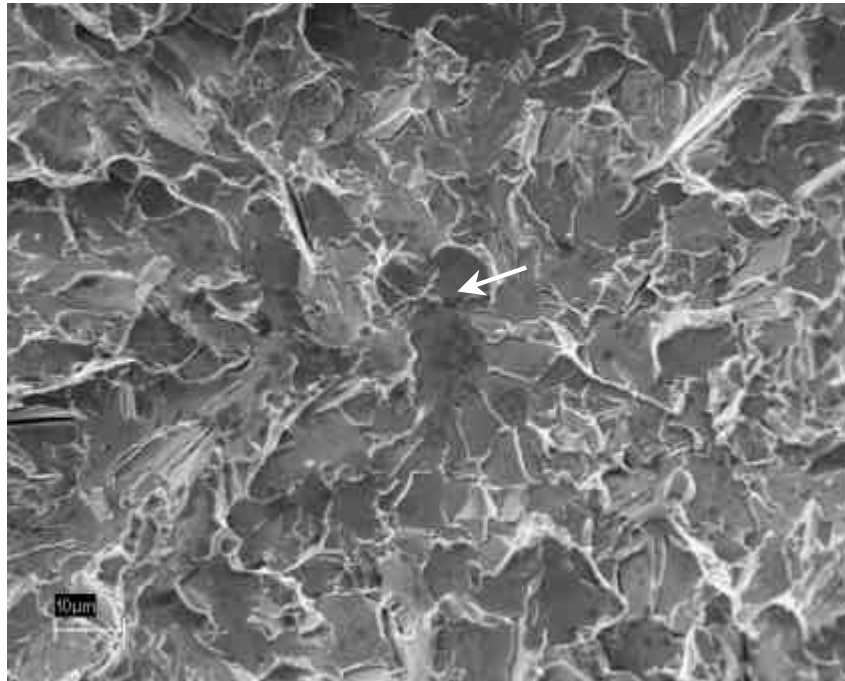


FIGURA 65 - Amostra 41, -196°C. Detalhe da região de início da figura anterior, a seta indica o provável início da fratura em um carboneto.



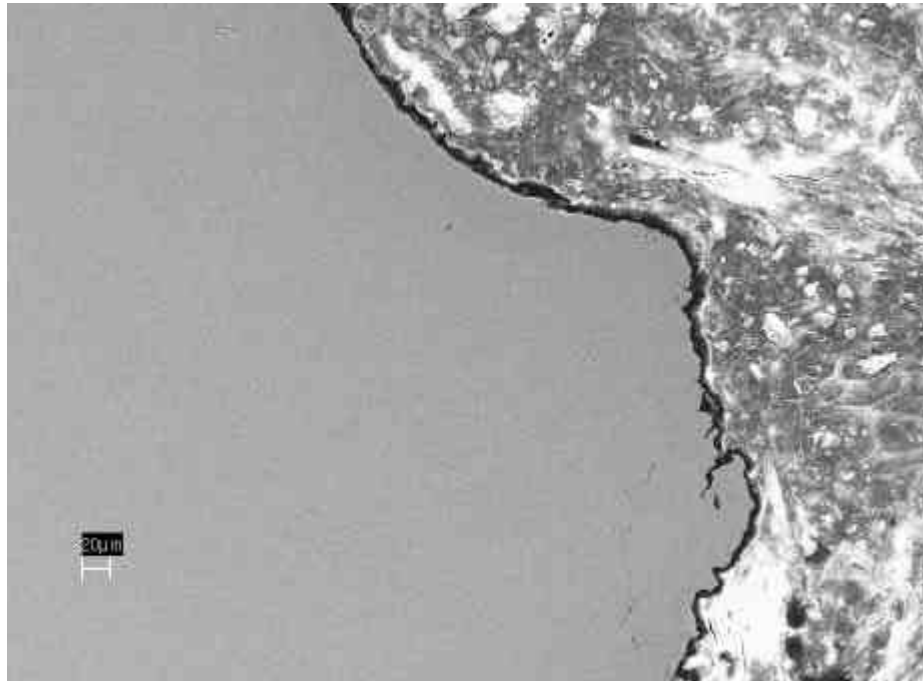


FIGURA 66 - Amostra 41,  $-196^{\circ}\text{C}$ . Perfil metalográfico da região central do entalhe, não há ruptura por cisalhamento localizado na região da raiz.

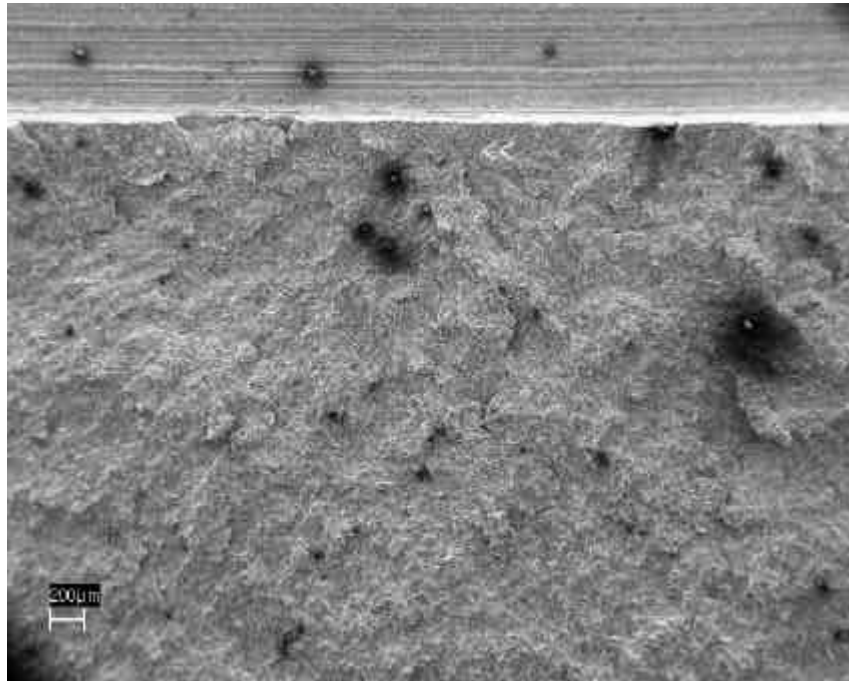


FIGURA 67 - Amostra 54,  $-196^{\circ}\text{C}$ . Aspecto geral da fratura, mostrando as marcas de rio que convergem para a região de início (seta).

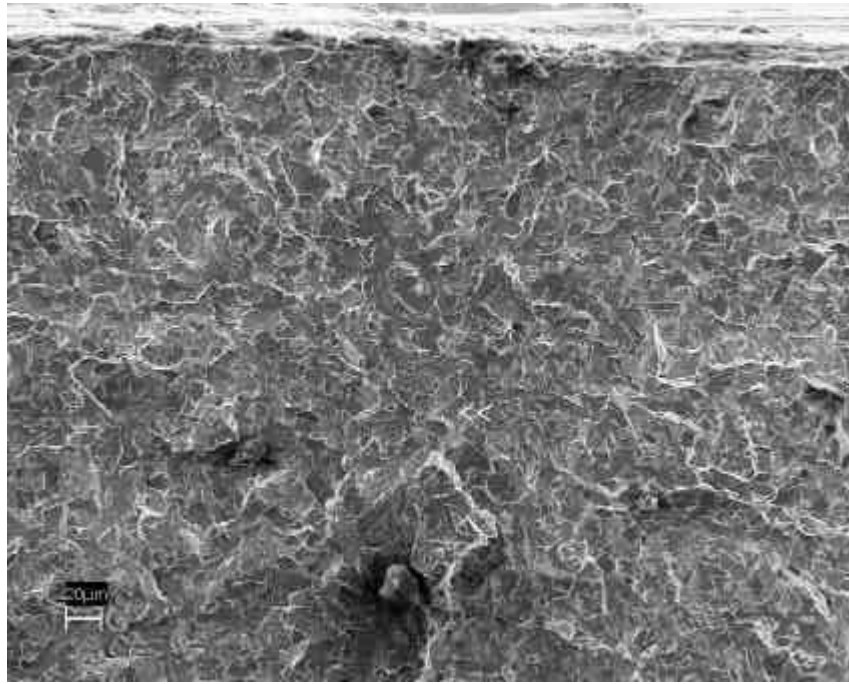


FIGURA 68 - Amostra 54,  $-196^{\circ}\text{C}$ . Detalhe da figura anterior, a seta indica a região de início da fratura.

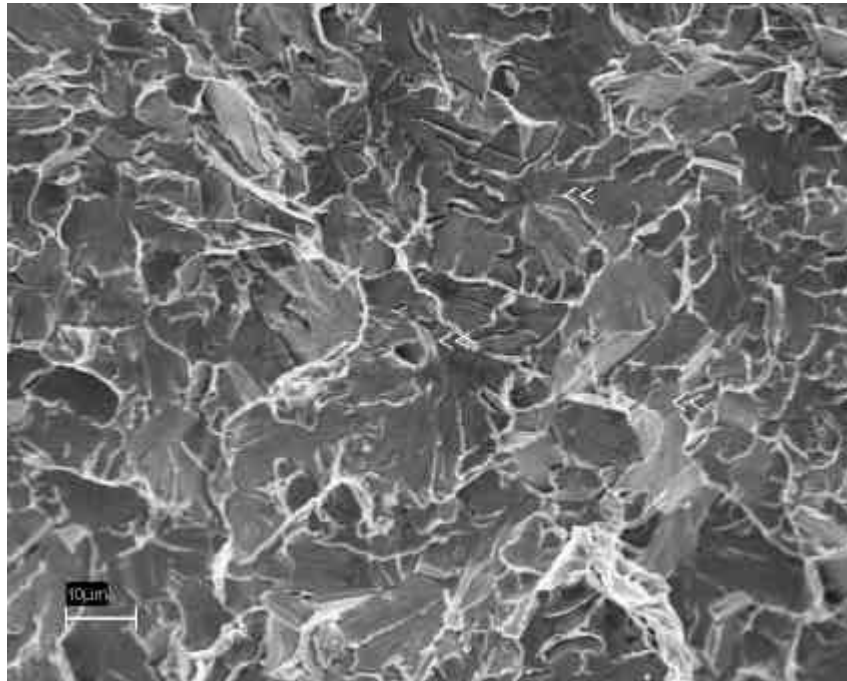


FIGURA 69 - Amostra 54, -196°C. Detalhe da região de início da figura anterior, as setas indicam alguns dos prováveis inícios da fratura em carbonetos e contornos de grão. Não foi possível determinar um início único.

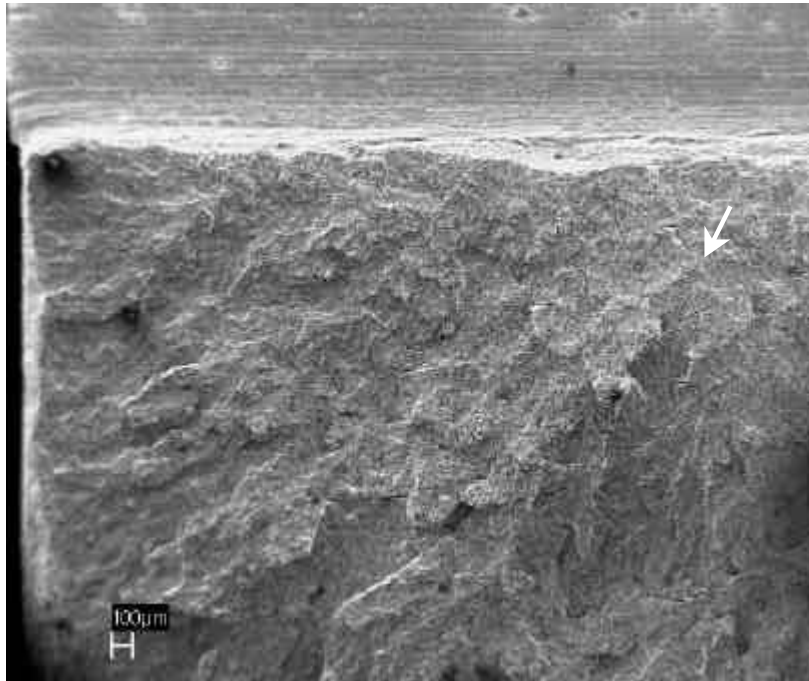


FIGURA 70 - Amostra 29, -100°C. Aspecto geral da fratura, mostrando as marcas de rio que convergem para a região de início (seta).

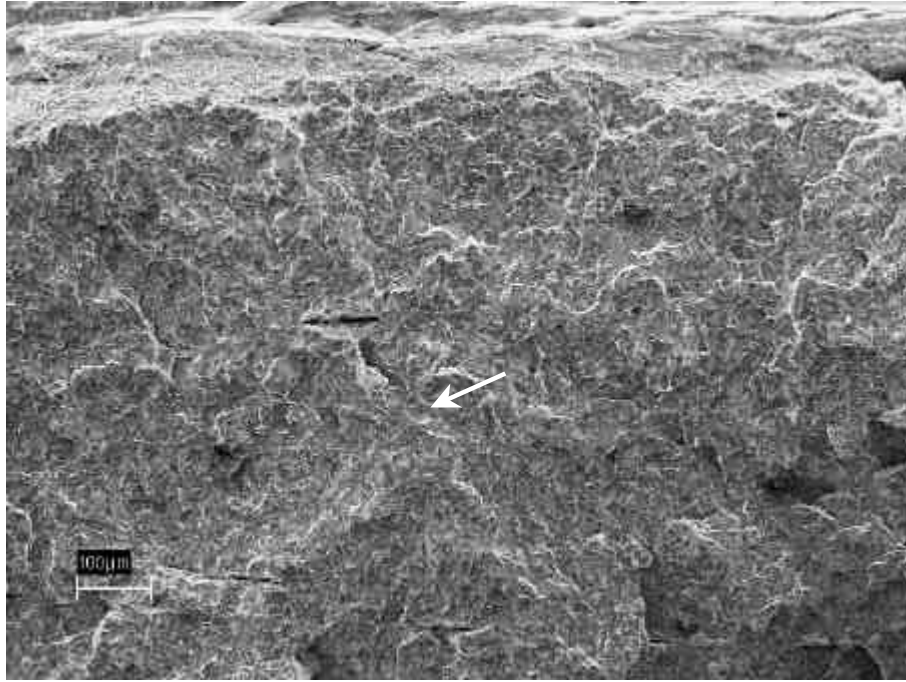


FIGURA 71 - Amostra 29, -100°C. Detalhe da figura anterior, a seta indica a região de início da fratura. Nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

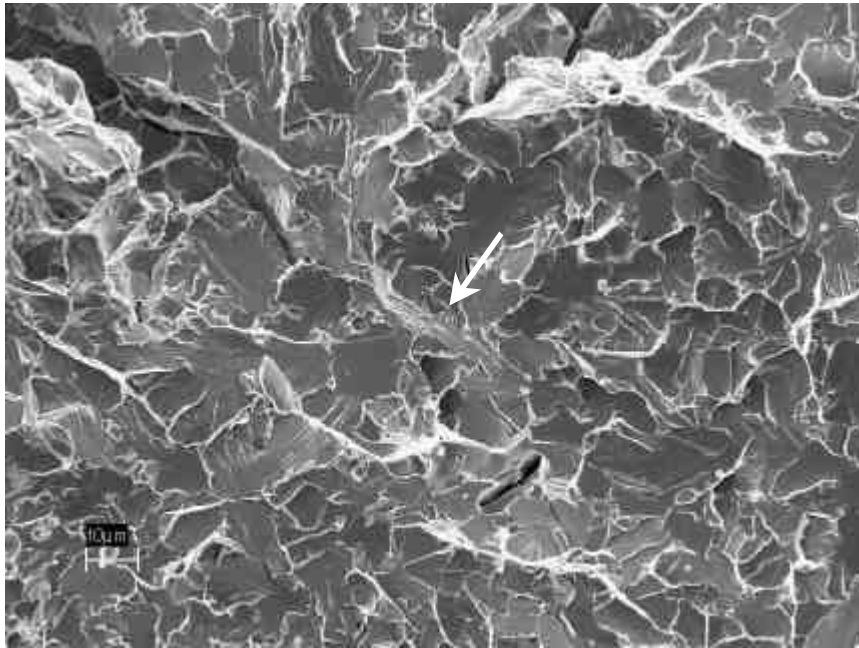


FIGURA 72 - Amostra 29, -100°C. Detalhe da região de início da figura anterior, a seta indica o provável início da fratura em um contorno de grão.

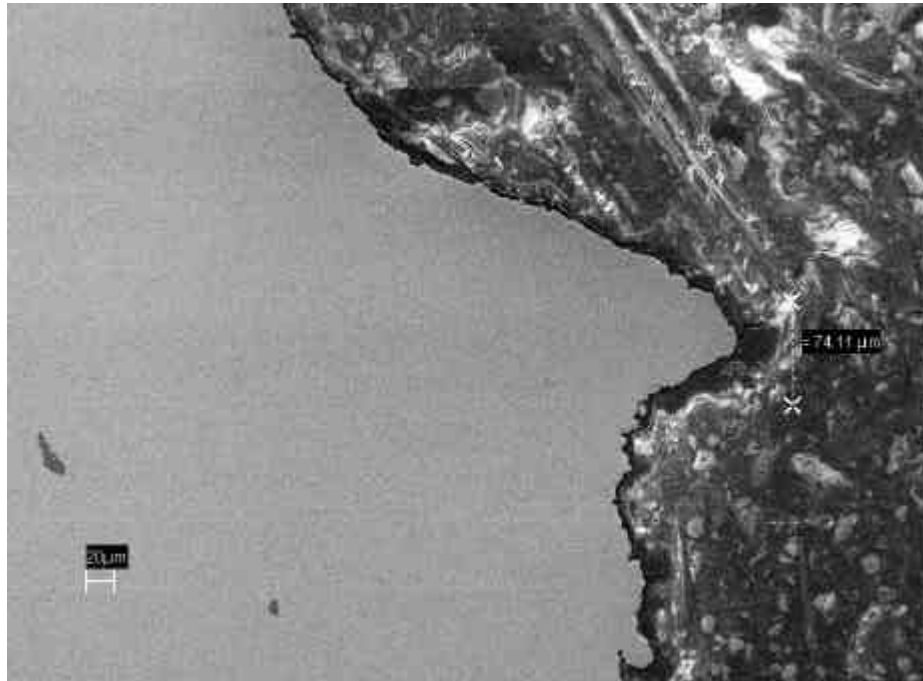


FIGURA 73 - Amostra 29, -100°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



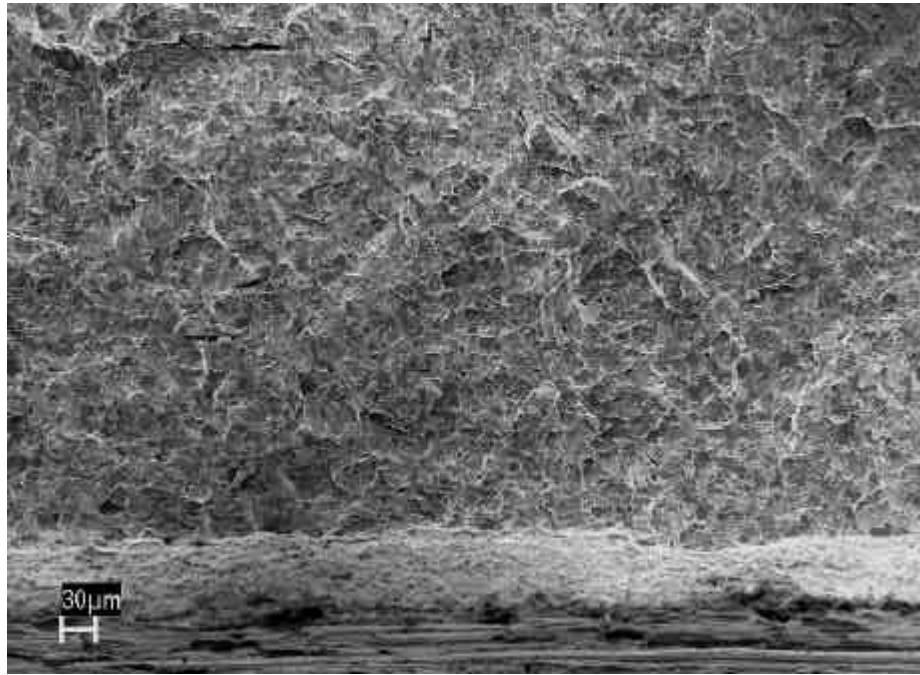


FIGURA 74 - Amostra 32, -100°C. Nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

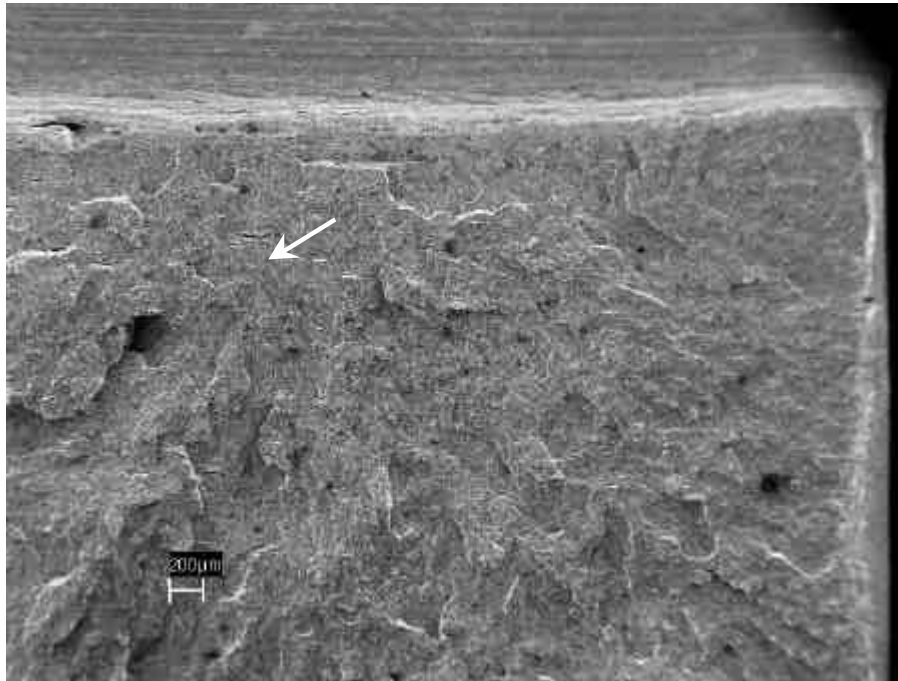


FIGURA 75 - Amostra 30, -80°C. Aspecto geral da fratura, mostrando as marcas de rio que convergem para a região de início (seta). Nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

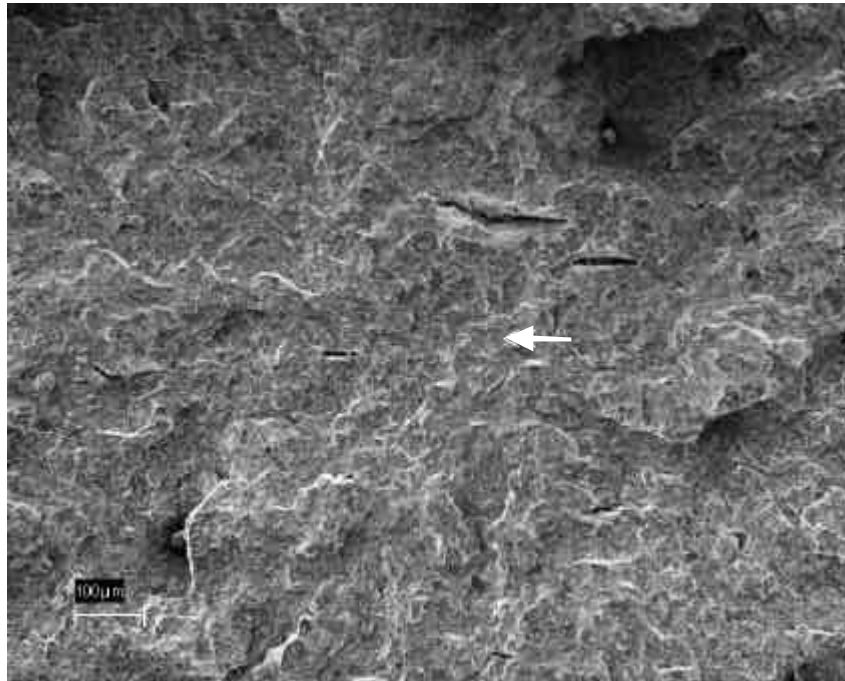


FIGURA 76 - Amostra 30, -80°C. Detalhe da figura anterior, a seta indica a região de início da fratura.

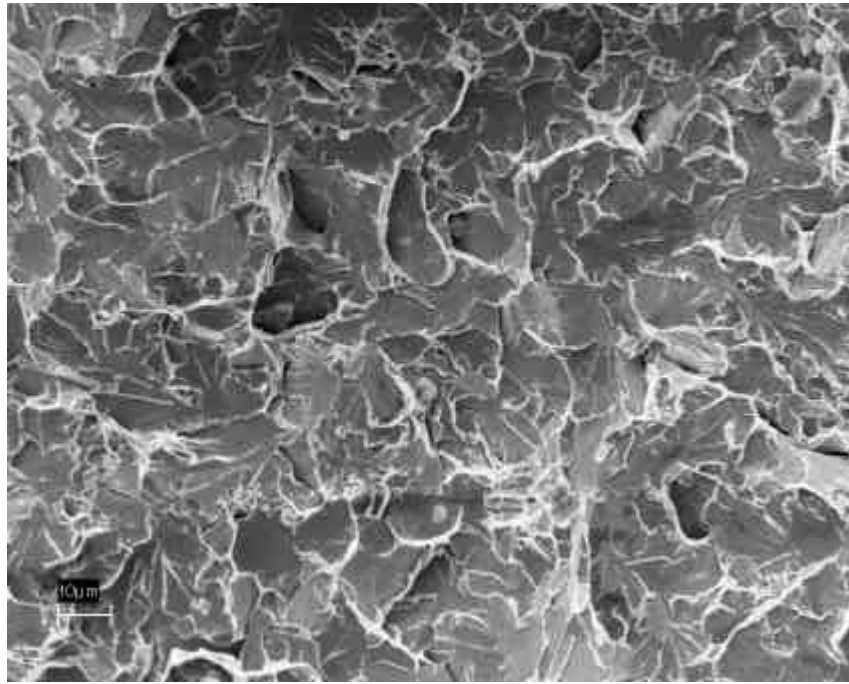


FIGURA 77 - Amostra 30, -80°C. Detalhe da região de início da figura anterior, não foi possível determinar o local de início.

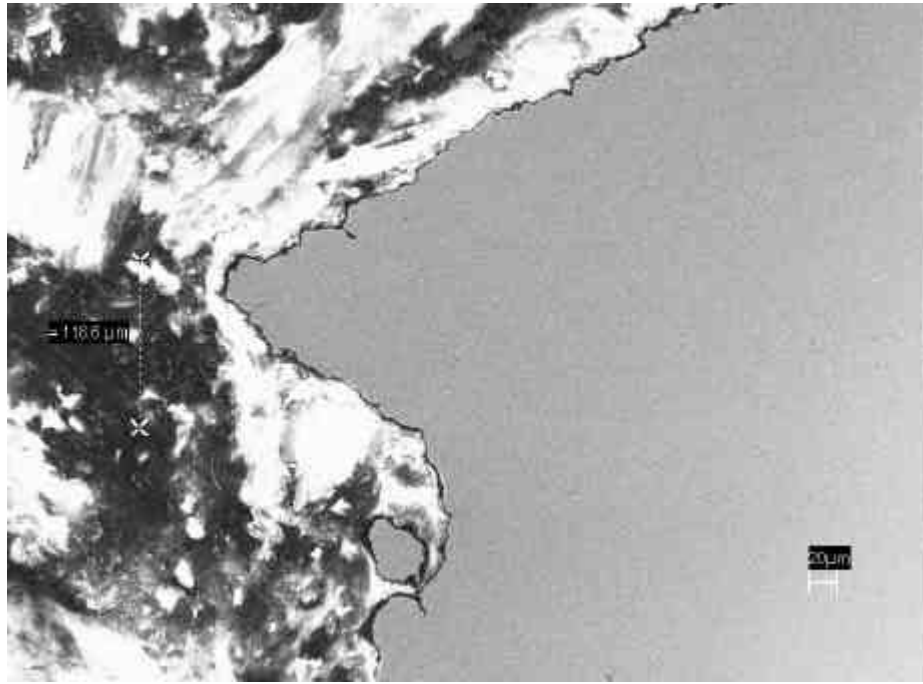


FIGURA 78 - Amostra 30, -80°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

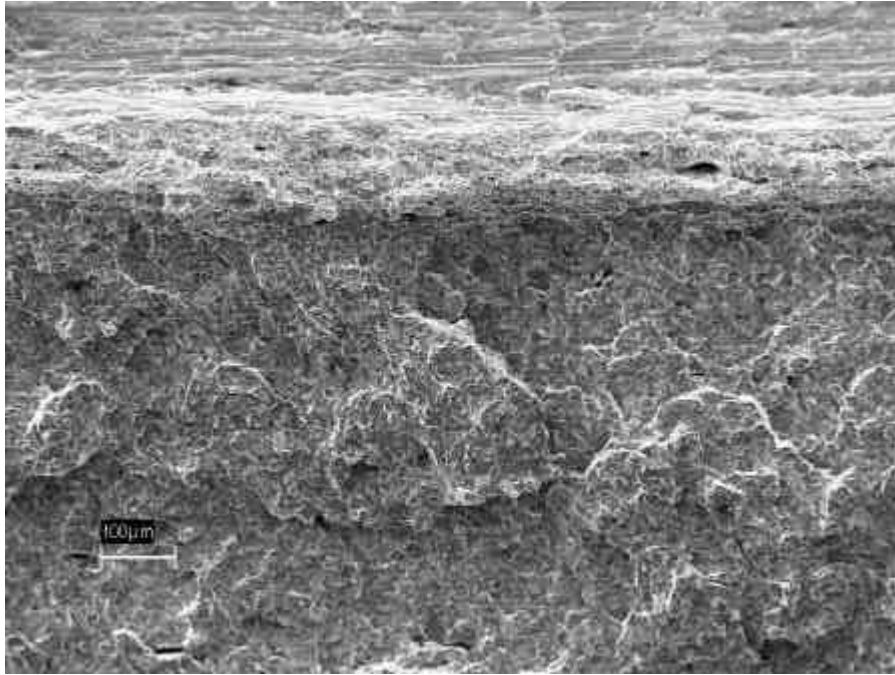


FIGURA 79 - Amostra 31,  $-80^{\circ}\text{C}$ . Nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

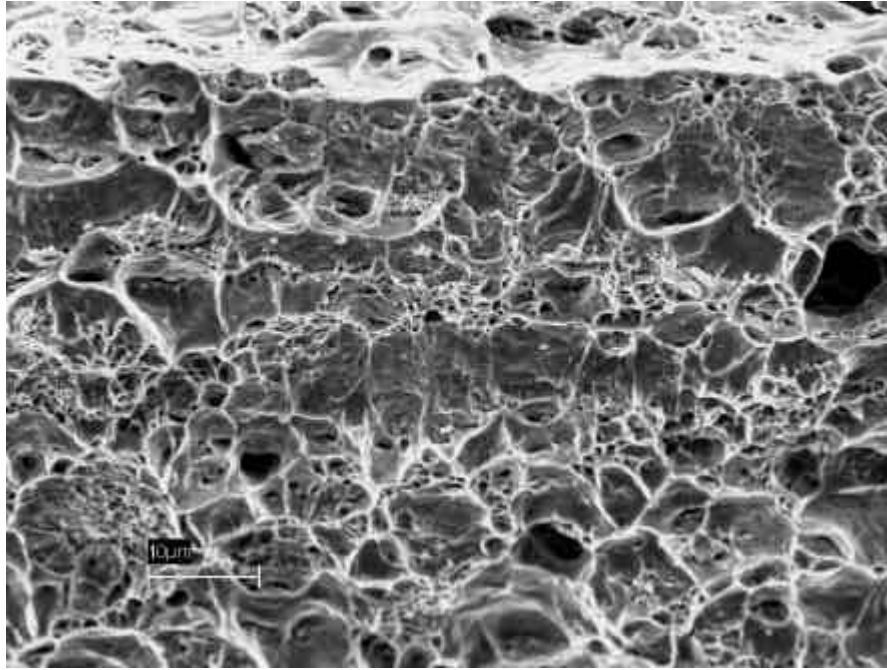


FIGURA 80 - Amostra 31,  $-80^{\circ}\text{C}$ . Detalhe da região de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. Nota-se o alongamento das microcavidades, característico desse processo.

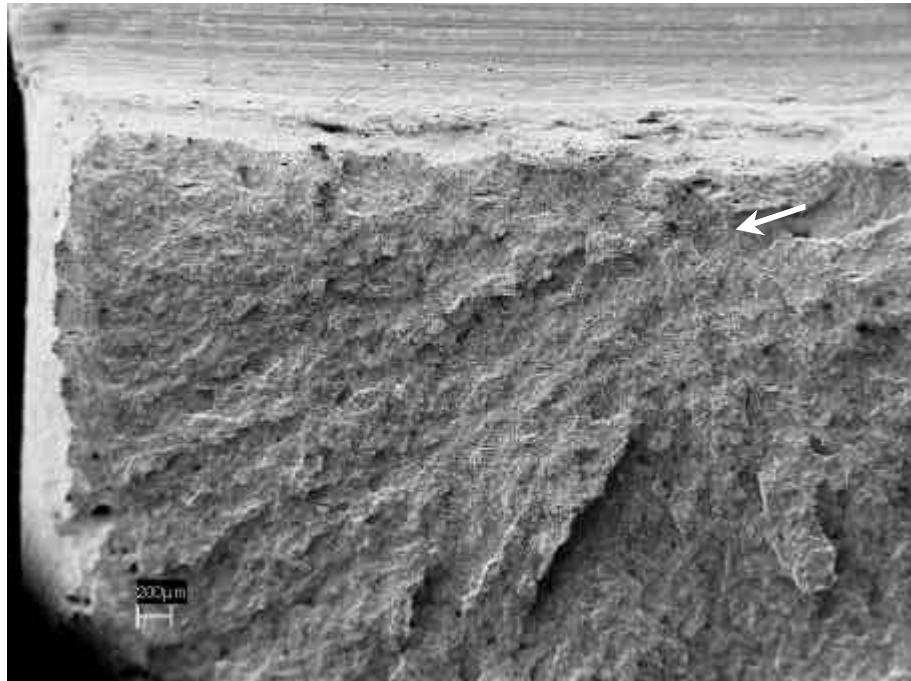


FIGURA 81 - Amostra 26, -60°C. Aspecto geral da fratura, mostrando as marcas de rio que convergem para a região de início (seta). Nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



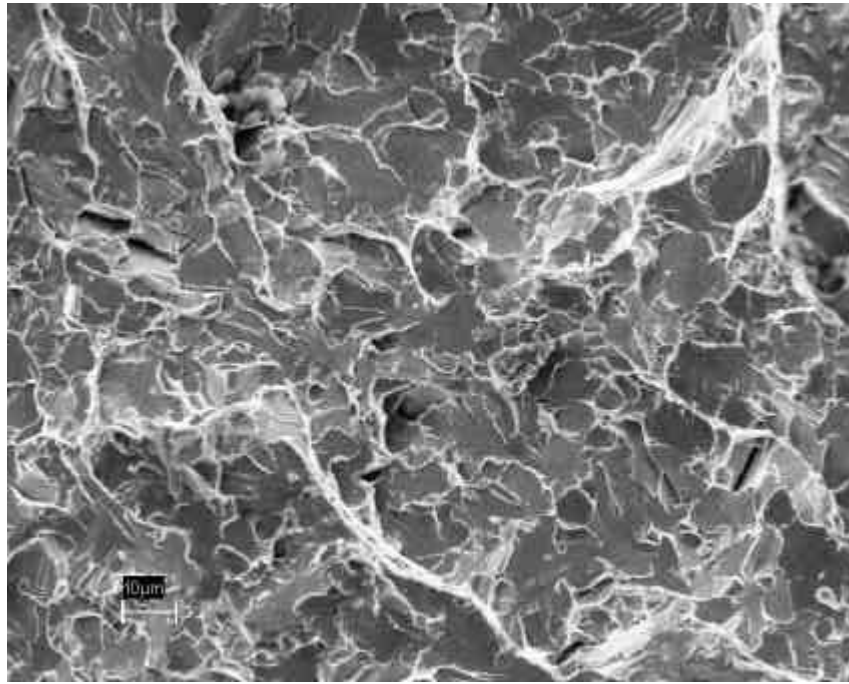


FIGURA 82 - Amostra 26,  $-60^{\circ}\text{C}$ . Detalhe da região de início da figura anterior, não foi possível determinar o local de início.

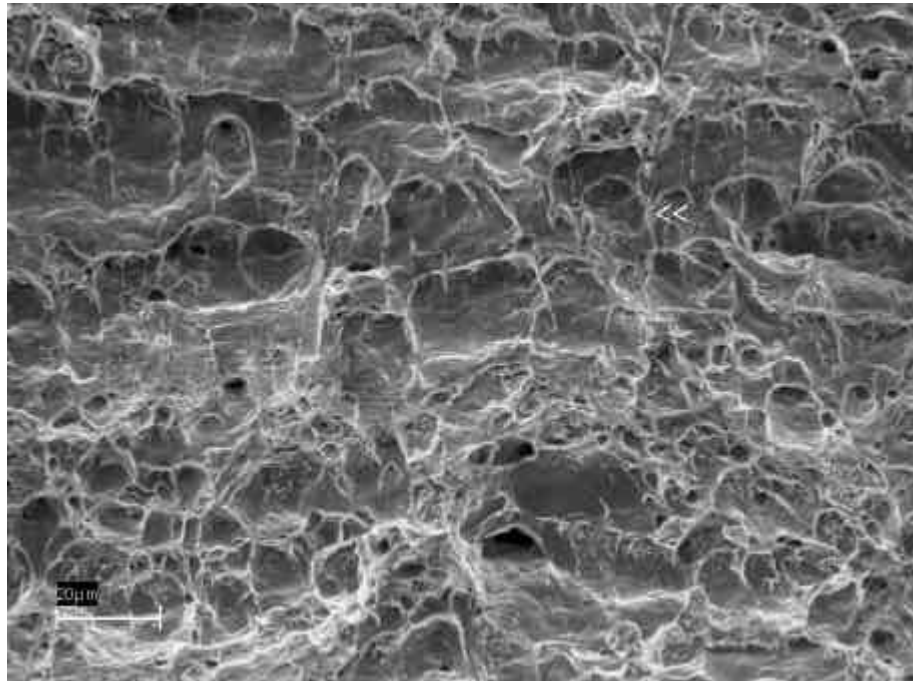


FIGURA 83 - Amostra 26, -60°C. Detalhe da região de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. Nota-se o alongamento das microcavidades, característico desse processo.

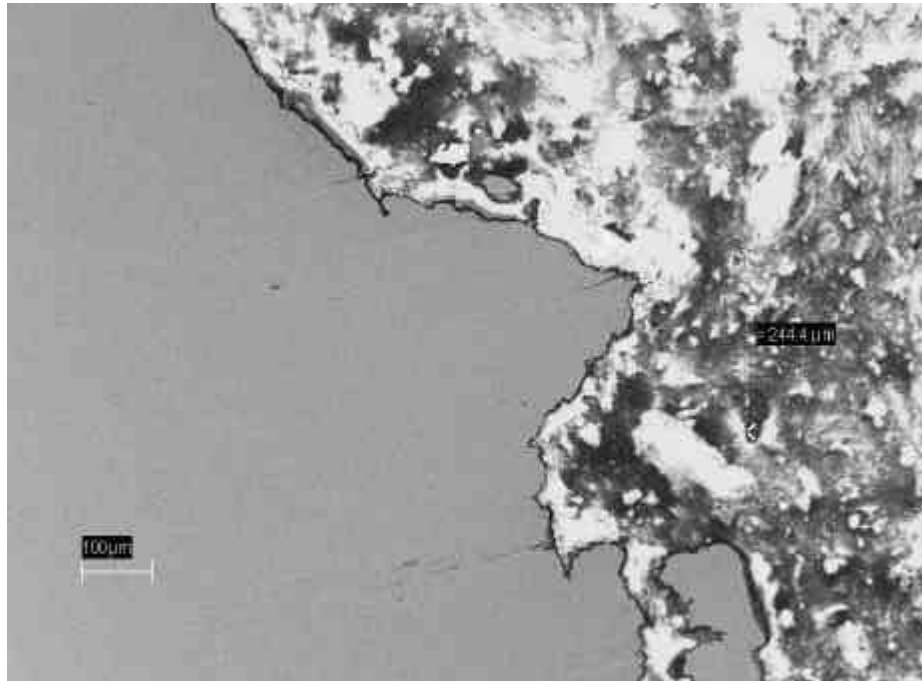


FIGURA 84 - Amostra 26, -60°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

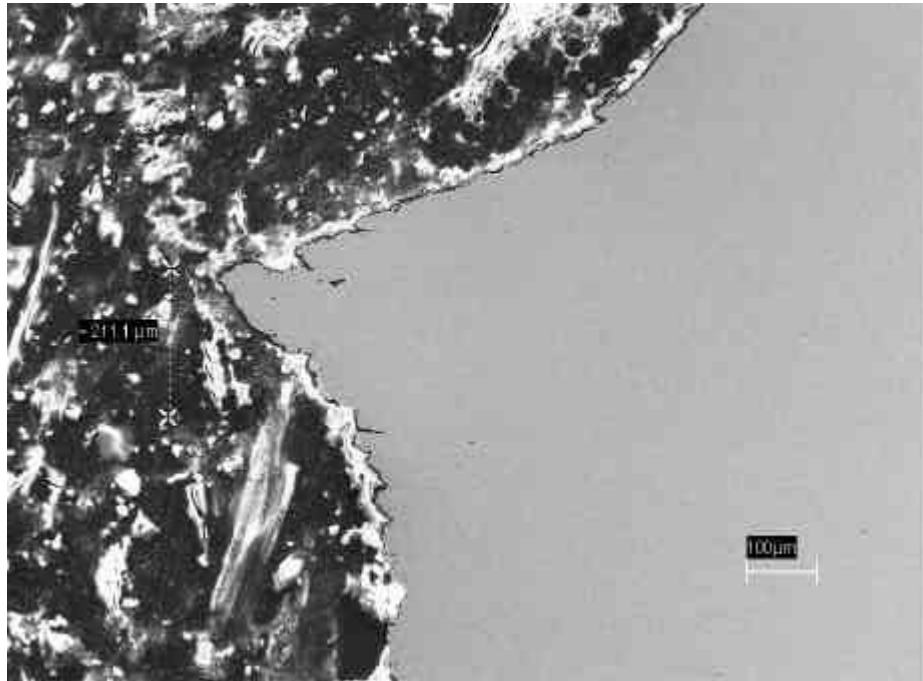


FIGURA 85 - Amostra 27, -60°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

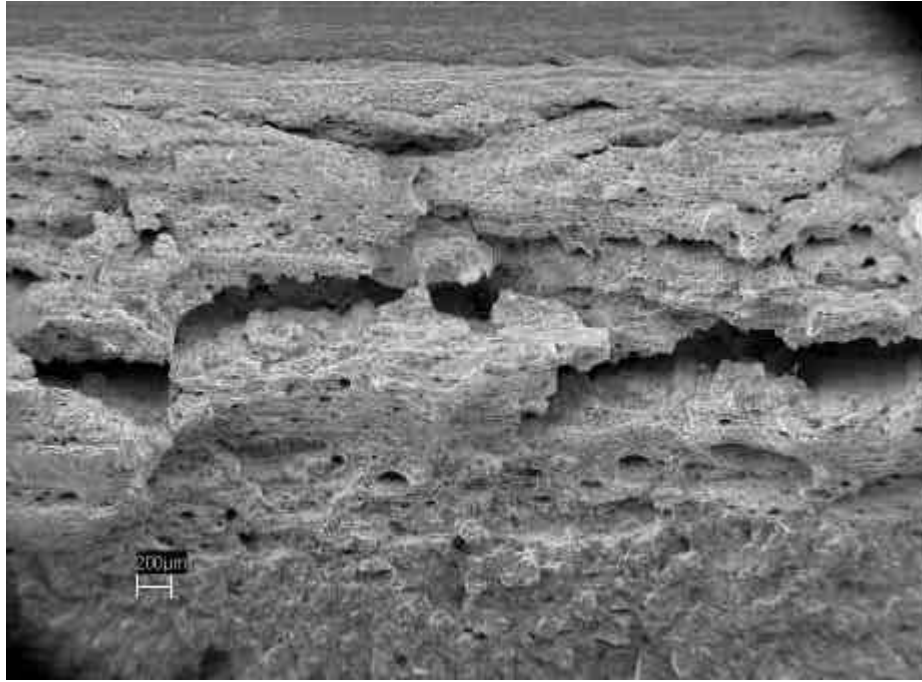


FIGURA 86 - Amostra 24, -30°C. Aspecto geral da fratura, mostrando a presença de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe, seguida de fratura por clivagem.

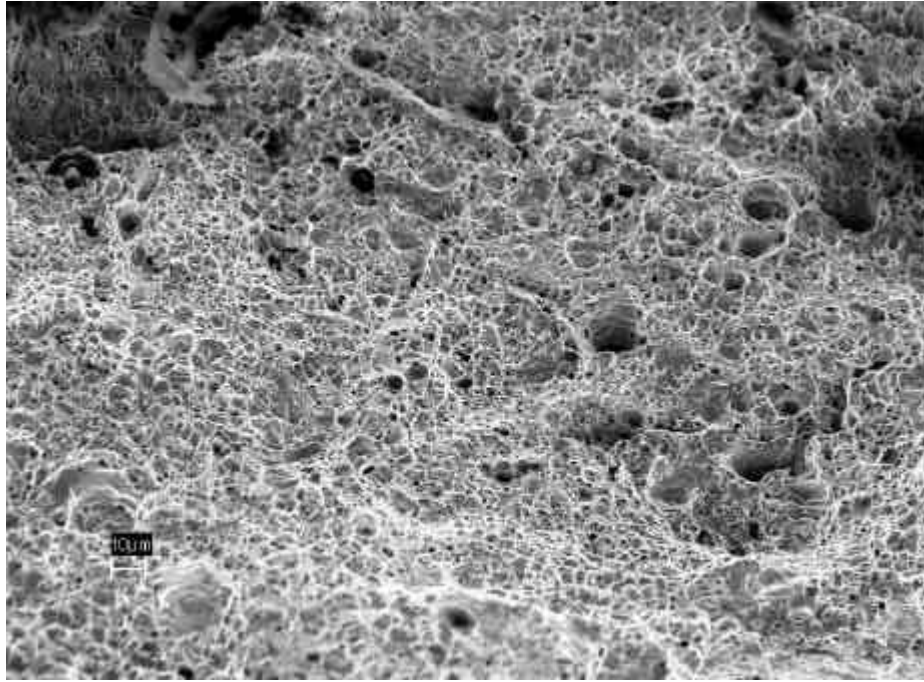


FIGURA 87 - Amostra 24,  $-30^{\circ}\text{C}$ . Detalhe da região de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe. Nota-se que as microcavidades não apresentam aspecto alongado, como aqueles observados na figura 83.

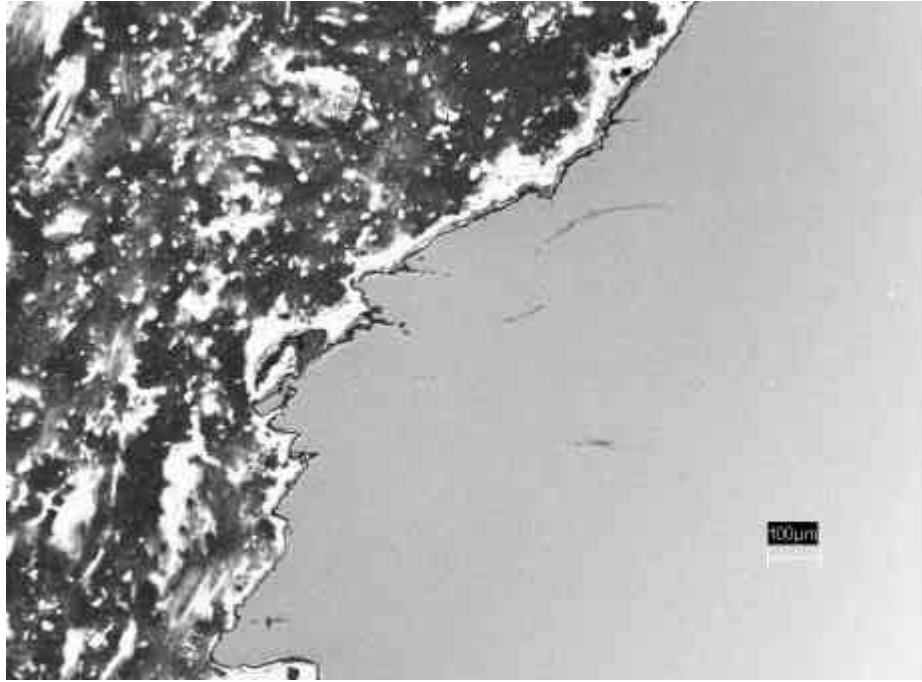


FIGURA 88 - Amostra 24, -30°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, não há ruptura por cisalhamento localizado na região da raiz.

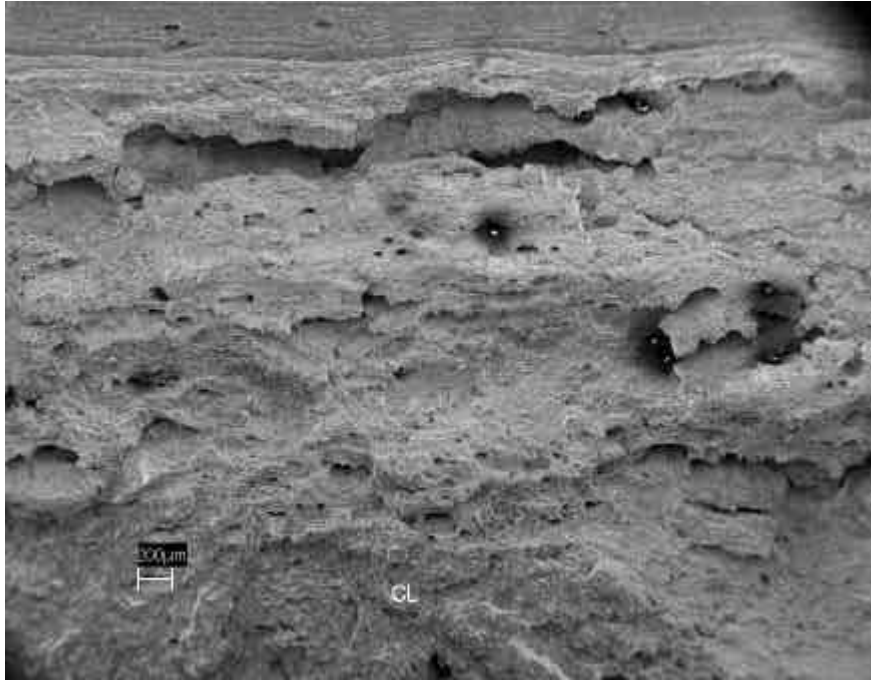


FIGURA 89 - Amostra 20, -15°C. Aspecto geral da fratura, mostrando a presença de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe, seguida de fratura por clivagem.



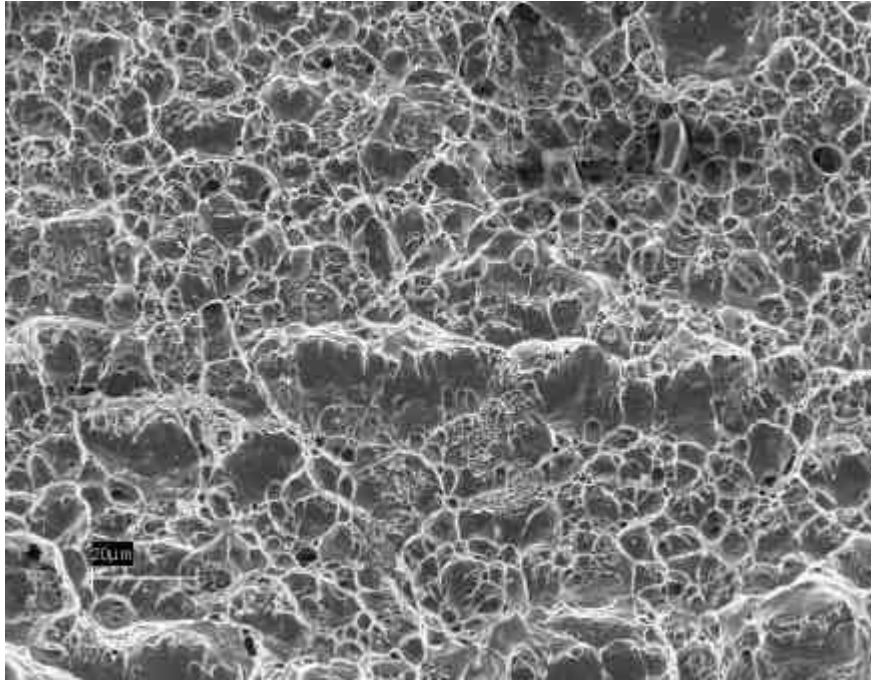


FIGURA 90 - Amostra 20, -15°C. Detalhe da região de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe. Nota-se que as microcavidades não apresentam aspecto alongado.

