

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE MATERIAIS-  
PPGEM

**INFLUÊNCIA DAS INCLUSÕES METÁLICAS DE BISMUTO NA TENACIDADE  
E FADIGA DE UM AÇO SAE 1045 COM USINABILIDADE MELHORADA**

MARCELO DOS SANTOS BARRETOS  
ENGENHEIRO METALÚRGICO

DISSERTAÇÃO PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA

PORTO ALEGRE, NOVEMBRO DE 1999.

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE MATERIAIS-  
PPGEM

**INFLUÊNCIA DAS INCLUSÕES METÁLICAS DE BISMUTO NA TENACIDADE  
E FADIGA DE UM AÇO SAE 1045 COM USINABILIDADE MELHORADA**

MARCELO DOS SANTOS BARRETOS  
ENGENHEIRO METALÚRGICO

TRABALHO REALIZADO NO DEPARTAMENTO DE METALURGIA DA ESCOLA DE ENGENHARIA  
DA UFRGS, DENTRO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS - PPGEM.

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: CIÊNCIA DOS MATERIAIS

PORTO ALEGRE, NOVEMBRO DE 1999.

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

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira - COPPE / UFRJ

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker - PPGEM / UFRGS

Dr. Ing. Joaquin Bas - Gerdau S.A.

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Coordenador do PPGEM

## **Dedicação**

Dedico esta dissertação a todos que lutam para alcançar seus objetivos de vida buscando a realização pessoal independente dos recursos disponíveis e muitas vezes além das barreiras que a vida nos oferece.

Dedico também a minha esposa Luciane Barretos por incentivar-me a atingir esta realização pessoal.

## **Agradecimentos**

Este trabalho somente foi possível de ser realizado e concluído porque diversos colegas e amigos permitiram e contribuíram com vossa experiência técnica e em muitos casos no apoio na realização dos experimentos e merecem aqui o meu reconhecimento.

Ao Grupo Gerdau pela oportunidade de realizar uma dissertação que contribuirá num dos seus projetos de desenvolvimento de produtos na linha de melhoria da usinabilidade dos aços de construção mecânica, o Projeto CORFAC<sup>®</sup>.

Aos Drs. Afonso Reguly e Telmo Strohaecker pelas contribuições técnicas proporcionadas.

Ao Dr. Joaquin Bas pelo estímulo e orientação sempre muito valiosos na condução desta dissertação.

Aos colegas de trabalho Eng. Walter Pereira e Jair Janoski pelo apoio na realização dos ensaios e na análise das fractografias.

Ao Eng. Vicente Dagnoni pela oportunidade de desenvolvimento a mim concedida.

## Sumário

Resumo	VI
Abstract	VII
1.Introdução	1
2.Revisão Bibliográfica	2
2.1.Metalurgia dos Aços de Usinabilidade Melhorada	5
2.1.1.Sulfetos Controlados	6
2.1.2.Óxidos Controlados	12
2.1.3.Inclusões Metálicas	16
2.1.3.1.Efeito do Chumbo	17
2.1.3.2.Efeito do Bismuto	19
2.1.4.Aditivos	21
2.1.4.1.Efeito do Telúrio	22
2.1.4.2.Efeito do Selênio	23
2.1.4.3.Efeito do Boro	24
2.2.Efeito das Inclusões na Anisotropia dos Aços	25
2.2.1.Efeito das Inclusões nas Propriedades Mecânicas	25
2.2.1.1.Inclusões Atuantes como Vazios	25
2.2.1.2.Inclusões Atuantes como Vazios Pressurizados	27
2.2.1.3.Inclusões Atuantes como Vazios Auto-Pressurizados	28
2.2.2.Influência das Inclusões na Nucleação de Defeitos	31
2.2.3.Influência das Inclusões na Fratura Dúctil	33
2.2.4.Influência das Inclusões na Anisotropia da Ductilidade	35
2.2.5.Influência das Inclusões na Fadiga	40
2.2.6.Influência das Inclusões Metálicas nas Propriedades Mecânicas	46
2.3.Bismuto - Dados Gerais	49
3.Procedimento Experimental	51
3.1.Caracterização Metalúrgica	51
3.2.Ensaaios	52
4.Resultados	57
4.1.Caracterização das Inclusões	57

4.2.Avaliação das Inclusões Metálicas de Bismuto	64
4.3.Ensaio Mecânico e Caracterização Microestrutural	67
4.4.Impacto Charpy	70
4.5.Propagação de Trinca em Fadiga	84
5.Discussão dos Resultados	93
6.Conclusões	98
7.Referências Bibliográficas	99

## RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo verificar a influência das inclusões metálicas de bismuto na tenacidade e no comportamento em fadiga de um aço SAE 1045. O bismuto foi adicionado em três corridas com teores de 0,04-0,06% e com a intenção de melhorar a usinabilidade do aço SAE 1045 amplamente aplicado na indústria de autopeças e metal-mecânica, com a finalidade de aumento de produtividade e redução nos custos finais de fabricação dos componentes usinados.