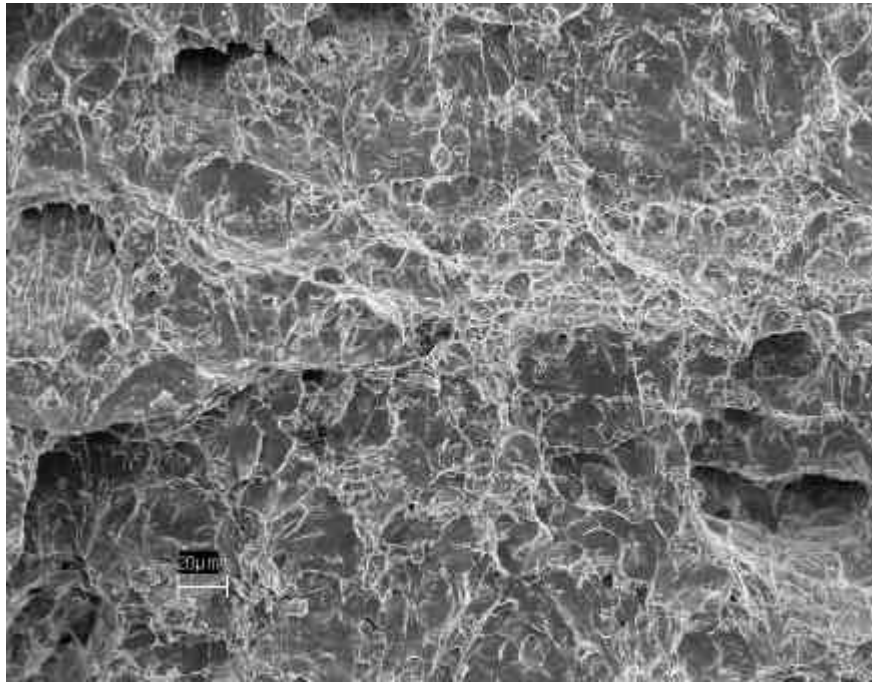


FIGURA 91 - Amostra 20, -15°C. Detalhe de outra área na região de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe. Nota-se microcavidades com aspecto alongado, indicando a presença de cisalhamento.

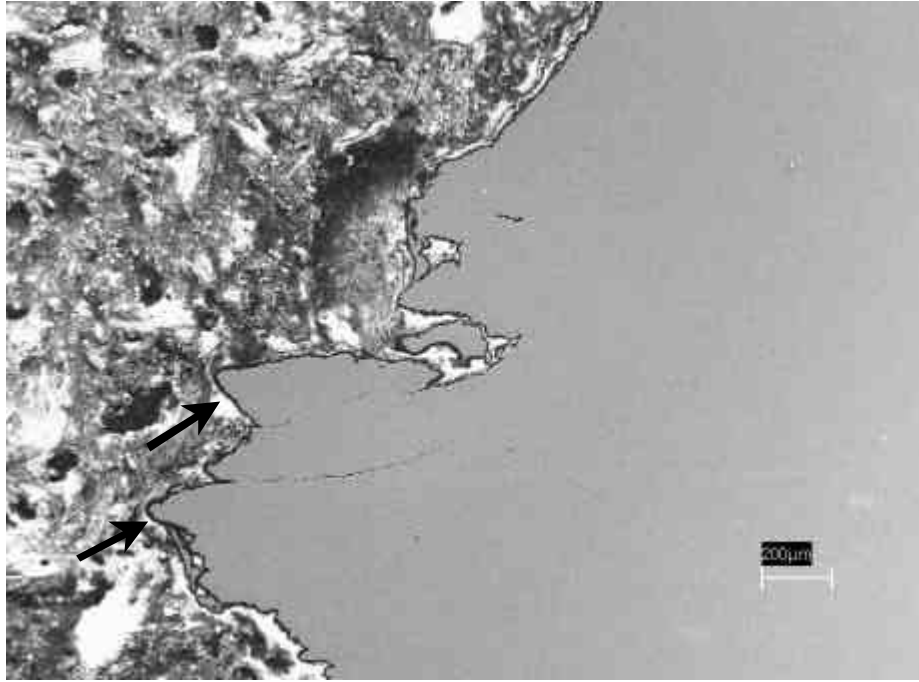


FIGURA 92 - Amostra 20, -15°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, não há ruptura por cisalhamento localizado na região da raiz, mas pode-se notar regiões de cisalhamento localizado ao longo da fratura (setas).

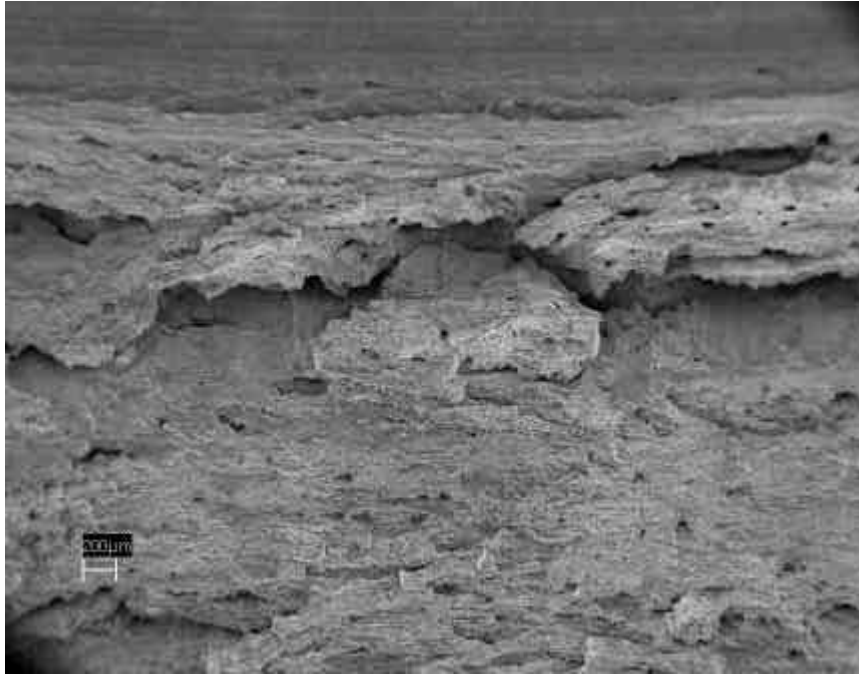


FIGURA 93 - Amostra 17, 21°C. Aspecto geral da fratura, mostrando a presença de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe, seguida de fratura dúctil.

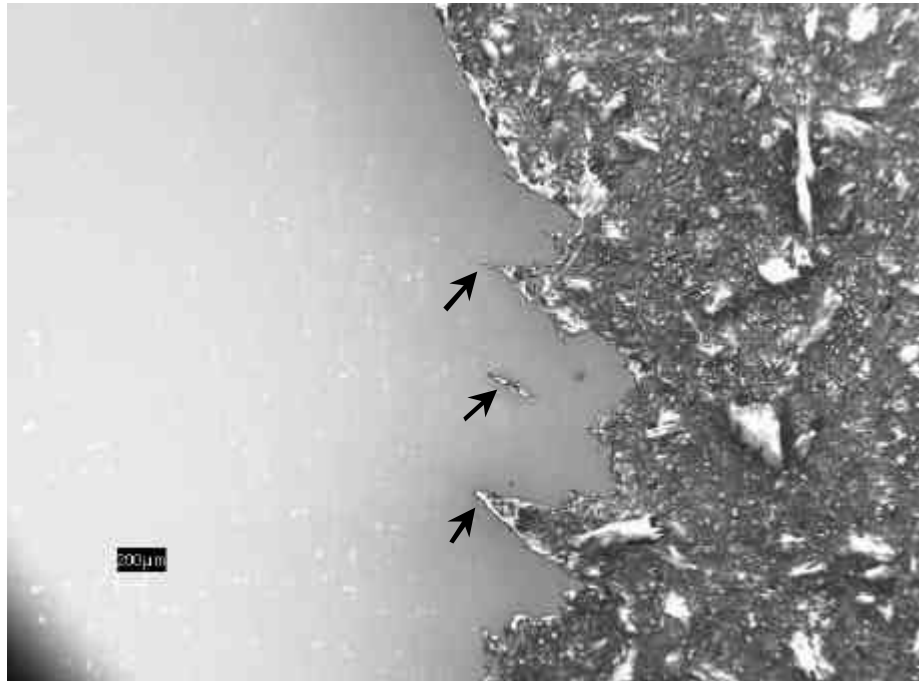


FIGURA 94 - Amostra 17, 21°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, as setas indicam “rasgamentos” seguindo o alinhamento das inclusões de MnS (setas).

Os resultados das análises por MEV indicaram que nas amostras ensaiadas em Nitrogênio líquido, a fratura ocorre por clivagem nucleada a uma certa distância da raiz do entalhe. A fratura ocorre na carga máxima em regime linear (ver Figura 55(a)).

Nas amostras ensaiadas entre -100°C e -60°C a iniciação da fratura não ocorre mais diretamente por clivagem e sim pela formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe. Essa ruptura ao longo de linhas de cisalhamento máximo, que formam uma espiral logarítmica localizada

na raiz do entalhe, gera uma microtrinca mais aguda que o entalhe original, facilitando a nucleação e propagação da fratura instável por clivagem em um núcleo formado à sua frente. A fratura instável ocorre na carga máxima, logo após a formação da ruptura por cisalhamento, apresentando um certo desvio do regime linear (ver Figura 55 (b) a (d)).

Nas amostras ensaiadas em  $-30^{\circ}\text{C}$  e  $-15^{\circ}\text{C}$  a iniciação da fratura não ocorre mais pela formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, mas por um processo misto envolvendo nucleação de microcavidades, cisalhamento localizado e coalescência de microcavidades. Assim ocorre a formação de uma trinca estável que cresce até que ocorra a instabilidade por clivagem. A fratura instável ocorre após a carga máxima (ver Figura 55 (e) e (f)).

Nas amostras ensaiadas na temperatura ambiente,  $21^{\circ}\text{C}$ , a iniciação da fratura foi semelhante a descrita acima, mas nesses casos a fratura instável não ocorreu e a trinca propagou-se de modo estável ao longo de todo o processo de fratura (ver Figura 55 (g)).

Medidas da extensão das regiões de ruptura por cisalhamento ( $s$ ) foram realizadas tanto nas fractografias como nos perfis metalográficos da seção central dos entalhes. Esses valores estão mostrados na Tabela 15, e valores médios foram plotados em função da energia Charpy na Figura 95. Além disso, também foram realizadas medidas das posições dos locais de início das fraturas com relação à lateral mais próxima ( $D_L$ ), e à raiz do entalhe ou à região de ruptura por cisalhamento ( $\ell_o$ ). Essas medidas estão mostradas na Tabela 15 e na Figura 96. Medidas da extensão das trincas estáveis ( $a_o$ ) também estão mostradas na Tabela 15.

Análises detalhadas por MEV foram realizadas nas seções metalográficas das amostras ensaiadas em  $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $-80^{\circ}\text{C}$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$  e  $-196^{\circ}\text{C}$ , com o objetivo de verificar a possível presença de microtrincas formadas que não se propagaram. Nas regiões junto ao entalhe e próximas à região de iniciação das fraturas, observou-se uma alta deformação dos grãos e formação de microcavidades, indicando que o grau de deformação plástica local foi alto, possivelmente devido

ao baixo grau de triaxialidade causado pela presença da superfície livre do entalhe. Em nenhuma das amostras examinadas foram observadas microtrincas não propagadas dentro de uma área de até 2mm da raiz do entalhe. Após a fratura por clivagem ter se propagado por uma certa distância (> 3 a 4 mm), trincas secundárias começam a ser observadas junto à trinca principal. Nessa região e um pouco antes, microtrincas não propagadas também começam a ser observadas. A Figura 97 mostra um diagrama esquemático dessas observações, e as Figuras 98 a 108 mostram os aspectos observados nas amostras.

TABELA 15 - Medidas da extensão da ruptura por cisalhamento (**s**), das posições dos locais de início das fraturas com relação à lateral mais próxima (**DL**) e à raiz do entalhe ou à região de ruptura por cisalhamento ( $l_o$ ), e da extensão das trincas estáveis (**ao**).

amostra	T (°C)	E <sub>CVN</sub> (J)	$l_o$ (μm)	DL (mm)	ao (mm)	s (μm) perfil	s
(μm) fractogr.							
35	-196	2,4	150	1,5			
38	-196	2,4	275	3,2			
39	-196	2,4	130	2,5			
40	-196	2,4	70	3,5			
41	-196	2	110	3,9			
48	-196	2	75	4,2			
54	-196	2	190	4,5			
29	-100	9,8	450	3,4		74	60-100
32	-100	9,8	200	2,3		69	65-85
33	-100	9,8				58	60-90
30	-80	19,6	840	3,4		118-127	120-
150							
31	-80	19,6	490	2,3		128	110-
130							
26	-60	44,1	400	4,0		230-244	230-
270							

27	-60	34,3	375	4,8		205-211	220-
----	-----	------	-----	-----	--	---------	------

250

23	-30	120,6			2,0		
24	-30	153			2,6		
25	-30	122,6			2,0		
20	-15	172,6			2,8		
21	-15	167,7			2,6		
22	-15	170,6			3,6		
16	21	216,7					
17	21	188,3					
18	21	226,5					
19	21	229,5					
46	21	207,9					



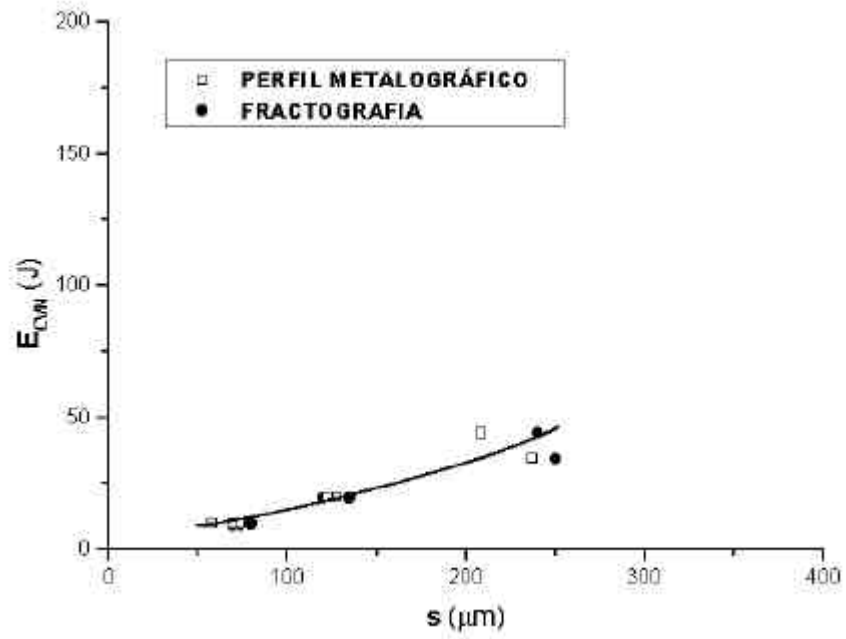


FIGURA 95 - Gráfico da energia Charpy versus a extensão das regiões de ruptura por cisalhamento.

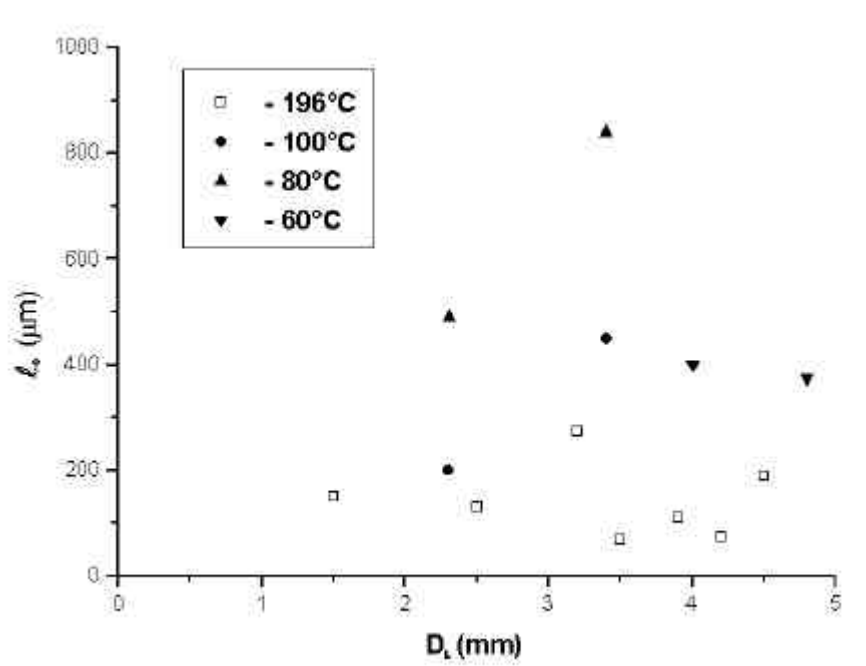


FIGURA 96 - Gráfico da posição dos inícios de clivagem em relação à lateral mais próxima ( $D_L$ ), e à raiz do entalhe ou à região de ruptura por cisalhamento ( $l_o$ ).

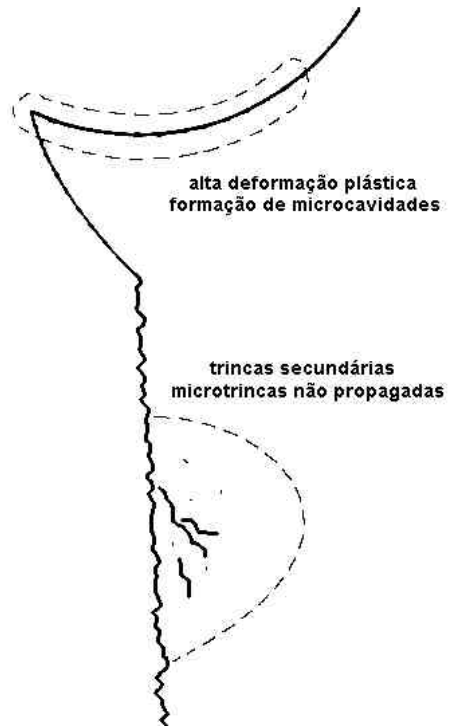


FIGURA 97 - Diagrama esquemático dos aspectos observados nas seções metalográficas.

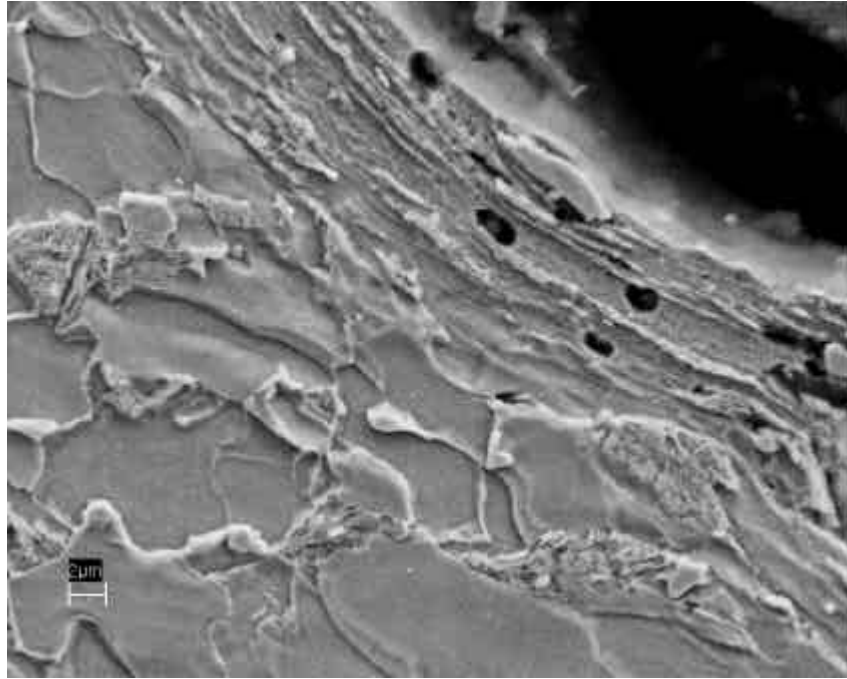


FIGURA 98 - Amostra 32, -100°C. Região junto ao entalhe, observa-se uma alta deformação dos grãos e a formação de microcavidades.

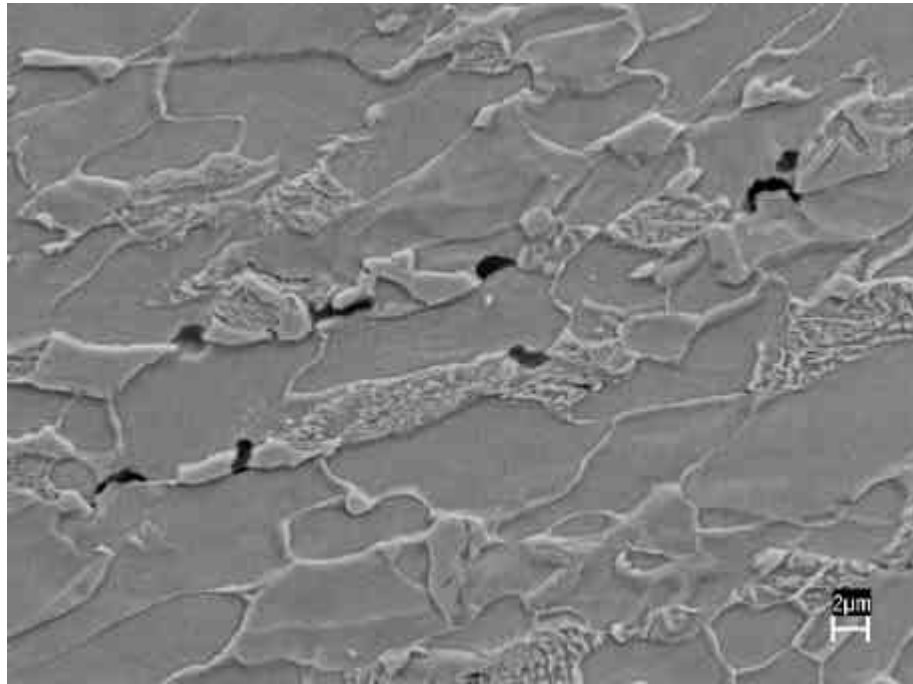


FIGURA 99 - Amostra 26,  $-60^{\circ}\text{C}$ . Região próxima ao entalhe, observa-se a deformação dos grãos e a formação de microcavidades.

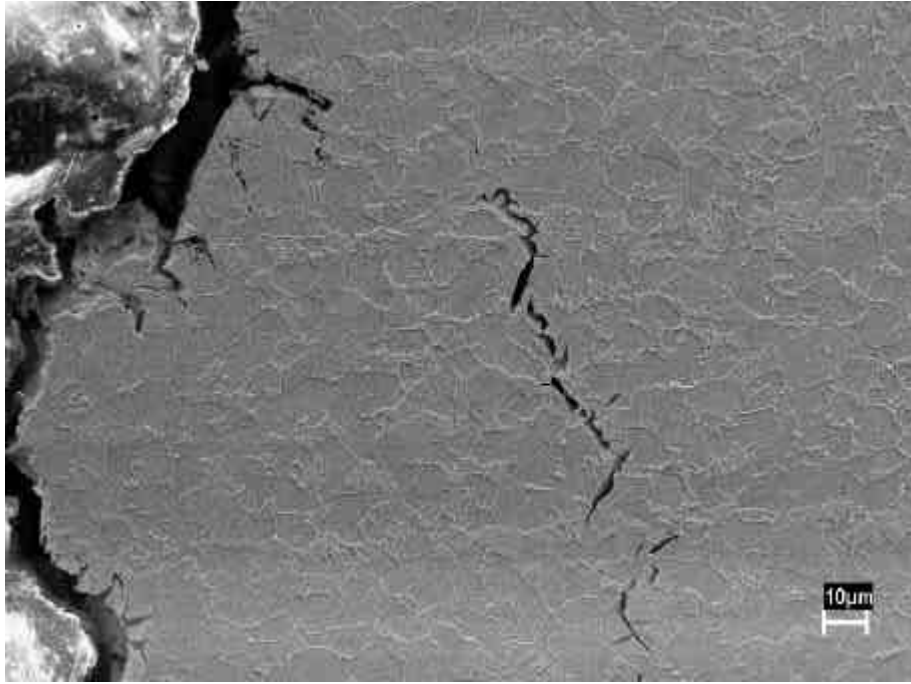


FIGURA 100 - Amostra 26,  $-60^{\circ}\text{C}$ . Região mais afastada do entalhe, observa-se a presença de trincas secundárias.

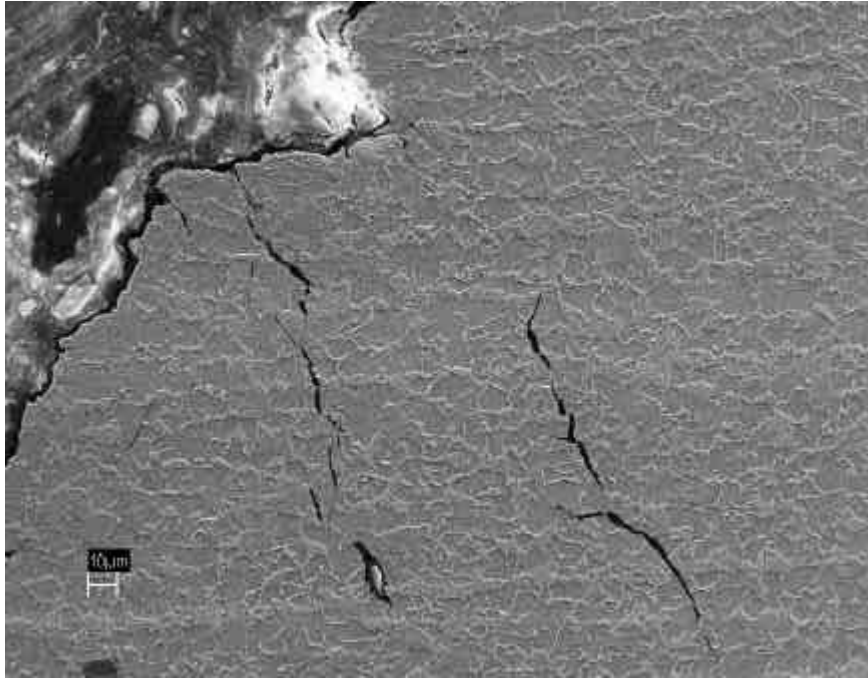


FIGURA 101 - Amostra 30, -80°C. Região mais afastada do entalhe, observa-se a presença de trincas secundárias.

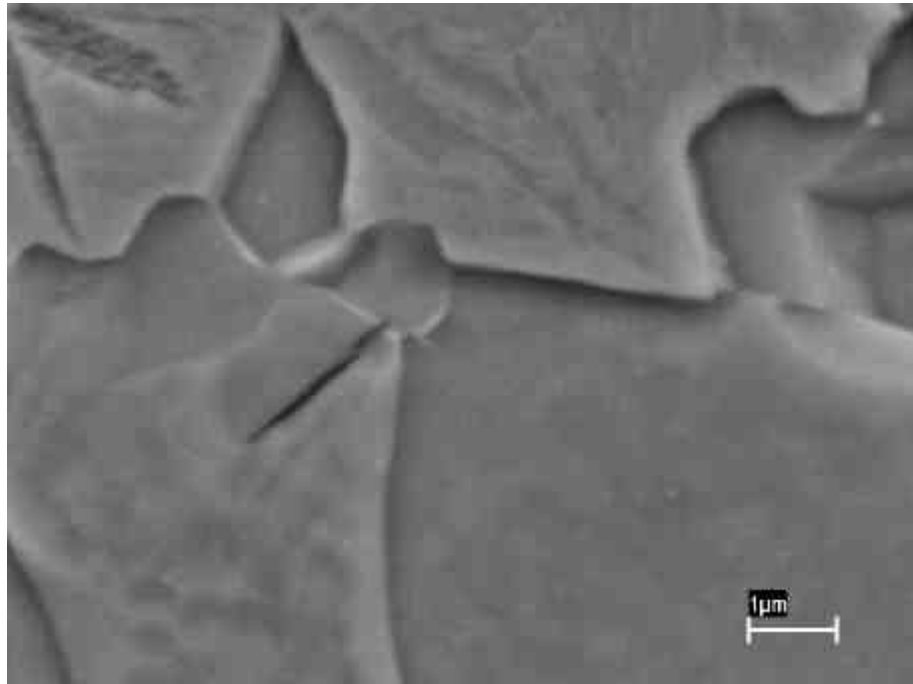


FIGURA 102 - Amostra 29, -100°C. Microtrinca não propagada nucleada no interior de um grão perlítico e retida ao entrar na matriz ferrítica.



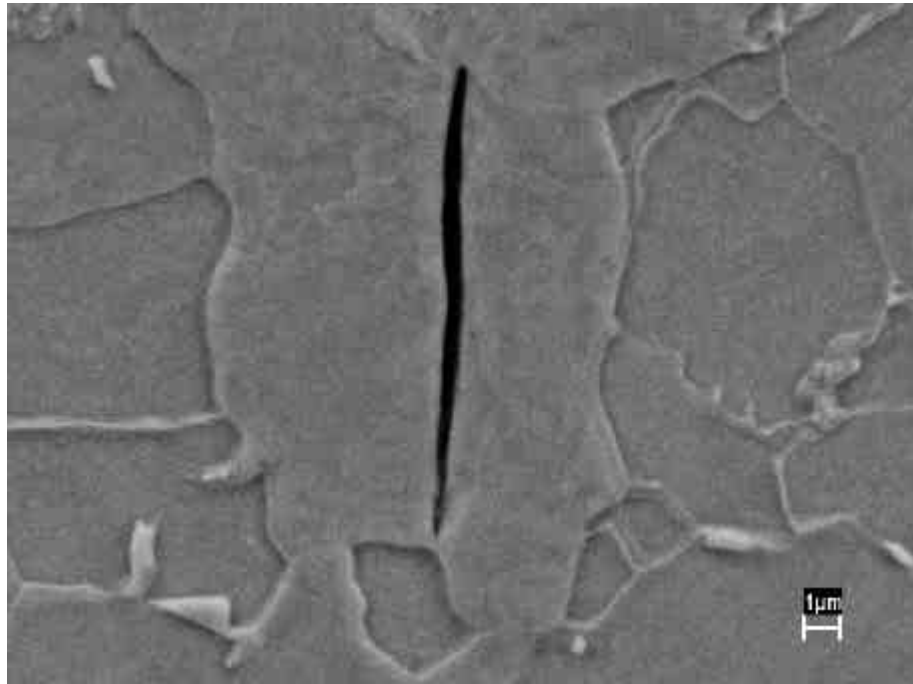


FIGURA 103 - Amostra 35,  $-196^{\circ}\text{C}$ . Microtrinca não propagada nucleada no interior de um grão perlítico e retida dentro da própria fase perlítica.



FIGURA 104 - Amostra 29, -100°C. Microtrinca não propagada nucleada no interior de um grão ferrítico e retida logo ao passar o contorno de grão e entrar na matriz do grão ferrítico vizinho.

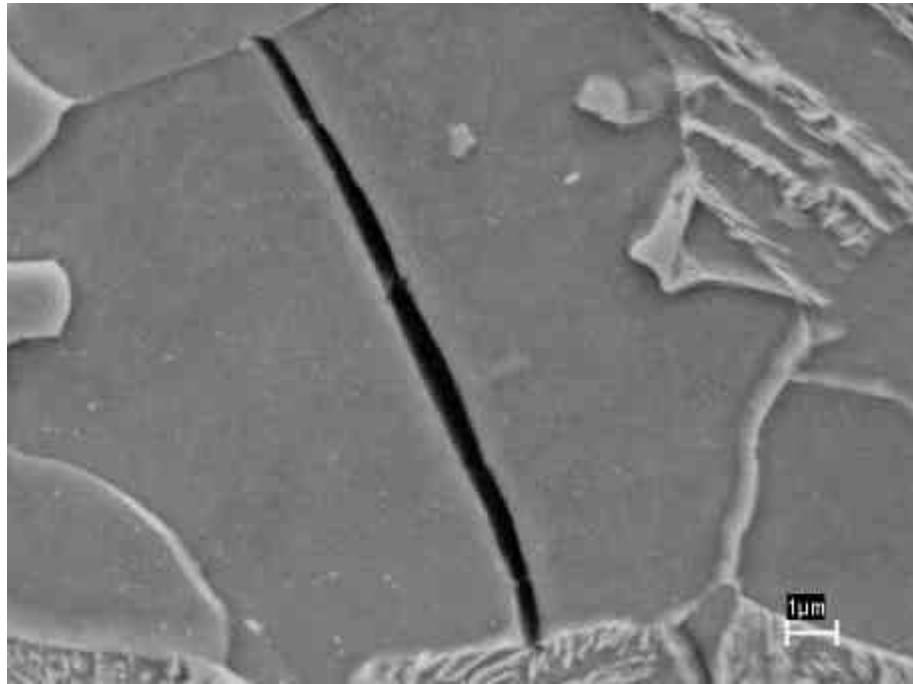


FIGURA 105 - Amostra 29, -100°C. Outra microtrinca não propagada nucleada no interior de um grão ferrítico e retida de um lado logo ao passar o contorno de grão e entrar na matriz do grão ferrítico vizinho, e de outro ao entrar na fase perlítica.

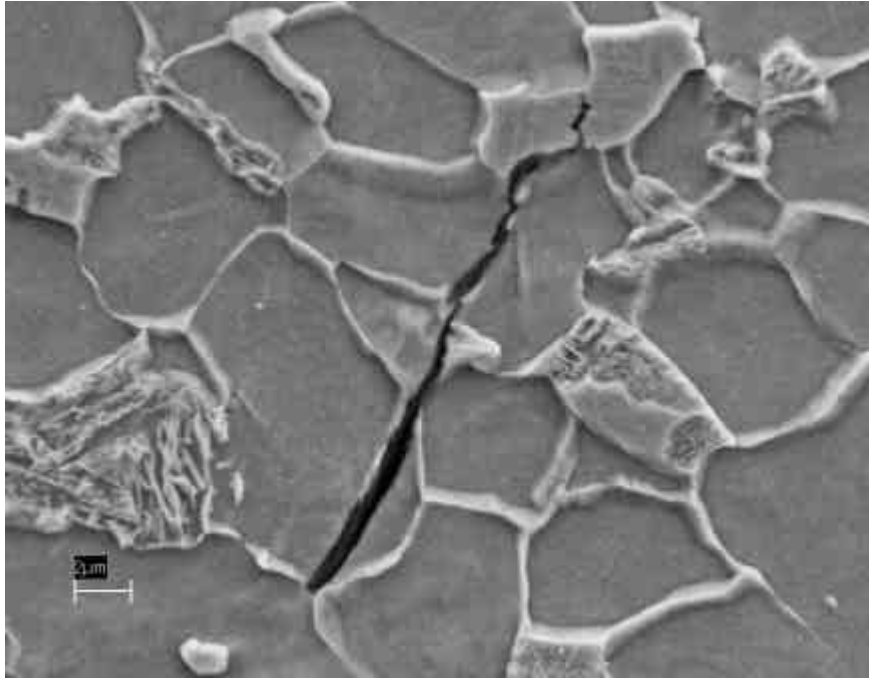


FIGURA 106 - Amostra 30, -80°C. Microtrinca não propagada retida de forma semelhante à anterior, após ter atravessado dois grãos ferríticos e um perlítico.

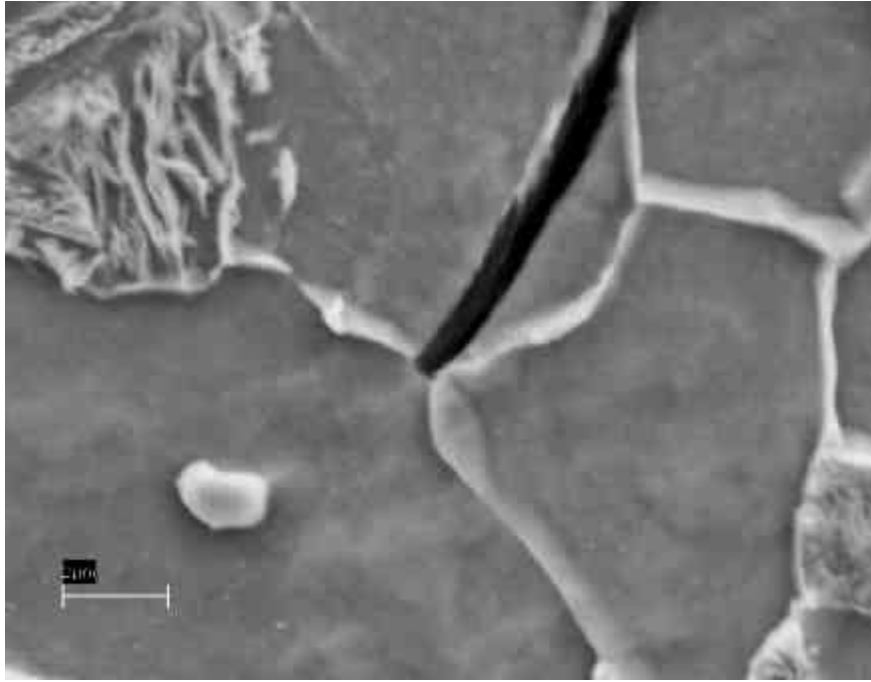


FIGURA 107 - Detalhe da figura anterior, mostrando que a trinca foi retida pela matriz do grão ferrítico vizinho.

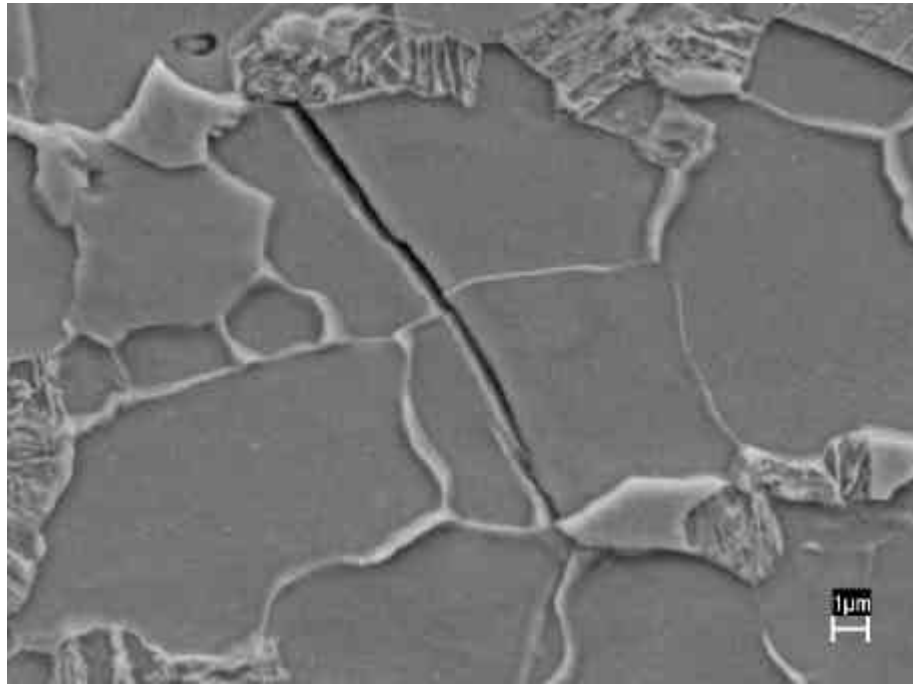


FIGURA 108 - Amostra 26, -60°C. Microtrinca não propagada retida em grãos perlíticos, após atravessar dois grãos ferríticos.

## 4.2 - AÇO 300M

### 4.2.1 - Curva de Transição

A Tabela 16 apresenta os resultados dos ensaios Charpy realizados em várias temperaturas, para as duas condições de tratamento térmico utilizadas. Esses resultados foram obtidos e cedidos para o presente trabalho por Galvão (1992). A Figura 109 apresenta as curvas de transição obtidas.

TABELA 16 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes.

TR				ATRE			
Amostra	T (°C)	E <sub>cvn</sub> (J)	s (μm)	Amostra	T (°C)	E <sub>cvn</sub> (J)	s (μm)
1	-196	9,02	7,4	1	-196	7,55	0
2	-196	7,55	0	2	-196	7,55	0
				3	-196	7,55	6,8
1	-100	13,92	102	1	-100	12,94	45
2	-100	15,88	117	2	-100	13,92	60
3	-100	15,88	115	3	-100	18,82	77
				4	-100	18,82	69
1	-50	19,31	148	1	-50	33,53	165
2	-50	21,77	148	2	-50	31,57	158

3	-50	25,69	242		3	-50	30,59	152
---	-----	-------	-----	--	---	-----	-------	-----

1	50	20,79	231		1	50	50,21	265
---	----	-------	-----	--	---	----	-------	-----

2	50	19,81	223		2	50	46,28	254
---	----	-------	-----	--	---	----	-------	-----

3	50	15,88	164		3	50	49,23	262
---	----	-------	-----	--	---	----	-------	-----

1	150	23,76	261		1	150	83,65	282
---	-----	-------	-----	--	---	-----	-------	-----

2	150	21,77	235		2	150	81,59	279
---	-----	-------	-----	--	---	-----	-------	-----

3	150	15,88	178		3	150	77,67	272
---	-----	-------	-----	--	---	-----	-------	-----

1	230	20,79	280		1	220	90,42	289
---	-----	-------	-----	--	---	-----	-------	-----

2	230	20,79	303		2	220	93,36	330
---	-----	-------	-----	--	---	-----	-------	-----

3	230	18,82	227					
---	-----	-------	-----	--	--	--	--	--



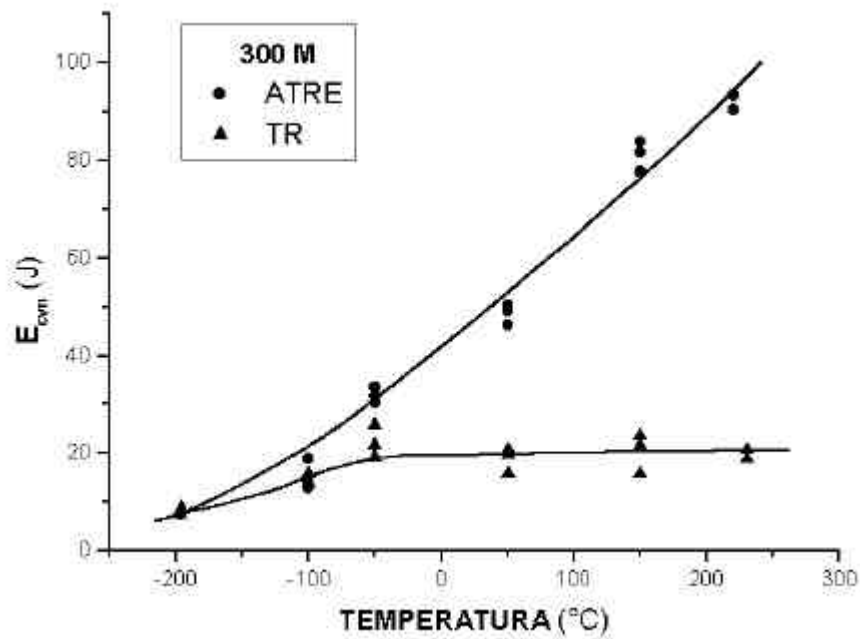


FIGURA 109 - Curvas de Transição do aço 300M para as duas condições de tratamento térmico utilizadas.

#### 4.2.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

As análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas para obtenção das curvas de transição das condições TR e ATRE, estão apresentadas nas Figuras 110 a 136 em seus aspectos mais representativos.

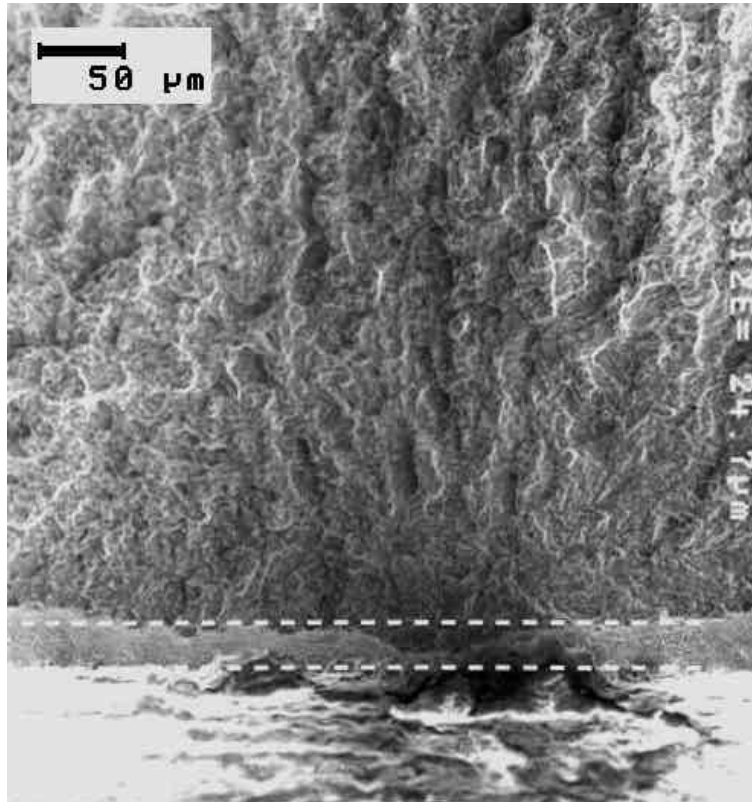


FIGURA 110 - Amostra TR 1,  $-196^{\circ}\text{C}$ . Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

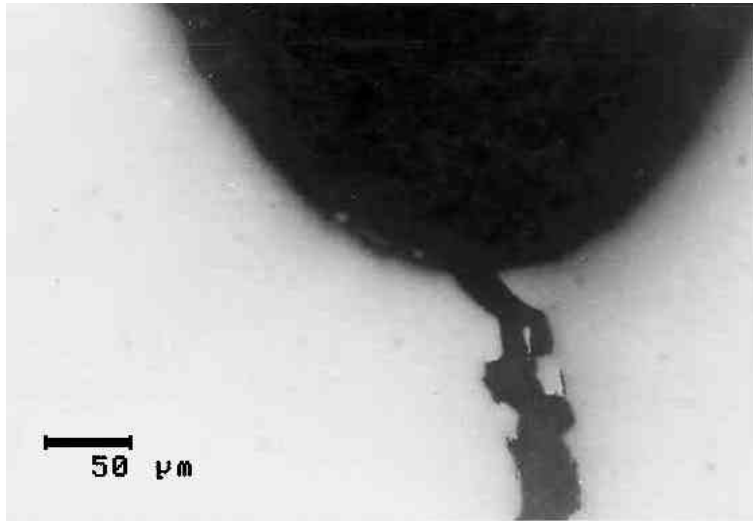


FIGURA 111 - Amostra TR 1, -196°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

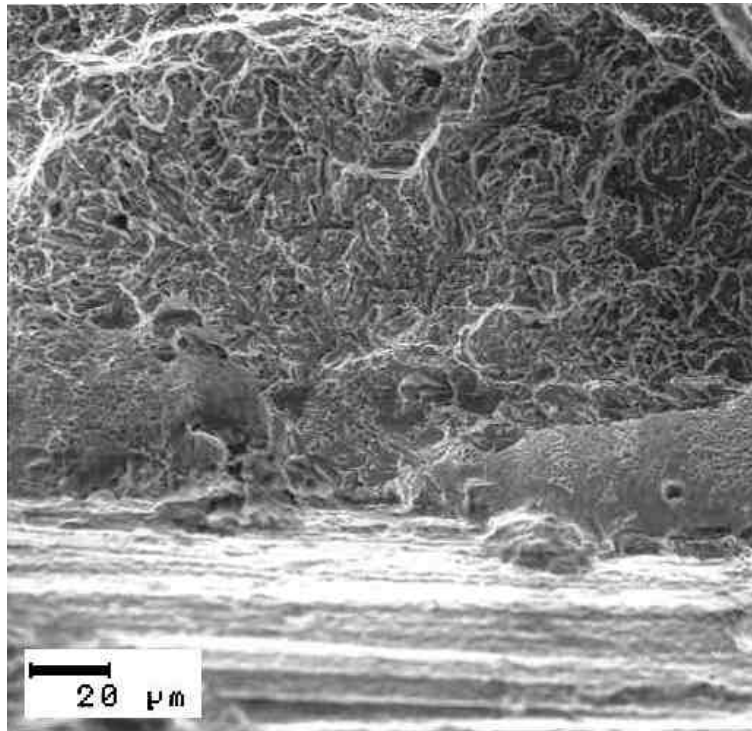


FIGURA 112 - Amostra TR 2, -196°C. Aspecto da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe, que desaparece na região central. A seta indica a região de início da fratura.

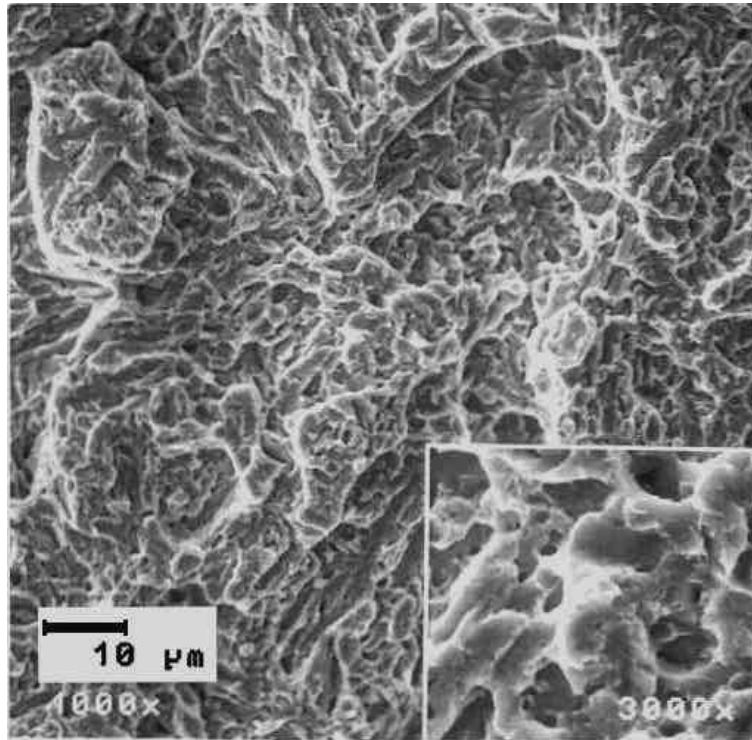


FIGURA 113 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de quasi-clivagem.

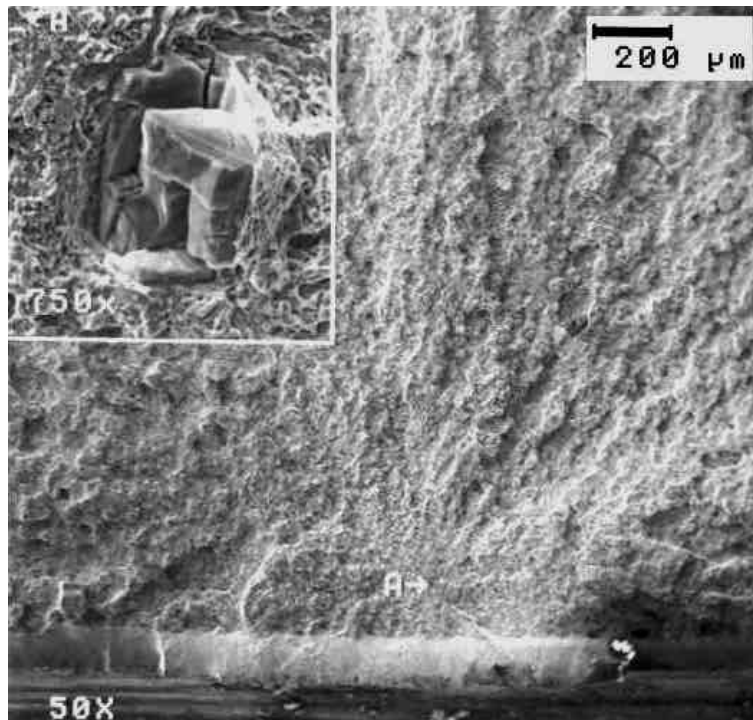


FIGURA 114 - Amostra TR 2, -100°C. Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. O detalhe mostra o início da fratura em uma partícula de segunda fase.

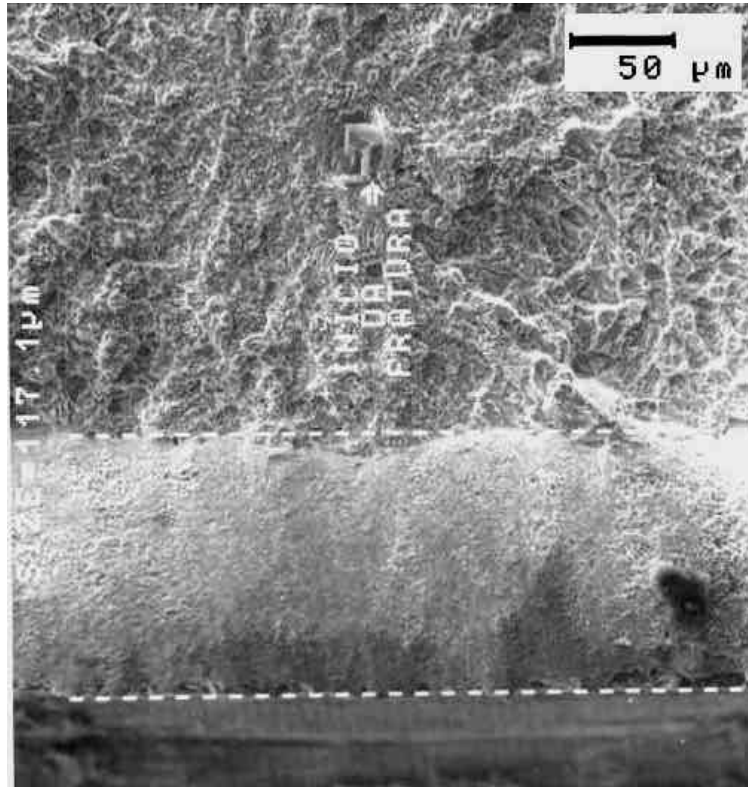


FIGURA 115 - Detalhe da figura anterior mostrando a região de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe e o início da fratura.

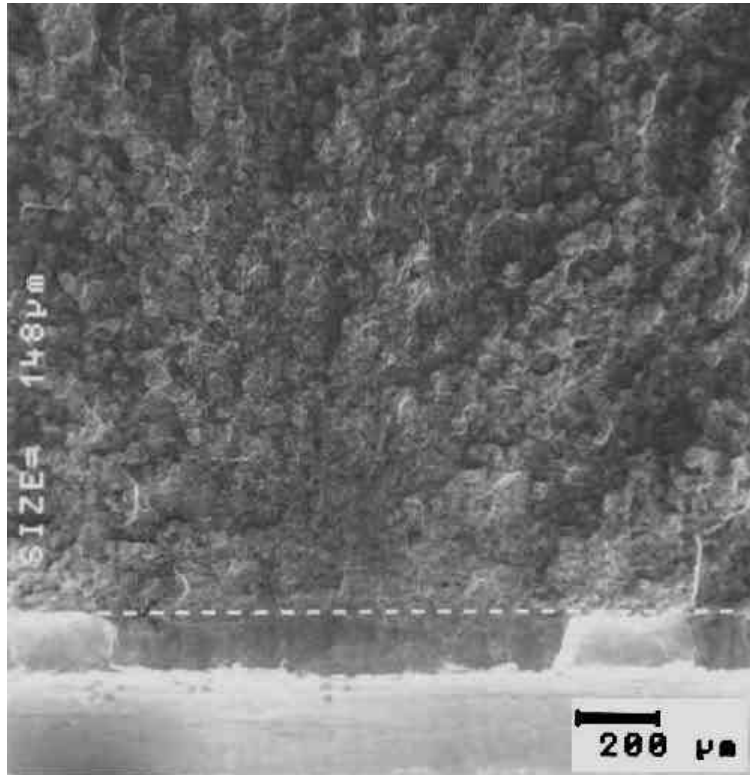


FIGURA 116 - Amostra TR 1, -50°C. Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



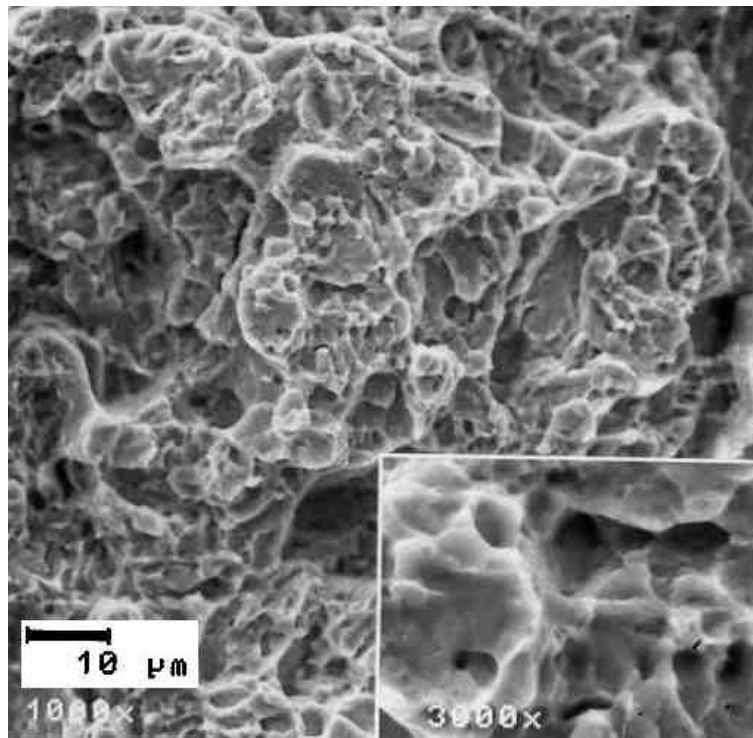


FIGURA 117 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de quasi-clivagem.

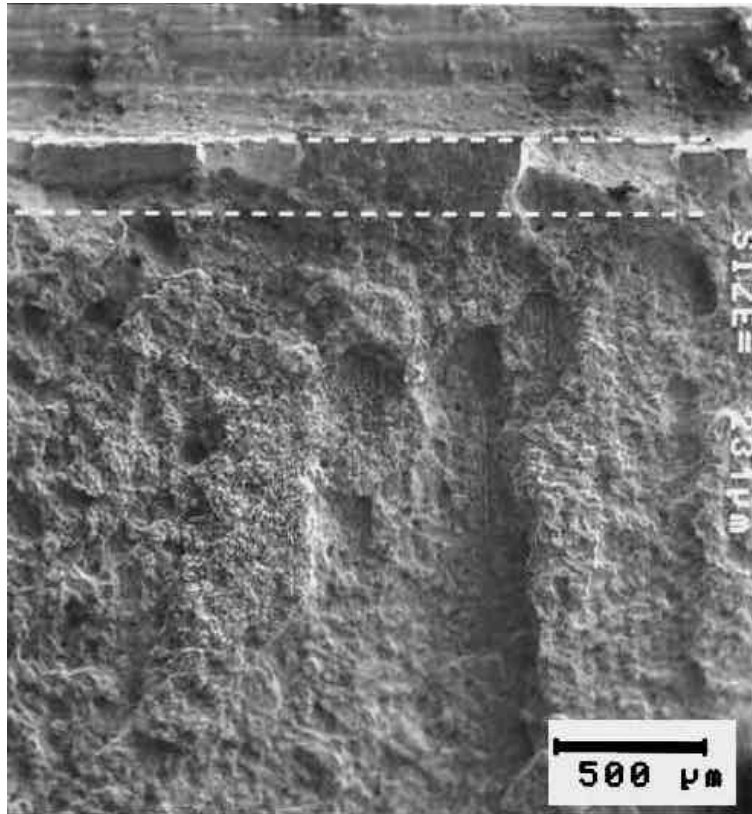


FIGURA 118 - Amostra TR 1, 50°C. Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

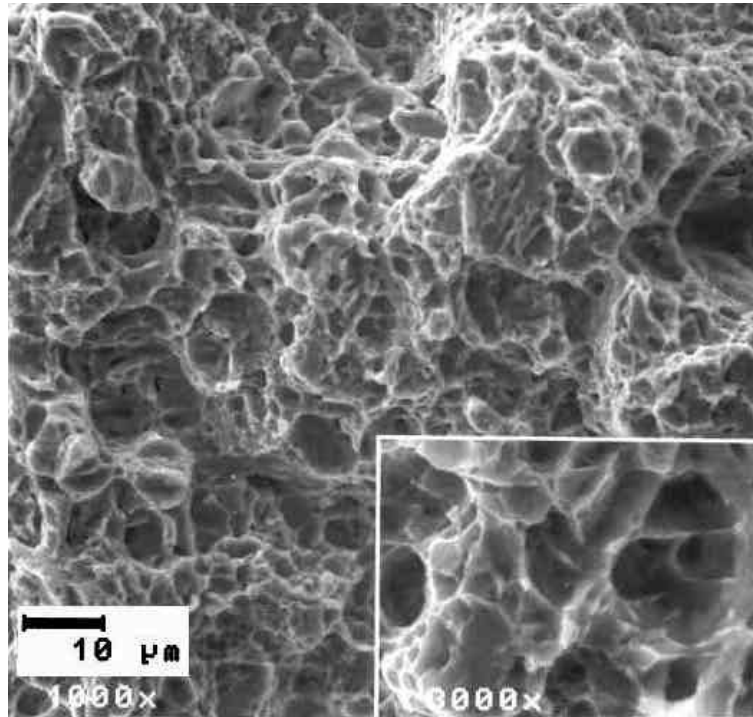


FIGURA 119 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de quasi-clivagem e microcavidades.

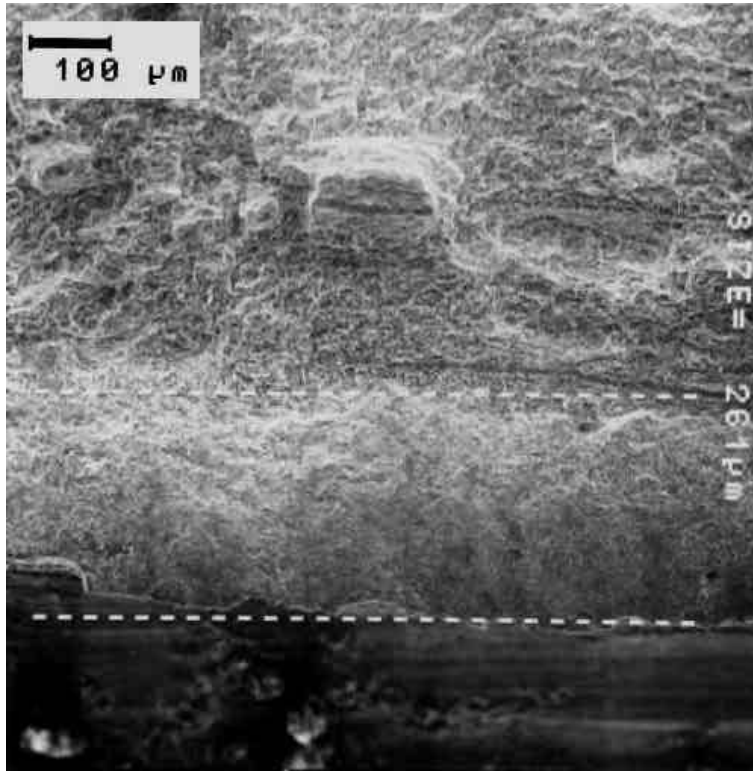


FIGURA 120 - Amostra TR 1, 150°C. Aspecto da fratura na região central, mostrando a presença da ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

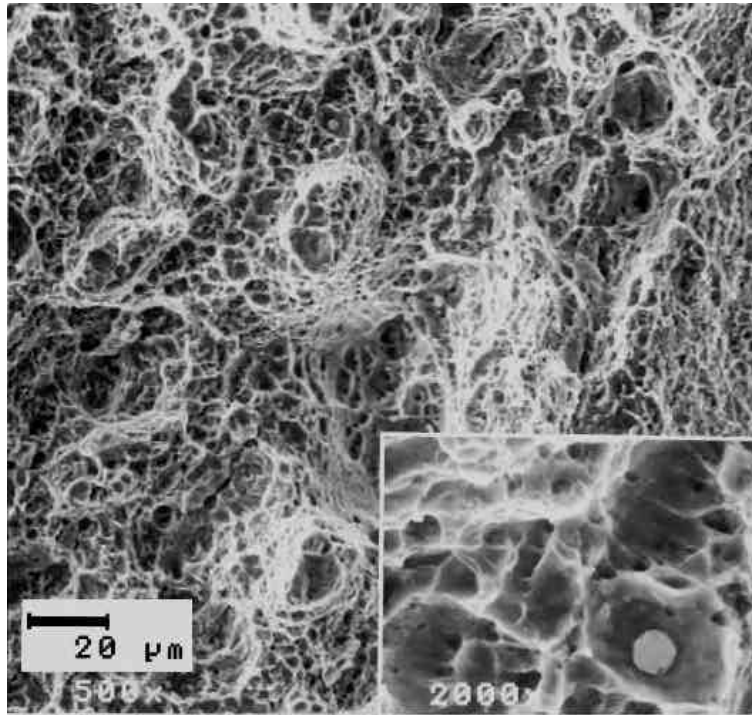


FIGURA 121 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de microcavidades.

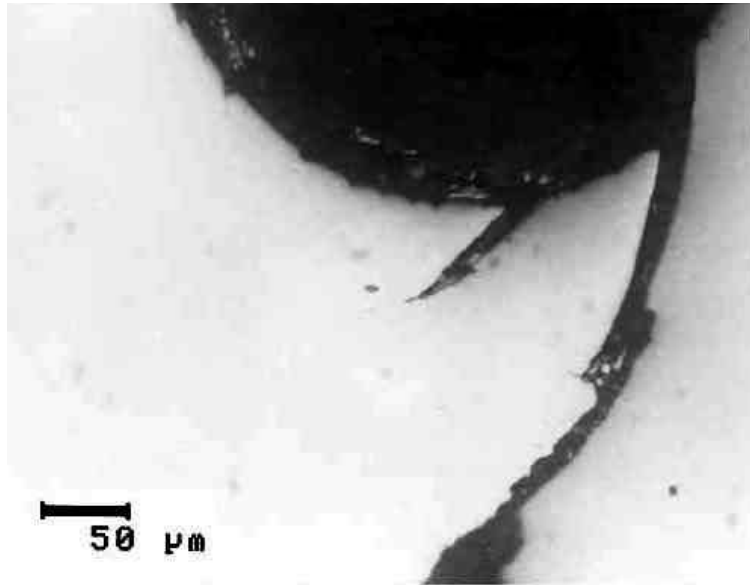


FIGURA 122 - Amostra TR 1, 150°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



FIGURA 123 - Amostra TR 2, 230°C. Aspecto da fratura na região central, mostrando a presença da ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

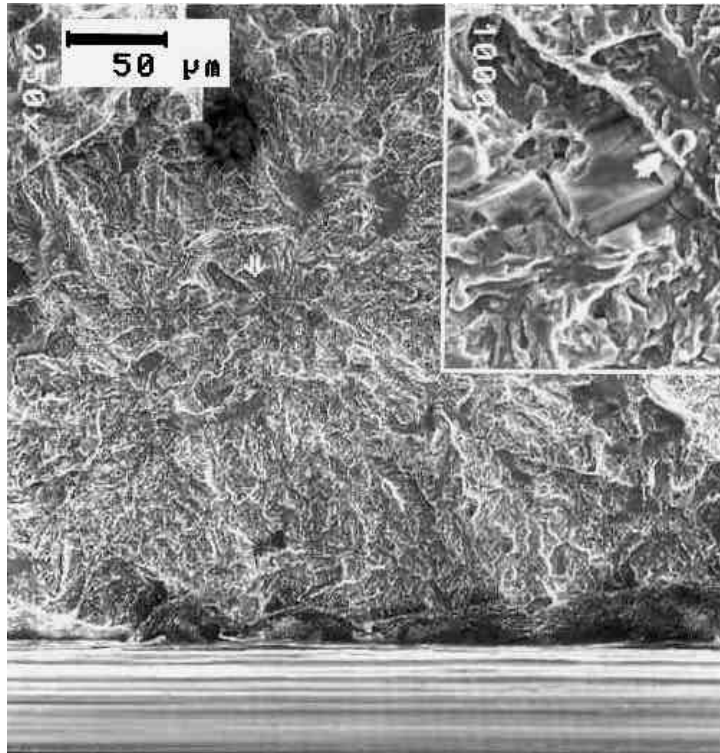


FIGURA 124 - Amostra ATRE 3, -196°C. Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. A seta e o detalhe mostram o início em uma partícula de segunda fase.



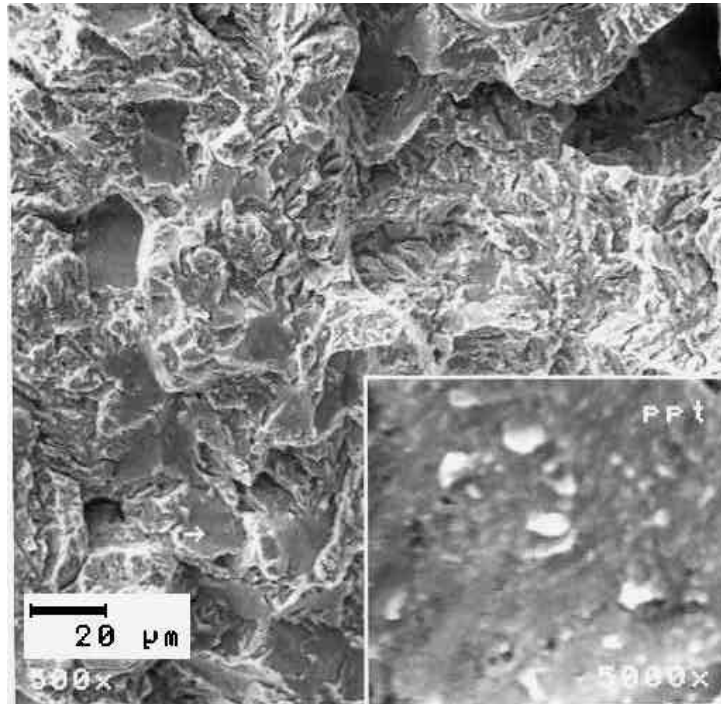


FIGURA 125 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de quasi-clivagem com regiões intergranulares. O detalhe mostra a presença de carbonetos na face de um dos grãos



FIGURA 126 - Amostra ATRE 3, -196°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

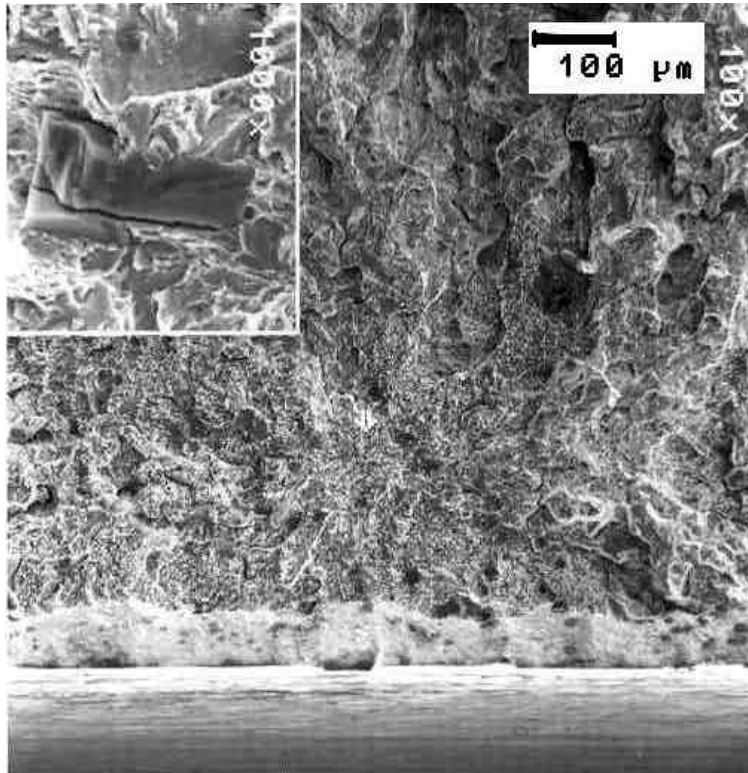


FIGURA 127 - Amostra ATRE 3, -100°C. Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. A seta e o detalhe mostram o início em uma partícula de segunda fase.

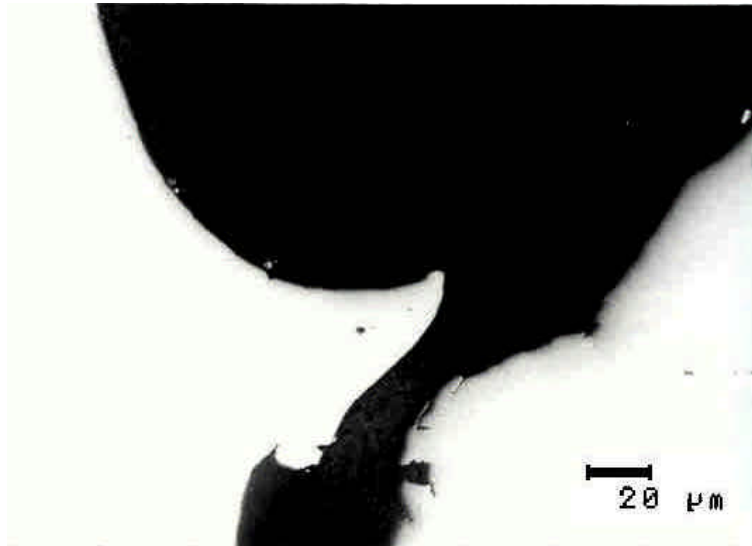


FIGURA 128 - Amostra ATRE 3, -100°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

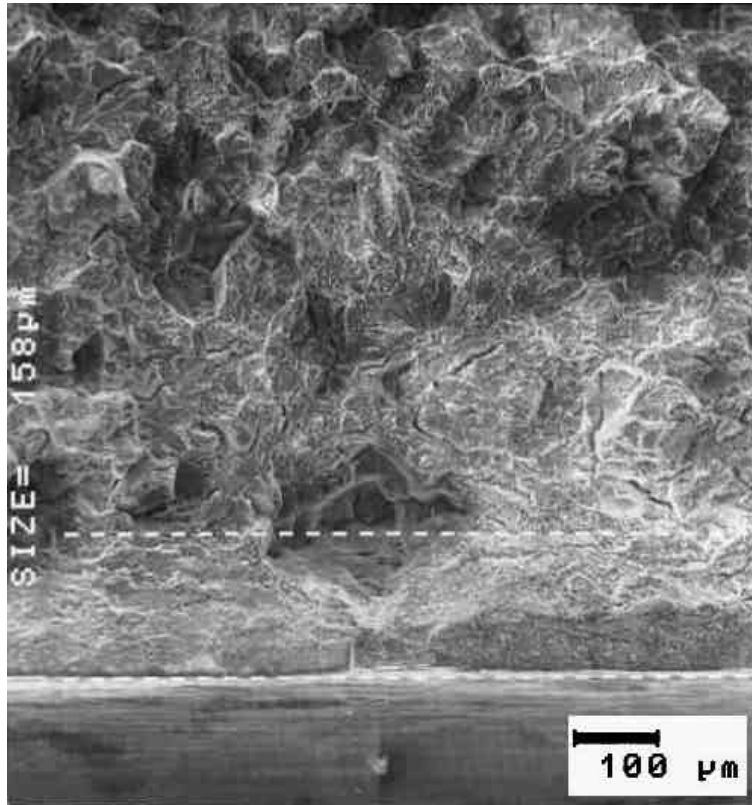


FIGURA 129 - Amostra ATRE 2, -50°C. Aspecto da fratura na região central, mostrando a presença da ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

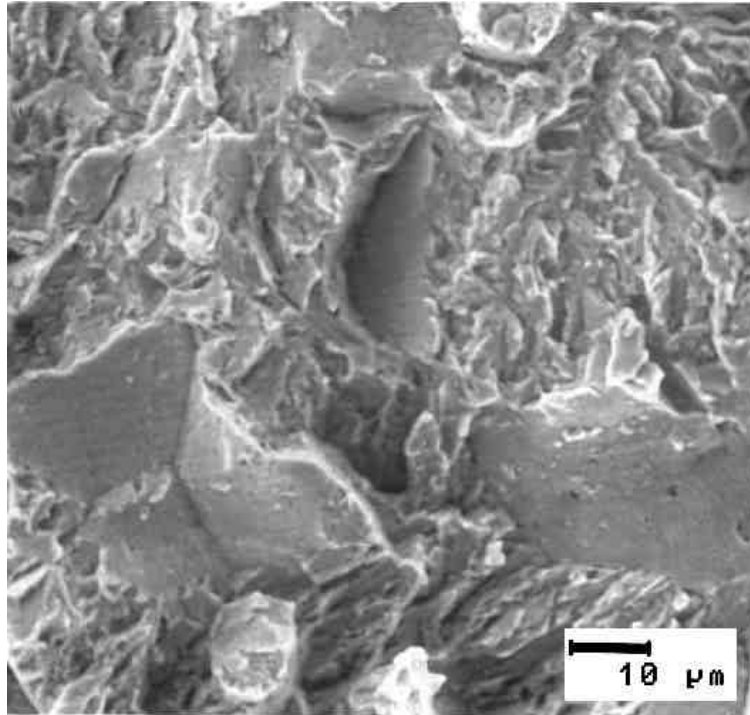


FIGURA 130 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de quasi-clivagem com regiões intergranulares.

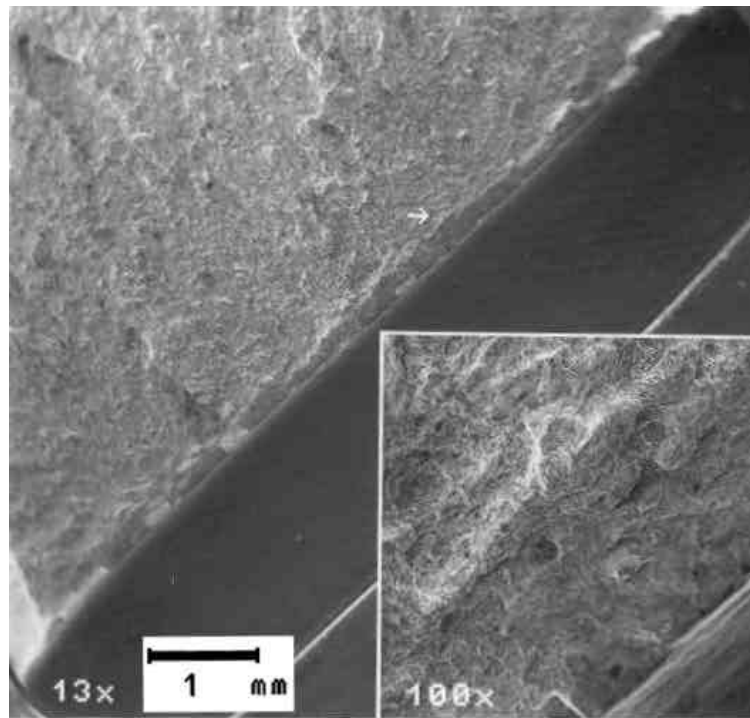


FIGURA 131 - Amostra ATRE 1, 50°C. Aspecto geral da fratura, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. A seta e o detalhe mostram a região de ruptura por cisalhamento localizado .

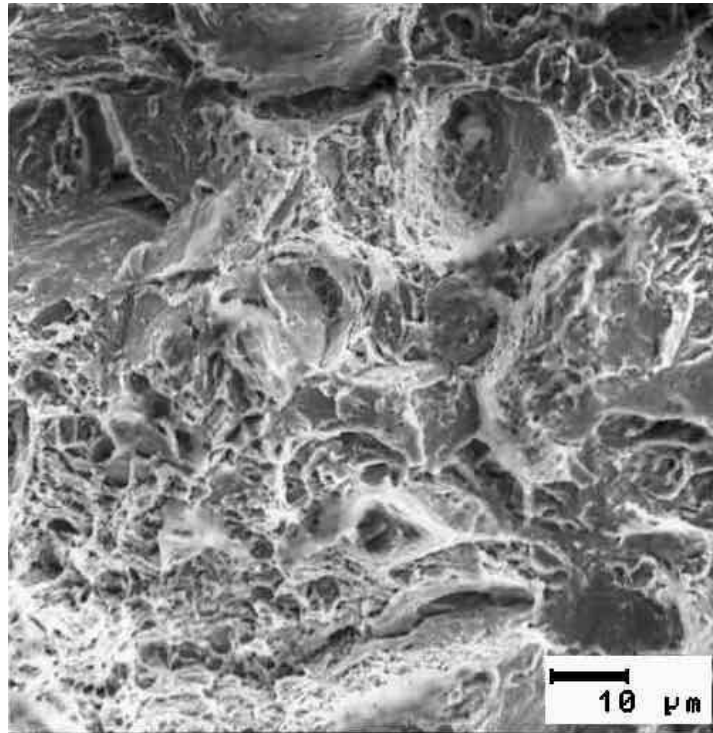


FIGURA 132 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de quasi-clivagem, regiões intreganulares e microcavidades.



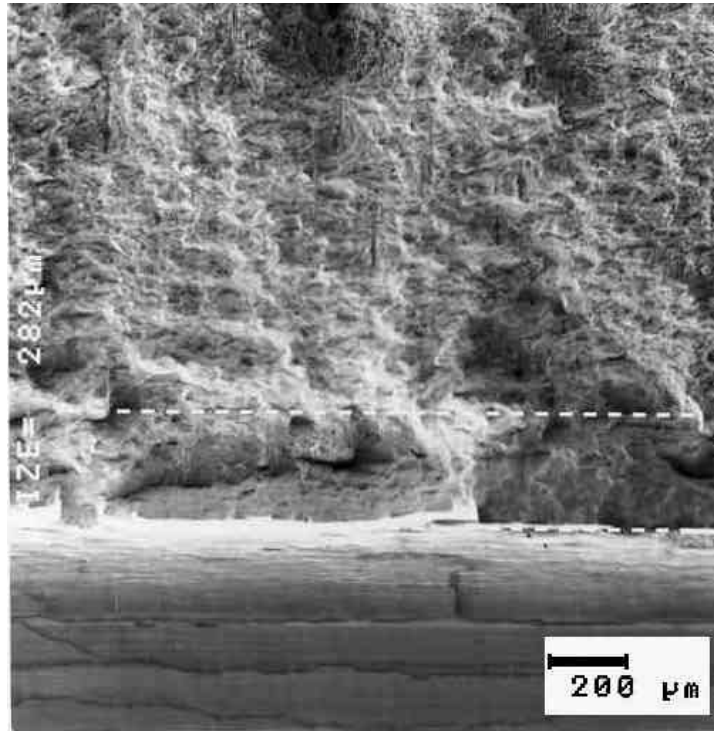


FIGURA 133 - Amostra ATRE 1, 150°C. Aspecto da fratura na região central, mostrando a presença da ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

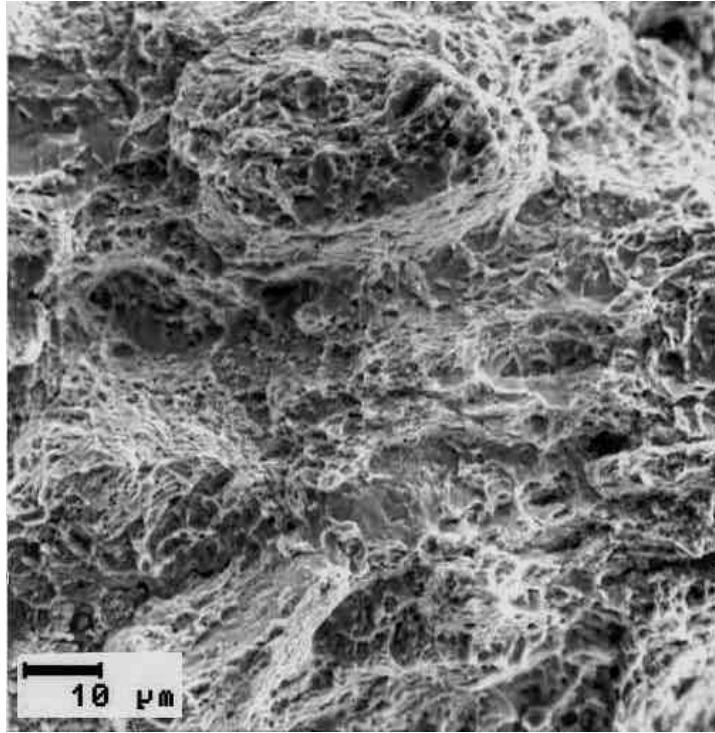


FIGURA 134 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de microcavidades.

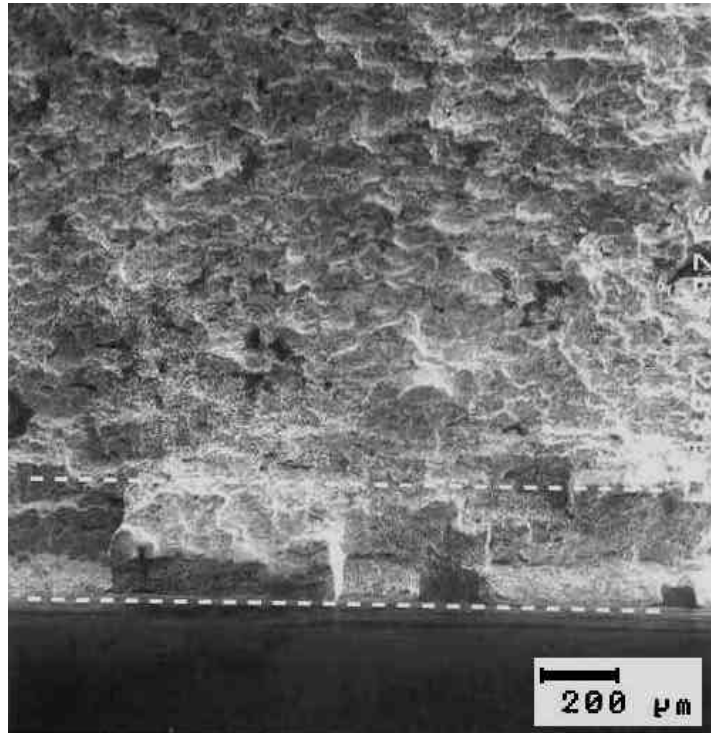


FIGURA 135 - Amostra ATRE 1, 220°C. Aspecto da fratura na região central, mostrando a presença da ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

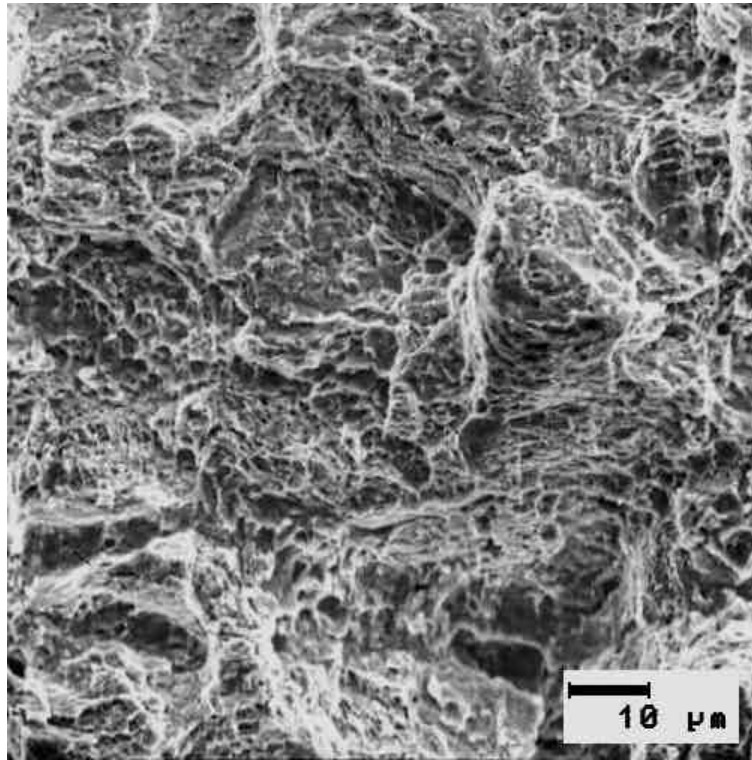


FIGURA 136 - Detalhe da figura anterior mostrando que a fratura propagou pelo mecanismo de microcavidades.

Os resultados das análises por MEV indicaram que nas amostras da condição TR ensaiadas em  $-196^{\circ}\text{C}$  a  $-50^{\circ}\text{C}$ , a fratura ocorreu por quasi-clivagem. A iniciação da fratura ocorreu após a formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe, sendo que em  $-196^{\circ}\text{C}$  essa ruptura por cisalhamento pode desaparecer na região central do entalhe. Nas amostras TR ensaiadas em  $50^{\circ}\text{C}$  a fratura ocorre por quasi-clivagem com regiões de microcavidades, passando a apenas microcavidades nas amostras ensaiadas em  $150^{\circ}\text{C}$  e  $230^{\circ}\text{C}$ . Em todos esses casos a iniciação da fratura ocorre após a

formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe.

Nas amostras da condição ATRE ensaiadas em  $-196^{\circ}\text{C}$  a  $-50^{\circ}\text{C}$ , a fratura ocorreu por quasi-clivagem com áreas intergranulares. A iniciação da fratura ocorreu após a formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe, sendo que em  $-196^{\circ}\text{C}$  essa ruptura por cisalhamento pode desaparecer na região central do entalhe. Nas amostras ATRE ensaiadas em  $50^{\circ}\text{C}$  a fratura ocorre por quasi-clivagem com regiões intergranulares e de microcavidades, passando a apenas microcavidades nas amostras ensaiadas em  $150^{\circ}\text{C}$  e  $230^{\circ}\text{C}$ . Em todos esses casos a iniciação da fratura ocorre após a formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe.

Medidas da extensão das regiões de ruptura por cisalhamento (s) foram realizadas nas fractografias na região central dos entalhes. Esses valores estão mostrados na Tabela 16, e foram plotados em função da energia Charpy na Figura 137.

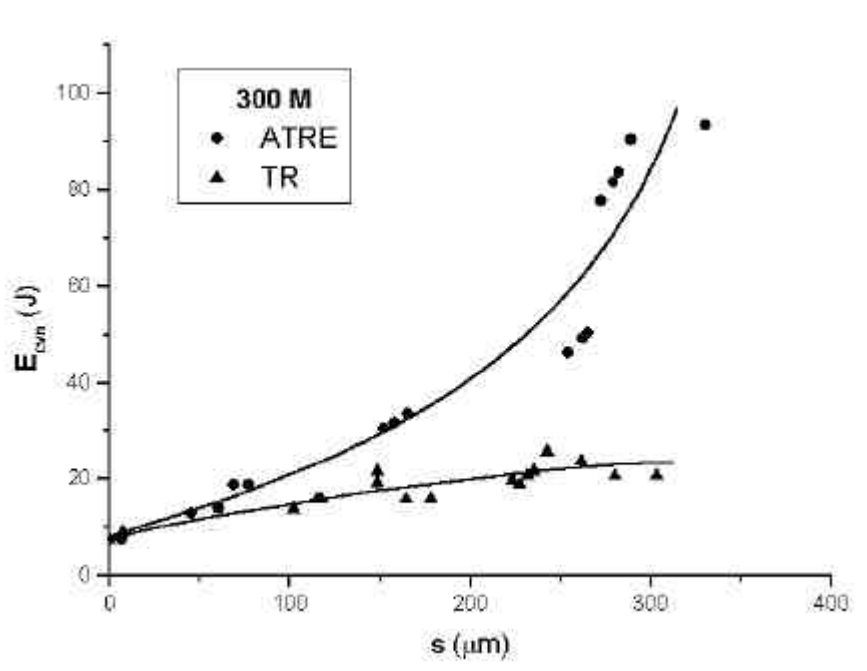


FIGURA 137 - Gráfico da energia Charpy versus a extensão das regiões de ruptura por cisalhamento.

### 4.3 - AÇO CrNb

#### 4.3.1 - Curva de Transição

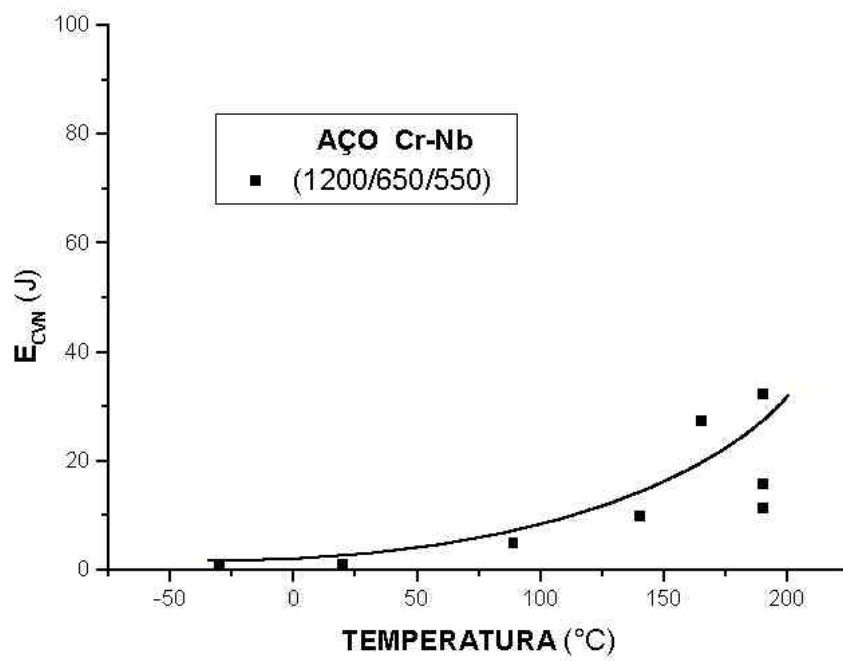
A Tabela 17 apresenta os resultados dos ensaios Charpy realizados em várias temperaturas. Esses resultados foram obtidos e cedidos para o presente trabalho por Antunes (1985). A Figura 138 apresenta as curvas de transição obtidas para as duas condições de tratamento térmico utilizadas.

TABELA 17 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes.

<b>1200/650/550</b>				<b>1200/950/650/550</b>			
<b>Amostra</b>	<b>T (°C)</b>	<b>E<sub>cvn</sub> (J)</b>	<b>s (μm)</b>	<b>Amostra</b>	<b>T (°C)</b>	<b>E<sub>cvn</sub> (J)</b>	<b>s</b>
130	-30	0,98		158	23	0,98	
132	20	0,98		185	80	1,96	
133	89	4,9	30/50	170	120	6,86	
	100/130						
134	140	9,8	80/130	169	150	15,61	
	180/230						
136	165	27,5	300/340	184	160	4,9	
	80/90						
131	190	32,4	400/460	186	185	22,5	
	400/430						
135	190	15,7	200/250	159	185	25,5	
	380/420						
137	190	11,4	100/150				

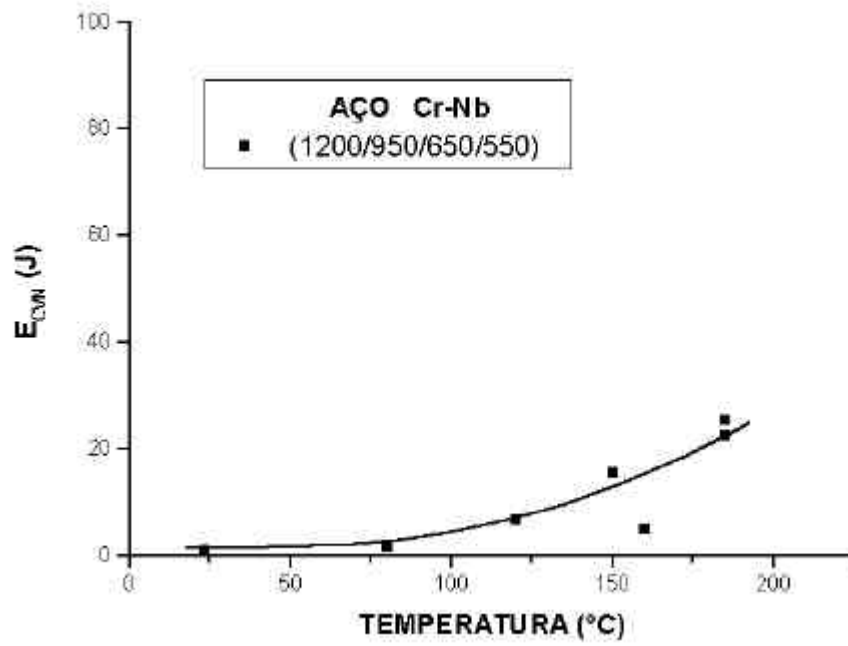
### 4.3.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

As análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas para obtenção das curvas de transição das condições TR e ATRE, estão apresentadas nas Figuras 139 a 159 em seus aspectos mais representativos.



(a)





(b)

FIGURA 138 - Curvas de Transição do aço Cr-Nb para as duas condições de tratamento térmico utilizadas.

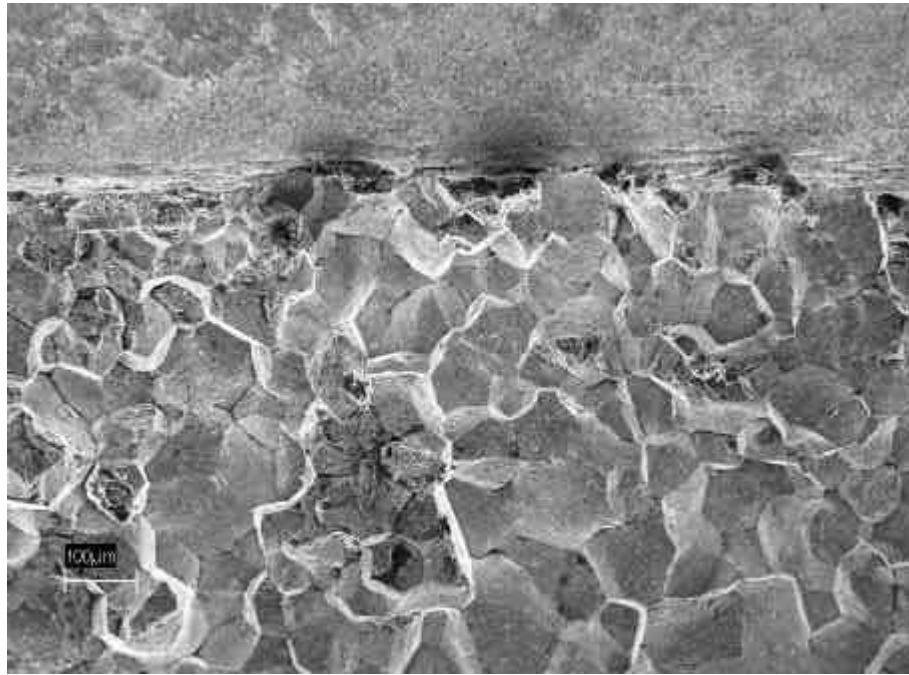


FIGURA 139 - Amostra (1200/650/550) 130, -30°C. Aspecto da fratura, nota-se a ausência de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

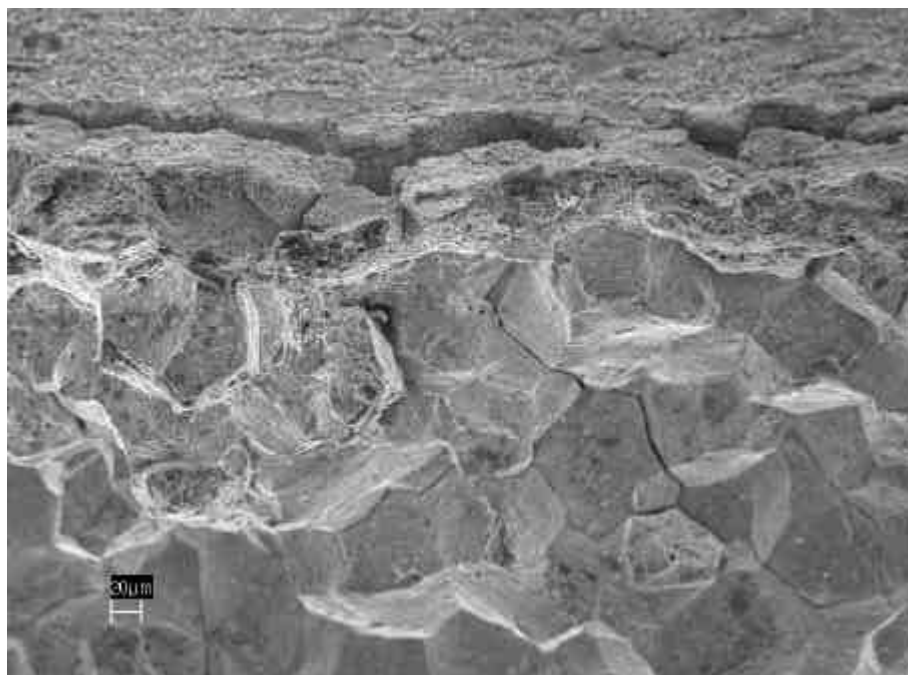


FIGURA 140 - Amostra (1200/650/550) 133, 89°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do mesmo.

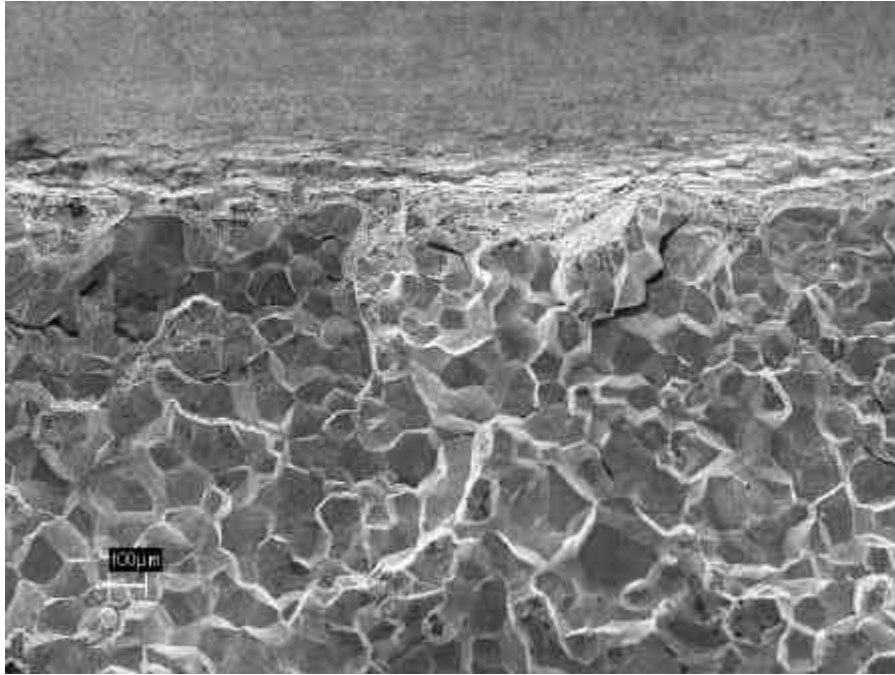


FIGURA 141 - Amostra (1200/650/550) 134, 140°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do mesmo.

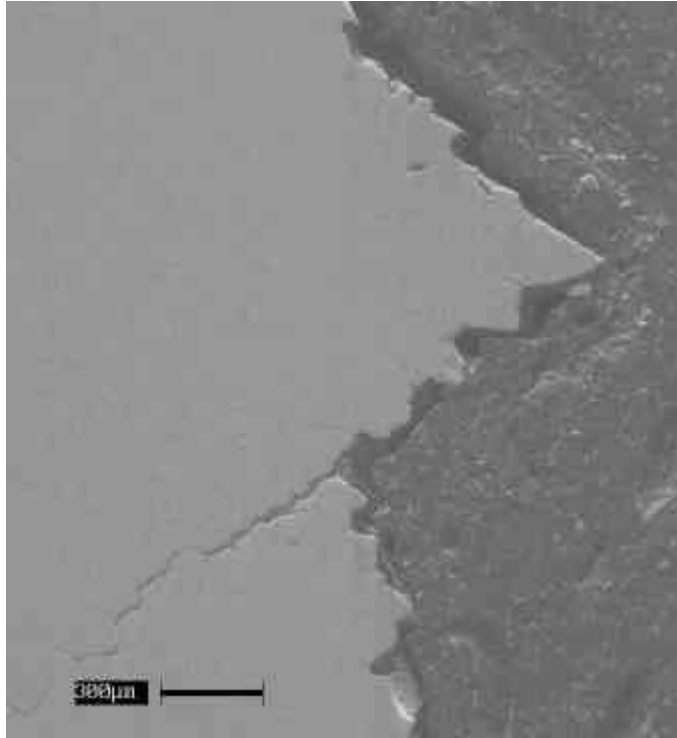


FIGURA 142 - Amostra (1200/650/550) 134, 140°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

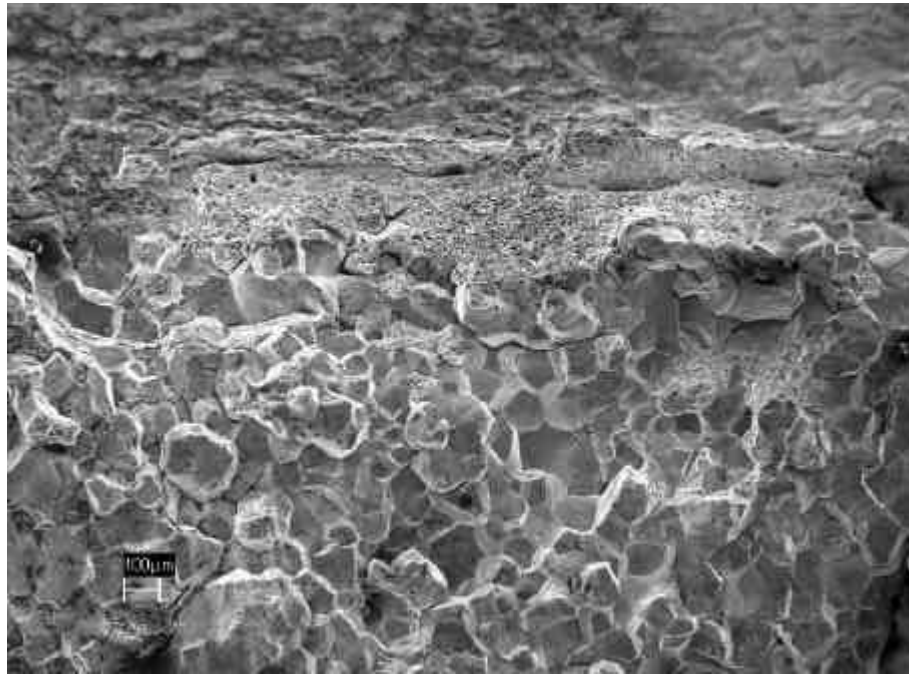


FIGURA 143 - Amostra (1200/650/550) 136, 165°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do mesmo.

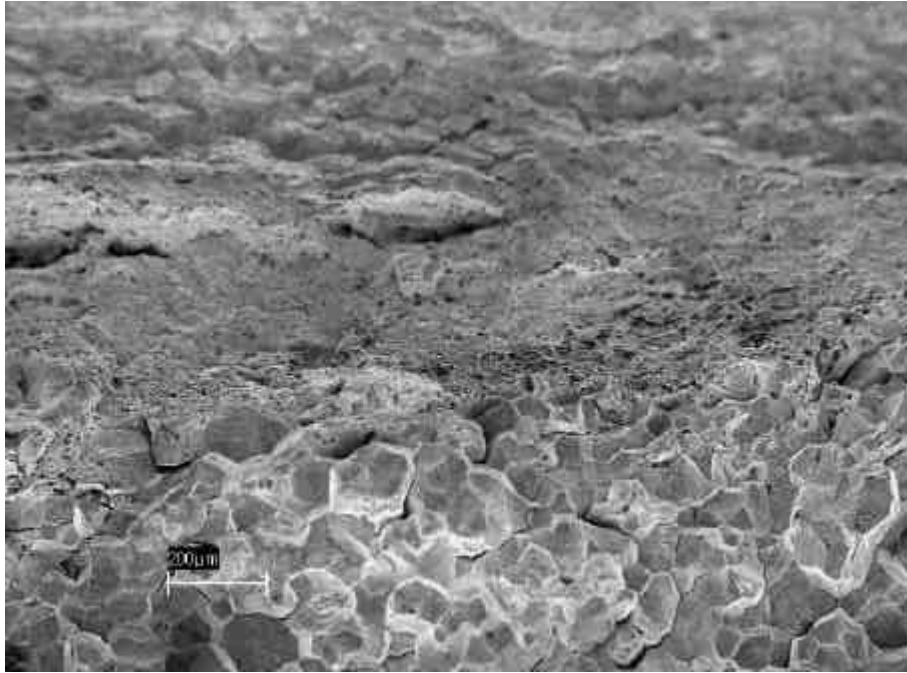


FIGURA 144 - Amostra (1200/650/550) 131, 190°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do mesmo.

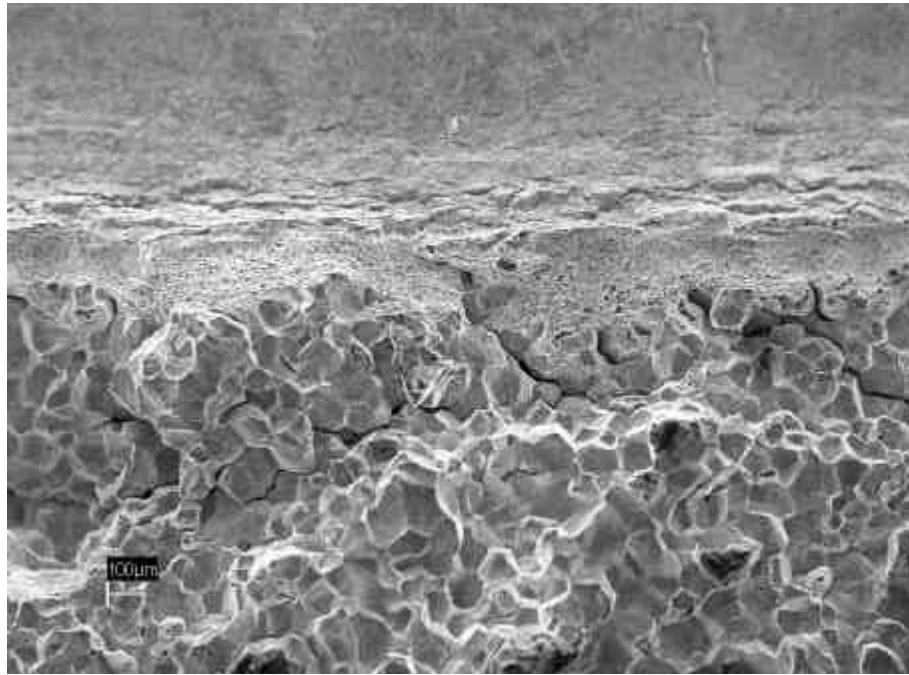


FIGURA 145 - Amostra (1200/650/550) 135, 190°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do mesmo.



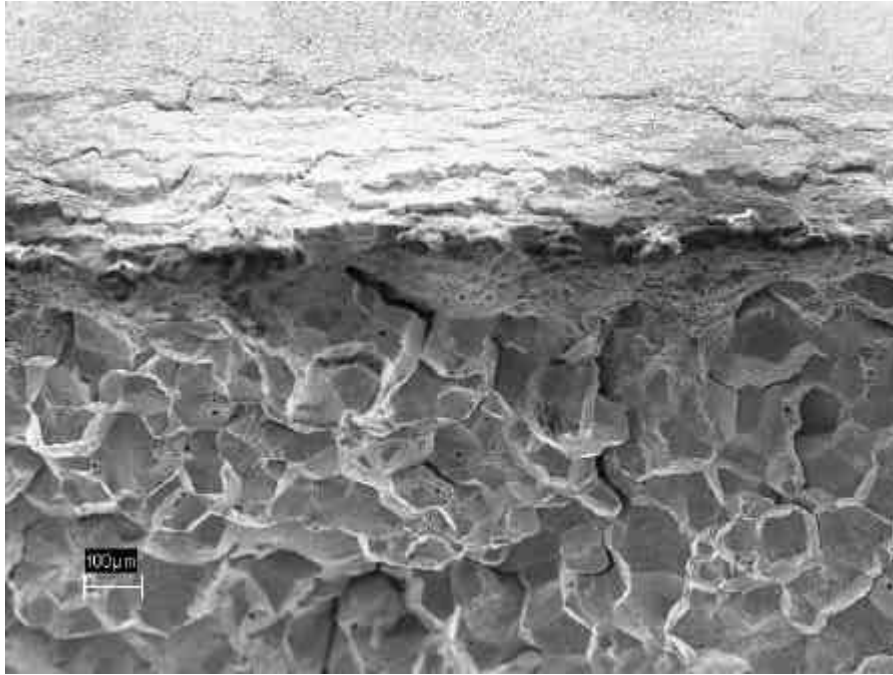


FIGURA 146 - Amostra (1200/650/550) 137, 190°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do mesmo.

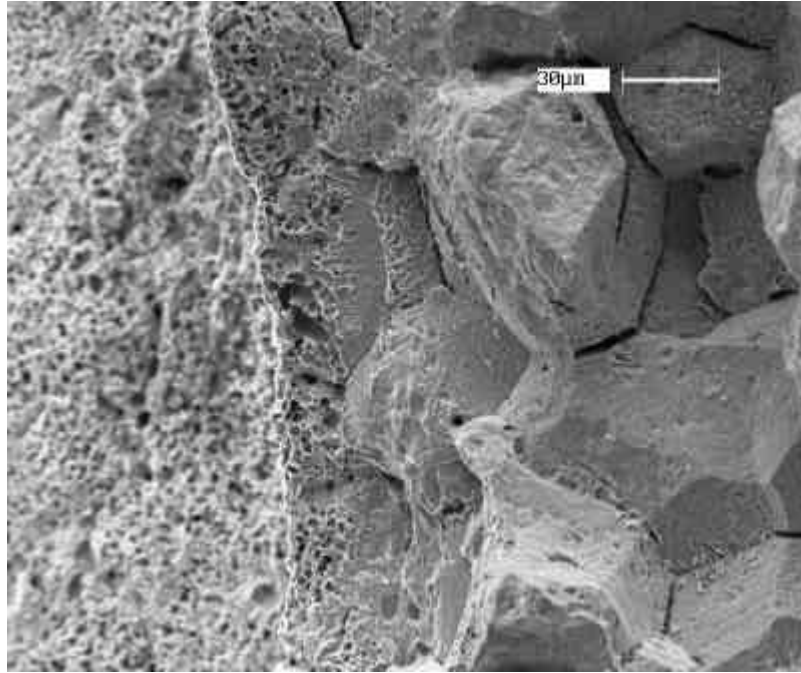


FIGURA 147 - Amostra (1200/950/650/550) 158, 23°C. Aspecto da fratura, nota-se a ausência de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe, e a presença de uma região de rasgamento (ridge) de  $\approx 20\mu\text{m}$ .

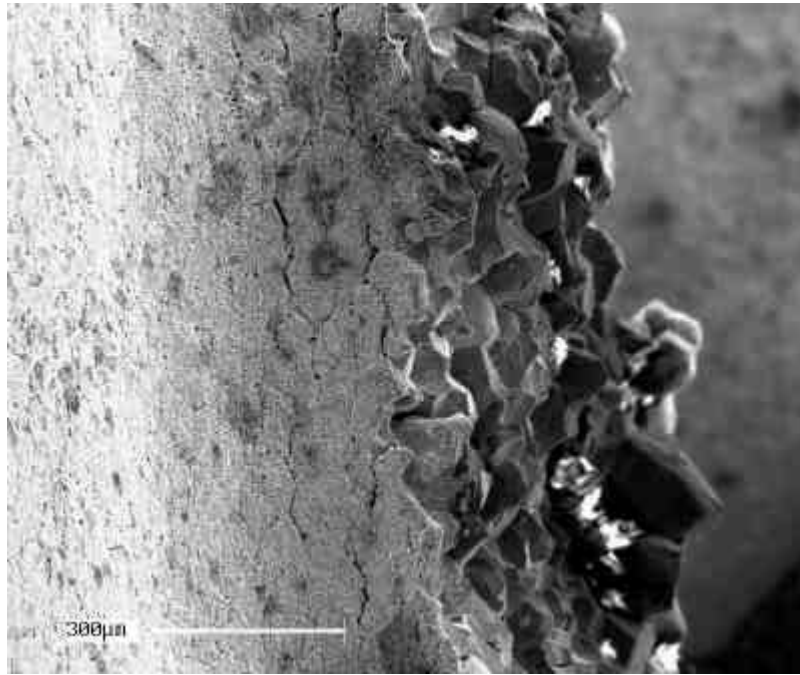


FIGURA 148 - Amostra (1200/950/650/550) 158, 23°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

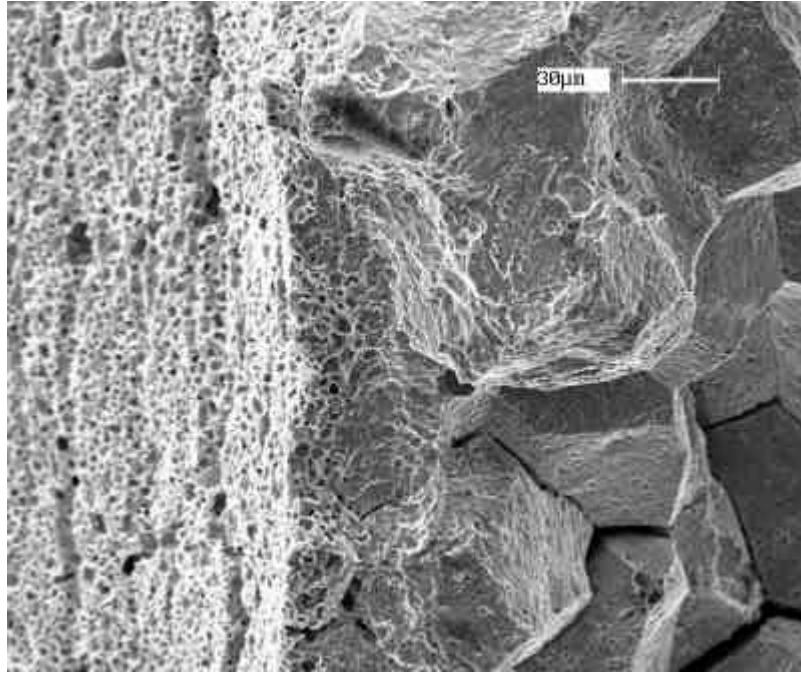


FIGURA 149 - Amostra (1200/950/650/550) 185, 80°C. Aspecto da fratura, nota-se a ausência de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe, e a presença de uma região de rasgamento (ridge) de  $\approx 30\mu\text{m}$ .

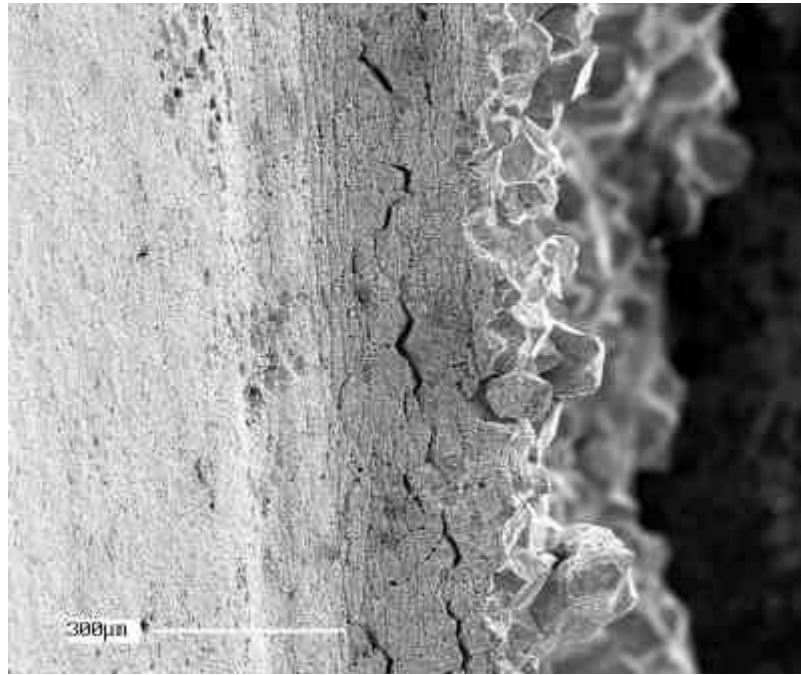


FIGURA 150 - Amostra (1200/950/650/550) 185, 80°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

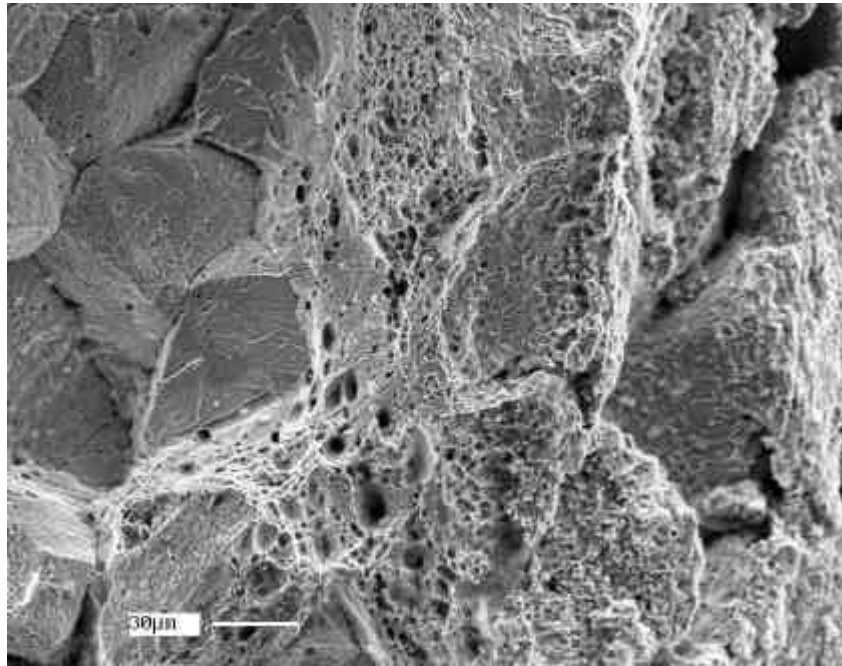


FIGURA 151 - Amostra (1200/950/650/550) 170, 120°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

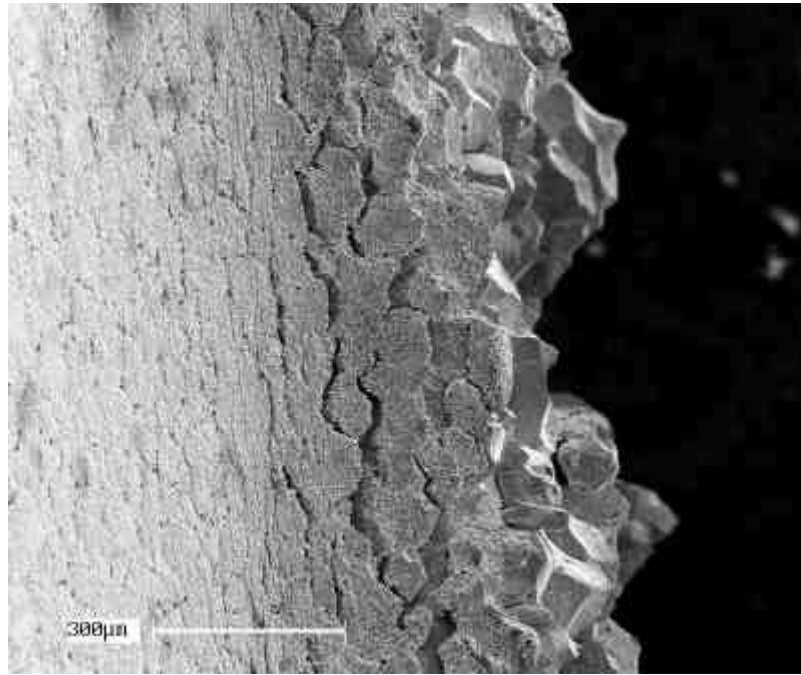


FIGURA 152 - Amostra (1200/950/650/550) 170, 120°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

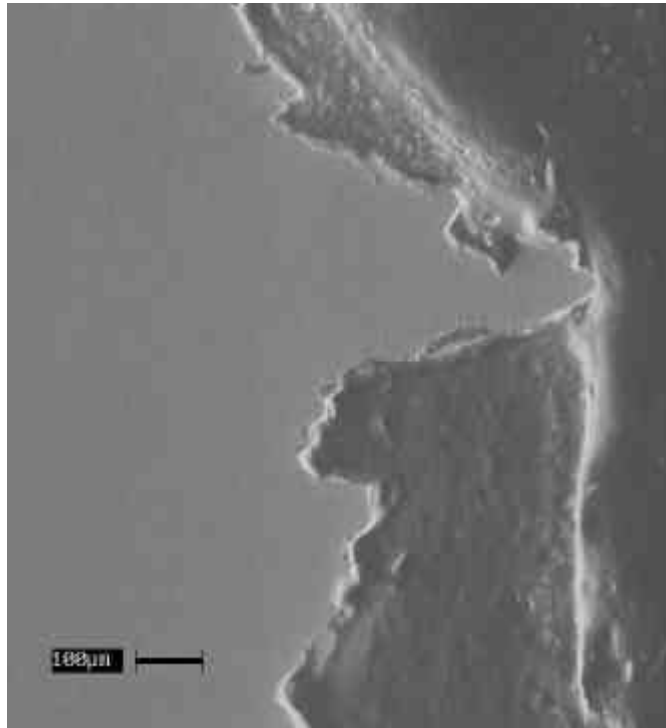


FIGURA 153 - Amostra (1200/950/650/550) 170, 120°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



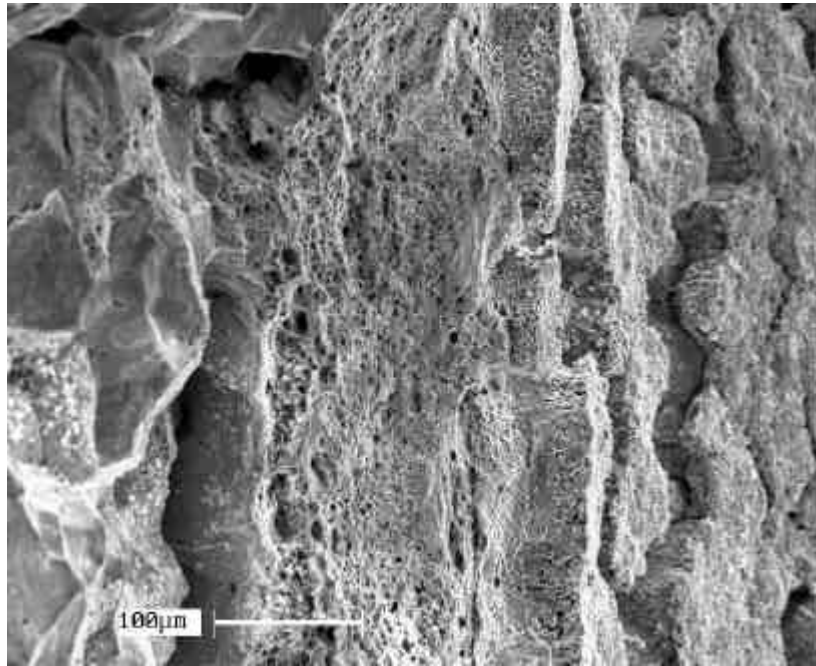


FIGURA 154 - Amostra (1200/950/650/550) 169, 150°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

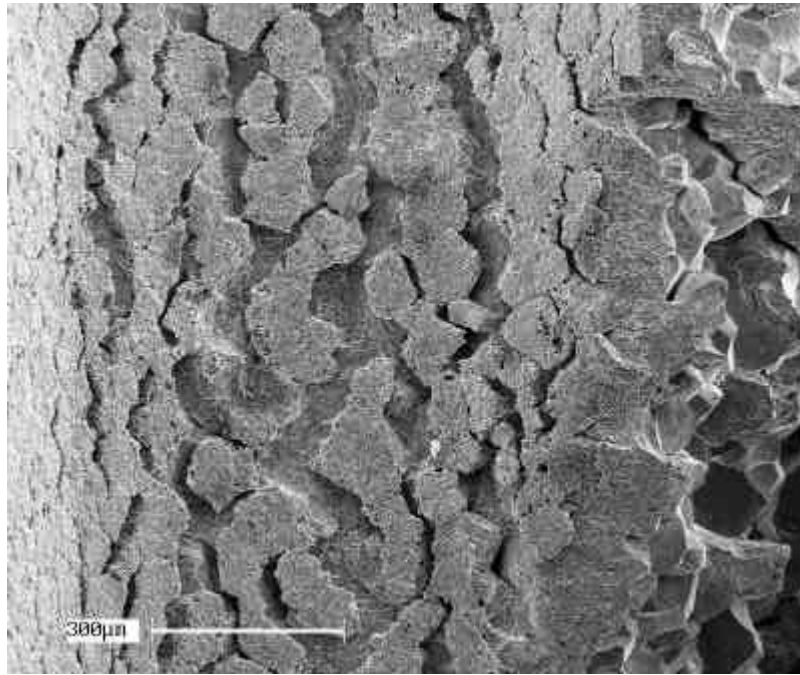


FIGURA 155 - Amostra (1200/950/650/550) 169, 150°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

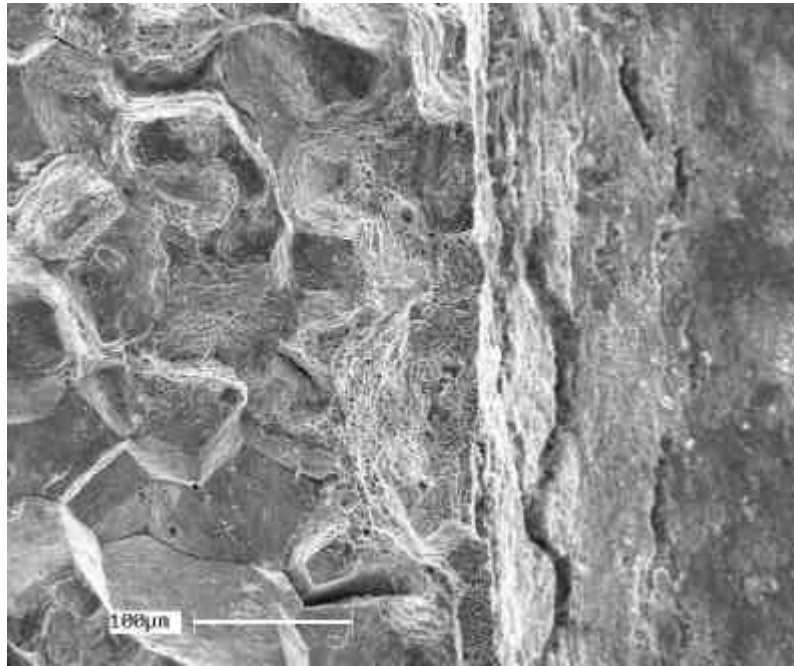


FIGURA 156 - Amostra (1200/950/650/550) 184, 160°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

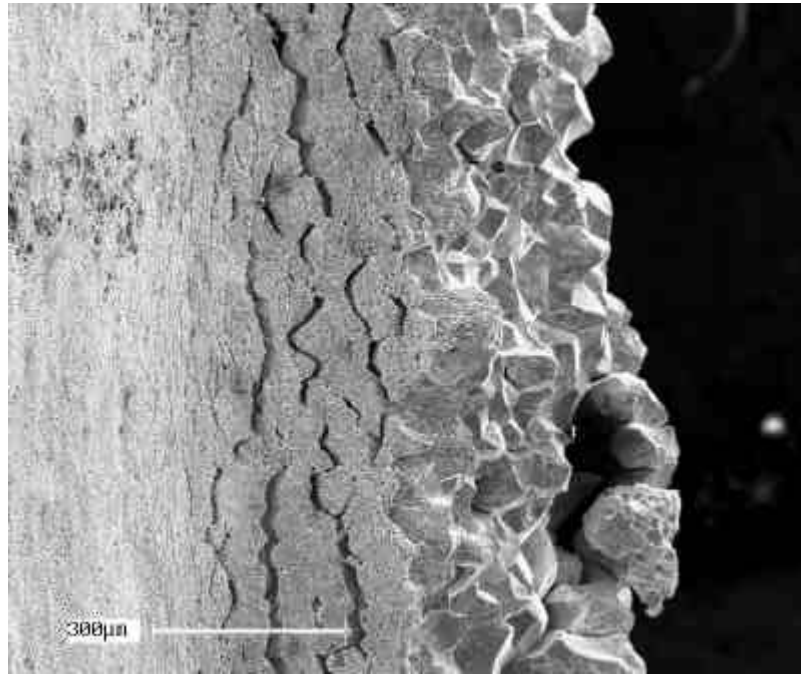


FIGURA 157 - Amostra (1200/950/650/550) 184, 160°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

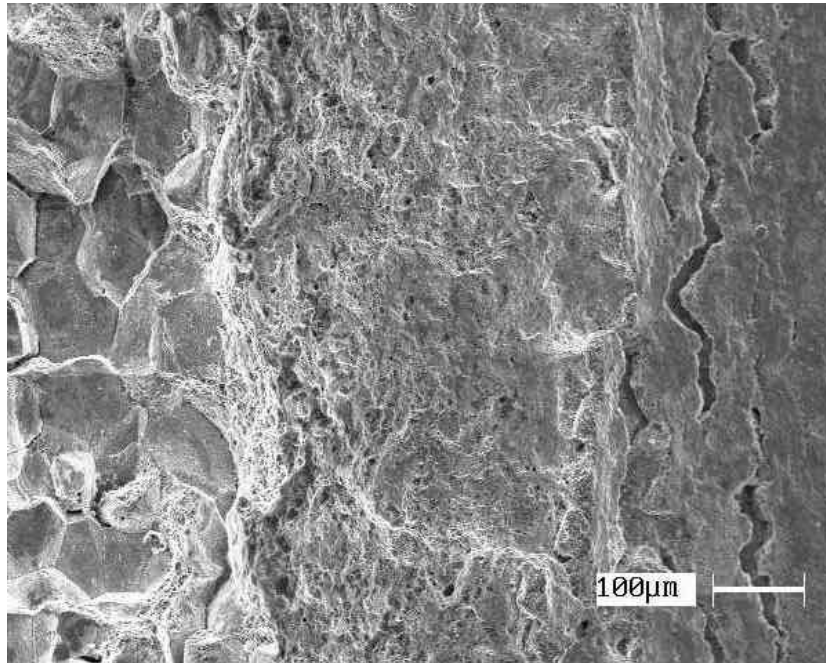


FIGURA 158 - Amostra (1200/950/650/550) 186, 185°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

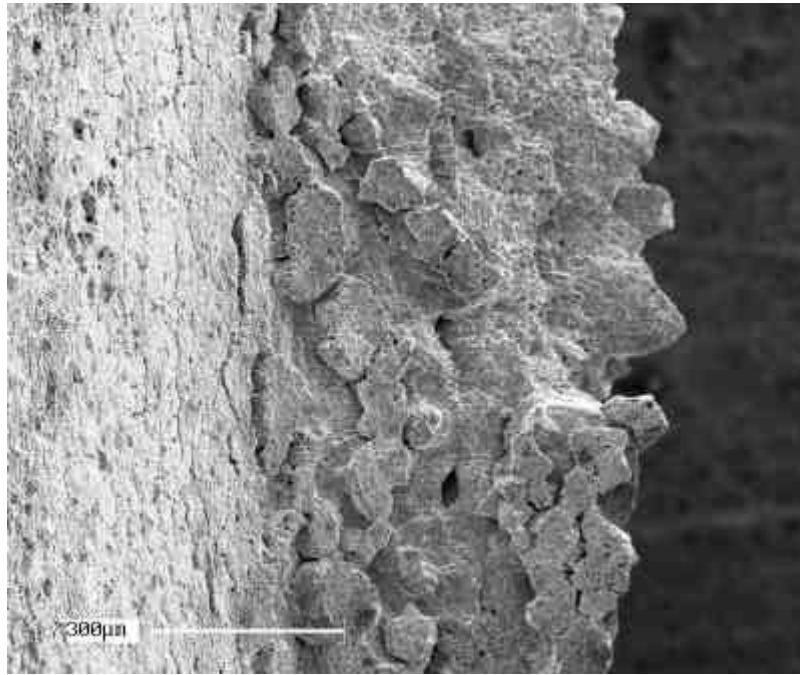


FIGURA 159 - Amostra (1200/950/650/550) 186, 185°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

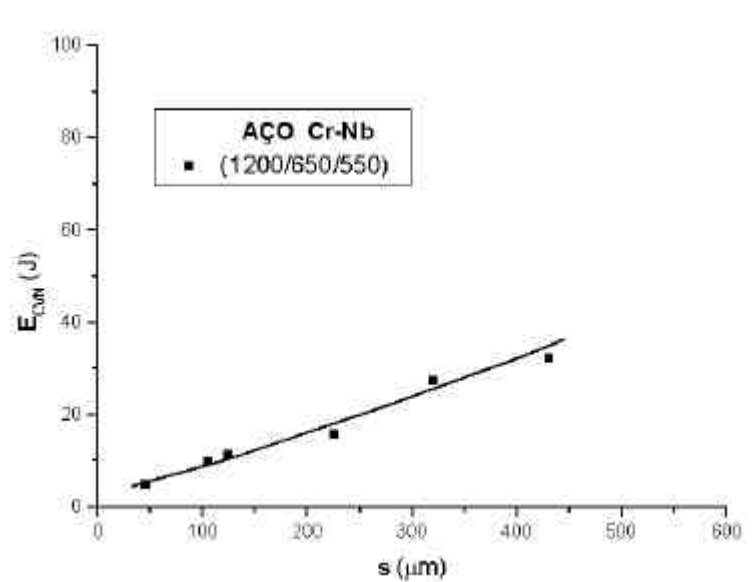
Os resultados das análises por MEV indicaram que em todas as amostras das duas condições a fratura ocorreu intergranularmente.

Nas amostras da condição 1200/650/550 ensaiadas em -30°C e 20°C a iniciação da fratura ocorreu diretamente à frente do entalhe. O mesmo ocorreu para as amostras da condição 1200/950/650/550 ensaiadas em 23°C e 80°C. A partir da temperatura de 89°C para a condição 1200/650/550 e de 120°C para a condição 1200/950/650/550 a iniciação da fratura instável ocorreu após a formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe.

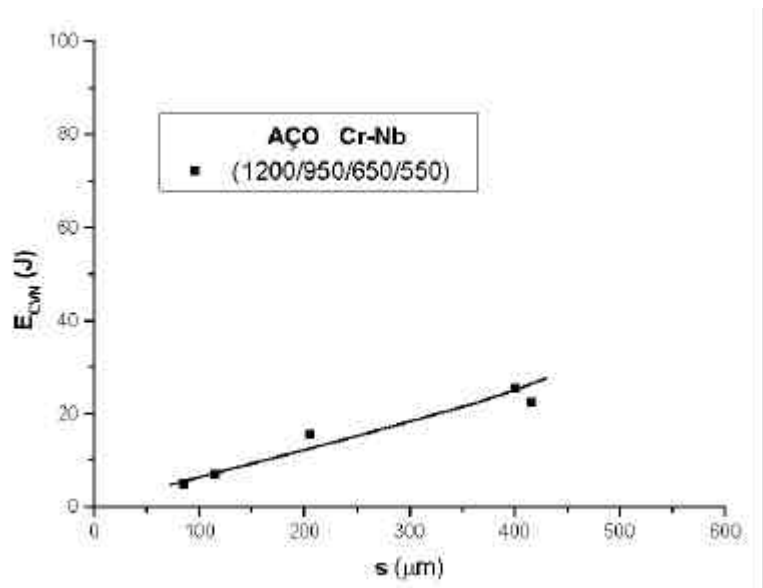
A observação das superfícies dos entalhes das amostras da condição 1200/950/650/550 mostraram a formação de rasgamentos (ridges) com

profundidades de  $\approx 20$  a  $40 \mu\text{m}$ , que não se propagam devido ao baixo grau de triaxialidade nessa região junto à superfície livre do entalhe. Esses rasgamentos foram observados em todas as temperaturas de ensaio, sendo que com o aumento da mesma, devido ao conseqüente aumento da deformação plástica na raiz do entalhe, esses rasgamentos sofrem estiramentos cada vez maiores.

Medidas da extensão das regiões de ruptura por cisalhamento ( $s$ ) foram realizadas nas fractografias da região central dos entalhes, para as duas condições. Esses valores estão mostrados na Tabela 17, e foram plotados em função da energia Charpy na Figura 160.



(a)



(b)

FIGURA 160 - Gráficos da energia Charpy versus a extensão das regiões de ruptura por cisalhamento, para as duas condições utilizadas.

#### 4.4 - AÇO CrMoNb

##### 4.4.1 - Curva de Transição

A Tabela 18 apresenta os resultados dos ensaios Charpy realizados em várias temperaturas. Esses resultados foram obtidos e cedidos para o presente trabalho por Antunes (1985). A Figura 161 apresenta a curva de transição obtida para a condição de tratamento térmico utilizado.

TABELA 18 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes.

<b>1200/950/650/550</b>
-------------------------



<b>Amostra</b>	<b>T (°C)</b>	<b>E<sub>cvn</sub> (J)</b>	<b>s (μm)</b>
460	-90	1,96	
451	-40	5,88	
470	-10	6,86	85
458	23	17,65	295
459	80	29,42	385
471	120	37,17	610
472	160	50,99	
469	185	59,82	

#### **4.4.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura**

As análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas para obtenção das curvas de transição das condições TR e ATRE, estão apresentadas nas Figuras 162 a 178 em seus aspectos mais representativos.

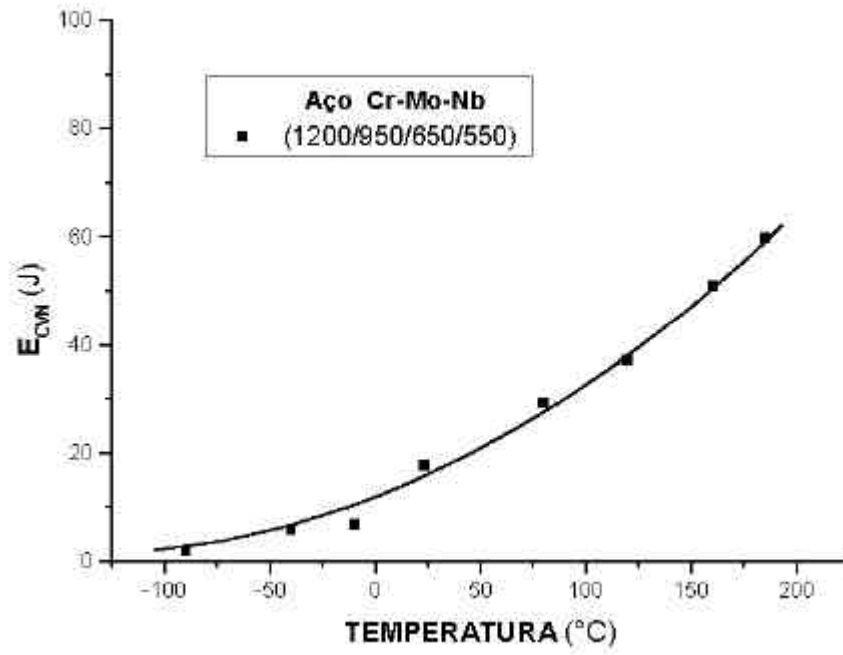


FIGURA 161 - Curva de Transição do aço Cr-Mo-Nb para a condição de tratamento térmico utilizado.

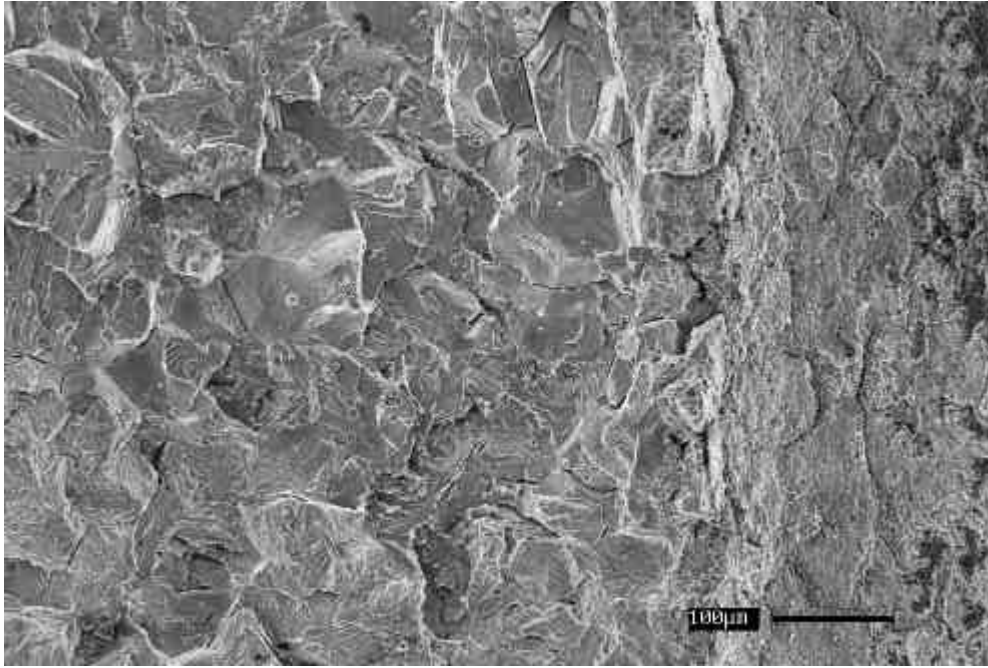


FIGURA 162 - Amostra (1200/950/650/550) 460, -90°C. Aspecto da fratura, nota-se a ausência de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe, e a presença de uma região de rasgamento (ridge) de  $\approx 35\mu\text{m}$  .

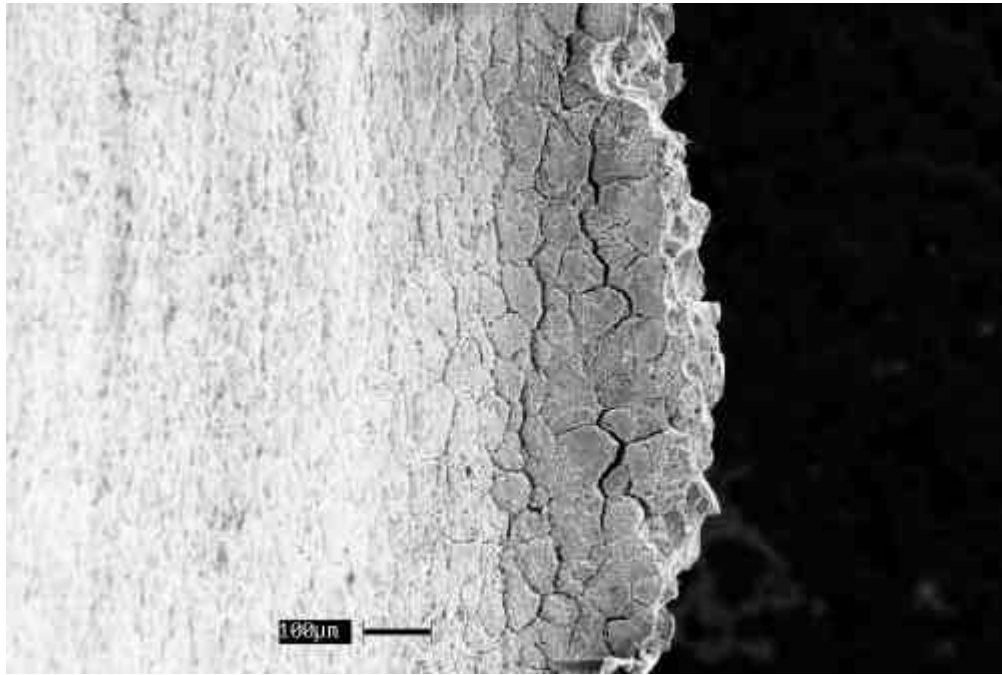


FIGURA 163 - Amostra (1200/950/650/550) 460, -90°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

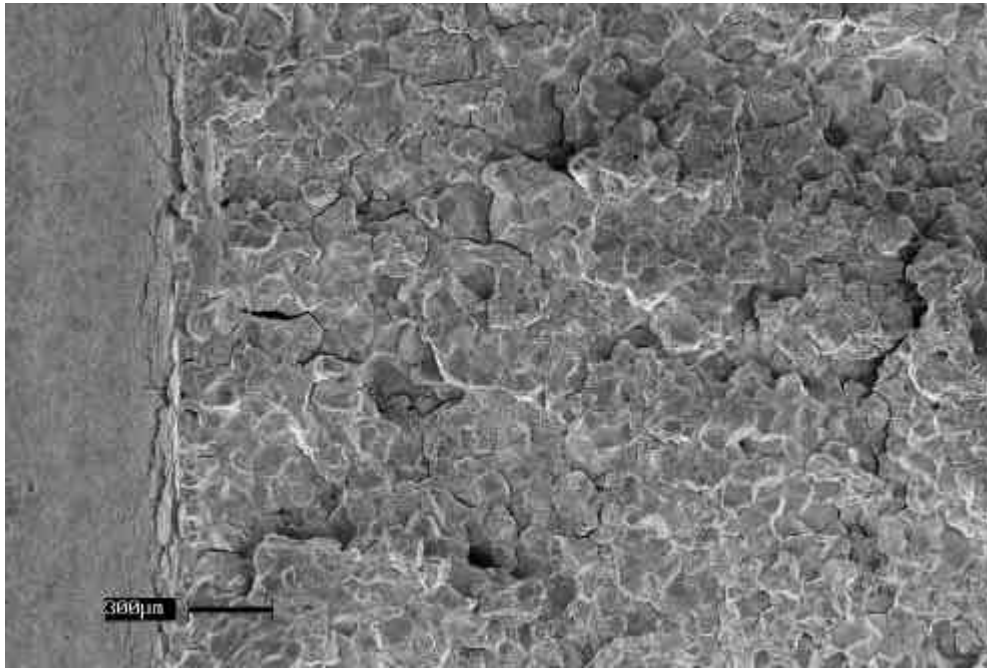


FIGURA 164 - Amostra (1200/950/650/550) 451, -40°C. Aspecto da fratura, nota-se a ausência de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

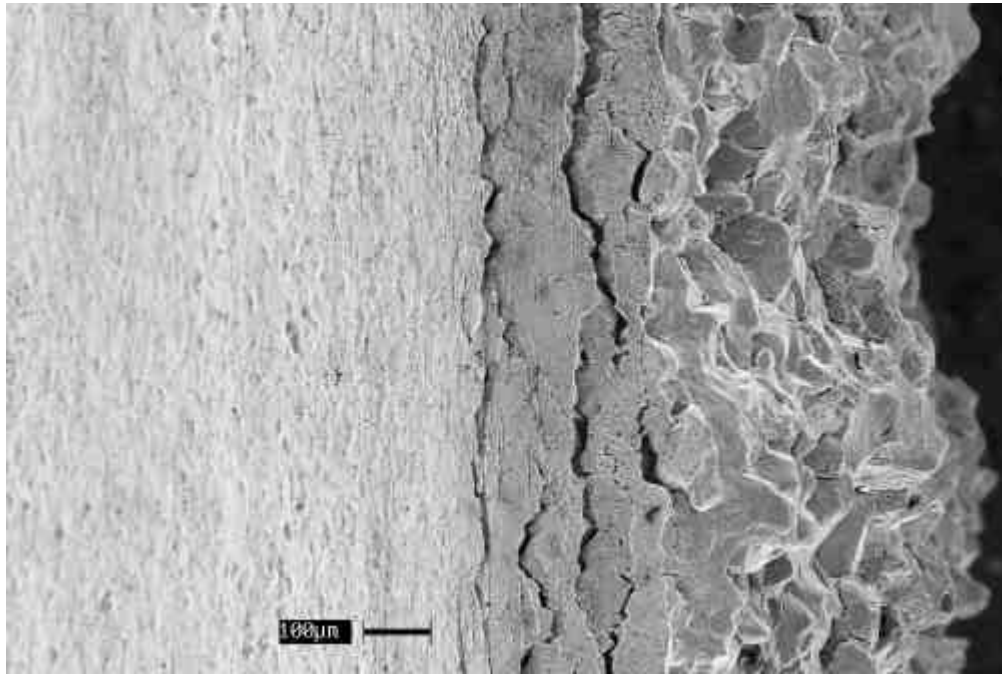


FIGURA 165 - Amostra (1200/950/650/550) 451, -40°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

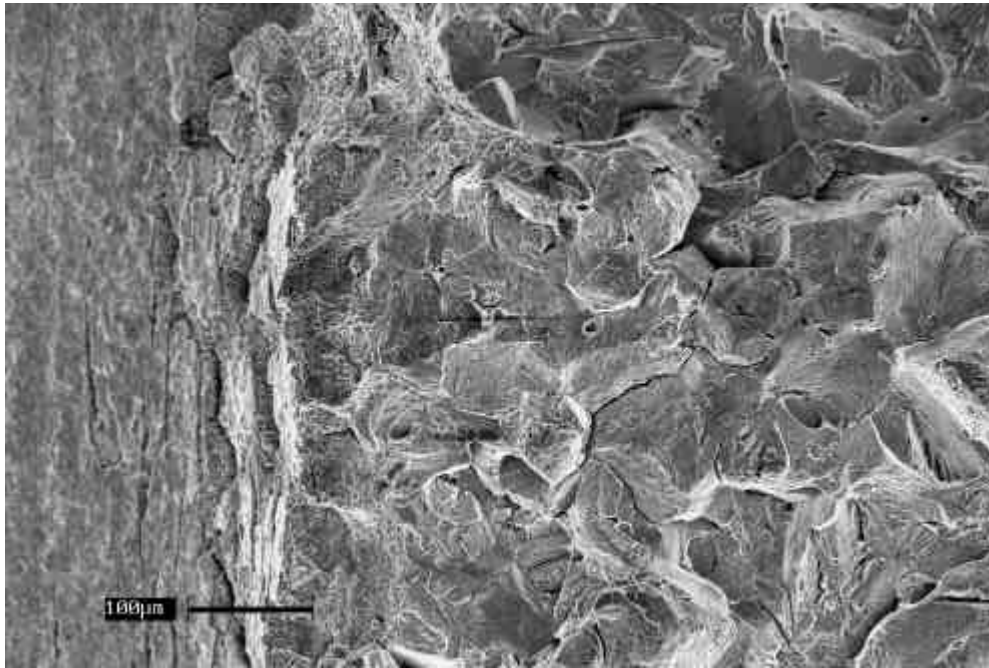


FIGURA 166 - Amostra (1200/950/650/550) 470, -10°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

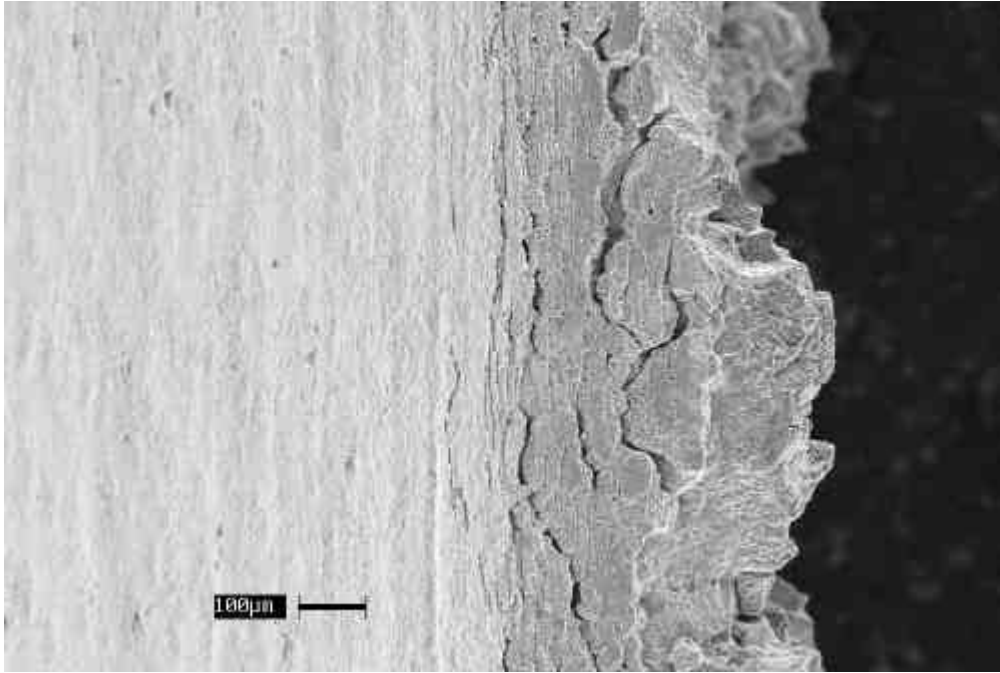


FIGURA 167 - Amostra (1200/950/650/550) 470, -10°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).



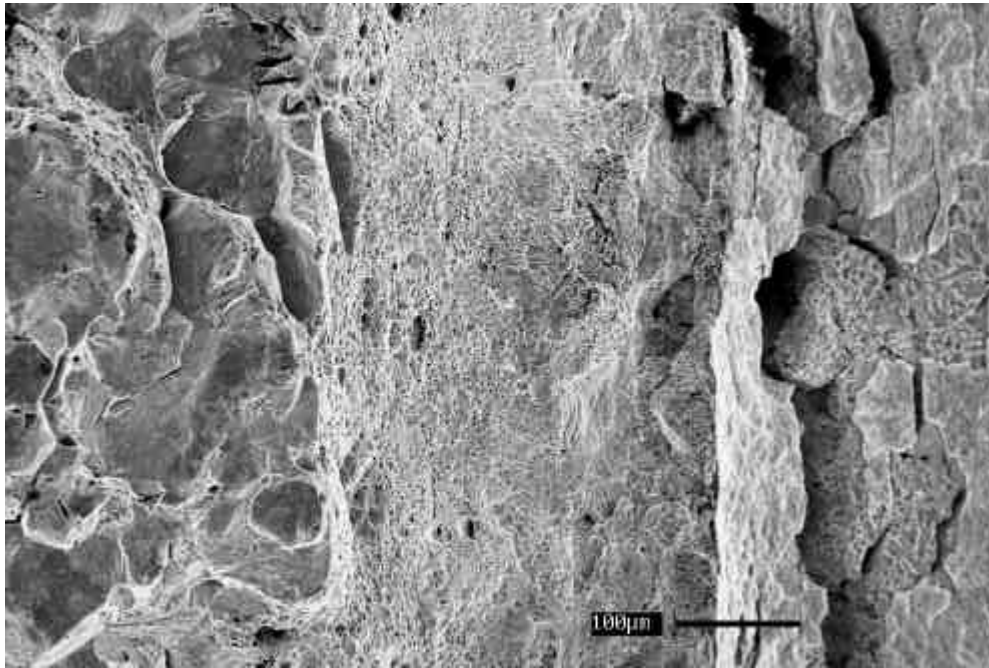


FIGURA 168 - Amostra (1200/950/650/550) 458, 23°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

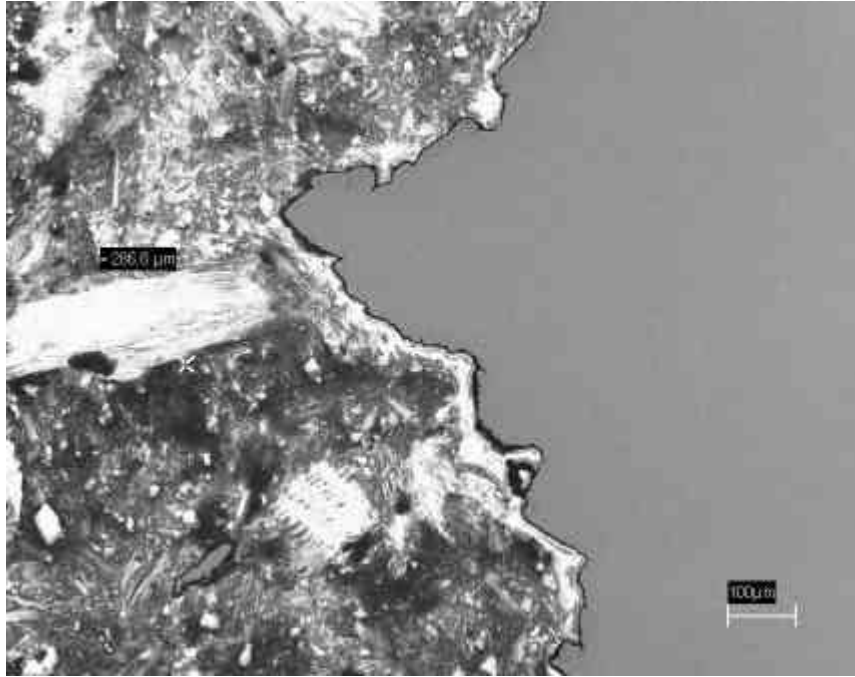


FIGURA 169 - Amostra (1200/950/650/550) 458, 23°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

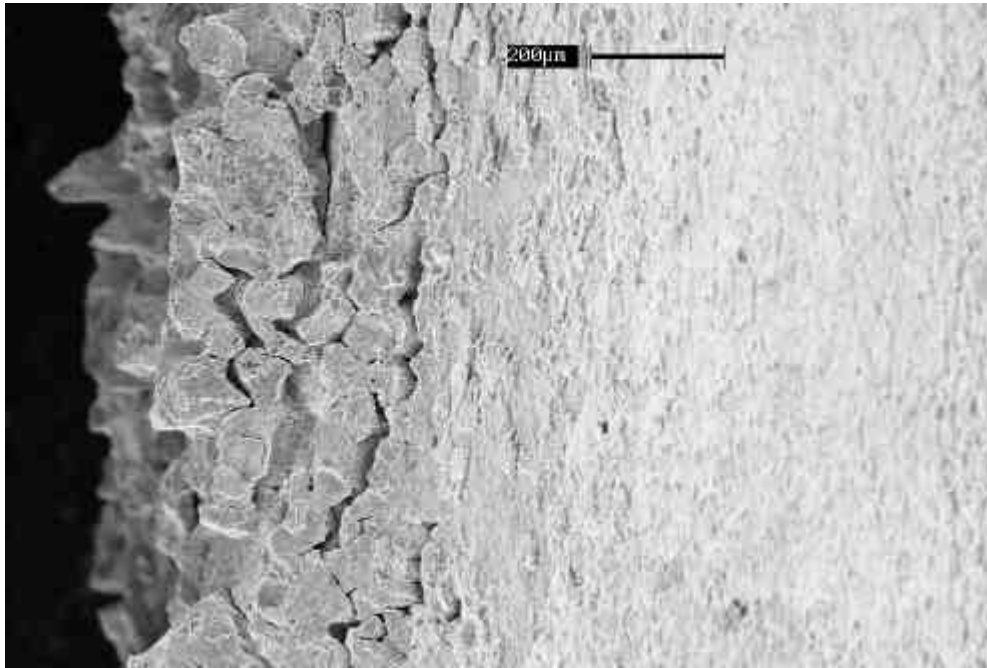


FIGURA 170 - Amostra (1200/950/650/550) 458, 23°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

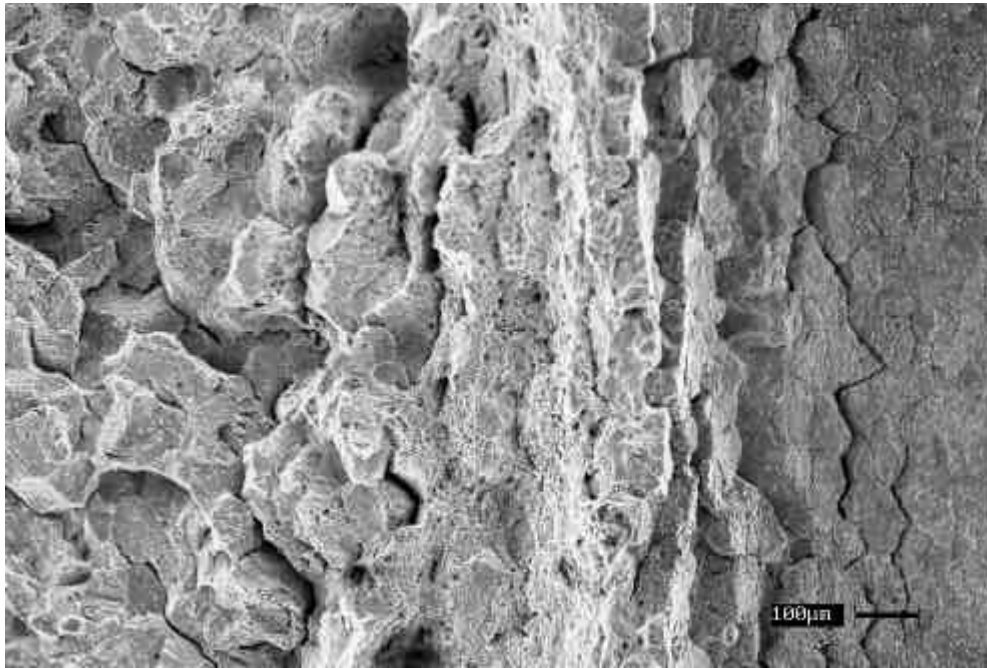


FIGURA 171 - Amostra (1200/950/650/550) 459, 80°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

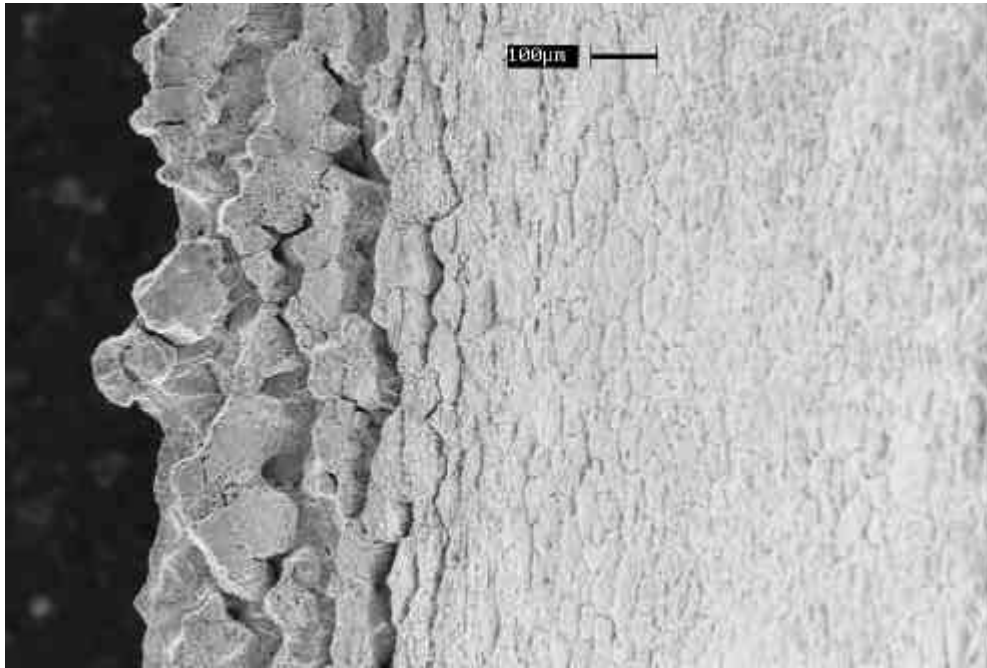


FIGURA 172 - Amostra (1200/950/650/550) 459, 80°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

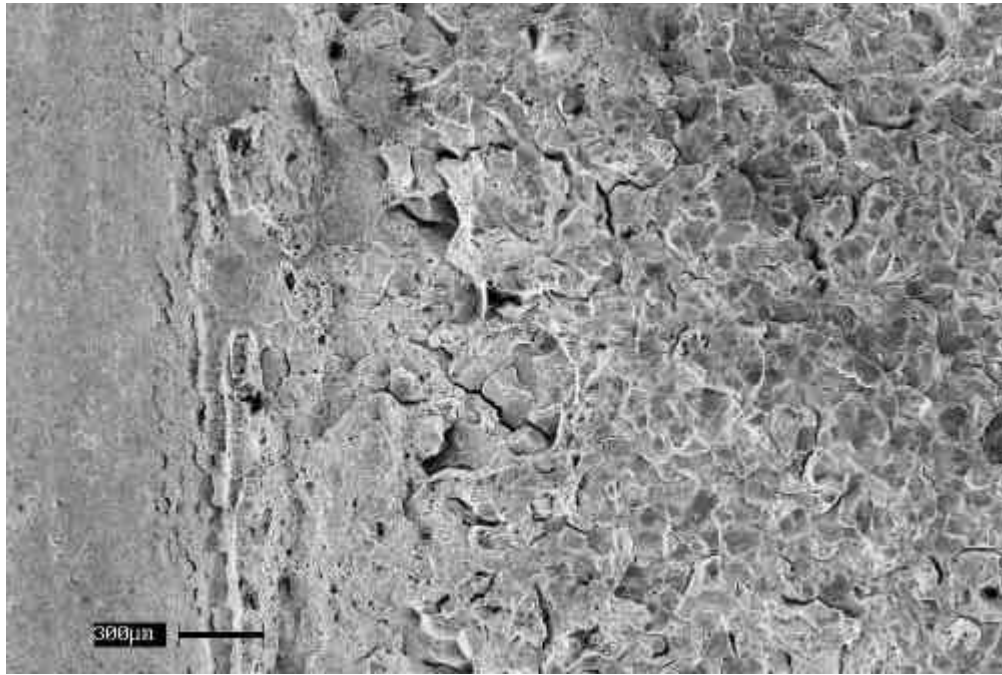


FIGURA 173 - Amostra (1200/950/650/550) 471, 120°C. Aspecto da fratura na região central, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

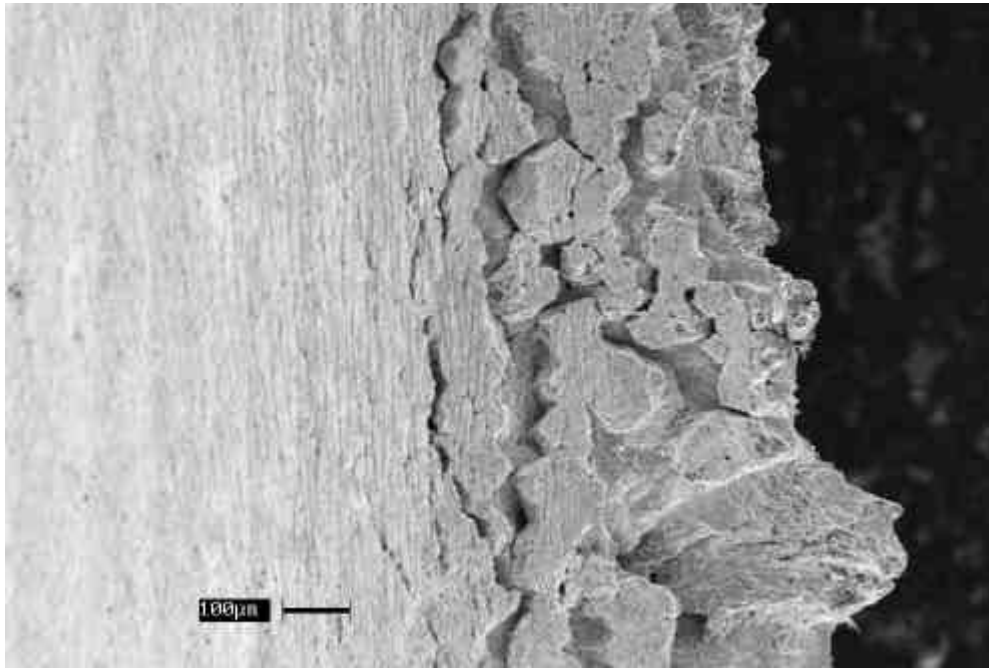


FIGURA 174 - Amostra (1200/950/650/550) 471, 120°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

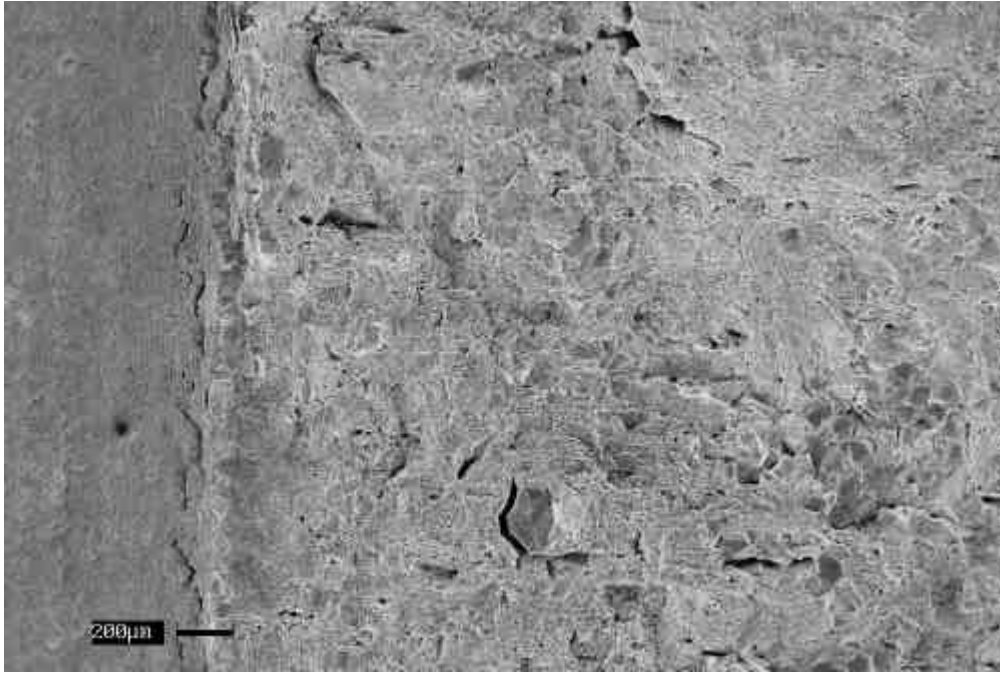


FIGURA 175 - Amostra (1200/950/650/550) 472, 160°C. Aspecto geral da fratura, mostrando a presença de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe, seguida de fratura dúctil.



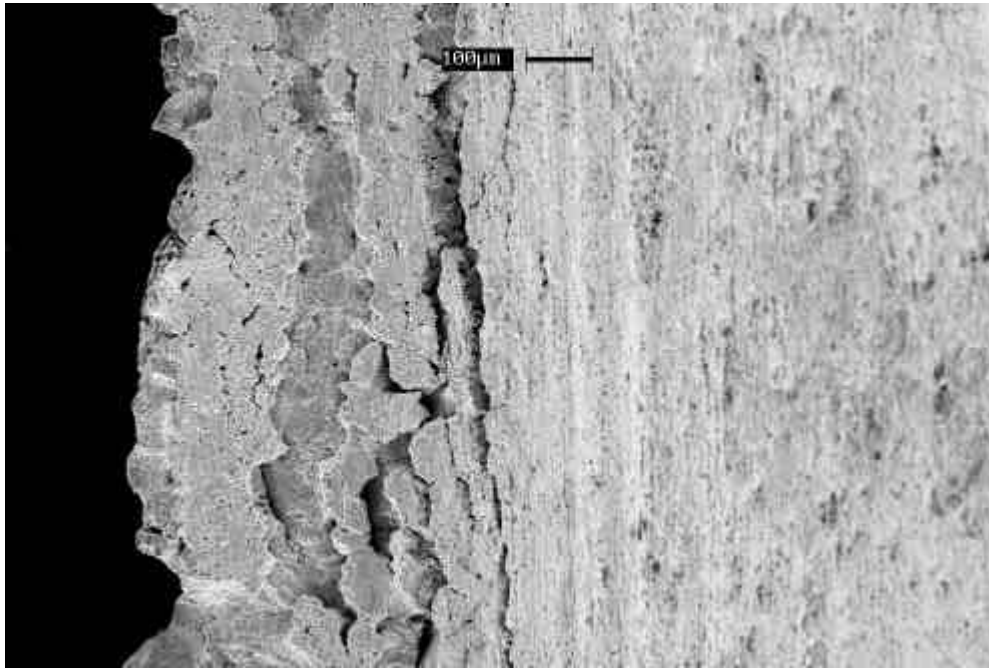


FIGURA 176 - Amostra (1200/950/650/550) 472, 160°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

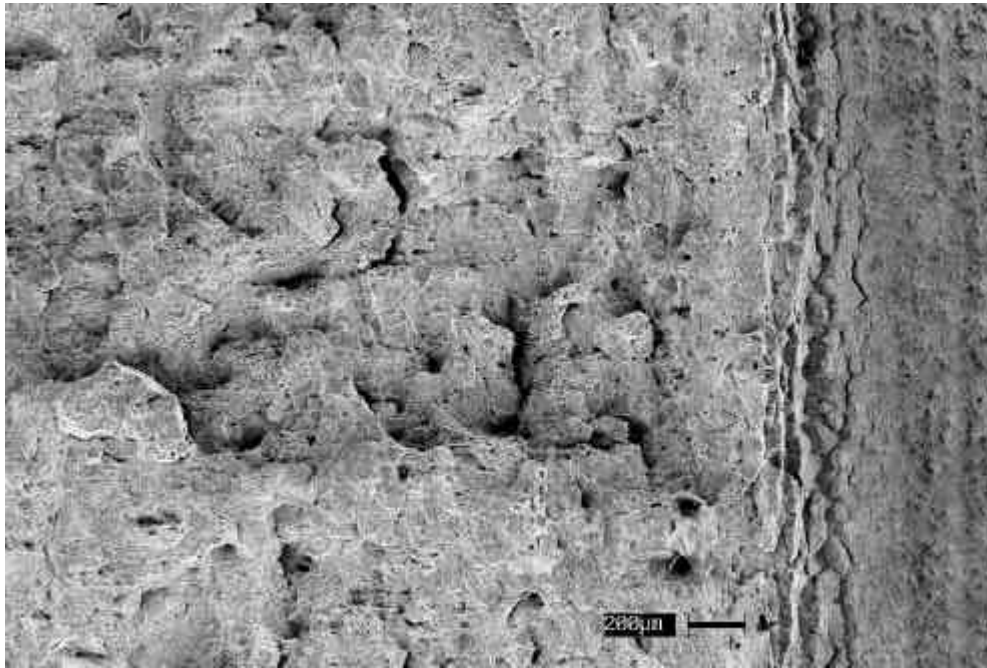


FIGURA 177 - Amostra (1200/950/650/550) 469, 185°C. Aspecto geral da fratura, mostrando a presença de ruptura dúctil à frente da raiz do entalhe, seguida de fratura dúctil.

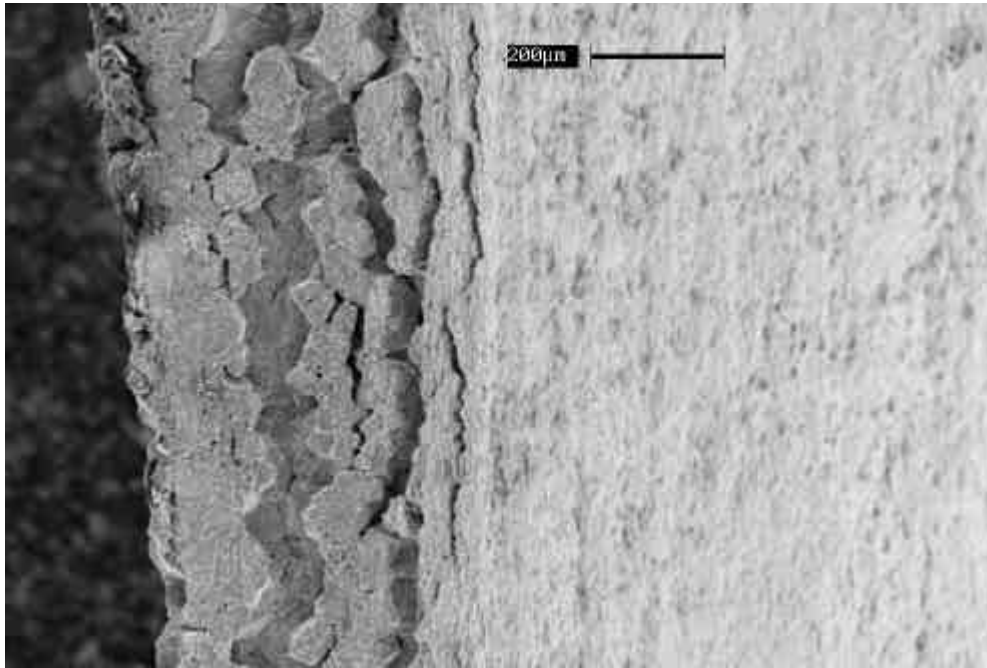


FIGURA 178 - Amostra (1200/950/650/550) 469, 185°C. Aspecto da superfície da raiz do entalhe, mostrando a formação dos rasgamentos (ridges).

Os resultados das análises por MEV indicaram que nas amostras ensaiadas em -90°C e -40°C a iniciação da fratura ocorreu diretamente à frente do entalhe, com a propagação da fratura predominantemente intergranular apresentando regiões de clivagem. A partir da temperatura de -10°C até 120°C a iniciação da fratura instável ocorreu após a formação de uma ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe. Em 120°C a propagação apresentou além da fratura intergranular e clivagem, algumas áreas de microcavidades. Nas amostras ensaiadas em 160°C e 185°C a iniciação e propagação da fratura ocorreram por microcavidades com algumas poucas áreas intergranulares.

A observação das superfícies dos entalhes das amostras ensaiadas mostraram a formação de rasgamentos (ridges) com profundidades de  $\approx 20$  a 40

$\mu\text{m}$ . Esses rasgamentos apresentaram estiramentos crescentes, com o aumento da temperatura de ensaio.

Medidas da extensão das regiões de ruptura por cisalhamento ( $s$ ) foram realizadas nas fractografias da região central dos entalhes, cujos valores estão mostrados na Tabela 18, e foram plotados em função da energia Charpy na Figura 179.

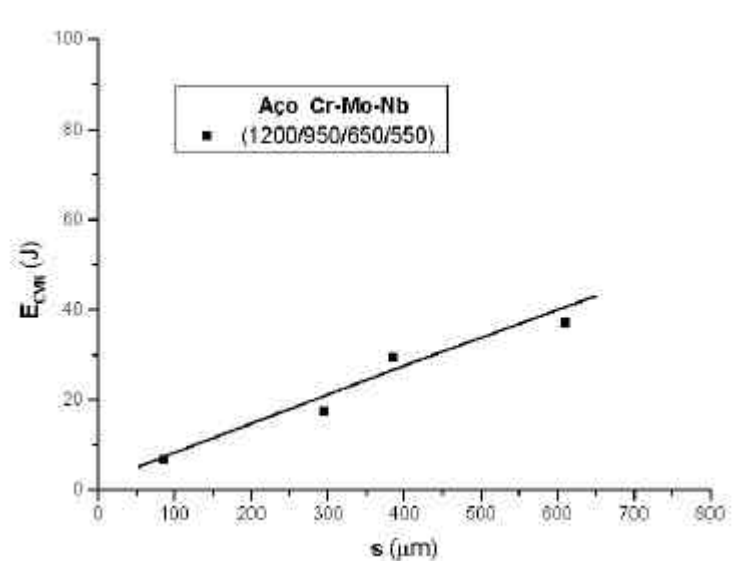


FIGURA 179 - Gráfico da energia Charpy versus a extensão das regiões de ruptura por cisalhamento.

#### 4.5 - AÇO AISI 4140

##### 4.5.1 - Curvas $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$

As Tabelas 19 e 20 apresentam os valores de  $K_{JC}(r)$  obtidos para as várias condições utilizadas. A Tabela 21 apresenta os resultados obtidos para o raio

crítico,  $r_o$ , e para as medidas das regiões de ruptura por cisalhamento,  $s$ , observadas na região central dos entalhes. A Tabela 22 apresenta os mecanismos de propagação observados nas fraturas. Esses resultados foram obtidos e cedidos para o presente trabalho por Graça (1983).

As Figuras 180 e 181 apresentam as curvas  $K_{Jc}(r) \times r^{1/2}$  obtidas para as condições de ensaio utilizadas, e as Figuras 182 e 183 as curvas de  $K_{Jc}(r)$  versus a temperatura de revenido. As Figuras 184 e 185 apresentam as curvas de  $K_{Jc}(r) \times s$  e de  $r \times s$ , respectivamente.

TABELA 19 - Valores de  $K_{Jc}(r)$  obtidos para as amostras austenitizadas em 870°C.

<b>r (mm)</b>	<b>0</b>	<b>0,05</b>	<b>0,127</b>	<b>0,254</b>	<b>0,508</b>	
	<b>0,75</b>					
<b>r<sup>1/2</sup> (mm)</b>	<b>0</b>	<b>0,224</b>	<b>0,356</b>	<b>0,504</b>	<b>0,713</b>	
	<b>0,866</b>					
<b>870/T TA</b>	57,63	64,18	86,27	113,04	128,17	
	139,78					
<b>870/200 TA</b>	70,54	86,7	114,28	128,7		
<b>870/350 TA</b>	52,69	63,76	84,09	101,83	112,9	
	124,04					
<b>870/500 TA</b>	98,39					
<b>870/T N2</b>	31,24	33,45	43,17	57,25	74,55	
	83,87					
<b>870/200 N2</b>	37,34	39,36	52,68	67,15	54,85	
	91,6					
<b>870/350 N2</b>	29,57	30,2	40,81	54,85	62,42	
	68,67					
<b>870/500 N2</b>	42,45	45,64	69,84	91,6	106,08	

TABELA 20 - Valores de  $K_{Jc}(r)$  obtidos para as amostras austenitizadas em 1200°C.

<b>r (mm)</b>	<b>0</b>	<b>0,127</b>	<b>0,254</b>	<b>0,508</b>	<b>0,75</b>	<b>1,0</b>
<b>r<sup>1/2</sup> (mm)</b>	<b>0</b>	<b>0,356</b>	<b>0,504</b>	<b>0,713</b>	<b>0,866</b>	<b>1,0</b>
<b>1200/T TA</b>	71,16	72,16	84,89	116,82	131,25	
<b>1200/200 TA</b>	74,19	86,96	124,25			
<b>1200/350 TA</b>	55,37	57,5	68,1	91,38	107,49	
<b>1200/500 TA</b>	96,41					
<b>1200/T N2</b>	36,14	37	44,11	57,75	72,37	
	85,98					
<b>1200/200 N2</b>	39,51	40,56	54,49	62,96	79,95	
	93,6					
<b>1200/350 N2</b>	31,86	32,38	35,97	46,73	61,22	
	69,27					
<b>1200/500 N2</b>	43,65	45,46	55,34	73,57	90,22	
	101,76					

TABELA 21 - Valores obtidos para o raio crítico,  $r_o$ , e para as medidas das regiões de ruptura por cisalhamento,  $s$ .

<b>condição</b>	<b>r (mm)</b>	<b>s (μm)</b>	<b>r<sub>o</sub> (mm)</b>	<b>condição</b>	<b>r (mm)</b>	<b>s (μm)</b>	<b>r<sub>o</sub></b>
-----------------	---------------	---------------	---------------------------	-----------------	---------------	---------------	----------------------

(mm)

<b>870/T TA</b>	0,05	70	0,051	<b>1200/T TA</b>			
0,188							
	0,127	108					
	0,254	293					
<b>870/200 TA</b>	0,05	82	0,043	<b>1200/200 TA</b>	0,127	140	
0,091							
	0,127	124			0,254	297	
	0,254	321					
<b>870/350 TA</b>	0,05	62	0,045	<b>1200/350 TA</b>			
0,196							
	0,127	86					
	0,254	135					
<b>870/T N2</b>			0,078	<b>1200/T N2</b>			
0,188							
<b>870/200 N2</b>			0,077	<b>1200/200 N2</b>			
0,183							
<b>870/350 N2</b>			0,073	<b>1200/350 N2</b>			
0,211							
<b>870/500 N2</b>	0,127	37	0,056	<b>1200/500 N2</b>			
0,185							
	0,254	48					

TABELA 22 - Mecanismos de propagação observados nas fraturas.

CONDIÇÃO	MECANISMOS DE PROPAGAÇÃO DA FRATURA
870/T TA	MICROCAV., quasi-clivagem, intergranular
870/200 TA	MICROCAVIDADES, intergranular
870/350 TA	INTERGRANULAR, quasi-clivagem

870/500 TA	MICROCAVIDADES
870/T N2	QUASI-CLIVAGEM
870/200 N2	QUASI-CLIVAGEM
870/350 N2	INTERGRANULAR, quasi-clivagem
870/500 N2	QUASI-CLIVAGEM
1200/T TA	INTERGRANULAR, microcavidades
1200/200 TA	MICROCAV., INTERGR.
1200/350 TA	INTERGRANULAR, quasi-clivagem
12000/500 TA	MICROCAVIDADES
12000/T N2	QUASI-CLIVAGEM
1200/200 N2	QUASI-CLIVAGEM
1200/350 N2	INTERGRANULAR, quasi-clivagem
1200/500 N2	QUASI-CLIVAGEM



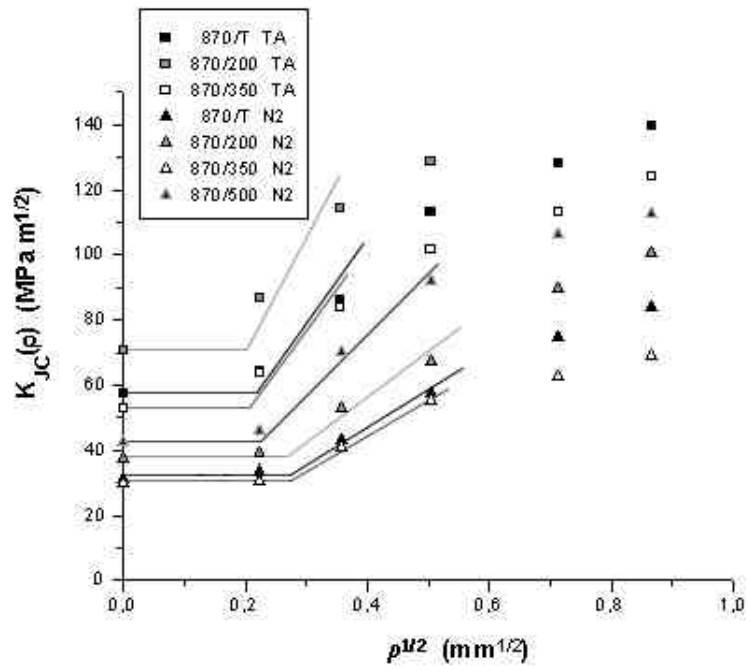


FIGURA 180 - Gráfico de  $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$  para as amostras austenitizadas em 870°C.

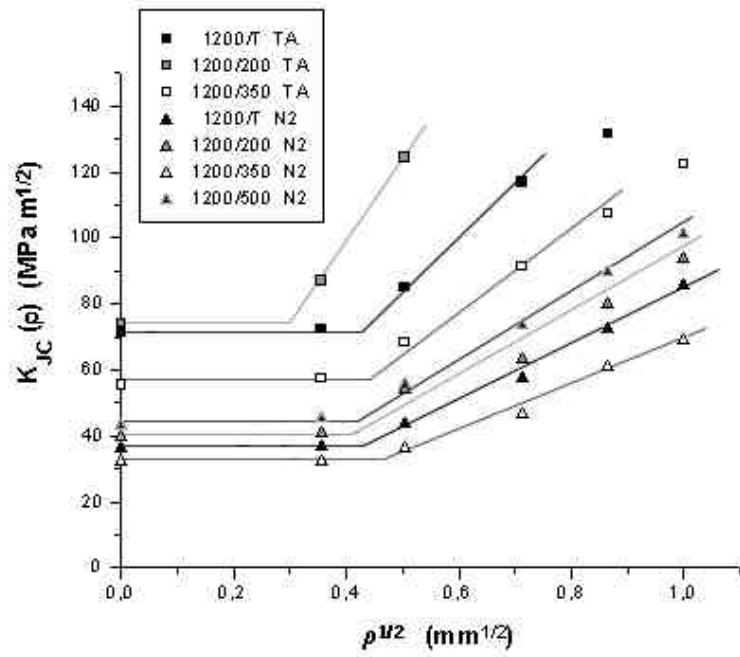


FIGURA 181 - Gráfico de  $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$  para as amostras austenizadas em 1200°C.

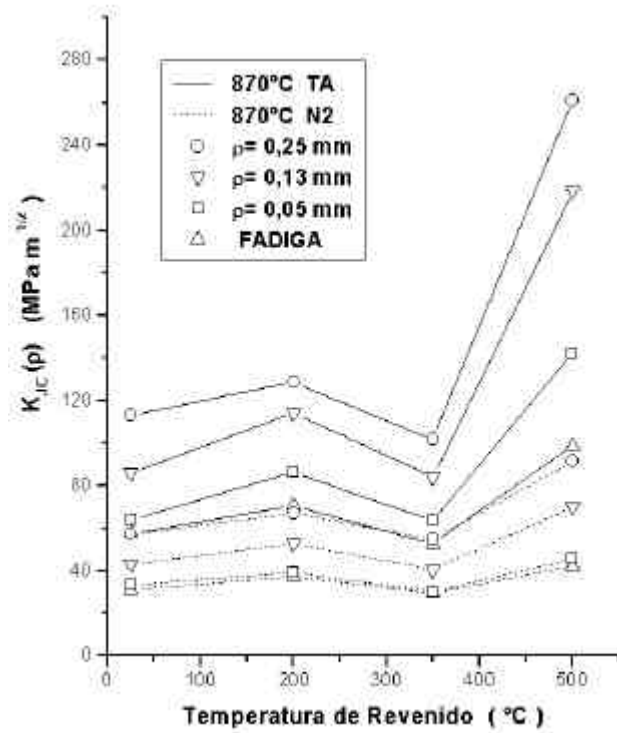


FIGURA 182 - Gráfico de  $K_{Ic}(r)$  x temperatura de revenido para as amostras austenitizadas em 870°C.

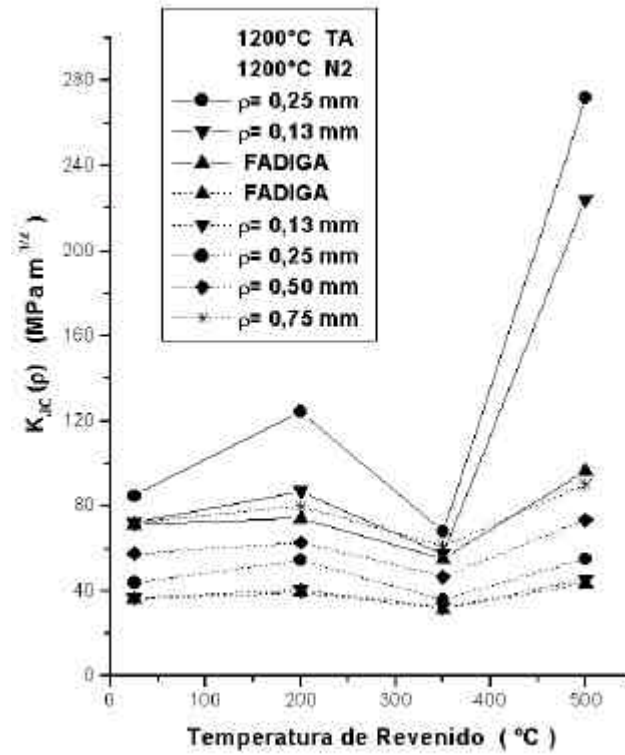


FIGURA 183 - Gráfico de  $K_{IC}(r)$  x temperatura de revenido para as amostras austenitizadas em 1200°C.

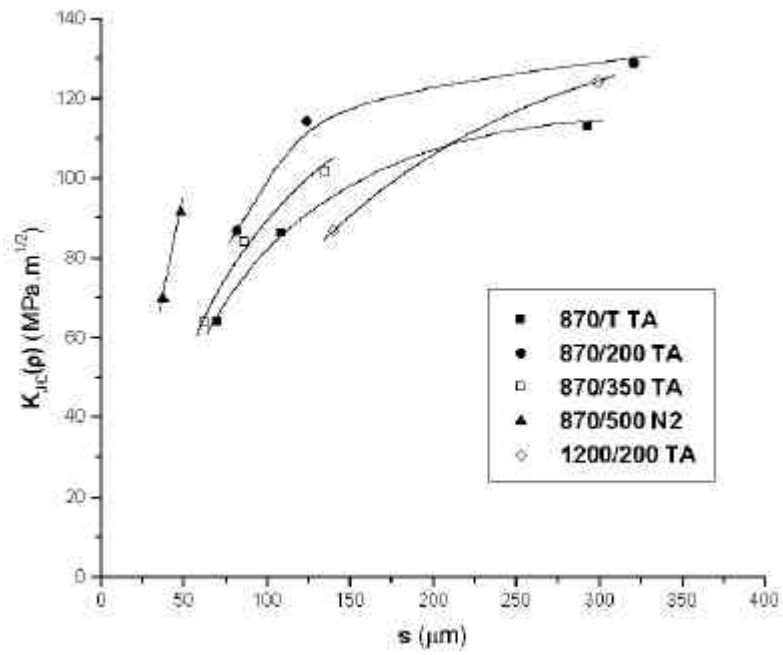


FIGURA 184 - Gráfico de  $K_{Ic}(r) \times s$ , para as condições que apresentaram regiões de ruptura por cisalhamento à frente da raiz do entalhe.

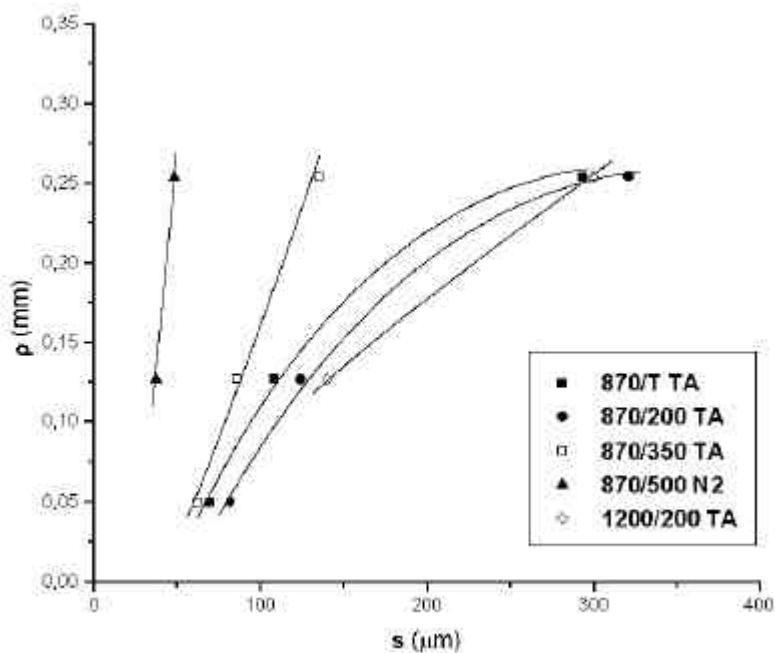


FIGURA 185 - Gráfico de  $r \times s$ , para as condições que apresentaram regiões de ruptura por cisalhamento à frente da raiz do entalhe.

Dos gráficos  $K_{IC}(r) \times r^{1/2}$  observa-se a existência de um raio crítico,  $r_0$ , abaixo do qual o valor da tenacidade é constante e igual a  $K_{IC}$ , e a ruptura por cisalhamento não ocorre na região da raiz do entalhe. Da tabela 21 observa-se que os valores de  $r_0$ , para as condições onde a ruptura por cisalhamento ocorre na região da raiz do entalhe ( $r > r_0$ ), são menores do que aqueles para as condições em que esse fenômeno não ocorre. A redução da temperatura de ensaio e o aumento do tamanho de grão parecem inibir a formação da ruptura por cisalhamento na raiz do entalhe (Firrao et al.; Graça et al., 1982, 1984).

Os gráficos de  $K_{IC}(r)$  em função da temperatura de revenido indicam que

amostras com raios da raiz maiores que  $r_0$ ,  $r = 0,25\text{mm}$  e  $r = 0,75\text{mm}$  para  $870^\circ\text{C}$  e para  $1200^\circ\text{C}$  respectivamente, apresentam valores de tenacidade semelhantes aos de  $K_{IC}$  na temperatura ambiente, quando ensaiados em  $\text{N}_2$  líquido.

#### 4.6 - LIGA DE ALUMÍNIO 2024

##### 4.6.1 - Curva de Transição

A Tabela 23 apresenta os resultados dos ensaios Charpy instrumentado realizados em várias temperaturas. A Figura 186 mostra curvas carga x tempo representativas das amostras ensaiadas, e a Figura 187 a curva de transição obtida.

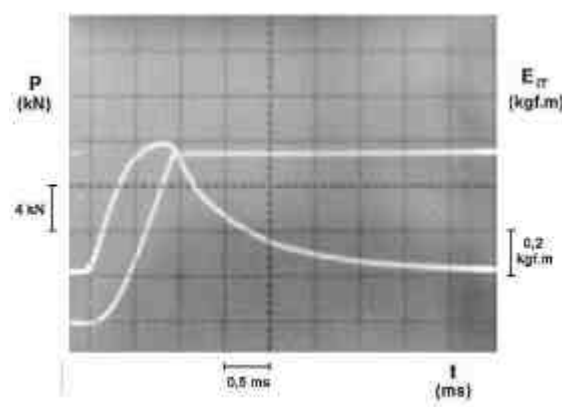
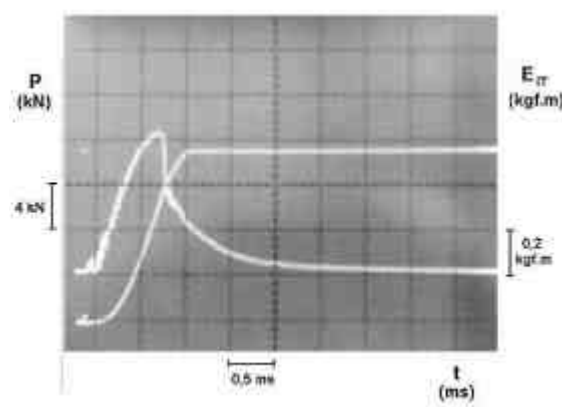
TABELA 23 - Resultados dos ensaios Charpy instrumentado.

amostra	T (°C)	P <sub>GY</sub> (kN)	P <sub>M</sub> (kN)	E <sub>IPM</sub> (J)	E <sub>IT</sub> (J)	E <sub>CVN</sub>	
							(J)
10	-196	10	12,8	4,5	7,5	7,8	
9	-196	10	12,4	4,9	7,5	7,8	
24	-70	8,4	11,6	5,3	7,5	9,8	
25	-70	8,4	11,6	4,9	7,5	8,8	
26	-70	8	11,6	5,5	7,5	9,8	
38	-40	8	11,2	5,9	7,5	9,8	
37	-40	8	11,2	7,1	7,5	9,8	
31	-20	8	10,4	5,5	7,5	9,8	
12	0	8	10,8	6,5	7,5	9,8	

36	0	8	10,4	6,5	7,3	8,8	
11	21	8	10,4	5,7	7,5	8,8	
28	21	7,6	10,4	4,9	7,5	7,8	
22	21	8	10,4	4,9	11	9,8	
20	21	8	10,8	5,9	11	9,8	
16	21	8	10,4	5,5	11	9,8	
27	30	8	10,4	4,9	11	9,8	
15	30	8	10,8	5,3	10,8	9,8	
30	30	8	10,4	4,7	11	9,8	
13	60	8	10,8	5,3	11	9,8	
32	60	8	10,4	4,7	10,8	9,8	
17	60	8	10,4	4,9	11	9,8	
35	75	8	10	4,9	11	9,8	
33	75	7,6	10	5,1	10,8	9,8	
34	75	8	10	5,1	10,8	9,8	
23	100	8	10	4,9	11,8	9,8	
29	100	8	9,6	5,1	11,8	8,3	

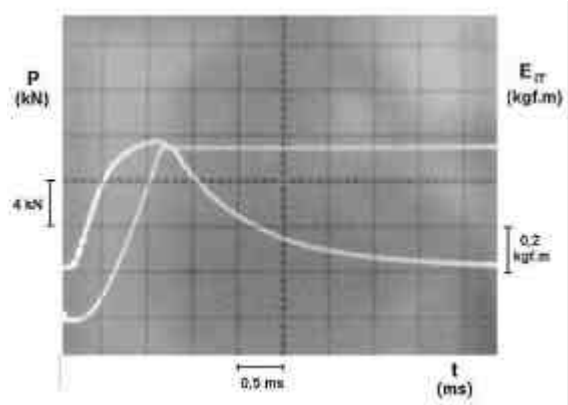


19	100	8,4	10	5,9	12,7	9,8	
----	-----	-----	----	-----	------	-----	--

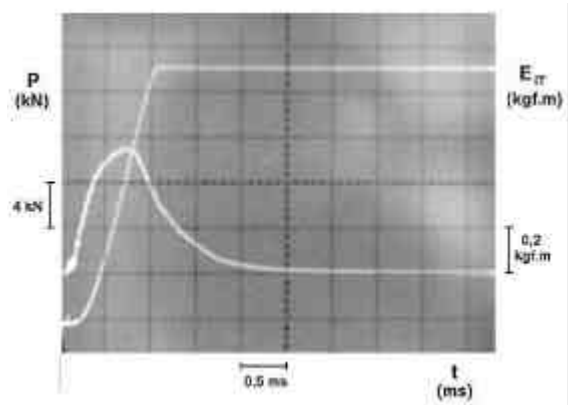


(a) amostra 10,  $-196^{\circ}\text{C}$

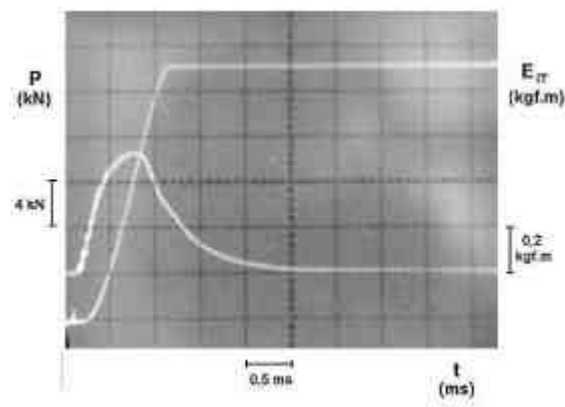
(b) amostra 25,  $-70^{\circ}\text{C}$



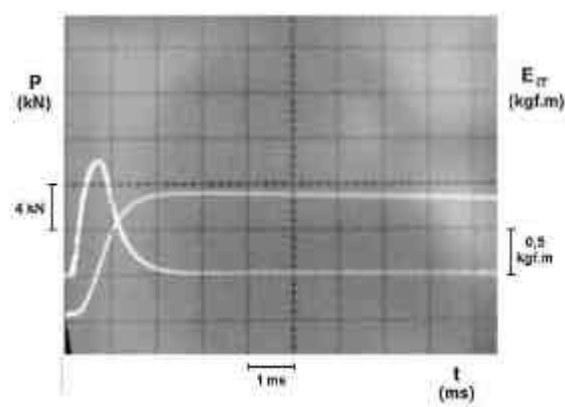
(c) amostra 12, 0°C



(d) amostra 20, 21°C



(e) amostra 13, 60°C



(f) amostra 19, 100°C

FIGURA 186 - Curvas Carga x tempo representativas das amostras ensaiadas.

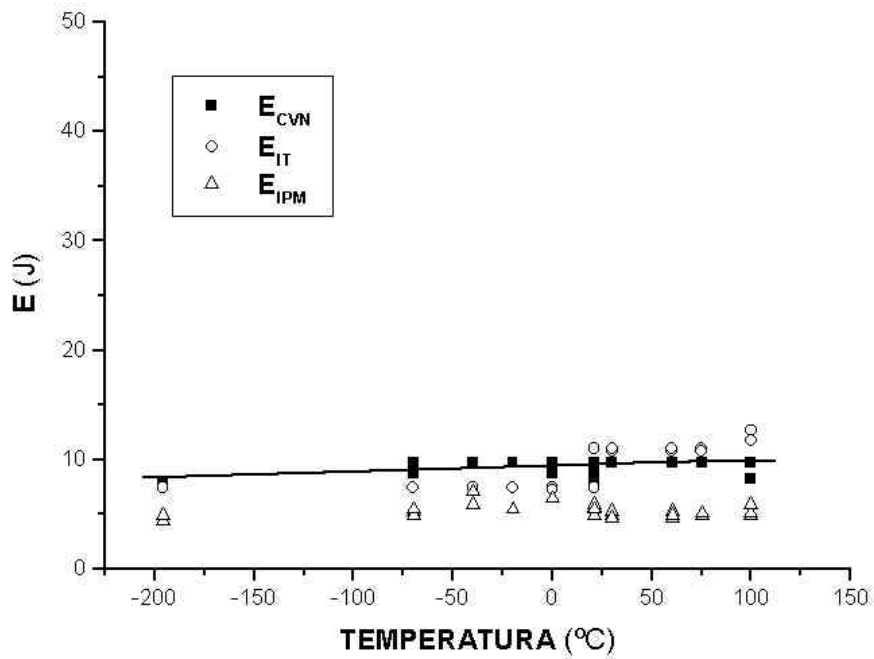


FIGURA 187 - Curva de Transição da liga de Al 2024, além da energia do ponteiro ( $E_{CVN}$ ), foram plotadas também as energias integradas total ( $E_{IT}$ ) e na carga máxima ( $E_{IPM}$ ).

Quase todas as amostras romperam após a carga máxima, menos as ensaiadas em  $N_2$  líquido, que romperam ao alcançar a carga máxima. Esse material não apresenta um aumento significativo na energia absorvida para a fratura em função da temperatura do ensaio.

#### 4.6.2 - Ensaio Interrompidos

A tabela 24 apresenta as condições das amostras ensaiadas, e as Figuras 188 a 193 mostram aspectos das seções transversais nas regiões centrais dos entalhes das amostras não rompidas, examinadas por MEV.

TABELA 24 - Condições dos ensaios interrompidos realizados à temperatura ambiente ( $\approx 21^{\circ}\text{C}$ ).

amostra	E <sub>cvn</sub> (J)	
3	12,7	quebrou
1B	8,8	
2B	7,8	
3B	6,9	
4	5,4	
6	4,4	
1	3,4	
2	2,5	
5	2	

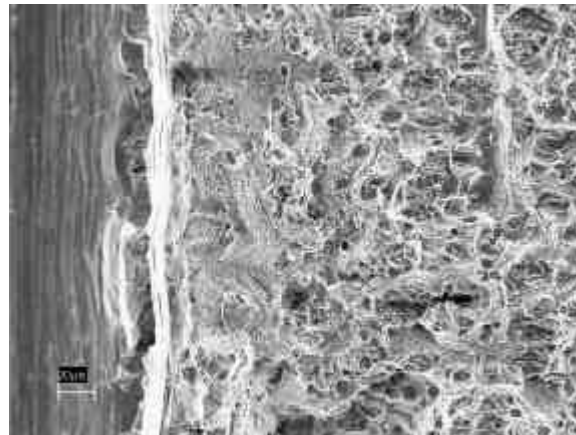
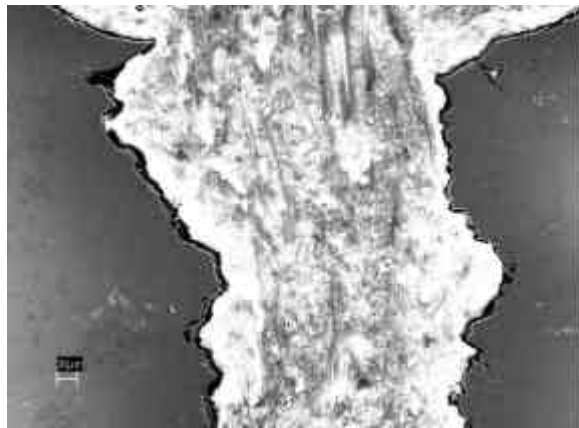
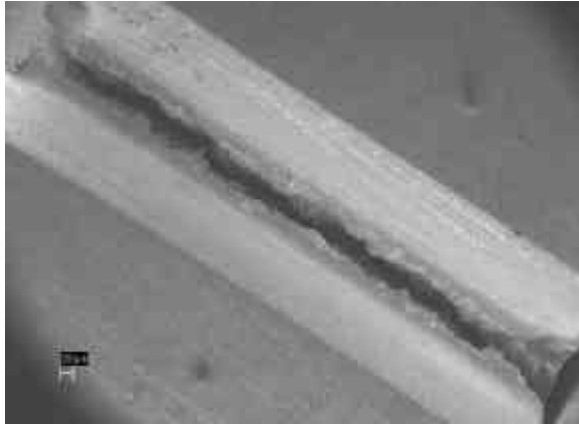


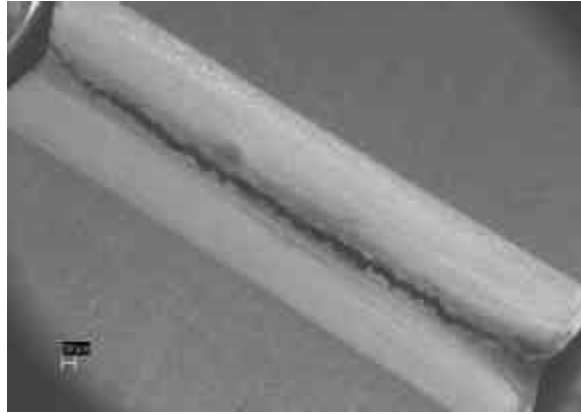
FIGURA 188 - Amostra 3, 12,7 Joules, fraturada. Região central do entalhe.



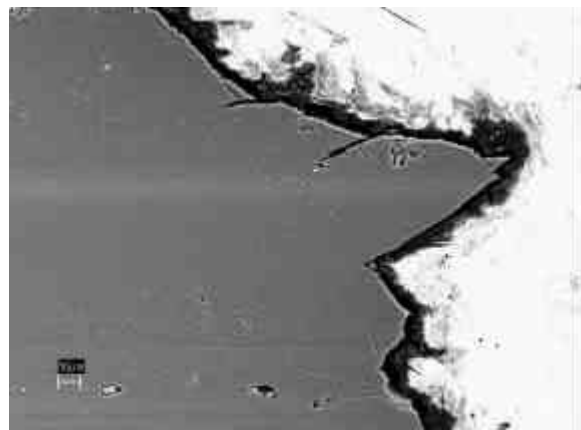
(a) entalhe

(b) seção da região central

FIGURA 189 - Amostra 1B, 8,8 Joules.



(a) entalhe

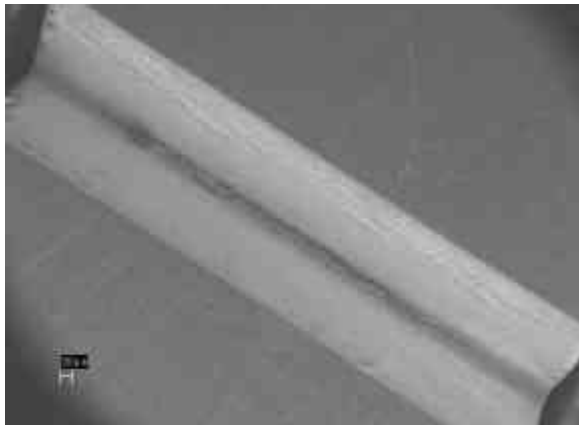


(b) seção da região central

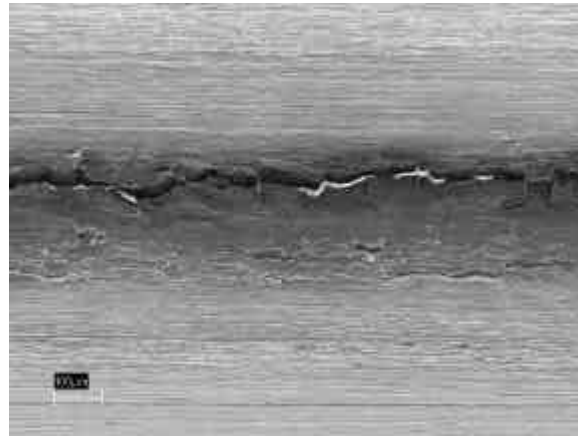


(c) região da ponta da trinca (seta)

FIGURA 190 - Amostra 2B, 7,8 Joules.

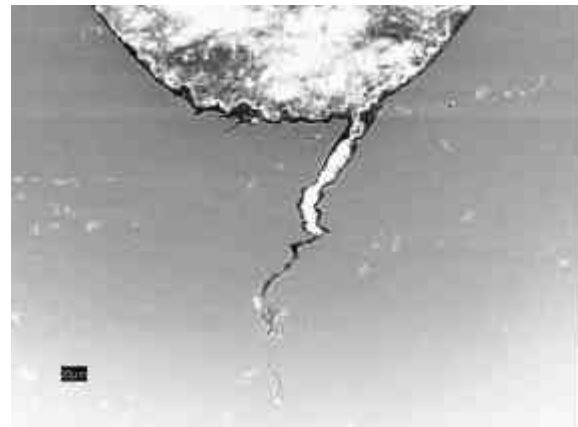


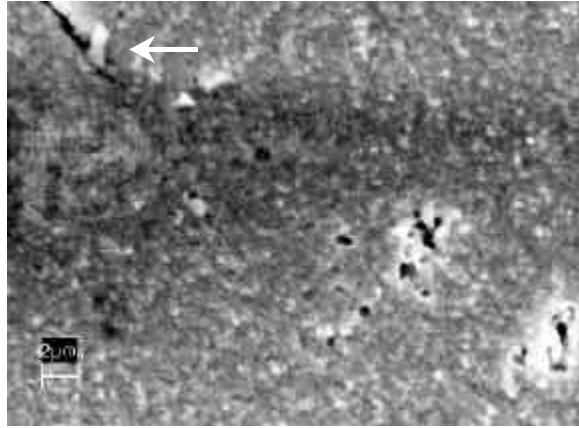




(a) entalhe

(b) detalhe da região central

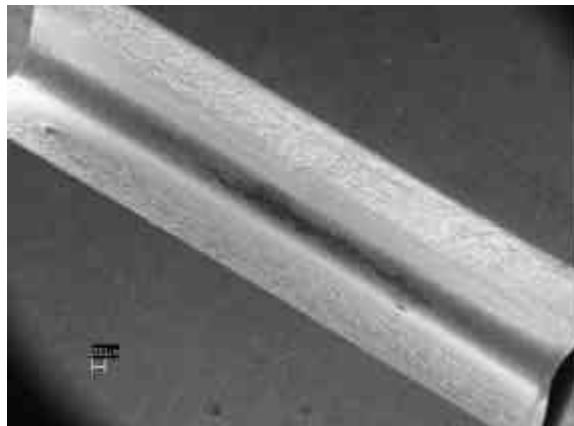


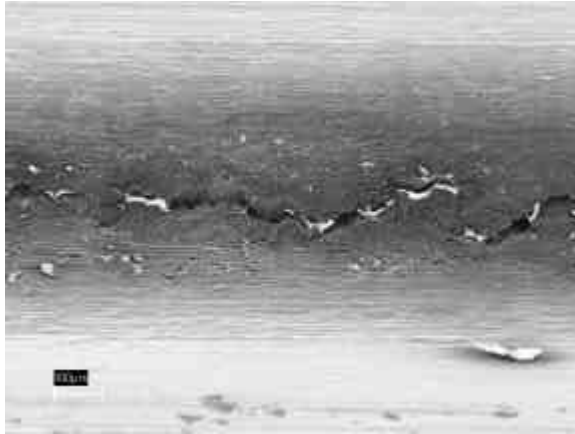


(c) seção da região central

(d) região da ponta da trinca (seta)

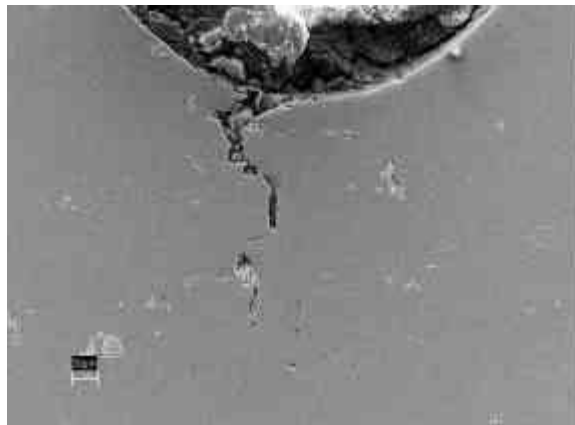
FIGURA 191 - Amostra 3B, 6,9 Joules.





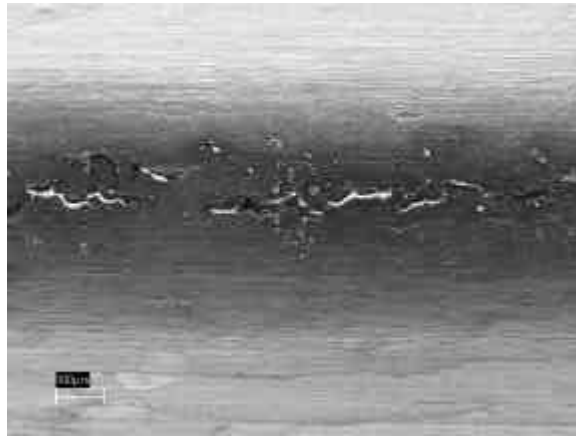
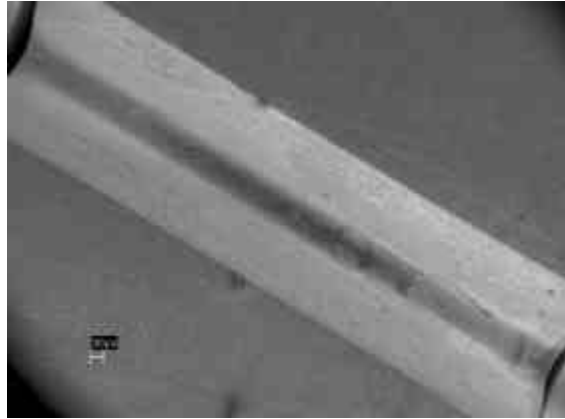
(a) entalhe

(b) detalhe da região central



(c) seção da região central

FIGURA 192 - Amostra 4, 5,4 Joules.



(a) entalhe

(b) detalhe da região central



(c) seção da região central

FIGURA 193 - Amostra 6, 4,4 Joules.

Os resultados obtidos nos ensaios interrompidos indicam que a iniciação da fratura ocorre bem próximo da carga máxima. A iniciação da fratura ocorre por um mecanismo de ruptura por cisalhamento localizado ao longo das linhas de cisalhamento máximo na ponta do entalhe, e a propagação por um mecanismo de formação de vazios que se ligam por cisalhamento localizado (Figuras 190 (c) e 191 (d)).

#### **4.6.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura**

As análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas para obtenção da curva de transição, estão apresentadas nas Figuras 194 a 203 em seus aspectos mais representativos.

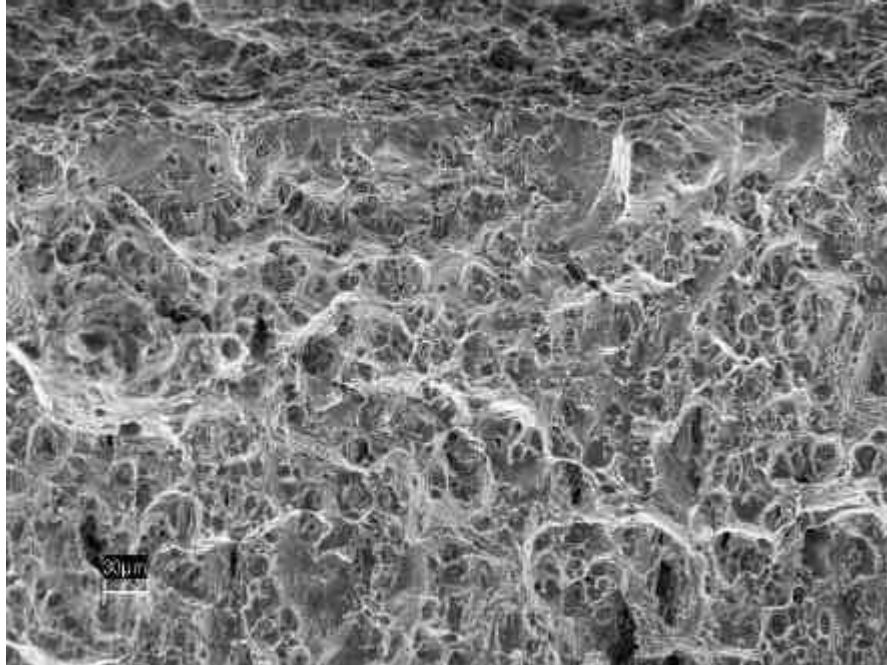


FIGURA 194 - Amostra 9, -196°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

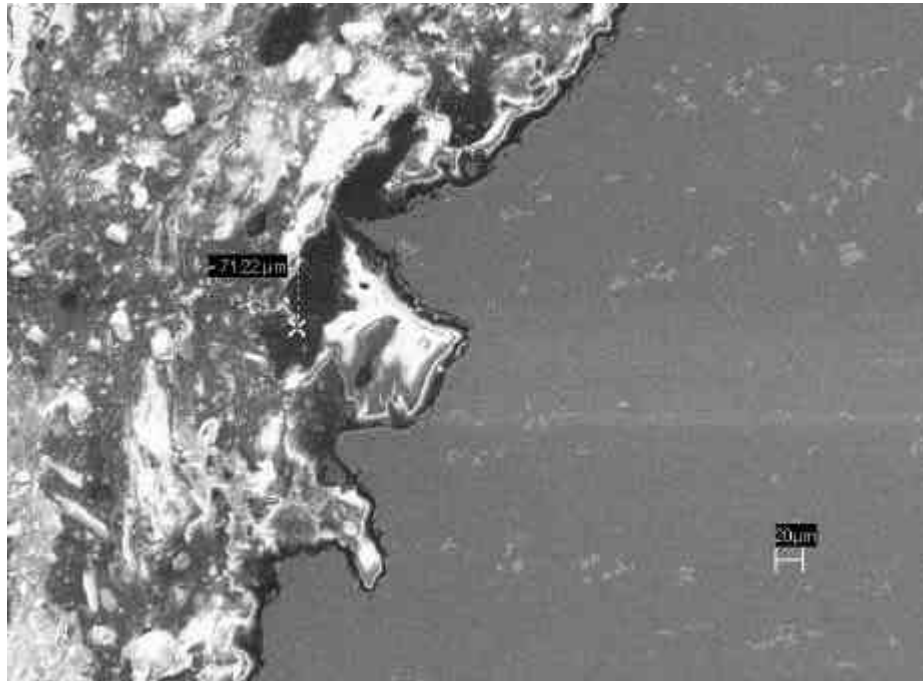


FIGURA 195 - Amostra 9, -196°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

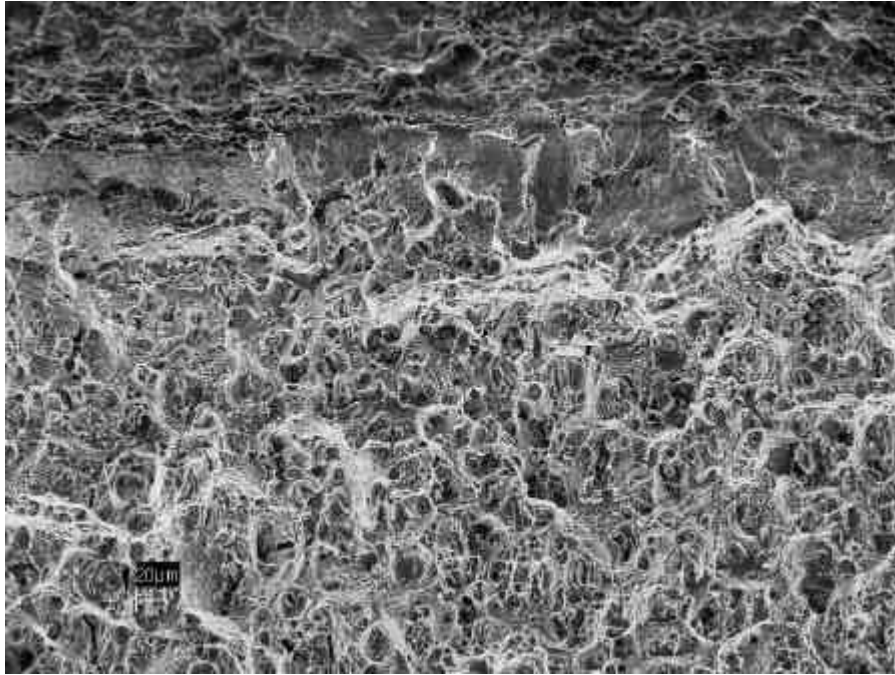


FIGURA 196 - Amostra 37, -40°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



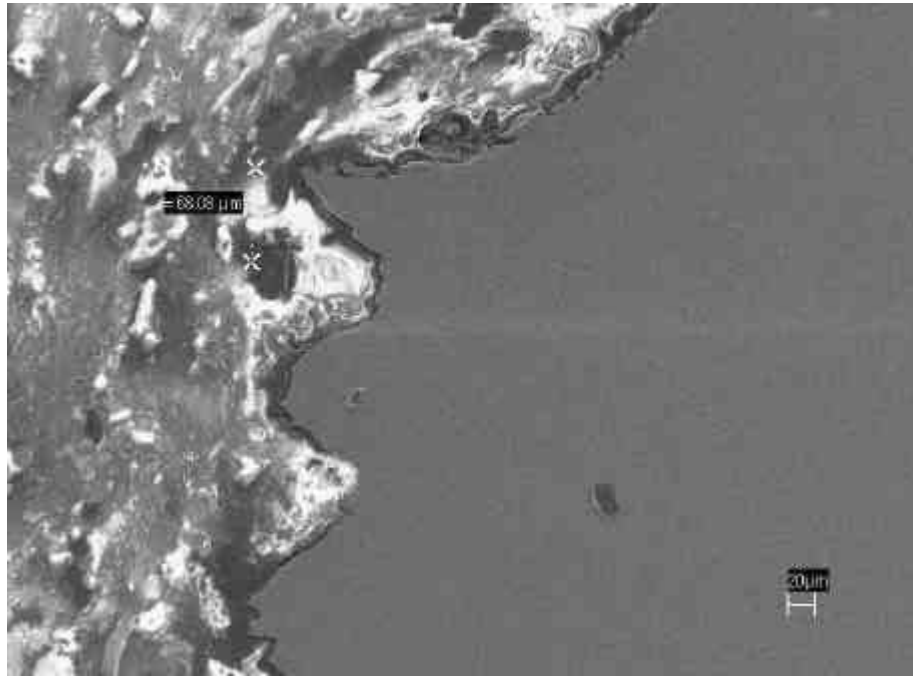


FIGURA 197 - Amostra 37, -40°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

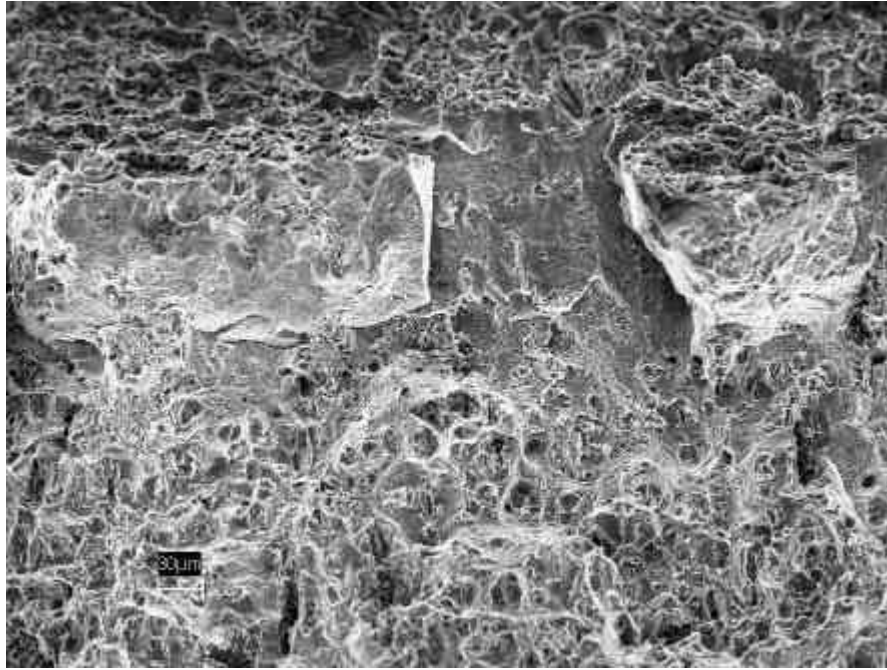


FIGURA 198 - Amostra 36, 0°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



FIGURA 199 - Amostra 36, 0°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

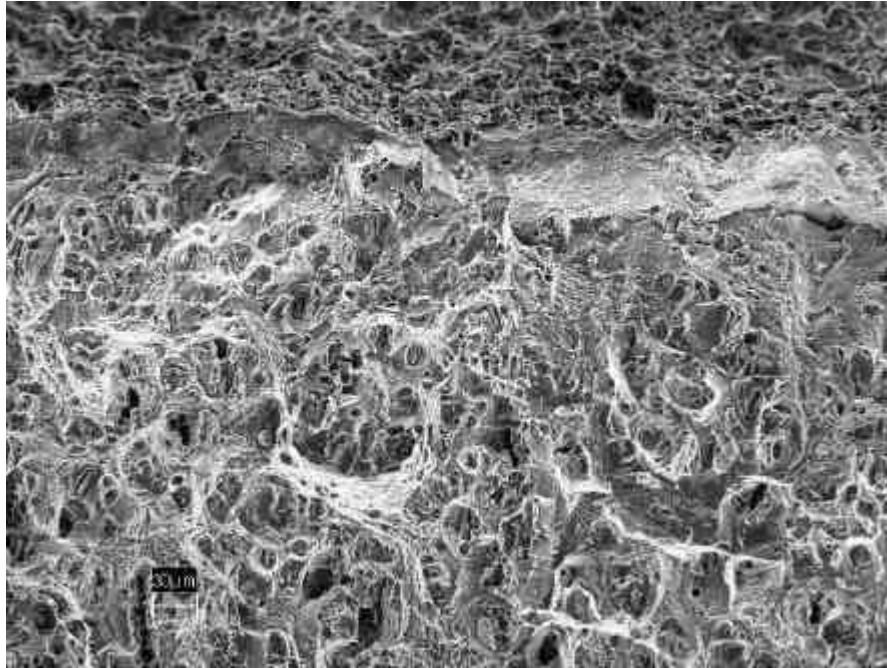


FIGURA 200 - Amostra 13, 60°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

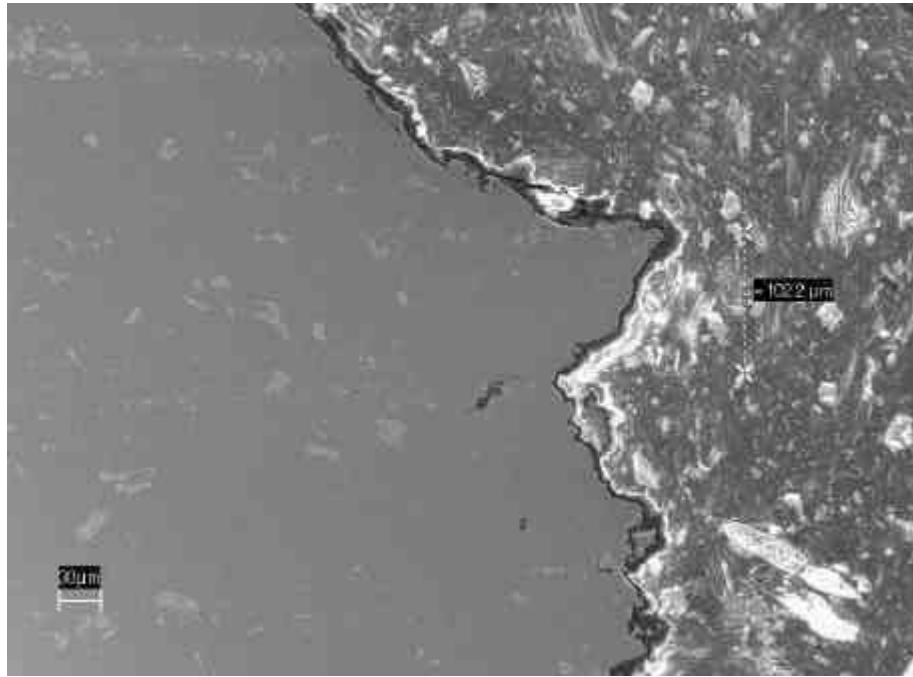


FIGURA 201 - Amostra 13, 60°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

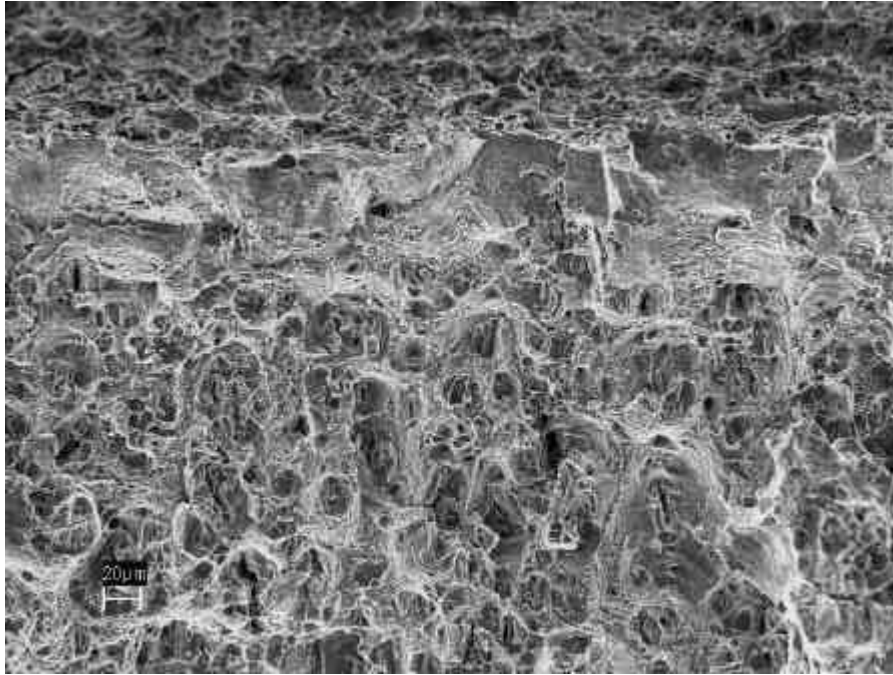


FIGURA 202 - Amostra 23, 100°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

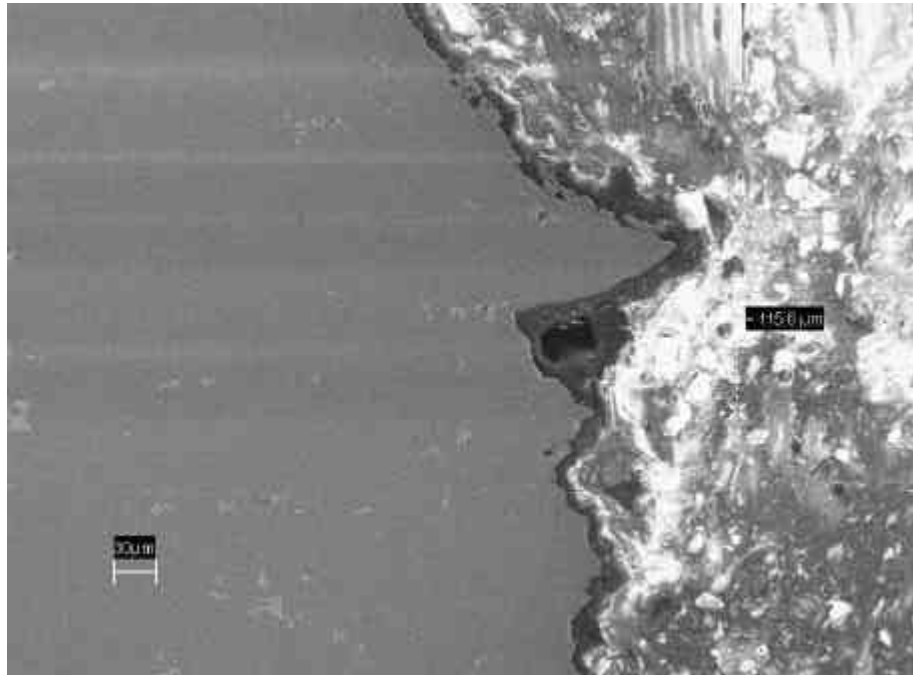


FIGURA 203 - Amostra 23, 100°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

Os resultados das análises por MEV indicaram que em todas as amostras a iniciação da fratura ocorre pela formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe ao longo de linhas de cisalhamento máximo. A propagação fratura ocorreu por um processo misto envolvendo nucleação de microcavidades, cisalhamento localizado e coalescência de microcavidades.

Medidas da extensão das regiões de ruptura por cisalhamento ( $s$ ) foram realizadas tanto nas fractografias como nos perfis metalográficos da seção central dos entalhes. Esses valores estão mostrados na Tabela 25, e valores

médios foram plotados em função da energia Charpy na Figura 204.

TABELA 25 - Medidas da extensão da ruptura por cisalhamento (s).

amostra	T (°C)	E <sub>CVN</sub> (J)	s (µm) perfil	s (µm) fractogr.
10	-196	7,8	37	30-40
9	-196	7,8	71	30-50
24	-70	9,8	97	80-90
25	-70	8,8		100-110
26	-70	9,8	79	60-80
38	-40	9,8	105	120-100
37	-40	9,8	69	80-100
31	-20	9,8	89	60-70
12	0	9,8		
36	0	8,8	70-101	80-100
11	21	8,8		
28	21	7,8	80	70-80
22	21	9,8		
20	21	9,8		
16	21	9,8	75-100	70-100
27	30	9,8	67	60-70
15	30	9,8		
30	30	9,8		
13	60	9,8	102	60-80
32	60	9,8		
17	60	9,8	96	60-80
35	75	9,8	94	70-100
33	75	9,8	90	80-90
34	75	9,8		70-90
23	100	9,8	116	60-100
29	100	8,3	90	60-90
19	100	9,8		



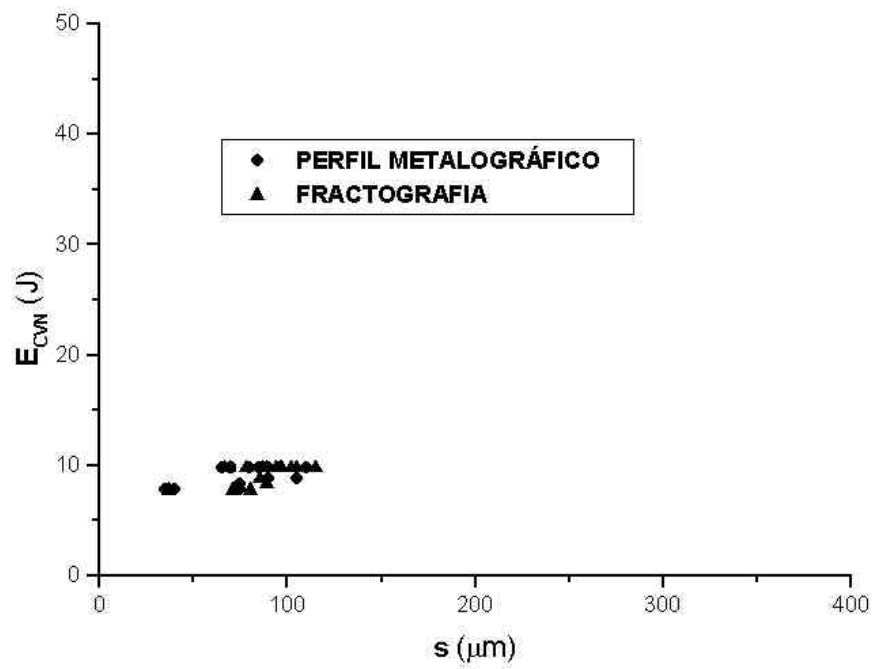


FIGURA 204 - Gráfico da energia Charpy versus a extensão das regiões de ruptura por cisalhamento.

## 4.7 - LIGA DE ALUMÍNIO 7075

### 4.7.1 - Curva de Transição

A Tabela 26 apresenta os resultados dos ensaios Charpy instrumentado realizados em várias temperaturas. A Figura 205 mostra a curva de transição obtida.

TABELA 26 - Resultados dos ensaios Charpy, e das medidas das regiões de ruptura por cisalhamento localizado na raiz dos entalhes.

amostra	T (°C)	E <sub>CVN</sub> (J)	s (µm) perfil	s (µm) fractogr
A	-196	12,7	131	90-110
B	-100	15,7		90-110
C	-100	17,7	142	130-110
D	-50	18,6	153	100-120
E	0	19,6	146	120-140
3	23	23,5	141	100-130
1	50	23,5	137	100-130
2	90	23,5	139	130-150

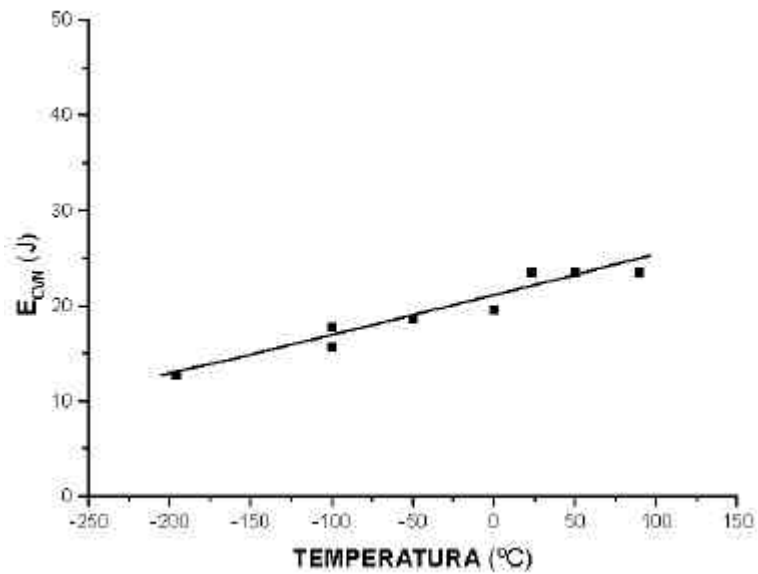


FIGURA 205 - Curva de Transição da liga de Al 7075.

Esse material apresenta um ligeiro aumento da energia absorvida para a fratura em função da temperatura do ensaio.

#### 4.7.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

As análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas para obtenção da curva de transição, estão apresentadas nas Figuras 206 a 211 em seus aspectos mais representativos.

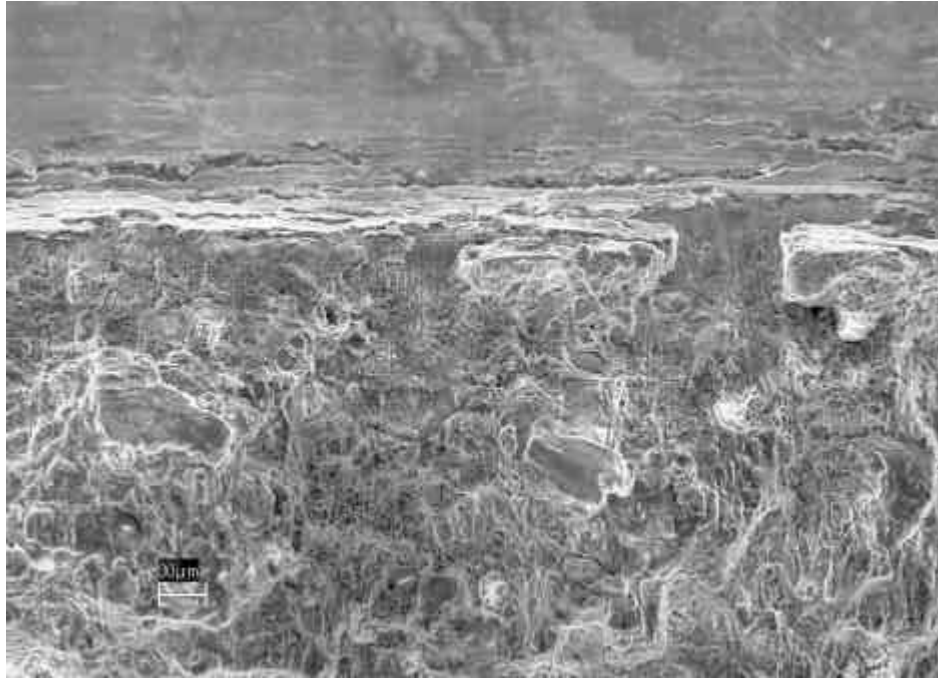


FIGURA 206 - Amostra A, -196°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

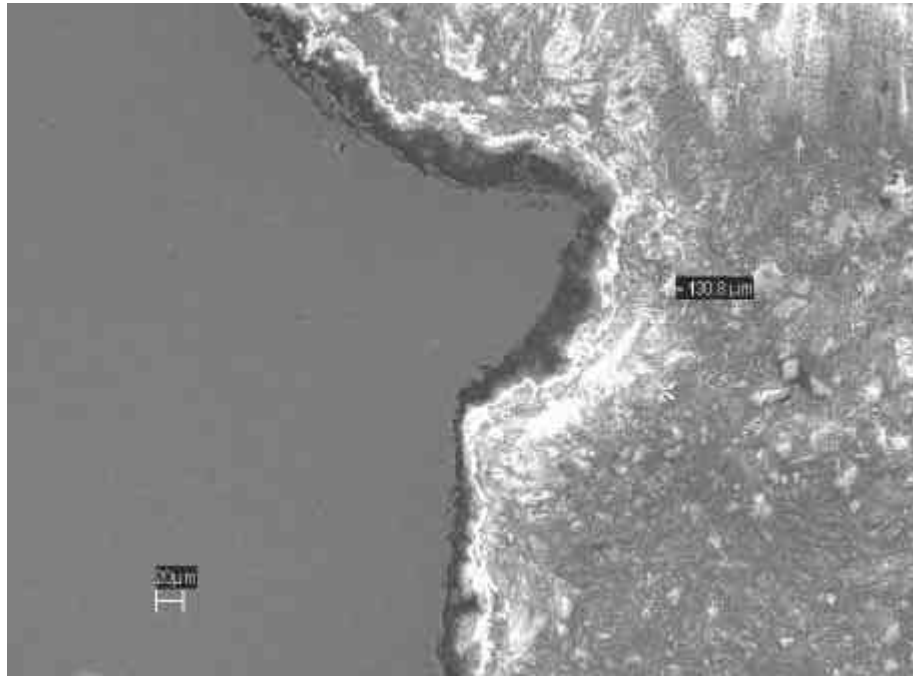


FIGURA 207 - Amostra A, -196°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

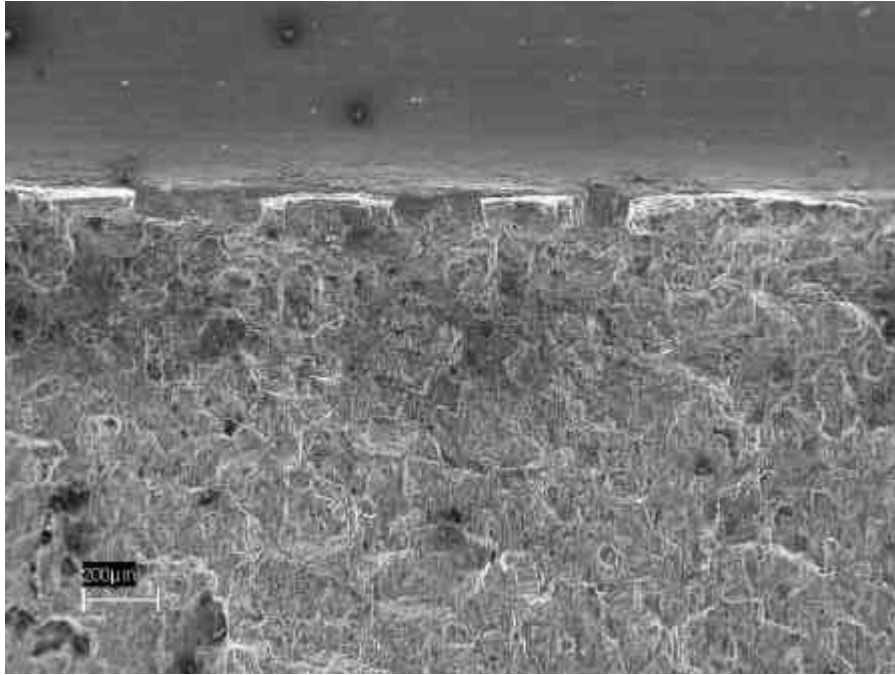


FIGURA 208 - Amostra 3, 23°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

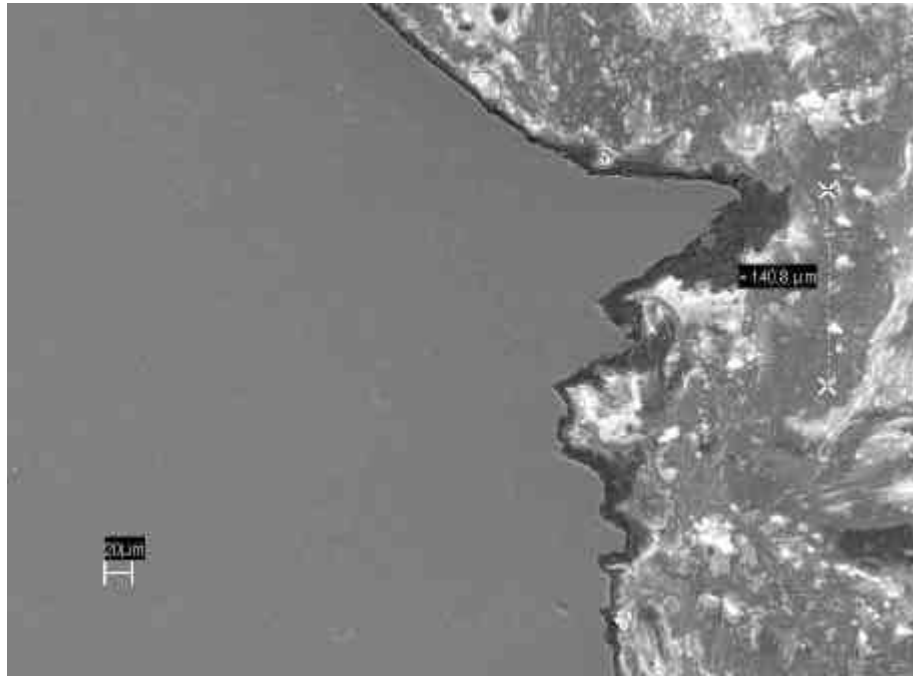


FIGURA 209 - Amostra 3, 23°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



FIGURA 210 - Amostra 2, 90°C. Aspecto da fratura na região central do entalhe, nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



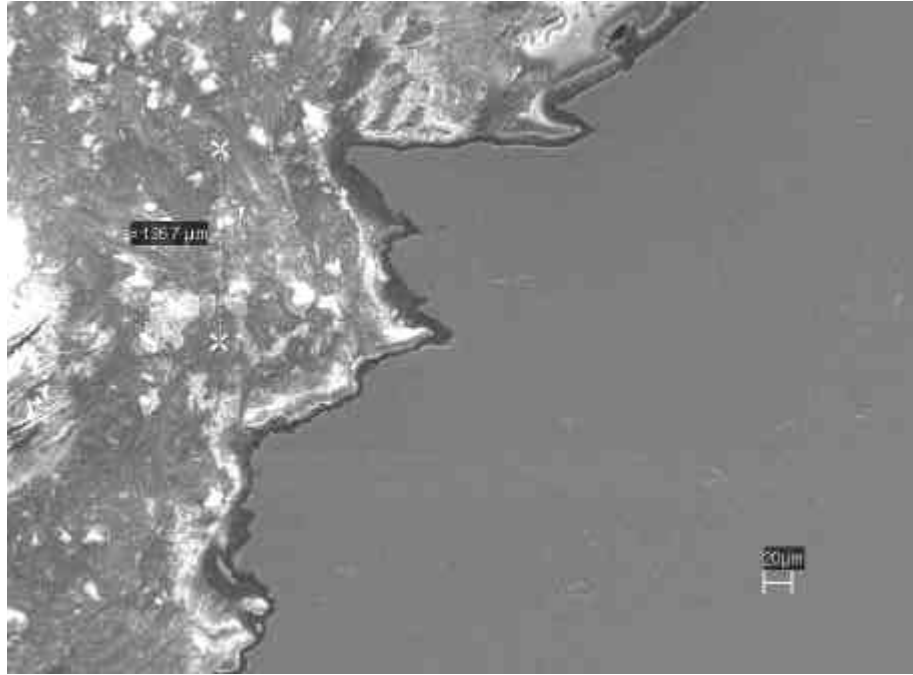


FIGURA 211 - Amostra 2, 90°C. Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

Os resultados das análises por MEV indicaram que em todas as amostras a iniciação da fratura ocorre pela formação de uma ruptura por cisalhamento localizado, a partir da raiz do entalhe ao longo de linhas de cisalhamento máximo. A propagação fratura ocorreu por um processo misto envolvendo nucleação de microcavidades, cisalhamento localizado e coalescência de microcavidades.

Medidas da extensão das regiões de ruptura por cisalhamento ( $s$ ) foram realizadas tanto nas fractografias como nos perfis metalográficos da seção central dos entalhes. Esses valores estão mostrados na Tabela 26, e valores

médios foram plotados em função da energia Charpy na Figura 212.

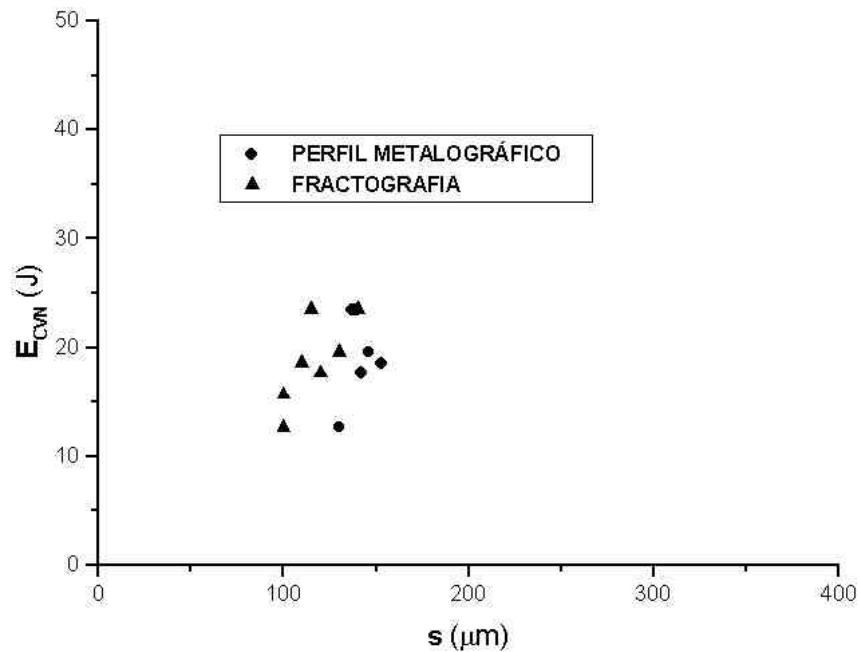


FIGURA 212 - Gráfico da energia Charpy versus a extensão das regiões de ruptura por cisalhamento.

#### 4.7.3 - Curvas $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$

A Tabela 27 apresenta os valores de  $K_{JC}(r)$  obtidos para as várias condições utilizadas. Esses resultados foram obtidos e cedidos para o presente

trabalho por Martins (1996). Medidas das regiões de ruptura por cisalhamento,  $s$ , realizadas nos perfis metalográficos das regiões centrais dos entalhes também estão apresentadas na Tabela 27.

A Figura 213 apresenta a curva  $K_{JIC}(r) \times r^{1/2}$  obtida, e as Figuras 214 e 215 apresentam as curvas de  $K_{JIC}(r) \times s$  e de  $r \times s$ , respectivamente.

Análises fractográficas e de seções metalográficas realizadas nas amostras ensaiadas, estão apresentadas nas Figuras 216 a 226 em seus aspectos mais representativos.

TABELA 27 - Valores de  $K_{JIC}(r)$  obtidos para as amostras austenitizadas em 870°C.

r (mm)	$r^{1/2}$ (mm <sup>1/2</sup> )	$J_{IC}(r)$ (kN/m)	$K_A(r)$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	s (μm)
0	0	10,33	28,7	0
0,1	0,32	13,44	33,7	77
0,25	0,5	25,38	46,2	257
0,5	0,71	55,03	68,1	403
0,75	0,87	58,46	70,1	525
1	1	57,39	69,5	688

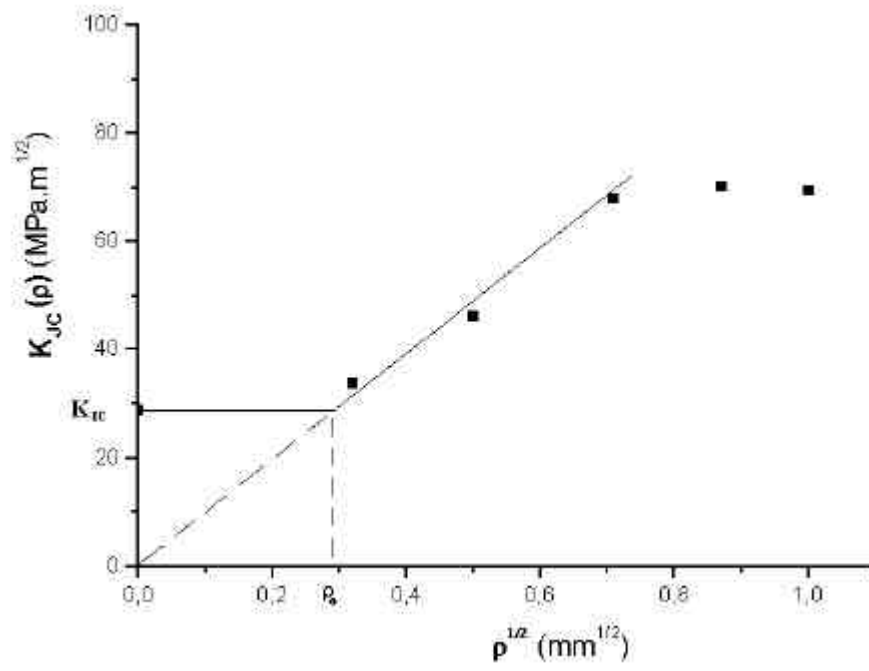


FIGURA 213 - Gráfico de  $K_{JC}(r) \times r^{1/2}$ , indicando um valor de  $r_0 \approx 90 \mu\text{m}$ .

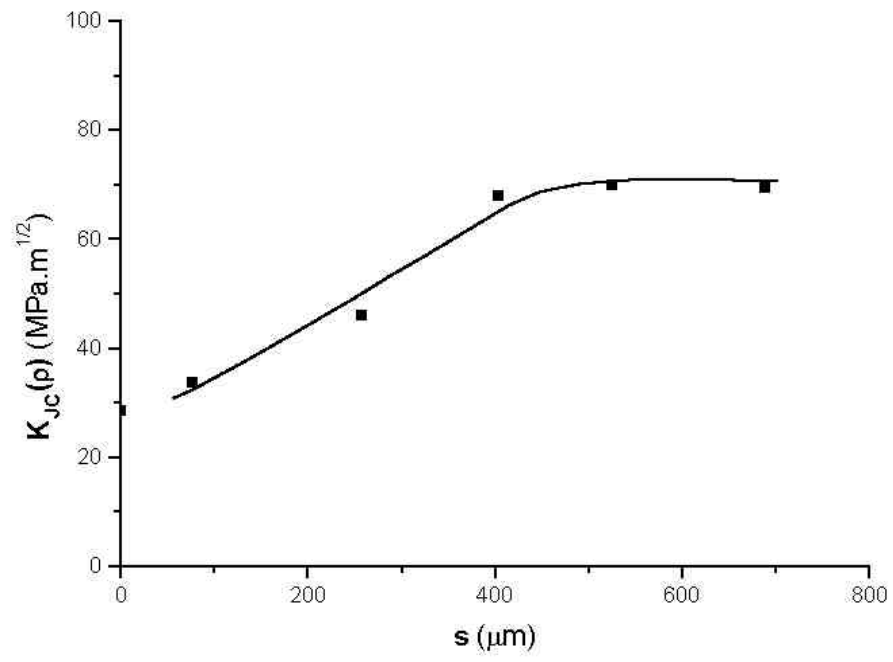


FIGURA 214 - Gráfico de  $K_{Jc}(r)$  x  $s$ .

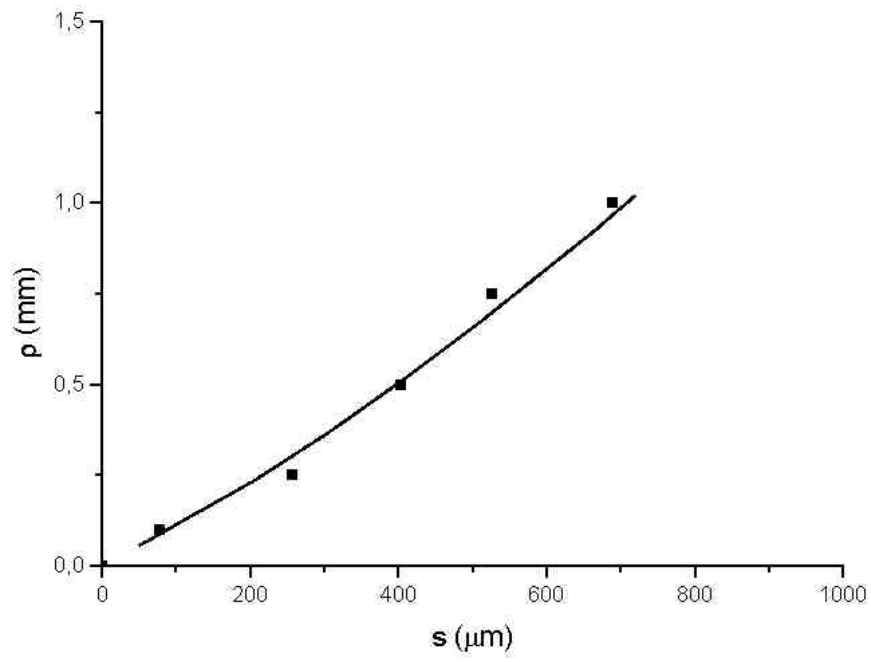


FIGURA 215 - Gráfico de  $r \times s$ .

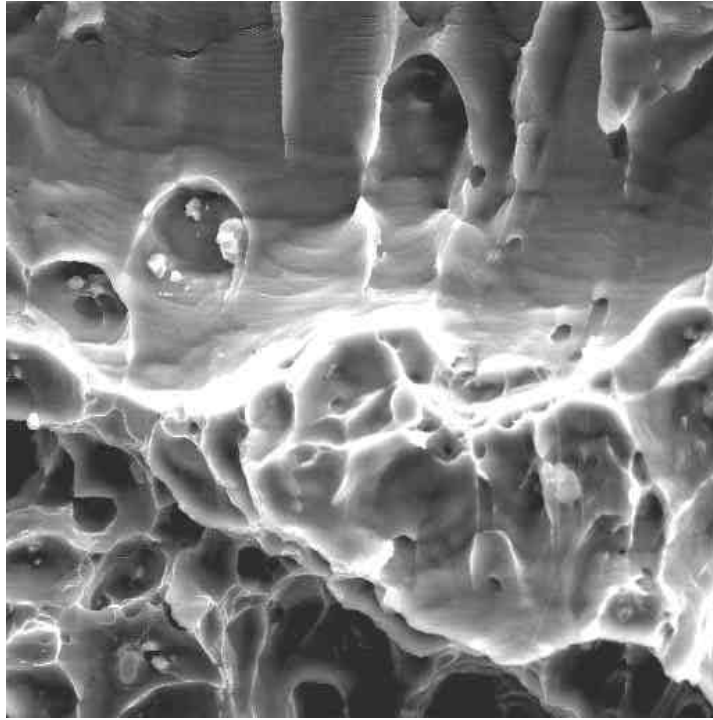


FIGURA 216 - Amostra r = fadiga. Aspecto da fratura na região central da trinca.

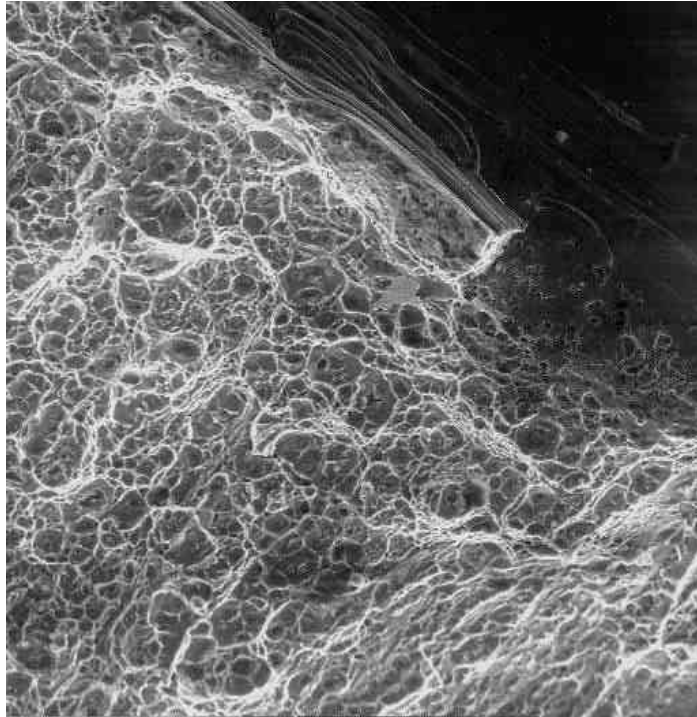


FIGURA 217 - Amostra  $r = 0,10\text{mm}$ . Aspecto geral da fratura , nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



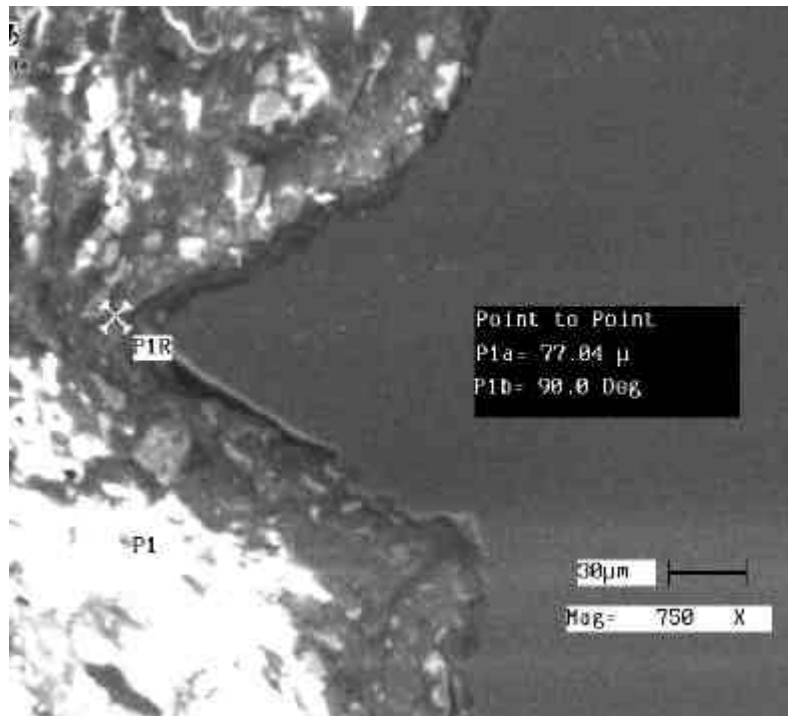


FIGURA 218 - Amostra  $r = 0,10\text{mm}$ . Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

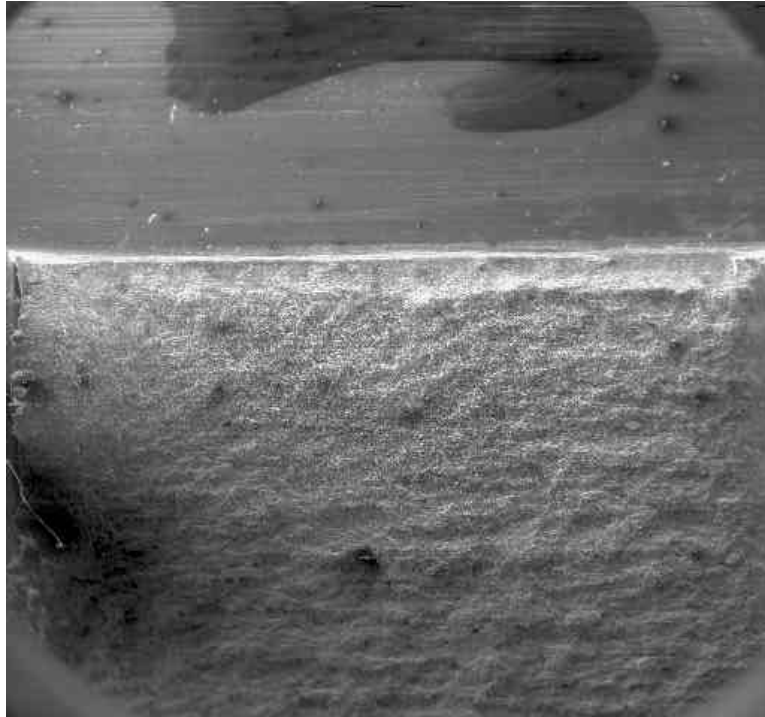


FIGURA 219 - Amostra  $r = 0,25\text{mm}$ . Aspecto geral da fratura , nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

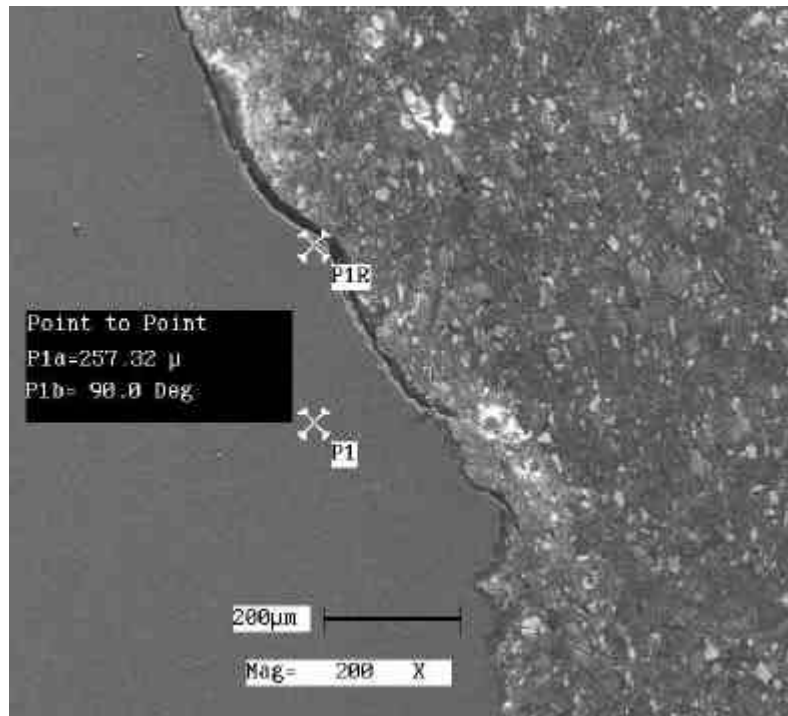


FIGURA 220 - Amostra  $r = 0,25\text{mm}$ . Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

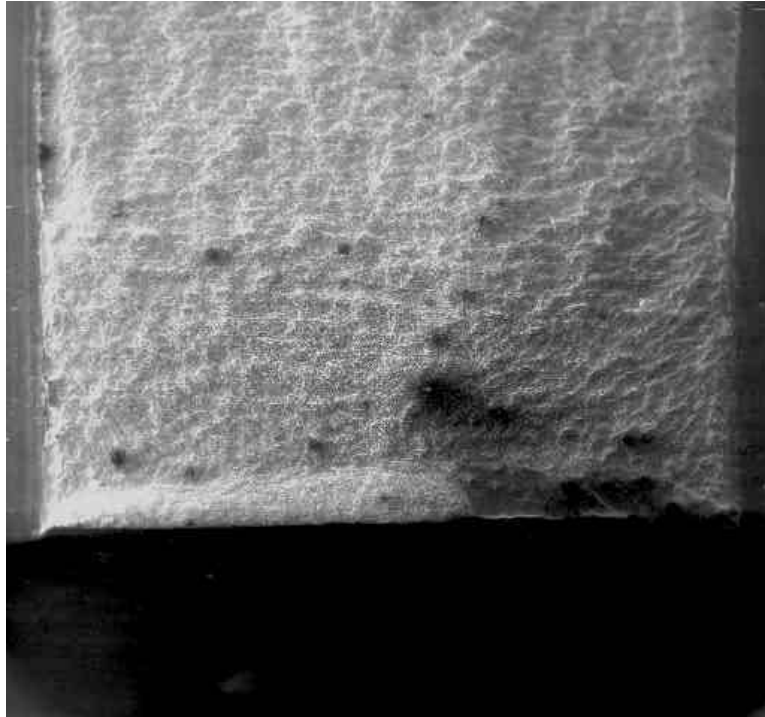


FIGURA 221 - Amostra  $r = 0,50\text{mm}$ . Aspecto geral da fratura , nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

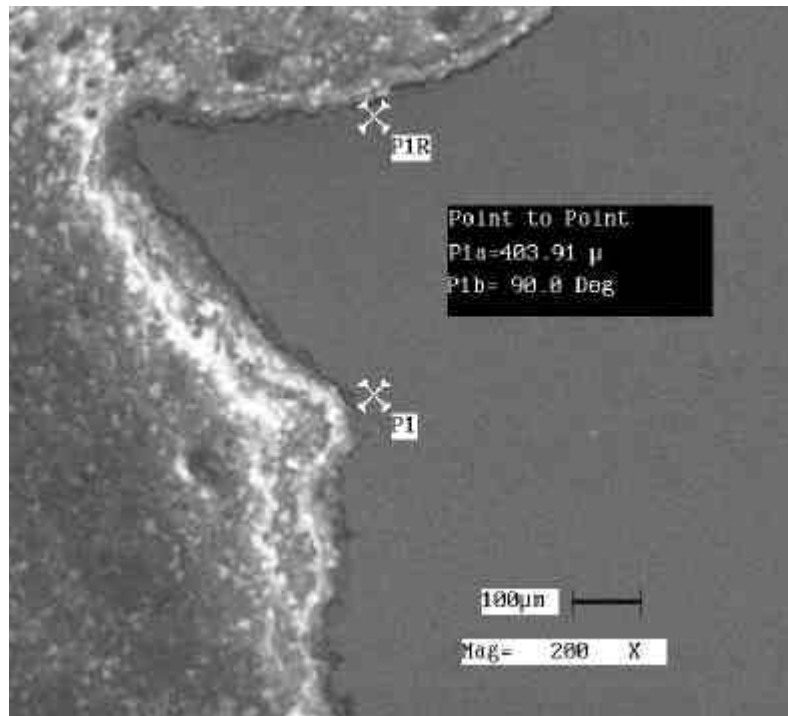


FIGURA 222 - Amostra  $r = 0,50\text{mm}$ . Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

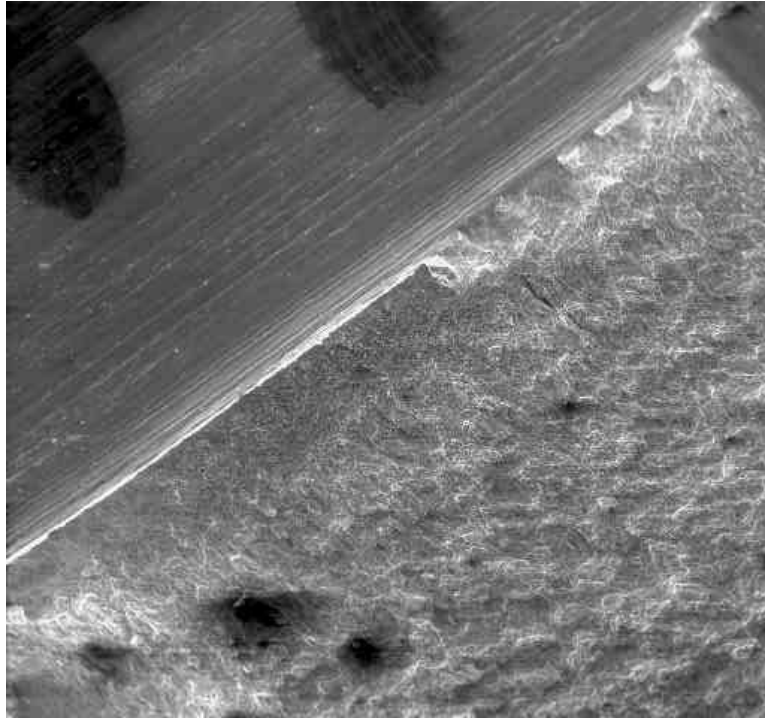


FIGURA 223 - Amostra  $r = 0,75\text{mm}$ . Aspecto geral da fratura , nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

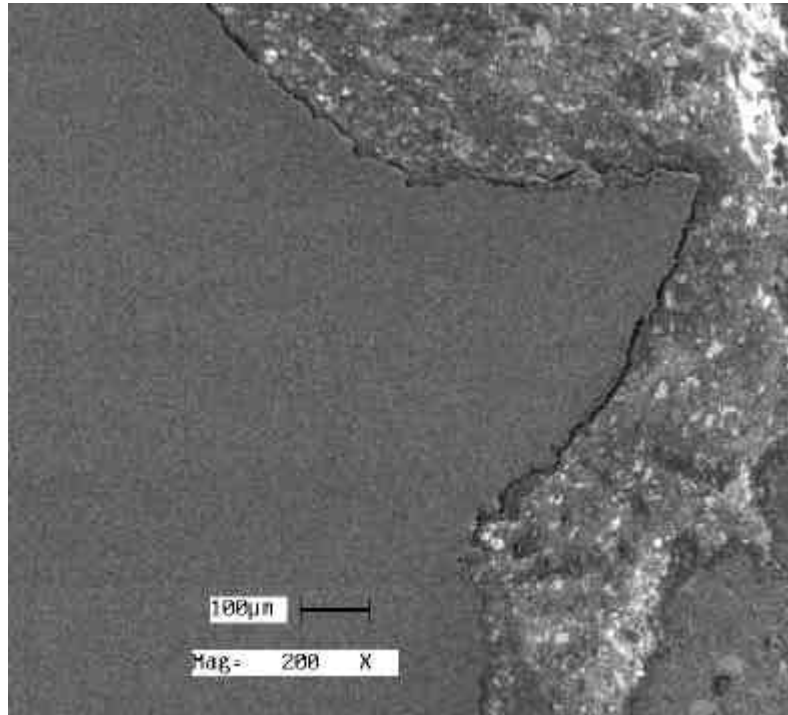


FIGURA 224 - Amostra  $r = 0,75\text{mm}$ . Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

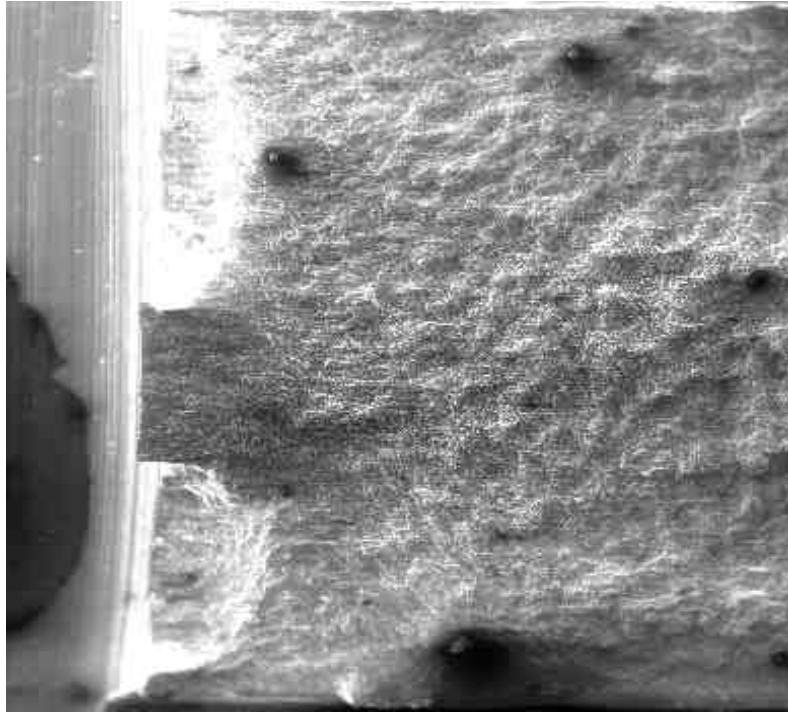


FIGURA 225 - Amostra  $r = 1,0\text{mm}$ . Aspecto geral da fratura , nota-se a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.



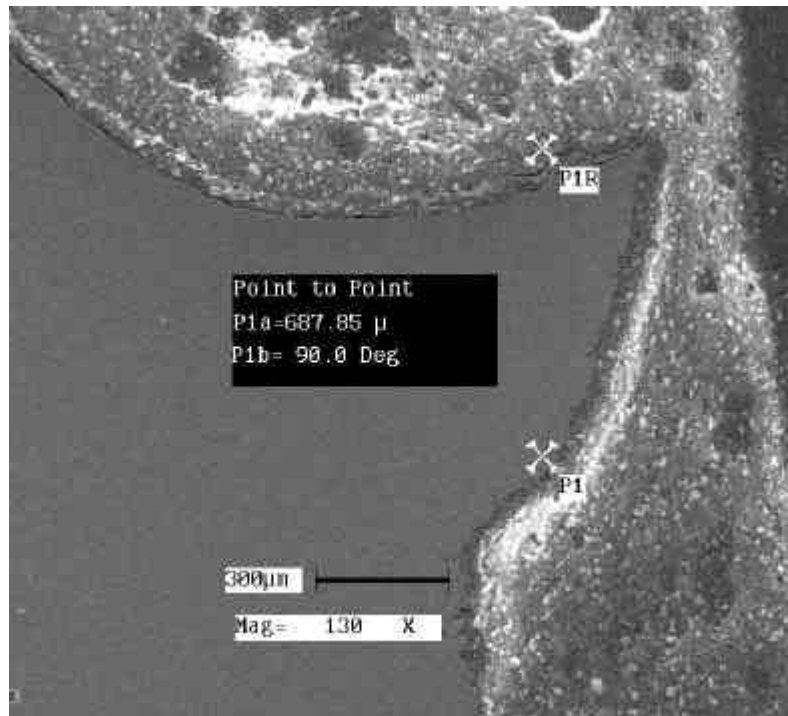


FIGURA 226 - Amostra  $r = 1,0\text{mm}$ . Perfil metalográfico da região central do entalhe, mostrando a presença de ruptura por cisalhamento localizado na raiz do entalhe.

## 5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 5.1 - CURVAS DE TRANSIÇÃO

As curvas de transição obtidas apresentaram diferentes comportamentos em função das diferentes características microestruturais dos materiais. Diferentes materiais, como o aço 1020 e as ligas de alumínio 2024 e 7050, apresentam dependências da temperatura bem diferentes em função de suas características microestruturais (ver Tabela 12). Da mesma forma, o mesmo material com diferentes tratamentos térmicos também pode apresentar dependências da temperatura bem diferentes, como no caso do aço 300M, dependendo do grau de fragilização apresentado e das variações microestruturais causadas por variações na temperatura de revenido. A adição de Mo ao aço CrNb, para um mesmo tratamento térmico, alterou significativamente a curva de transição (Figs. 138 e 161). Assim, o comportamento da tenacidade depende basicamente das interações que ocorrem na região da ponta da trinca, entre a microestrutura local e as altas tensões presentes. Nos metais isso envolve processos de deformação locais, que resultam na criação de defeitos e vão influenciar nas condições de crescimento e de propagação instável desses defeitos.

Apesar dos diferentes comportamentos das curvas de transição em função das diferentes microestruturas dos materiais, de um modo geral o aumento da energia absorvida total para a fratura pode ser associada a uma evolução nos micromecanismos de iniciação de fratura, como indicam os aspectos fractográficos observados. Nas curvas de transição que apresentam um patamar inferior, caso dos aços 1020, CrNb e CrMoNb, as fraturas nessa região apresentam aspecto completamente frágil, como clivagem e fratura intergranular. Após o patamar inferior a energia absorvida começa a aumentar gradualmente com a temperatura. As curvas do aço 300M começam nessa faixa. Em todos os casos esse aumento gradual na energia absorvida está ligado ao aparecimento de uma região de ruptura por cisalhamento localizado na ponta do entalhe. O mecanismo de propagação não apresenta alterações. Com o aumento subsequente da temperatura a energia absorvida e o tamanho da região de ruptura por cisalhamento também aumentam e é observado um certo aumento no relevo da

região de propagação. Em um certo ponto o aumento da temperatura começa a causar uma mudança no mecanismo de propagação de frágil para dúctil e as curvas de transição começam a apresentar comportamentos diferentes. As curvas de transição do aço CrNb não chegam a essa etapa, eles apresentam propagação frágil intergranular ao longo de toda a faixa de temperatura avaliada ( $\approx -30^{\circ}\text{C}$  a  $180^{\circ}\text{C}$ ).

No aço 1020 essa mudança no mecanismo de propagação implica na inflexão da curva de transição e ocorre entre  $-60^{\circ}\text{C}$  e  $-30^{\circ}\text{C}$ . Nessa região ocorre a formação de uma trinca dúctil que precede a propagação por clivagem. A formação da ruptura por cisalhamento não é mais observada claramente, sendo substituída pela trinca dúctil formada por um processo misto de coalescência de microcavidades e cisalhamento localizado. Com o aumento da temperatura essa trinca dúctil tende a aumentar, até que entre  $-15^{\circ}\text{C}$  e  $21^{\circ}\text{C}$  a iniciação e a propagação da fratura passam a ocorrer de modo dúctil e a curva de transição alcança seu patamar superior.

Nos aços 300M ATRE e CrMoNb a mudança no mecanismo de propagação de frágil para dúctil, não implica em uma inflexão na curva de transição, e no caso do aço 300M ATRE a ruptura por cisalhamento localizado não desaparece. Para o aço 300M TR a mudança no mecanismo de propagação de frágil para dúctil, implica em alcançar o patamar superior da curva de transição, mas nesse caso a ruptura por cisalhamento localizado continua a ocorrer e a aumentar de tamanho, mesmo com a energia absorvida se mantendo praticamente constante.

As ligas de alumínio apresentam uma variação muito pequena da energia absorvida em função da temperatura, na faixa entre  $-196^{\circ}\text{C}$  e  $100^{\circ}\text{C}$ . O modo de propagação não varia e a extensão da ruptura por cisalhamento também varia muito pouco.

Essas observações indicam que as características de transição de cada material, apesar de apresentarem aspectos evolutivos algo semelhantes, são determinadas pelas características plásticas do material e como elas variam com a temperatura.

É interessante notar que a energia absorvida associada a um certo processo de fratura pode variar bastante de um material ou condição de tratamento térmico para outra. Por exemplo, nos aços CrNb e CrMoNb o mecanismo frágil

intergranular apresenta níveis de energia absorvida maiores que observados para o aço 300M com mecanismo dúctil.

De um modo geral o aumento da energia absorvida que ocorre a partir do patamar inferior é associado ao aparecimento da iniciação por um mecanismo de ruptura por cisalhamento localizado. Essa relação foi vista ser linear enquanto a propagação após a ruptura por cisalhamento ocorre por mecanismos frágeis, mas pode deixar de ser linear quando o mecanismo de propagação passa a ser dúctil.

Outro aspecto interessante é observado no caso das curvas de transição para o aço CrNb, os pontos que apresentaram desvio nessas curvas, se encaixam normalmente nas curvas  $E_{CVN} \times s$ , indicando uma relação entre esses dois parâmetros.

A associação do aparecimento da ruptura por cisalhamento logo após a saída do patamar inferior da curva de transição pode estar ligado ao fato do raio da raiz do entalhe das amostras Charpy ser maior do que o raio crítico,  $r^o$ . As curvas de  $K_{Jc}(r) \times r^{1/2}$  para o aço 4140 austenitizado em 870°C (Figura 180) indicam que para raios menores que  $r^o$  na temperatura ambiente o mecanismo de ruptura por cisalhamento localizado não se forma, mas o valor da tenacidade aumenta em relação ao obtido em -196°C. Portanto, a eventual saída do patamar inferior da curva de transição não está diretamente ligada à formação da ruptura por cisalhamento, mas vai depender do r utilizado para levantar a curva de transição.

## 5.2 - MICROMECHANISMOS DE INICIAÇÃO DAS FRATURAS

Observações das superfícies dos entalhes nas amostras fraturadas e nas utilizadas nos ensaios interrompidos indicaram que o primeiro processo que ocorre é a formação de microtrincas por rasgamento na superfície da raiz dos entalhes, também denominadas de ridges (Firrao et al, 1980). Esses ridges são causados pelo alto grau de deformação plástica que ocorre na superfície livre da raiz do entalhe, devido ao baixo grau de triaxialidade presente nessa região. Essas

microtrincas se estendem por 20 a 40  $\mu\text{m}$  e apesar de aparentemente não influenciarem diretamente no processo de iniciação da fratura principal, parecem estar ligados à presença das linhas de cisalhamento máximo que se formam na raiz dos entalhes. Observações realizadas nos aços CrNb e CrMoNb mostraram que esses ridges aumentam em quantidade, adoçam e sofrem estiramentos crescentes com o aumento da temperatura de ensaio.

### **5.2.1 - Micromecanismo de Clivagem**

Na região do patamar inferior das curvas de transição os micromecanismos observados foram clivagem e intergranular frágil. A iniciação do processo de clivagem em todos os casos observados acontece pela formação de uma microtrinca em um ponto à frente da raiz do entalhe.

Observações detalhadas dos locais de início no aço 1020 indicaram que essas microtrincas em geral são nucleadas a partir de partículas de segundas fases, como carbonetos, mas podem ocorrer em alguns casos em inclusões ou contornos de grão. Em muitos casos, apesar da região de início ser bem definida em aumentos menores, em aumentos maiores o local de início exato não pode ser definido. A dificuldade é que há mais de um início provável. Isso sugere que o processo de crescimento da microtrinca de clivagem é um processo descontínuo que envolve a nucleação de outras microtrincas para que o núcleo principal avance, o que pode as vezes tornar difícil a identificação desse núcleo original.. Entretanto, nas amostras examinadas metalograficamente não foram observadas microtrincas não propagadas nas proximidades da raiz do entalhe, mas apenas a partir de uma certa propagação da trinca principal, trincas secundárias não propagadas foram observadas (Figuras 97 e 100). Aparentemente, nos estágios iniciais da formação e propagação da trinca principal a nucleação de microtrincas se dá muito próximo do plano de propagação ou são muito pequenas, de modo que se torna difícil sua observação após o rompimento da amostra.

A observação das microtrincas secundárias em detalhe indicou que as mesmas são retidas não em contornos de grão ou fase, mas pela matriz dos grãos ou fases vizinhos (Figuras 100 a 108).

Assim, o micromecanismo de iniciação por clivagem envolve a nucleação de uma microtrinca à frente do entalhe em algum aspecto microestrutural como partículas de segundas fases, inclusões ou contornos de grão, provavelmente, devido ao trincamento dessas partículas induzido por empilhamentos de discordâncias (Rosenfield et.al., 1983). A propagação instável dessa microtrinca formada irá depender da sua capacidade de crescer ao longo do plano de propagação em todas as direções, uma vez que essa trinca apesar de tridimensional pode ser tratada bidimensionalmente por não se desviar significativamente do plano de tensão máxima.

O crescimento instável da microtrinca formada, de acordo com os aspectos fractográficos e micrográficos observados, vai depender da capacidade dessa microtrinca penetrar ou gerar novas microtrincas nos grãos ou fases vizinhos. O que por sua vez vai depender das características de deformação plástica locais da matriz e das fases presentes. Esses aspectos serão discutidos em maiores detalhes mais adiante, com relação aos modelos de tenacidade em função da microestrutura.

Essa característica de processo descontínuo da clivagem pode ser bem observado nas figuras 227 a 229, que mostram uma área isolada de clivagem na região térmicamente afetada de um aço de baixo carbono soldado. O início ocorreu, provavelmente, em um contorno de grão e a propagação ocorreu apenas em uma direção com a microtrinca sendo retida. Pode-se notar a formação de três outros inícios de microtrincas que deram continuidade à extensão da microtrinca inicial. A vista em detalhe de um deles mostra que a iniciação se deu a partir de uma inclusão ou carboneto esférico sub-micrométrico.

No processo de fratura intergranular frágil não foi possível determinar os locais de início, e os aspectos fractográficos não ofereceram indícios do processo de iniciação, entretanto, a observação de microtrincas secundárias não propagadas (Figura 142) parece indicar que esse também seja um processo semelhante ao de clivagem. Assim, uma microtrinca seria nucleada em um contorno mais fraco ou em um carboneto em um contorno de grão favorável, e sua propagação se daria pela abertura ou indução de outras microtrincas nos contornos adjacentes.

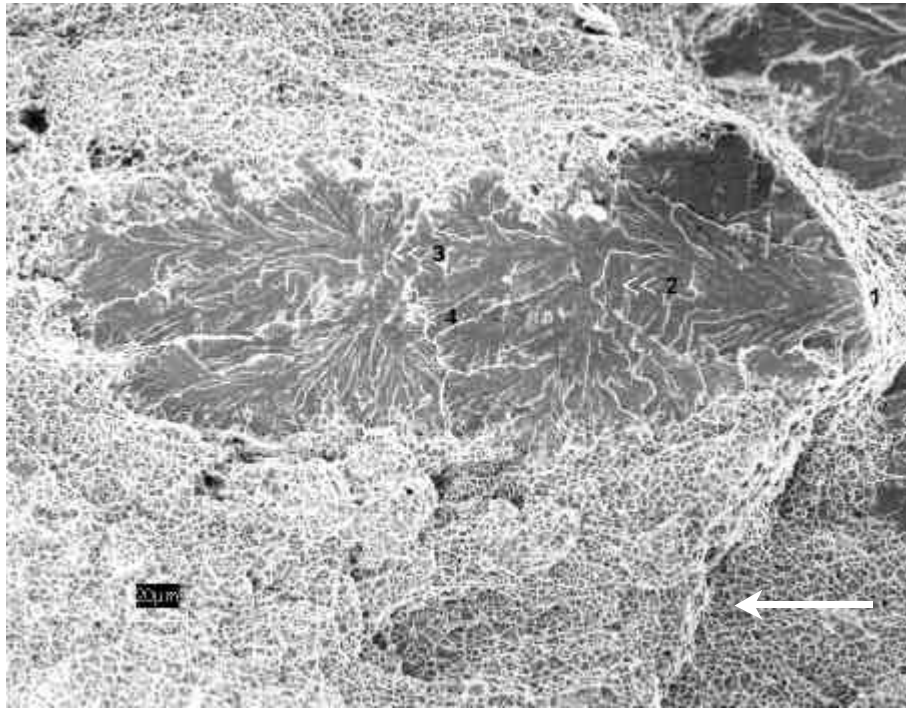


FIGURA 227 - Aspecto de uma região de clivagem não propagada. A seta indica o sentido de propagação da trinca principal.

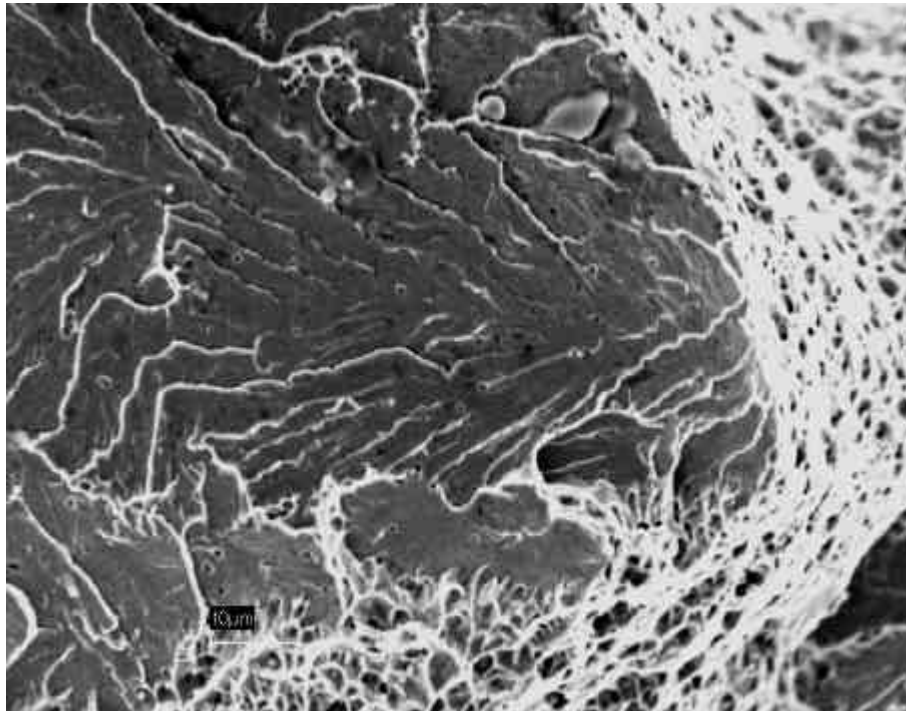


FIGURA 228 - Detalhe do início da região de clivagem.



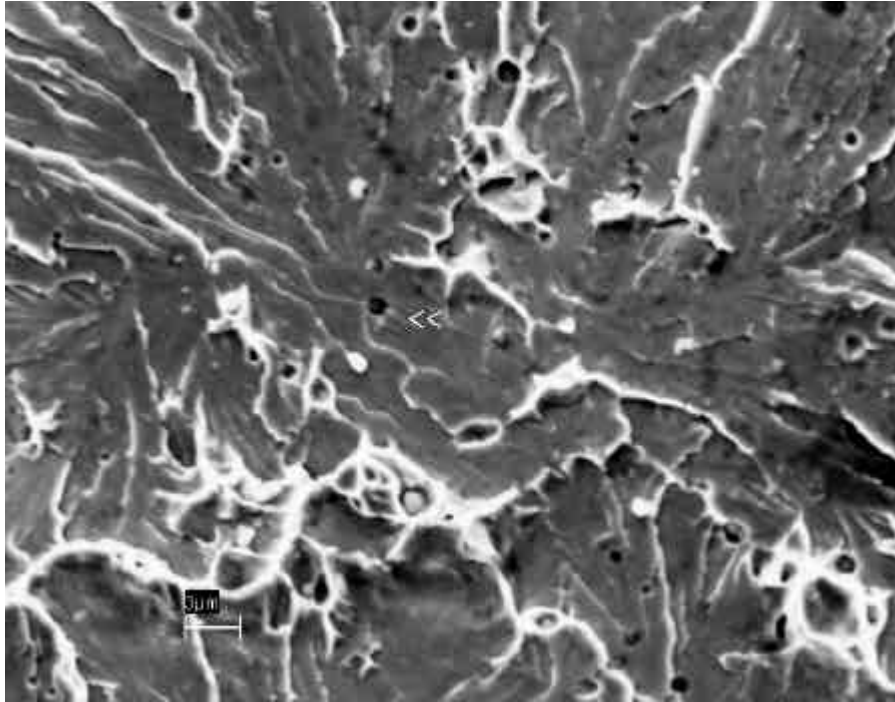


FIGURA 229 - Detalhe do início 4 da figura 227, mostrando a iniciação (seta) a partir de uma partícula sub-micrométrica.

### 5.2.2 - Micromecanismo de Ruptura por Cisalhamento Localizado

Quando se começa a sair da região do patamar inferior das curvas de transição, o mecanismo de ruptura por cisalhamento localizado começa a ser observado como o mecanismo de iniciação da fratura. Essa ruptura ocorre ao longo das linhas de cisalhamento máximo (Griffis e Spretnak, 1969), localizadas na ponta do entalhe e que tem a forma de uma espiral logarítmica (Figura 20).

Esse micromecanismo compete com o de clivagem. A medida que a temperatura aumenta a formação e a propagação de microtrincas por clivagem

torna-se mais difícil, devido a um aumento da capacidade de deformação plástica local do material, ao mesmo tempo que facilita o desenvolvimento da deformação cisalhante localizada e o processo de ruptura ao longo dessas linhas. Uma vez formada a ruptura por cisalhamento as tensões locais passam a ser concentradas na ponta dessa nova trinca que é mais aguda que o entalhe original, e que estará atuando em uma região inclusa na zona plástica formada pelo entalhe, ou seja em um material já pré-deformado. Esses fatores favorecem a iniciação frágil à frente dessa nova trinca.

A medida que a temperatura continua a aumentar, a indução da fratura frágil vai se tornando mais difícil e a indução de uma iniciação por processo dúctil pode ocorrer à frente da ruptura por cisalhamento formada, como no caso dos aços 300M ATRE e TR, e até mesmo pode ocorrer a substituição do mecanismo de ruptura por cisalhamento por outro mais dúctil, como no caso dos aços 1020 e CrMoNb.

As observações fractográficas indicam que a formação da ruptura por cisalhamento pode variar de aspecto com a temperatura. A evolução geral desse micromecanismo observada com o aumento da temperatura, é que em baixas temperaturas a ruptura por cisalhamento se dá ao longo de uma única linha (Figura 111) e sua formação ao longo da raiz do entalhe pode apresentar uma redução na sua extensão, ou mesmo se ausentar na região onde a fratura frágil se inicia (Figuras 110, 112 e 71). Um aumento da temperatura faz com que a formação da ruptura por cisalhamento ao longo do entalhe cresça e apresente uma largura regular (Figuras 79 e 114). Com a temperatura continuando a aumentar, a forma da ruptura por cisalhamento ao longo do entalhe tende a apresentar uma extensão maior na região do centro das amostras (Figuras 118 e 81) e a sua propagação pode passar a alternar entre outras linhas de cisalhamento máximo (Figuras 116, 118, 122, 199 e 209).

Assim, a formação e evolução da ruptura por cisalhamento é influenciada pelo grau de restrição plástica na ponta do entalhe. Essa influência é corroborada pelo fato de que a variação do raio da raiz do entalhe, também causa uma variação nesse processo semelhante à causada pela temperatura, como pode ser visto no caso da liga de alumínio 7050 (Figuras 216 a 226).

A alternância das linhas de cisalhamento, pode ser motivada pela ativação,

com o aumento da temperatura, de outras linhas de propagação a partir do entalhe e em lados opostos da linha central do entalhe (Figuras 122, 190b e 225), ou da interação das linhas de cisalhamento com a formação de microcavidades ao longo dessas linhas (Zia-Ebrahimi et al.; Onyewuenyi e Hirth, 1982, 1982) antes que a ruptura se estenda.

Altas restrições plásticas causadas por temperaturas muito baixas ou por raios do entalhe menores que o raio crítico,  $r_o$ , desfavorecem a formação da ruptura por cisalhamento. O aumento da temperatura e do raio do entalhe reduzem a restrição plástica local e favorecem a formação da ruptura por cisalhamento. Acima de uma certa temperatura, o mesmo não foi observado neste trabalho em relação ao aumento de  $r$ , a restrição plástica pode ser reduzida a ponto de desfavorecer a localização do cisalhamento e favorecer a formação de microcavidades fora das linhas de cisalhamento, passando a predominar outro processo de iniciação dúctil.

É interessante notar que Zia-Ebrahimi e Krauss (1984), observaram uma evolução semelhante na formação das rupturas por cisalhamento em função da variação do teor de carbono em aços 4150, 4140 e 4130. O aumento do teor de carbono causa uma redução na ductilidade do aço, podendo gerar um efeito de restrição plástica semelhante ao da redução da temperatura e da redução em  $r$ .

### **5.2.3 - Micromecanismo de Iniciação Dúctil**

Acima de uma certa temperatura a formação da ruptura por cisalhamento localizado pode ser substituída por outro micromecanismo de iniciação dúctil, como no caso dos aços 1020 e CrMoNb.

Esse micromecanismo envolve a formação de microcavidades e a ligação entre essas microcavidades e a ponta do entalhe ocorrendo por um misto de cisalhamento localizado e coalescência de microcavidades.

## **5.3 - DISCUSSÃO DOS MODELOS DE TENACIDADE x MICROESTRUTURA**

Os modelos que relacionam tenacidade com microestrutura se baseiam na estimativa de um parâmetro crítico local de tensão,  $S_f^*$ , ou deformação,  $e_f^*$ , e de uma distância característica,  $\ell_o^*$ , que teria uma relação com a microestrutura. Em alguns casos  $\ell_o^*$  tem sido considerado como sendo igual a  $r_o$ , o raio crítico da raiz do entalhe, abaixo do qual o valor da tenacidade em função de  $r$  é igual a  $K_{IC}$ .

A existência de uma distância característica foi contestada por Chen et al. (1991), que fizeram medidas da distância da iniciação da fratura à raiz do entalhe, e notaram que essas medidas apresentavam um grande espalhamento não refletindo a existência de uma distância característica. Esse fato também foi observado nesse trabalho para o aço 1020 ensaiado em  $-196^\circ\text{C}$ , onde essas distâncias variaram entre 70 e 270  $\mu\text{m}$ . A argumentação de que deve existir uma distância característica para que a tenacidade mínima de uma amostra com uma trinca aguda não seja zero, pode ser facilmente rebatida, pela observação de que trincas reais não apresentam raios infinitesimais e formam uma zona plástica em sua ponta impedindo que a concentração de tensões tenda a valores infinitos. Portanto, alguma energia deve ser gasta antes que algum processo de fratura seja ativado. Apesar da unidade de medida da tenacidade sugerir a existência de um parâmetro de comprimento, em termos microestruturais isso não parece provável.

O parâmetro  $r_o$  não tem relação com a distância característica, pois representa a medida de um raio da raiz do entalhe abaixo do qual a tenacidade medida se mantém igual a  $K_{IC}$ , não tendo nenhuma relação com a distância em que a fratura irá nuclear. Parece ser um parâmetro controlado pelas condições geométricas de restrição plástica na ponta da trinca. Um indício disso pode ser observado nas curvas de  $K_{IC}(r) \times r^{1/2}$  para o aço 4140 (Figuras 180 e 181) onde pode-se notar que o valor de  $r_o$  é reduzido nas condições em que o aumento da temperatura de ensaio favorece o aparecimento do mecanismo de ruptura por

cisalhamento localizado.

O parâmetro  $S_f^*$  representa uma tensão crítica local que causa a propagação instável de uma microtrinca formada à frente da trinca ou entalhe inicial. Essa tensão é obtida da distribuição das tensões à frente da trinca que está sendo carregada, calculada no ponto do início da fratura frágil. Se considerarmos que a instabilidade é alcançada quando uma tensão crítica é alcançada para disparar a propagação instável de uma microtrinca nucleada à frente da trinca original, essa tensão seria a que é gerada na ponta da microtrinca formada (Fig. 230). Assim,  $S_f^*$  é a tensão aplicada nessa microtrinca e não a tensão local na ponta da microtrinca, que vai depender da agudeza e do tamanho dessa microtrinca. Portanto,  $S_f^*$  não controla a propagação instável da microtrinca, sendo apenas a tensão aplicada a essa microtrinca.

O parâmetro  $e_f^*$  representa uma deformação crítica para tornar instável um processo de nucleação e coalescimento de microcavidades na ponta de uma trinca. Esse parâmetro apresenta dificuldades na sua definição prática, podendo ser considerada como a deformação plástica efetiva na iniciação da fratura em estados de alta triaxialidade (Ritchie et al., 1979), como a ductilidade sob condições de deformação plana (Ritchie e Horn, 1978) ou como a deformação uniaxial verdadeira na fratura (Pandey e Banerjee, 1978). Além disso, quando a iniciação ocorre envolvendo algum tipo de cisalhamento localizado esse parâmetro torna-se difícil de ser determinado.

Nos casos onde a localização do cisalhamento participa do processo de iniciação da fratura, tanto pela ruptura ao longo das linhas de cisalhamento máximo formadas na raiz dos entalhes como no cisalhamento localizado entre microcavidades, nenhum modelo conhecido é válido. Ainda não é possível determinar-se quando a localização desse cisalhamento torna-se instável e causa uma ruptura, ou qual seria a deformação crítica para a fratura nesses casos.

Com relação aos modelos estatísticos, a consideração de que o volume

onde as altas tensões atuam e o disparo da clivagem é possível, é relativamente pequeno, amostrando um pequeno número de partículas favoráveis, não parece razoável. Assim como o argumento de que a possibilidade de achar uma partícula trincada favorável aumenta com o aumento da distância da ponta da trinca.

Observando a Figura 96 podemos observar que para o aço 1020 em  $-196^{\circ}\text{C}$  a nucleação da clivagem ocorreu, em uma frente de entalhe de 10mm, ao longo de pelo menos 8mm. Assim, o volume amostrado ao longo do entalhe, ou a área se pensarmos apenas no plano central do entalhe, será razoavelmente grande e o número de partículas favoráveis será grande. Por exemplo, para o aço 1020, olhando a tabela 14, temos que as iniciações por clivagem ocorreram em distâncias entre 0,07 e 0,27 mm do entalhe. Se considerarmos que o tamanho médio de grão é da ordem de 0,01 mm, teremos que pelo menos 2500 grãos foram amostrados, apenas no plano à frente do entalhe considerado.

Tradicionalmente, a fratura frágil tem sido considerada controlada por uma tensão crítica. Mais recentemente, alguns estudos (Chen et al.; Mendiratta et al.; Bordet et al., 1997b, 1996, 2001) tem considerado que a nucleação só ocorre após um certo grau de deformação plástica ter sido alcançado, mas a propagação instável desse núcleo ainda é controlada pela tensão. Assim, a fratura frágil para ocorrer deve satisfazer três critérios (Chen et al., 1997b), ter um grau de deformação plástica local suficiente para que um núcleo de trinca possa ser formado, que um certo grau de triaxialidade esteja presente para prevenir que esse núcleo adoce, e que uma tensão normal suficiente esteja presente para causar sua propagação. Esses critérios implicam em uma zona ativa de processo, onde a fratura frágil pode ocorrer. Entretanto, a formação de uma zona ativa não parece ser uma condição suficiente para o disparo da fratura frágil, e como já observado, mesmo para uma zona ativa cuja extensão à frente do entalhe seja pequena, sua extensão ao longo do entalhe será razoavelmente grande, de modo a amostrar núcleos favoráveis em um número consideravelmente grande.

Chen e Wang (2001) para amostras de CTOD de um aço C-Mn ensaiado em baixas temperaturas encontrou variações em  $S_f^*$  entre 100 e 400 MPa para as temperaturas estudadas. Essas variações parecem se consideráveis quando

observamos as curvas dos campos de tensão e deformação mostrados na Figura 29.

Uma análise da situação indica que temos a tensão aplicada na amostra pré-trincada ou entalhada, que por sua vez vai gerar  $S_f^*$  que é a tensão local induzida pela pré-trinca ou entalhe atuando nos núcleos formados à sua frente. Entretanto, a tensão que irá causar a instabilidade da microtrinca formada será a tensão induzida por  $S_f^*$  na ponta da mesma. Assim, a instabilidade vai depender do tamanho da microtrinca, do nível das tensões induzidas na sua ponta (que depende também da sua posição com relação ao campo de tensões da pré-trinca), e das condições da matriz já deformada à sua volta.

$K_{IC}$  é relacionado com o comportamento elástico macroscópico das amostras. Baseado na mecânica do contínuo, considera a extensão da trinca inicial como o evento crítico, uma vez que a zona plástica formada na ponta dessa trinca não afete significativamente a distribuição do campo elástico atuante. Entretanto, como observado por Chen et al. (2001), o fato do processo de fratura frágil em materiais quasi-frágeis ser a formação e propagação de uma microtrinca à frente da trinca inicial, implica em que  $K_{IC}$  não pode mais ser definido unicamente. Portanto, vai apresentar um espalhamento devido a sua dependência do processo de formação e propagação de microtrincas dentro da zona plástica formada.

As observações realizadas no presente trabalho sugerem que o processo de clivagem envolve a nucleação de microtrincas que devem se propagar instavelmente na matriz ao redor do plano de fratura de pelo menos uma dessas microtrincas. Esse processo envolve a necessidade de que o núcleo instável promova a nucleação de novas microtrincas na matriz ao seu redor. As microtrincas formadas dentro da zona plástica da pré-trinca ou entalhe estão sujeitas aos campos de tensão e deformação gerados localmente, e que agem em grãos com diferentes orientações induzindo diferentes graus de deformação plástica local, além das variações que os próprios campos apresentam com a evolução do carregamento da amostra.

Hull (1999) observou que em materiais policristalinos o desenvolvimento

de trincas de clivagem é dependente da distribuição das orientações dos grãos. A propagação local depende da orientação relativa dos grãos na frente da trinca principal. Assim, o crescimento da microtrinca pode ser mais fácil em uma direção do que em outra. Quando uma microtrinca de clivagem encontra um contorno (na verdade a própria matriz do grão vizinho) com uma orientação muito diferente, existem três possibilidades principais (Hull, 1999). A primeira é que a microtrinca para e não consegue mais propagar, em geral a microtrinca adoça e torna-se inativa. A segunda é que a trinca para no contorno e as altas tensões locais na sua ponta levam à nucleação de uma nova microtrinca com orientação diferente. A terceira e menos comum, é que a trinca avança pelo contorno de grão. Quando a diferença de orientação é pequena a microtrinca pode avançar pelo outro grão. Assim, a fratura por clivagem envolve a sucessiva nucleação e propagação de uma série de microtrincas através dos grãos adjacentes.

Considerando que além desses aspectos de orientação e grau de deformação dos grãos adjacentes, a inclinação da microtrinca nucleada em relação ao plano central da pré-trinca ou entalhe, também é uma dificuldade, a propagação instável de uma microtrinca dentro da zona ativa pode não ser muito fácil. Ainda mais se considerarmos que a microtrinca deve propagar-se em todas as direções de seu plano. De modo que se houver dificuldade em uma das direções a microtrinca pode ser detida, principalmente enquanto ela ainda é pequena. Esses aspectos indicam que variações microestruturais locais dentro da zona ativa poderão ter grande influência na tenacidade, e que a tensão crítica para disparar um núcleo instavelmente pode variar. Assim, a instabilidade depende de processos que ocorrem dentro da zona ativa que envolvem interações entre as condições plásticas da microestrutura local e as tensões geradas localmente na ponta do núcleo de trinca formado, que podem depender do tamanho dessa microtrinca e das facilidades ou dificuldades que a microestrutura presente ao redor desse núcleo vai experimentar.

Pelos aspectos discutidos acima as relações da tenacidade com a microestrutura não podem ser obtidas adequadamente em função do parâmetro  $K_{IC}$ , uma alternativa é utilizar sua relação com  $G_{IC}$  dada pelas equações abaixo.

$$G_{IC} = K_{IC}^2 / E \text{ (tensão plana)} \quad \text{ou} \quad G_{IC} = K_{IC}^2 / E (1 - \nu^2) \text{ (deformação plana)}$$



(5.1)

$$G_{IC} = 2 (g_e + g_p) \quad (5.2)$$

onde  $g_e$  é a energia elástica superficial específica e  $g_p$  é a energia de deformação plástica associada à extensão da trinca.

Nesse caso o parâmetro  $g_p$  pode ser relacionado aos processos de deformação plástica envolvidos na nucleação, crescimento e propagação de microtrincas, que ocorrem na região da ponta da trinca ou entalhe principal. Entretanto, essa relação tem sido feita de forma qualitativa, devido a dificuldades em se quantificar  $g_p$  experimentalmente.

A relação entre microestrutura e tenacidade não é simples e depende das complexas interações entre os processos de deformação da matriz e as segundas fases e partículas presente na zona plástica formada na ponta da trinca, que ocorrem sob um campo de tensão e deformação que varia durante o processo. Parâmetros como por exemplo, temperatura, taxa de carregamento, variações microestruturais e geometria do entalhe, influem nesse processo. Deve-se notar que essa influência pode ser diferente de um parâmetro para outro atuando no mesmo material, e também o mesmo parâmetro apresenta influências diferentes para materiais diferentes ou com tratamentos térmicos diferentes.

Um exemplo da complexidade desse comportamento pode ser dado pela observação das Figuras 182 e 183 onde para um aço 4140 o efeito do aumento do raio da ponta do entalhe pode ser compensado por um decréscimo na temperatura de ensaio. Assim amostras com  $r = 0,25$  mm (para amostras austenitizadas em  $870^\circ\text{C}$ ) ou  $r = 0,75$  mm (para  $1200^\circ\text{C}$ ) ensaiadas em  $-196^\circ\text{C}$  podem apresentar tenacidades semelhantes ao de amostras pré-trincadas por fadiga ensaiadas na temperatura ambiente, apesar dos micromecanismos de iniciação e propagação não serem os mesmos na maioria dos casos (Tabela 21). No caso das ligas de alumínio isso não seria possível, por que enquanto a tenacidade é sensível ao raio do entalhe, ela apresenta uma baixa sensibilidade com a temperatura.

## 6 - CONCLUSÕES

Três tipos de micromecanismos de iniciação de fratura foram observados nas amostras entalhadas. Um frágil, envolvendo processos (considerados semelhantes) de clivagem, quasi-clivagem e intergranular, em que a iniciação é devida a nucleação de uma microtrinca à frente do entalhe e sua subsequente propagação instável. Dois dúcteis, a ruptura por cisalhamento localizado ao longo das linhas de cisalhamento máximo formadas na região da raiz do entalhe e a nucleação de microcavidades cuja ligação entre si e com a raiz do entalhe envolve um processo misto de cisalhamento localizado e de coalescência de microcavidades.

Os micromecanismos observados são competitivos e a predominância de cada um depende da capacidade plástica do material (ou do grau de triaxialidade) na região da ponta do entalhe. Materiais diferentes em uma mesma temperatura de ensaio podem apresentar micromecanismos de iniciação diferentes, e um mesmo material pode mudar de micromecanismo em função da variação da temperatura. As ligas de Alumínio estudadas não apresentaram sensibilidade à temperatura e o micromecanismo de iniciação da fratura também não.

Variações no raio da raiz do entalhe podem levar a uma mudança no micromecanismo de iniciação, quando  $r$  ultrapassa  $r_0$ .

O micromecanismo de iniciação pela ruptura por cisalhamento localizado pode ser visto como um micromecanismo de transição frágil-dúctil em amostras com  $r > r_0$ .

Esse micromecanismo é inibido por um lado pela redução da capacidade plástica do material, causada pela redução da temperatura de ensaio, que favorece a iniciação frágil, e por outro lado pelo aumento da plasticidade devida ao aumento da temperatura, que favorece a nucleação de microcavidades. Na faixa de temperatura em que o micromecanismo de ruptura por cisalhamento localizado predomina, a variação da capacidade plástica do material com a temperatura causa variações no processo dessa ruptura. O aumento da temperatura aumenta a

extensão da ruptura e favorece o seu desenvolvimento ao longo de mais de uma linha de cisalhamento. O efeito do raio de curvatura é semelhante, para  $r < r_0$  a ruptura por cisalhamento localizado é inibida e para  $r > r_0$  o aumento do raio de curvatura favorece o aumento da extensão da ruptura e o seu desenvolvimento ao longo de mais de uma linha de cisalhamento. As ligas de Alumínio estudadas, apesar de praticamente insensíveis ao efeito da temperatura, são suscetíveis ao efeito da variação do entalhe.

O efeito da temperatura pode ser superposto ao do raio do entalhe, de modo que baixas temperaturas podem inibir a formação da ruptura por cisalhamento mesmo em amostras com  $r > r_0$ , e o aumento da temperatura pode levar a uma redução no valor de  $r_0$ .

Observações metalográficas de microtrincas não propagadas e fractográficas do processo de clivagem indicam que, a instabilidade deve envolver a nucleação e propagação de outras microtrincas em todas as direções ao redor da microtrinca nucleada à frente do entalhe, e não apenas a sua extensão na direção perpendicular à frente do entalhe.

Modelos relacionando a tenacidade à fratura com parâmetros microestruturais não são simples de serem obtidos, uma vez que os processos de nucleação e instabilidade do núcleo gerado envolvidos na iniciação da fratura em amostras entalhadas, dependem de complexas interações envolvendo a microestrutura e as condições de plasticidade local dentro da zona plástica formada na ponta do entalhe. Os parâmetros  $l_o^*$ ,  $s_f^*$  e  $e_f^*$  utilizados nos modelos propostos na literatura não refletem os processos físicos reais envolvidos na iniciação da fratura que ocorrem na região da ponta dos entalhes.

Os micromecanismos de iniciação frágil, pela formação de uma microtrinca à frente do entalhe, e dúctil, pela ruptura por cisalhamento localizado, implicam em que  $K_I$  não determina unicamente o valor da tenacidade à fratura  $K_{Ic}$ , por alterarem localmente as condições da iniciação da fratura, e

portanto, um espalhamento nos valores medidos de  $K_{Ic}$  pode ser naturalmente esperado.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar os micromecanismos de iniciação de fratura em amostras pré-trincadas para diferentes materiais e diferentes temperaturas.

Realizar ensaios interrompidos em amostras entalhadas e pré-trincadas, seguidos de metalografia e ensaios por fadiga, a fim de analisar a formação das microtrincas não propagadas em sua extensão planar, tendo como objetivo uma melhor compreensão dos processo de iniciação das fraturas frágeis.

Obter curvas de transição frágil/dúctil para amostras com entalhes variáveis, a fim de estudar melhor a influência do raio crítico nos micromecanismos de fratura e no comportamento das curvas de transição.

## REFERÊNCIAS

ANDERSON, T. L. Fracture Mechanisms in Metals In:\_\_. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. 2nd ed CRC Press, 1995, p.265-303.

ANDERSON, T. L. Crack Growth Resistance Curves In:\_\_. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. 2nd ed CRC Press, 1995, p.142-145.

ANDERSON, T. L. CTOD Testing In:\_\_. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. 2nd ed New York: CRC Press, 1995, p.392-395.

ANDO, K., MOGAMI, K., TUJI, K. Probabilistic Aspects of Cleavage Crack Initiation Sites and Fracture Toughness, **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.15, n.12, p.1171-1184, dec.1992..

ANTUNES, J.L.B. **Efeito do Nióbio no controle da fragilização de aços 2,25Cr e 2,25Cr-1Mo pelo Fósforo**. 1985. 117f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) - Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro.

ASHBY, M.F., EMBURY, J.D. The Influence of Dislocation Density on the Ductile-Brittle Transition in BCC Metals, **Scripta Metallurgica**, v.19, n.4, p.557-562, 1985.

ATKINS, A.G., MAI, Y-W. Crack Sharpness and COD In:\_\_. **Elastic and Plastic Fracture - metals, polymers, ceramics, composites, biological materials**. 1st ed., Chichester:Ellis Horwood Ltd, 1985, p.143-149.

BAKER, T.J., KAVISHE, F.P.L. The Effect of Non-Metallic Inclusions on Cleavage Fracture. In: ECF6, Fracture Control of Engineering Structures, 1986,Amsterdam. **Proceedings...**, EMAS, 1986. p.1785-1797.

BANDYOPADHYAY, N., MCMAHON Jr., C.J. The Micromechanisms of

Tempered Martensite Embrittlement in 4340-Type Steels, **Metallurgical Transactions A**, v.14A, n.7, p.1313-1325, 1983.

BATES, R.C., Micromechanical Modeling for Prediction of Lower Shelf, Transition Region and Upper Shelf Fracture Properties, In: Nair S.V. et al. (Ed.) **Fracture Mechanics: Microstructure and Micromechanisms**. Ohio: ASM International, 1989, p.131-168.

BEGLEY, J.A., LANDES, J.D. The J Integral as a Fracture Criterion. In: **Fracture Toughness**. ASTM STP 514, Philadelphia: ASTM, 1972, part II, p.1-23.

BEGLEY, J.A., LOGSDON, W.A., LANDES, J.D. Ductile Rupture Blunt Notch Fracture Criterion. In: **Flaw Growth and Fracture**, ASTM STP 631, Philadelphia: ASTM, 1977, p112-120.

BEREMIN, F.M. A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.14A, p.2277-2287, 1983.

BORDET, S.R., KARSTENSEN, A.D., WIESNER, C. S., KNOWLES, D.M. Effects of Plastic Strain on Cleavage Fracture Predictions in Steel, In: RAVICHANDAR K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 10th International Conference on Fracture (ICF10)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 2001. CD.

BOWEN, P., DRUCE, S.G., KNOTT, J.F. Effects of Microstructure on Cleavage Fracture in Pressure-Vessel Steel , **Acta Metallurgica**, v.34, n.6, p.1121-1131, 1986a.

BOWEN, P., ELLIS, M.B.D., STRANGWOOD, M., KNOTT, J.F. Micromechanisms of Brittle Fracture in 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-1Mo Weld Metal. In: ECF6, Fracture Control of Engineering Structures, 1986, Amsterdam. **Proceedings...**, EMAS, 1986b. p.1751-1762.

BOWEN, P., DRUCE, S.G., KNOTT, J.F. Micromechanical Modeling of Fracture-Toughness, **Acta Metallurgica**, v.35, n.7, p.1735-1745, 1987.

BRAY, J.W., HANDERHAN, K.J., GARRISON Jr., W.M., THOMPSON, A.W. Fracture Toughness and the Extents of Primary Void Growth, **Metallurgical Transactions.A**, v.23A, n.2, p.485-496, 1992.

BRIANT, C.L., LEWIS, N. Effect of Tempering on Fracture Mode in High-Strength, Phosphorus-Doped Ni-Cr Steels, **Material Science and Technology**, v.2, n.1, p.34-41, 1986.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. BS 7448-2: Fracture Mechanics Toughness Tests. Method for Determination of  $K_{IC}$  Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials, London, 1997.

BROZZO, P., BUZZICHELLI, G., MASCANZONI, A., MIRABILE, M., Microstructure and Cleavage Resistance of Low-Carbon Bainitic Steels, **Metal Science**, v.11, p.123-129, 1977.

BYUN, G., OH, S., LEE, C.G., LEE, S. Correlation of Microstructure and Microfracture Mechanism of Five Work Rolls, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.30A, n.1, p.234-243, 1999.

CALLISTER Jr., W. D. Impact Fracture Testing. In: **Materials Science and Engineering : An Introduction**. 5th. ed. New York: John Wiley & Sons Inc., 1997, p.204-209,.

CAO, W.D. An Investigation into the Mechanism of Cleavage Fracture in Dual Phase Steel. In: CHAN K.S. (Ed.) **George R. Irwin Symposium. on Cleavage Fracture**. The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. p237-245.

CHAN, K.S., Microcrack Nucleation by Slipband Decohesion. In: Chu S.N.G. (Ed.) **Micromechanics of Advanced Materials**. Warrendale: TMS, 1995.

p.113-120.

CHAN, K.S., Shear-Induced Cleavage Fracture. In: CHAN K.S. (Ed.) **George R. Irwin Symposium. on Cleavage Fracture.** The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. p.207-220.

CHAN, K.S., DAVIDSON, D.L. Evidence of Void Nucleation and Growth on Planar Slip Bands in a Nb-Cr-Ti Alloy, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.30A, n.3, p.579-585, 1999.

CHANG, S.C., HIRTH, J.P. Hydrogen Degradation of Spheroidized AISI 1090 Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.16A, n.8, p.1417-1425, 1985.

CHEN, J.H., MA, H., WANG, G.Z. Fracture Behavior of C-Mn Steel and Weld Metal in Notched and Precracked Specimens: Part I. Fracture Behavior, **Metallurgical Transactions A**, v.21A, n.2, p.313-320, 1990a.

CHEN, J.H., WANG, G.Z., MA, H. Fracture Behavior of C-Mn Steel and Weld Metal in Notched and Precracked Specimens: Part II. Micromechanism of Fracture, **Metallurgical Transactions A**, v.21A, n.2, p.321-330, 1990b.

CHEN, J.H., ZHU, L., MA, H. On the Scattering of the Local Fracture-Stress  $\sigma_f^*$ , **Acta Metallurgica. et Materialia**, v.38, n.12, p.2527-2535, 1990.

CHEN, J. H., WANG, G. Z., WANG, Z., ZHU, L., GAO, Y. Y. Further Study on the Scattering of the Local Fracture Stress and Allied Toughness Value, **Metallurgical Transactions A**, v.22A, n.10, p.2287-2296, 1991.

CHEN, J.H., YAN, C. A Comparison of Toughness of C-Mn Steel with Different Grain Sizes, **Metallurgical Transactions A**, v.23A, n.9, p.2549-2556, 1992.

CHEN, J. H., WANG, G. Z., Study of Mechanism of Cleavage Fracture at Low Temperature, **Metallurgical Transactions A**, v.23A, n.2, p.509-517, 1992.



CHEN, J.H., WANG, G.Z. Micromechanism of the Transition of Fibrous Cracking to Cleavage of C-Mn Base and Weld Steel, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.25A, n.7, p1381-1390, 1994.

CHEN, J. H., YAN, C., SUN, J. Further Study on the Mechanism of Cleavage Fracture at Low Temperatures, **Acta Metallurgica et Materialia**, v.42, n.1, p.251-261, 1994.

CHEN, J. H., WANG, G. Z., YAN, C., MA, H., ZHU, L. Advances in the Mechanism of Cleavage Fracture of Low Alloy Steel at Low Temperature. Part I: Critical Event, **International Journal of Fracture**, v.83, n.2, p.105-120, 1997a.

CHEN, J. H., WANG, G. Z., YAN, C., MA, H., ZHU, L. Advances in the Mechanism of Cleavage Fracture of Low Alloy Steel at Low Temperature. Part II: Fracture Model, **International Journal of Fracture**, v.83, n.2, p.121-138, 1997b.

CHEN, J. H., WANG, G. Z., YAN, C., MA, H., ZHU, L. Advances in the Mechanism of Cleavage Fracture of Low Alloy Steel at Low Temperature. Part III: Local Fracture Stress  $\sigma_f$ , **International Journal of Fracture**, v.83, n.2, p.139-157, 1997c.

CHEN, J.H, WANG, G.Z. Study on Cleavage Fracture Criteria of the Quasi-Brittle and Micro-Inhomogeneous Materials, **International Journal of Fracture**, v.108, n.2, p.143-164, 2001.

CHIPPERFIELD, C.G., KNOTT, J.F. Microstructure and Toughness of Structural Steels, **Metals Technology**, p.45-51, Feb., 1975.

CLAYTON, J.Q., KNOTT, J.F. Observations of Fibrous Fracture Modes in a Prestrained Low-Alloy Steel, **Metal Science**, v.10, p.63-71, 1976.

COTTRELL, A.H. Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals. In: SWAMPSCOTT CONFERENCE ON FRACTURE, **Proceedings...** New York:

John Wiley, 1959. p.20-53.

COX, T.B., LOW Jr., J.R. An Investigation of the Plastic Fracture of AISI 4340 and 18 Ni - 200 Grade Maraging Steels, **Metallurgical Transactions A**, v.5A, n.6, p.1457-1470, 1974.

CURRY, D.A., KNOTT, J.F., The Relationship Between Fracture Toughness and Microstructure in the Cleavage of Mild Steel, **Metal Science**, v.10, n.1, p.1-6, 1976.

CURRY, D.A., KNOTT, J.F. Effects of Microstructure on Cleavage Fracture Stress in Steel, **Metal Science**, v.12, p.511-514, 1978.

CURRY, D.A., KNOTT, J.F. Effect of Microstructure on Cleavage Fracture Toughness of Quenched and Tempered Steels, **Metal Science**, v.13, p.341-345, 1979.

CURRY, D. A. Cleavage Micromechanisms of Crack Extension in Steels, **Metal Science**, v.14, n.8-9, p.319-326, 1980a.

CURRY, D.A. The Relationship Between Fracture-Toughness and Charpy Impact Transition-Temperatures in Mild-Steel, **Materials Science and Engineering A**, v.44, n.2, p.285-290, 1980b.

CURRY, D.A. Influence of Microstructure on Yield Stress and Cleavage Fracture-Stress at -196-Degrees-C of SA-508 Class-2 Pressure-Vessel Steel, **Metal Science**, v.18, n.2, p.67-76, 1984.

DARWISH, F.A., PEREIRA, L.C., GRAÇA, M.L., On the Characteristic Distance for Fracture in AISI 4140 Alloy Steel. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v.4, p.2475-2482.

DLOUHY, I., KOZAK, V., VALKA, L., HOLZMANN, M. The Susceptibility of Local Parameters to Steel Microstructure Evaluated Using Charpy Type Specimen, **Journal de Physique IV**, v.6, n.C6, p.205-214, 1996.

DÜNNEWALDARFMANN, H., TWICKLER, M., TWICKLER, R., DAHL, W. Investigations on Cleavage Fracture Below and at General Yield. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v1, p.231-238.

EBRAHIMI, F., SEO, H.K. Ductile Crack Initiation in Steels, **Acta Materialia**, v.44, n.2, p.831-843, 1996.

EL-SOUDANI, S.M. Applications of Fracture Surface Profilometry to Fracture Toughness Testing, In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM FOR TESTING AND FAILURE ANALYSIS (ISTFA 1985), California. **Proceedings...** 1985. p.311-343.

FAIRCHILD, D.P., HOWDEN, D.G., CLARK, W.A.T. The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel: Part II. Mechanistic Modeling, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.31A, n.3, p.653-667, 2000.

FEARNEHOUGH, G.D., HOY, C.J. Mechanism of Deformation and Fracture in the Charpy Test as Revealed by Dynamic Recording of Impact Loads, **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.202, n.11, p.912-920, nov., 1964.

FIRRAO, D., BEGLEY, J.A., DE BENEDETTI, B., ROBERTI, R., SILVA, G. Fracture Initiation and Propagation at the Root of the Notch in As-Quenched AISI 4340 Steel Charpy Type Bars with Varying Notch Root Radii, **Scripta Metallurgica**, v.14, n.5, p. 519-524, 1980.

FIRRAO, D., BEGLEY, J.A., SILVA, G., ROBERTI, R., DE BENEDETTI B. The Influence of Notch Root Radius and Austenitizing Temperature on Fracture Appearance of As-Quenched Charpy-V Type AISI 4340 Steel Specimens,

**Metallurgical Transactions A**, v.13A, n.6, p.1003-1013, 1982.

FIRRAO, D., ROBERTI, R. Ductile Fracture Nucleation Ahead of Sharp Cracks, **Metallurgical Science and Technology**, v.1, n.1, p.5-13, 1983.

FIRRAO, D., ROBERTI, R., LA VECCHIA, G.M. Tempering Temperature and Blunt Notch Toughness of Ni-Cr-Mo Steels. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v4, p2483-2490.

FOLCH, L.C.A., BURDEKIN, F.M. Application of Coupled Brittle-Ductile Model to Study Correlation Between Charpy Energy and Fracture Toughness Values, **Engineering Fracture Mechanics**, v.63, n.1, p.57-80, 1999.

GALVÃO, A.L. **Fragilização em aço 300M durante tratamento térmico de revenido**. 1992. 85f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronútica e Mecânica - Tecnologia de Manufatura) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, Centro Técnico Aeroespacial, São José dos Campos.

GARRET, G.G., KNOTT, J.F. The Influence of Compositional and Microstructural Variations on the Mechanism of Static Fracture in Aluminum Alloys, **Metallurgical Transactions A**, v.9A, n.9, p.1187-1201, 1978.

GARRISON, W.M. A. Microstructural Interpretation of the Fracture Strain and Characteristic Fracture Distance, **Scripta Metallurgica**, v.18, n.6, p.583-586, 1984.

GARRISON Jr., W.M., MOODY, N.R. Ductile Fracture, **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, v.48, n.11, p.1035-1074, 1987.

GERBERICH, W.W., CHEN, S.H., LEE, C.S., LIVNE. T. Brittle-Fracture - Weakest Link or Process Zone Control, **Metallurgical Transactions A**, v.18A, n.11, p.1861-1875, 1987.

GIOVANOLA, J.H., KIRKPATRICK, S.W., CROCKER, J.E. Fracture of Geometrically Scaled, Notched Three-Point-Bend Bars of High Strength Steel, **Engineering Fracture Mechanics**, v.62, n.2-3, p.291-310, 1999.

GRAÇA, M.L.A. **Determinação direta da distância característica para a fratura e sua correlação com a microestrutura em um aço AISI 4140**. 1983. 136f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) - Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro.

GRAÇA, M.L.A., DARWISH, F.A., PEREIRA, L.C. Influence of Notch Root Radius on the Fracture Behavior of AISI 4140 Steel Austenitized at Low and High Temperatures. In: VALLURI S.R. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1984. v.2, p.1533-1542.

GREEN, A.P., HUNDY, B.B. Initial Plastic Yielding in Notch Bend Tests, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v.4, n.2, p.128-144, 1956.

GREEN, G., KNOTT, J.F. The Initiation and Propagation of Ductile Fracture in Low Strength Steels, **Journal of Engineering Materials and Technology**, Trans. of the ASME, v.98, n.1, p.37-46, 1976.

GRIFFIS, C.A., SPRETNAK, J.W. An Analysis of the Energy Absorbed and the Fracture Process in Conventional Notched Bars of AISI 4340 Steel as a Function of Tensile Strength, **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, v.9, n.5, p.372-387, 1969.

GRIFFITH, A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, **Philosophical Transactions of Royal Society**, Series A, v.221A, p.163-198, 1920.

GRIFFITHS, J.R., OWEN, D.R.J. An Elastic-Plastic Stress Analysis for a Notched Bar in Plane Strain Bending, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v.19, n.6, p.419-431, 1971.

HAHN, G.T., AVERBACH, B.L., OWEN, W.S., COHEN, M., Initiation of Cleavage Microcracks in Polycrystalline Iron and Steel. In: SWAMPSCOTT CONFERENCE ON FRACTURE, **Proceedings...** New York: John Wiley, 1959. p.91-116, 1959.

HAHN, G.T., ROSENFELD A.R. Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys, **Metallurgical Transactions A**, v.6A, n.4, p.653-668, 1975.

HAHN, G.T., The Influence of Microstructure on Brittle Fracture Toughness, **Metallurgical Transactions A**, v.15A, n.6, p.947-959, 1984.

HANCOCK, J.W., MACKENZIE, A. C. On the Mechanisms of Ductile Failure in High-Strength Steels Subjected to Multi-Axial Stress-States, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v.24, n.2-3, p.147-169, 1976.

HANDERHAN, K.J., GARRISON, Jr. W.M. A Study of Crack Tip Blunting and the Influence of Blunting Behaviour on the Fracture Toughness of Ultra High Strength Steels, **Acta Metallurgica et Materialia**, v.40, n.6, p.1337-1355, 1992.

HENDRICKSON, J.A. WOOD, D.S., CLARKE, D.S., The Cleavage Fracture of Mild Steel, **Transactions ASM**, v.50, p.656-676, 1958.

HENDRICKSON J.A., WOOD D.S., CLARKE D.S., The Influence of Temperature on Pre-Yield Plastic and Anelastic Microstrain in Low-Carbon Steel, **Acta Metallurgica**, v.4, n.6, p.593-601, 1956.

HERTZBERG, R.W. Impact Energy - Fracture-Toughness Correlations. In     . **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1996. 4th ed., p.390-396.

HERTZBERG, R.W. Other Fracture Models. In\_\_\_. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1996. 4nd ed., p.457-460.

HERTZBERG, R.W. Peierls Stress Temperature Sensivity. In\_\_\_. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1996. 4nd ed., p.63-64.

HERTZBERG, R.W. Strength of a Perfect Crystal. In\_\_\_. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1996. 4nd ed., p.58-59.

HILL, R. **Mathematical Theory of Plasticity**. Oxford: Clarendon Press, 1950. 355p.

HIRSCH, P.B., ROBERTS, S.G., SAMUELS, J., WARREN, P.D. Dislocation Dynamics and Crack Tip Plasticity at the Brittle-Ductile Transition. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v.1, p.139-158.

HOU, C., CAI, Q., SU, Y., ZHENG, X. Volume Effect on Cleavage Strength, Microstructure and Fracture Micromechanism of Welded 15Mn V N Steel. In: VALLURI S.R. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1984. v.2, p.1415-1422, 1984.

HOU, C.X., CAI, Q.G., SU, Y. Physical Meaning of  $K_{IC}$  at Cleavage Fracture. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v4, p2501-2508.

HULL, D. Fracture of Solids. In: DRUCKER DC & GILMAN JJ (Ed.).

Interscience Publishers, John Wiley & Sons, New York, 1962, p.417-423.

HULL, D. Cleavage Fracture of Polycrystalline Materials. In\_\_ **Fractography - Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography**. Cambridge: Cambridge University Press, 1999. p.191-194.

HUTCHINSON, J.W. Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v.16, n.1, p.13-31, 1968.

IRWIN, G.R. Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Transversing a Plate, **Journal of Applied Mechanics**, v.24, p.361-364, 1957.

ISACSSON, M., NARSTROM, T. Microscopic Examination of Crack Growth in a Pressure Vessel Steel, **Materials Science and Engineering A**, v.A241, n.1-2, p.169-178, 1998.

ISHIKAWA, M., NARISAWA, I. Fracture of Notched Polycarbonate Under Hydrostatic Pressure, **Journal of Materials Science**, v.18, n.7, p.1947-1957, 1983.

KAVISHE, F.P.L., BAKER, T.J. Cleavage Fracture in a Eutectoid and Hypoeutectoid Steel. In: ECF6, Fracture Control of Engineering Structures, 1986, Amsterdam. **Proceedings...**, EMAS, 1986. p.1721-1735.

KING, J.E, KNOTT, J.F. Effects of Temper-Embrittling Heat Treatment on Ductile Failure in High-Strength Low-Alloy Steel, **Metal Science**, v.15, n.1, p.1-6, 1981.

KING, J.E., YOU, C.P., KNOTT, J.F. Serrated Yielding and the Localized Shear Failure Mode in Aluminium Alloys, **Acta Metallurgica**, v.29, n.9, p.1553-1566, 1981.



KNOTT, J.F. Some Effects of Hydrostatic Tension on Fracture Behavior of Mild Steel, **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.204, p.104-111, 1966.

KNOTT, J.F., Micromechanisms of Fracture and the Fracture Toughness of Engineering Alloys. In: TAPLIN D.M.R. (Ed.) **Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials**. New York: Pergamon Press, 1978. v1, p.61-92.

KNOTT, J. F. Test Procedure. In: \_\_. **Fundamentals of Fracture Mechanics**, London: Butterworths, 1979. 3rd ed., p.137-140.

KNOTT, J. F. Crack Open Displacement - Results. In: \_\_. **Fundamentals of Fracture Mechanics**, London: Butterworths, 1979. 3rd ed., p.160-164.

KNOTT, J. F. Notched Bar Fracture Mechanics and the Micromechanisms of Cleavage Fracture. In: \_\_. **Fundamentals of Fracture Mechanics**, London: Butterworths, 1979. 3rd ed., p.176-203.

KNOTT, J.F. Micromechanisms of Fibrous Crack Extension in Engineering Alloys, **Metal Science**, v.14, n.8-9, p.327-336, 1980.

KNOTT, J.F. The Toughness of Steel, **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, Special Lecture, v.21, n.5, p305-317, 1981.

KNOTT, J.F. Effects of Microstructure and Stress-State on Ductile Fracture in Metallic Alloys. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v.1, p.125-138.

KNOTT, J.F. Micromechanisms of Fracture. The Role of Microstructure. In: ECF9, 1992, Varna. **Proceedings...**, EMAS, 1992. v2, p.1375-1400.

KNOTT, J.F. The Science and Engineering of Fracture, In: PANASYUK et al.

(Ed.). **Advances in Fracture Resistance and Structural Integrity**, Pergamon, UK, 1994. p.13-49.

KNOTT, J.F., BOCCACCINI, A.R. The Fracture Mechanics-Microstructure Linkage. In: Meyers M.A. et al. (ed.) **Mechanics and Materials: Fundamentals and Linkages**. New York: John Wiley & Sons Inc., 1999, chap.11, p.399-427.

KRAFFT, J.M. Correlation of Plane Strain Crack Toughness with Strain Hardening Characteristics of a Low, a Medium and a High Strength Steel, **Applied Material Research**, p.88-101, 1964.

LANDES, J.D., BEGLEY, J.A. The Effect on Geometry on  $J_{IC}$ . In: **Fracture Toughness**. ASTM STP 514, Philadelphia: ASTM, 1972, part II, p24-39.

LEAP, M.J., WINGERT, J.C. The Effects of Grain-Refining Precipitates on the Development of Toughness in 4340 Steel, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.30A, n.1, p.93-114, 1999

LEE, C.S., LIVNE, T., GERBERICH, W.W. The Acoustic-Emission Measurement of Cleavage Initiation Near the Ductile Brittle Transition-Temperature in Steel, **Scripta Metallurgica**, v.20, n.8, p.1137-1140, 1986.

LEE, S., CHOO, S-H., BAEK, E-R., AHN, S., KIM, N.J. Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in High-Chromium White Iron Hardfacing Alloys, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.27A, n.12, p3881-3891, 1996.

LIN, T., EVANS, A.G., RITCHIE, R.O. A Statistical-Model of Brittle-Fracture by Transgranular Cleavage, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.34, n.5, p.477-497, 1986.

LIN, T., EVANS, A.G., RITCHIE, R.O., Stochastic Modeling of the Independent Roles of Particle Grain Size in Transgranular Cleavage Fracture, **Metallurgical Transactions A**, v.18A, n.4, p.641-651, 1987.

LIN, T., RITCHIE, R.O. On the Effect of Sampling Volume on the Microscopic Cleavage Fracture-Stress, **Engineering Fracture Mechanics**, v.29, n.6, p.697-703, 1988.

LINAZA, M.A., ROMERO, J.L., RODRIGUEZ-IBABE, J.M., URCOLA, J.J. Influence of the Microstructure on the Fracture-Toughness and Fracture Mechanisms of Forging Steels Microalloyed with Titanium with Ferrite-Pearlite Structures, **Scripta Metallurgica et Materialia**, v.29, n.4, p.451-456, 1993.

LINAZA, M.A., ROMERO, J.L., RODRIGUEZ-IBABE, J.M., URCOLA, J.J. Cleavage Fracture of Microalloyed Forging Steels, **Scripta Metallurgica et Materialia**, v.32, n.3, p.395-400, 1995a.

LINAZA, M.A., RODRIGUEZ-IBABE, J.M., URCOLA, J.J. Comparison Between Brittle-Fracture Micromechanisms at 77K in Prepacked Specimens and in Notched Specimens, **International Journal of Fracture**, v.70, n.1, p.R3-R10, 1995b.

LINAZA, M.A., RODRIGUEZ-IBABE, J.M., URCOLA, J.J. Determination of the Energetic Parameters Controlling Cleavage Fracture Initiation in Steels, **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.20, n.5, p.619-632, 1997.

LIU, S.C., HASHIDA, T., TAKAHASHI, H., KUWANO, H., HAMAGUCHI, Y. A Study on Fractography in the Low-Temperature Brittle Fracture of an 18Cr-18Mn-0.7N Austenitic Steel, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.29A, n.3, p.791-798, 1998.

MALKIN, J., TETELMAN, A.S. Relation between  $K_{IC}$  and Microscopic Strength for Low Alloy Steels, **Engineering Fracture Mechanics**, v.3, p.151-167, 1971.

MANTYLA, M., ROSSOLL, A., NEDBAL, I., PRIOUL, C., MARINI, B. Fractographic Observations of Cleavage Fracture Initiation in a Bainitic A508

Steel, **Journal of Nuclear Materials**, v.264, n.3, p.257-262, 1999.

MARROW, T.J. The Fracture Mechanism in 475 °C Embrittled Ferritic Stainless Steels, **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.19, n.7, p.919-933, 1996.

MARTIN-MEIZOSO, A., OCAÑA-ARIZCORRETA, I., GIL-SEVILLANO, J., FUENTES-PÉREZ, M. Modelling Cleavage Fracture of Bainitic Steels, **Acta Metallurgica and Materialia**, v.42, n.6, p.2057-2068, 1994.

MARTINS, A.R. **Correlação entre a tenacidade e aspectos microestruturais e mecânicos da liga Al 7050 de uso na indústria aeronáutica**. 1996. 116f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) - Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro.

MATTHEWS, W.T. The Role of Impact Testing in Characterizing the Toughness of Materials. In: **Impact Testing of Metals**. ASTM STP 466, York: ASTM, 1970, p3-20.

MCCLINTOCK, F.A., IRWIN, G.R. Plasticity Aspects of Fracture Mechanics. In: **Fracture Toughness Testing and its Applications**. ASTM STP 381, Philadelphia: ASTM, 1965, p.84-113.

McMAHON, C.J., COHEN, M. Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron, **Acta Metallurgica**, v.13, n.6, p.591-604, 1965.

McMEEKING, R.M. Finite Deformation Analysis of Crack-Tip Opening in Elastic-Plastic Materials and Implications for Fracture, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.25, n.5, p.357-381, 1977.

McMEEKING, R.M. Plastic Flow Instabilities at Crack Tips, In: LATANISION R.M. and JONES R.H. (Ed.) **Chemistry and Physics of Fracture**, Martinus Nijhoff Publishers, 1987. p.91- 128.

MEIZOSO, A.M., IBABE, J.M.R., SOLÉ, J.L.V., SEVILLANO, J.G. Brittle Fracture Nucleation in SA 533B-1 Steel. In: ECF6, Fracture Control of Engineering Structures, 1986, Amsterdam. **Proceedings...**, EMAS, 1986. p.1763-1773.

MENDIRATTA, M.G., GOETZ, R., DIMIDUK, D.M., LEWANDOWSKI, J.J. Unconstrained and Constrained Tensile Flow and Fracture-Behavior of an Nb-1.24 at Pct Si Alloy, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.26A, n.7, p.1767-1776, 1995.

MENDIRATTA, M.G., GOETZ, R.L., DIMIDUK, D.M. Notch Fracture in Gamma-Titanium Aluminides, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.27A, n.12, p.3903-3912, 1996.

MILNE, I., CHELL, G.G., Effect of Size on the J Fracture Criterion. In: **Elastic-Plastic Fracture**. ASTM STP 668, Philadelphia: ASTM, 1979, p.358-377.

MIYATA, T., YANG, R.C., OTSUKA, A., HAZE, T., AIHARA, S. Cleavage Fracture of Steels with Fine Grained Ferrite, Coarse Grained Bainitic and Martensitic Microstructures. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v.4, p.2563-2572.

NARISAWA, I., ISHIKAWA, M. Fracture and Toughness of Polymer Solids. In: VALLURI S.R. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1984. v.1, p.453-472.

NARSTROM, T., ISACSSON, M. Microscopic Investigation of Cleavage Initiation in Modified A508B Pressure Vessel Steel, **Materials Science and Engineering A**, v.A271, n.1-2, p.224-231, 1999.

ODETTE, G.R., EDSINGER, K.V., LUCAS, G.E., Cleavage-Quasi Cleavage in

Ferritic and Martensitic Steels. In: CHAN K.S. (Ed.) **George R. Irwin Symposium. on Cleavage Fracture.** The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. p221.

OHYA, K., KIM, J., YOKOYAMA, K., NAGUMO, M. Microstructures Relevant to Brittle Fracture Initiation at the Heat-Affected Zone of Weldment of a Low Carbon Steel, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.27A, n.9, p.2574-2582, 1996.

ONYEWUENYI, O.A., HIRTH, J.P. Plastic Instability in U-Notched Bend Specimens of Spheroidized AISI 1090 Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.13A, n.12, p.2209-2218, 1982.

ONYEWUENYI, O.A., HIRTH J.P. Effects of Hydrogen on Notch Ductility and Fracture in Spheroidized AISI 1090 Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.14A, n.2, p.259-269, 1983.

ORTNER, S.R., HIPPSLEY, C.A. Two Component Description of Ductile to Brittle Transition in Ferritic Steel, **Materials Science and Technology**, v.12, n.12, p.1035-1042, 1996.

PANDEY, R.K., BANERJEE, S. Strain Induced Fracture in Low Strength Steels, **Engineering Fracture Mechanics.**, v.10, n.4, p.817-829, 1978.

RAJAN, V.B., HIRTH, J.P. Effect of Hydrogen on Four-Point-Bend Tests of U-Notched AISI 1090 Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.18A, n.2, p.335-340, 1987.

RICE, J.R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, **Journal of Applied Mechanics**, Trans. ASME, v.35, n.2, p.379-386, 1968.

RICE, J.R., ROSENGREN, G.F. Plane-Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**,

v.16, n.1, p.1-12, 1968.

RICE, J.R., JOHNSON, M.A. The Role of Large Crack Tip Geometry Changes in Plane Strain Fracture. In: Kanninen M.F. (ed.) **Inelastic Behavior of Solids**. New York: McGraw-Hill, 1970. p.641-672.

RITCHIE, R.O., KNOTT, J.F., RICE, J.R. On the Relationship between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v.21, n.6, p.395-410, 1973.

RITCHIE, R. O., FRANCIS, B., SERVER, W. L. Evaluation of Toughness in AISI 4340 Alloy Steel Austenitized at Low and High Temperatures, **Metallurgical Transactions A**, v.7A, n.6, p.831-838, 1976.

RITCHIE, R. O., HORN, R. M. Further Considerations on the Inconsistency in Toughness Evaluation of AISI 4340 Steel Austenitized at Increasing Temperatures, **Metallurgical Transactions A**, v.9A, n.3, p.331-341, 1978.

RITCHIE, R.O. On the Relationship Between Fracture Toughness and Charpy V-Notch Energy in Ultrahigh Strength Steel. In: Rosenfield A.R. (ed.) **What does the Charpy Test Really Tell Us. SYMPOSIUM HELD AT THE ANNUAL MEETING OF AIME/ASM, 1978, Denver. Proceedings...**, AIME/ASM, 1978. p.54-73.

RITCHIE, R.O., SERVER, W.L., WULLAERT, R.A. Critical Fracture Stress and Fracture Strain Models for the Prediction of Lower and Upper Shelf Toughness in Nuclear Pressure Vessel Steels, **Metallurgical Transactions A**, v.10A, n.10, p.1557-1570, 1979.

RITCHIE, R.O., THOMPSON, A.W. On Macroscopic and Microscopic Analyses for Crack Initiation and Crack Growth Toughness in Ductile Alloys, **Metallurgical Transactions A**, v.16A, n.2, p.233-248, 1985.

ROBERTS, R., NEWTON, C. Interpretive Report On Small-Scale Test

Correlations With K<sub>IC</sub> Data, **Welding Research Council Bulletin**, n.265, p.1-18, 1981.

ROLFE, S.T., BARSOM, J.M. Correlations Between K<sub>IC</sub> or K<sub>ID</sub> and Other Fracture-Toughness Tests. In: \_\_. **Fracture and Fatigue Control in Structures : Applications of Fracture Mechanics**, New Jersey, USA : Prentice-Hall, Inc., 1977. 1st ed., p.167-207.

ROSENFELD, A.R., VOTAVA, E., HAHN, G.T. Slip-Induced Crack Formation in Mild Steel, **Transactions of the ASM**, v.61, n.4, p.807-815, 1968.

ROSENFELD, A.R., SHETTY, D.K., SKIDMORE, A.J. Fractographic Observations of Cleavage Initiation in the Ductile-Brittle Transition Region of a Reactor-Pressure-Vessel Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.14A, n.9, p.1934-1937, 1983.

ROSENFELD, A.R., SHETTY, D.K. Particle-Induced Cleavage Crack Initiation in Steel, **Scripta Metallurgica**, v.20, n.3, p.439-440, 1986.

ROSENFELD, A.R. Micromechanisms of Cleavage Fracture. In: CHAN K.S. (Ed.) **George R. Irwin Symposium. on Cleavage Fracture**. The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. p.229-236.

RUSSO, V.J., CHAKRABARTI, A.K., SPRETNAK, J.W. The Role of Pure Shear Strain on the Site of Crack Initiation in Notches, **Metallurgical Transactions A**, v.8A, n.5, p.729-740, 1977.

SAMANT, A.V., LEWANDOWSKI, J.J. Effects of Test Temperature, Grain Size, and Alloy Additions on the Cleavage Fracture Stress of Polycrystalline Niobium, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.28A, n.2, p.389-399, 1997.

SAN MARTIN, J.I., RODRIGUEZ-IBABE, J.M. Determination of Energetic Parameters Controlling Cleavage Fracture in a Ti-V Microalloyed Ferrite-



Pearlite Steel, **Scripta Materialia**, v.40, n.4, p.459-464, 1999.

SERVER, W.L. Impact Three-Point Bend Testing for Notched and Precracked Specimens, **Journal of Testing and Evaluation**, v.6, n.1, p.29-34, 1978.

SMITH, E. The Nucleation and Growth of Cleavage Microcracks in Mild Steel. In: PHYSICAL BASIS OF YIELD AND FRACTURE, sep.1966, Inst. of Phys. and Phys. Soc., Oxford, Conference Series No1, Conference Proceedings, 1966, p.36-46.

SMITH, E. Cleavage Fracture in Mild Steel, **International Journal of Fracture Mechanics**, v.4, n.2 p.131-144, 1968.

TANI, T., NAGUMO, M. Fracture Process of a Low Carbon Low Alloy Steel Relevant to Charpy Toughness at Ductile-Brittle Fracture Transition Region, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.26A, n.2, p.391-399, 1995.

TETELMAN, A.S., McEVILY Jr., A.J. Cleavage Crack Nucleation and the Ductile-Brittle Transition in Low Strength, Flaw-Free Materials. In: \_\_. **Fracture of Structural Materials**, New York: John Wiley & Sons, 1967. p.234-283.

THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E813-89: Test Method for  $J_{IC}$ , A measure of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, ASTM Publications, Philadelphia, v.03.01, 1995.

THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1820-99a: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, ASTM Publications, Philadelphia, v.03.01, 2001a, CD.

THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E23-01: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, ASTM Publications, Philadelphia, v.03.01, 2001b, CD.

THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E3-95: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens, Annual Book of ASTM Standards, ASTM Publications, Philadelphia, v.03.01, 2001c, CD.

THOMASON, P.F. Ductile Fracture in Notched Bars and Cracked Plates. In:\_\_. **Ductile Fracture of Metals**. Pergamon Press, 1990. chap.8, p.188-213.

THOMPSON, A.W.,ASHBY, M.F. Fracture Surface Micro-Roughness, **Scripta Metallurgica**, v.18, n.2, p.127-130, 1984.

THOMPSON, A.W., KNOTT, J.F. Micromechanisms of Brittle-Fracture, **Metallurgical Transactions A**, v.24A, n.3, p523-534, 1993.

THOMPSON, A.W. The Fractography-Modeling Link in Cleavage Fracture. In: CHAN K.S. (Ed.) **George R. Irwin Symposium. on Cleavage Fracture**. The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. p.225.

TODINOV, M.T. Probability of Fracture Initiated by Defects, **Materials Science and Engineering A**, v.A276, n.1-2, p.39-47, 2000.

TWEED, J.H., KNOTT, J.F. Micromechanisms of Failure in C-Mn Weld Metals, **Acta Metallurgica**, v.35, n.7, p.1401-1414, 1987.

WALLIN, K., SAARIO, T., TÖRRÖNEN, K. Statistical-Model for Carbide Induced Brittle-Fracture in Steel, **Metal Science**, v.18, n.1, p.13-16, 1984.

WANG, G.Z., CHEN, J.H., LI, Z.H., Further Study on the Mechanism of the Ductile-to-Brittle Fracture Transition in C-Mn Base and Weld Steel, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.28A, n.8, p.1689-1698, 1997.

WANG, G.Z., CHEN, J.H., Cleavage Fracture Criterion of Low Alloy Steel and Weld Metal in Notched Specimens, **International Journal of Fracture**, v.89, n.3, p.269-284, 1998.

WANG, G.Z., WANG, H.J., CHEN, J.H. Effects of Notch Geometry on the Local Cleavage Fracture Stress  $\sigma_f$ , **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.22, n.10, p.849-858, 1999.

WANG, G.Z., CHEN, J.H. On Locations Initiating Cleavage Fracture in Precracked Specimens of Low Alloy Steel and Weld Metal, **International Journal of Fracture**, v.108, n.3, p.235-250, 2001.

WEIDIAN, M., CHUNXIAO, H., XING, X.X., WEI, Z., YI, S., QIGONG, C. Elastoplastic Stress-Strain Analysis for a Pure Bending Notched Specimen of Power Hardening Material and its Application. In: SALAMA K. et al. (Ed.) **Advances in Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7)**. Oxford: Pergamon Press, UK, 1989. v1, p.471-478.

WELLS, A.A. Unstable Crack Propagation in Metals : Cleavage and Fast Fracture. In: SYMPOSIUM ON CRACK PROPAGATION , 1961, Cranfield, UK, **Proceedings...** 1961. v.1, 210-230.

WILSHAW, T.R., RAU, C.A., TETELMAN, A.S. A General Model to Predict the Elastic-Plastic Stress Distribution and Fracture Strength of Notched Bars in Plane Strain Bending, **Engineering Fracture Mechanics**, v.1, p.191-211, 1968.

WOOD, W. E., PARKER, E. R., ZACKAY, V. F. An Investigation of Metallurgical Factors which Affect the Fracture Toughness of Ultra-High Strength Steels, LBL-1474, Lawrence Berkeley Lab., California, May 1973.

XIULIN, Z. On an Unified Model for Predicting Notch Strength and Fracture Toughness of Metals, **Engineering Fracture Mechanics**, v.33, n.5, p.685-695, 1989.

YAN, C., CHEN, J.H., SUN, J., WANG, Z. Critical Assessment of the Local Cleavage Stress  $\sigma_f^*$  in Notch Specimens of C-Mn Steel, **Metallurgical**

**Transactions A**, v.24A, n.6, p1381-1389, 1993.

YOKOYAMA, K., NAGUMO, M. Brittle Fracture Initiation Associated with the Strain Localization in a Heat-Affected Zone of a Low Carbon Steel,

**Metallurgical and Materials Transactions A**, v.29A, n.2, p.551-558, 1998.

YOSHIDA, H., NAGUMO, M. Microstructures Controlling the Ductile Crack Growth Resistance of Low Carbon Steels, **Metallurgical and Materials**

**Transactions A**, v.29A, n.1, p.279-287, 1998.

ZENER, C. The Micro-Mechanisms of Fracture. In: **Fracturing of Metals**.

Cleveland: American Society of Metals, 1948. p.3-31.

ZIA-EBRAHIMI, F., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. On Ductile Crack Initiation in Notched Bend Specimens, **Scripta Metallurgica**, v.16, n.8, p.987-992, 1982.

ZIA-EBRAHIMI, F., KRAUSS, G., Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Medium-Carbon Steels, **Acta Metallurgica**, v.32, n.10, p.1767-1778, 1984.