A avaliação da tenacidade foi realizada na direção longitudinal e transversal ao sentido de laminação. A avaliação do comportamento em fadiga foi realizado na orientação L-R.

As técnicas empregadas no desenvolvimento deste trabalho foram ensaios de tração e dureza, microscopia eletrônica, análise de imagens, fractografias em MEV, ensaio Charpy e levantamento das curvas da/dN versus  $\Delta K$ .

Os resultados dos ensaios indicaram um pequeno efeito do bismuto na tenacidade e fadiga do aço SAE 1045 na temperatura ambiente. Além disso, verificou-se um efeito sinérgico entre o bismuto e o enxofre.

Logo, as indústrias de autopeças tem uma alternativa em termos de aço SAE 1045 com usinabilidade melhorada, onde a aplicação deste aço exige uma avaliação das condições e solicitações em que o componente irá trabalhar.



## ABSTRACT

The aim of this work was to analyze the effects of the metallic inclusions of bismuth in SAE 1045 steel. The study focused on the toughness of the steel and the role of metallic inclusions in fatigue crack growth.

Bismuth was added in the three heat in a range of 0,04-0,06% with the main goal being to improve the machinability of SAE 1045 steel. This steel is utilized in many autoparts and therefore an increase in machinability of this steel would help to reduce production costs.

Toughness was measured and analyzed in transversal and longitudinal planes in relation to the rolling direction. Fatigue crack propagation studies were performed on L-R orientation.

The methods applied were hardness, tensile and Charpy tests for mechanical evaluation. Scanning Electronic Microscopic and Digital Image Analysis techniques were used for metallurgical evaluation. Fatigue crack growth behaviour was characterized by crack growth rate  $da/dN$  versus stress intensity range  $\Delta K$  curves.

The results of this study showed that bismuth inclusions did exert a little influence on the toughness and fatigue crack propagation of SAE 1045 steel at room temperatures.

Therefore the Autoparts Industry has a good alternative for making parts with SAE 1045 with the best machinability. But the use of this kind of steel demands an analysis of conditions and work stress that the parts will suffer.

## 1. Introdução

O mundo globalizado tem provocado que as indústrias entrem numa busca insesante na redução dos custos de produção, de forma a obter custos internacionais. Dentro desta filosofia as indústrias de autopeças e metal-mecânica precisam obter índices de produção internacionais em produtividade, qualidade e custos de fabricação.

Os custos dos processos de usinagem refletem em torno de 30% dos custos finais de fabricação de um componente usinado. Por isso a pesquisa e desenvolvimento de aços com usinabilidade melhorada nas usinas siderúrgicas de aços especiais tem exercido um papel decisivo para o atendimento das atuais necessidades da indústria de autopeças.

Dentro da família de aços construção mecânica o aço SAE 1045 é largamente aplicado. A diversidade de aplicações passa por semi-eixos de automóveis, eixos de motores elétricos entre muitas outras aplicações.

Em aplicações que envolvam grandes volumes de usinagem o aço SAE 1045 tem especificações onde o enxofre tem uma faixa entre 0,020-0,035% para melhorar a usinabilidade. No entanto, diversas usinas siderúrgicas tem desenvolvido processos para adicionar elementos formadores de inclusões metálicas, como o bismuto, com intuito de aumento significativo na usinabilidade do material.

Neste sentido, este trabalho se propõe a investigar a influência do bismuto em teores de 0,04-0,06% em corridas com  $S=0,025\%$  e  $S=0,040\%$  na tenacidade transversal e longitudinal e, o comportamento na propagação de uma trinca em fadiga através da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . O trabalho apresenta uma revisão bibliográfica sobre o estado da arte na melhoria da usinabilidade dos materiais, apresentando o efeito que a introdução de microinclusões metálicas ou não-metálicas tem na usinabilidade e o seu efeito nas propriedades mecânicas e fadiga dos materiais.

## 2. Revisão Bibliográfica

Um dos desafios dos metalurgistas na era contemporânea é de desenvolver materiais metálicos que permitam obter a forma final de um componente através da usinagem. Adequando, desta forma, as propriedades mecânicas do material (dureza, tenacidade, limite de escoamento, limite de resistência) e os processos de conformação por usinagem.

Dentro deste contexto, define-se usinabilidade como uma propriedade extrínseca do material que expressa o grau de dificuldade que um material apresenta quando submetido a certas condições de usinagem (velocidade de corte, avanço, profundidade de corte, processo de usinagem, etc). A usinabilidade pode ser mensurada através de índices comparativos, tomando um padrão como base.

Para que os metalurgistas possam entender as características metalúrgicas que influem na usinabilidade, Ferraresi[1] apresenta através da figura 1 a influência de diferentes mecanismos de desgaste em função da velocidade de corte.

Os desgastes que as ferramentas sofrem são desgaste de quina, de flanco e cratera, conforme apresentado na figura 2 de acordo com a Norma ISO 3685-77.

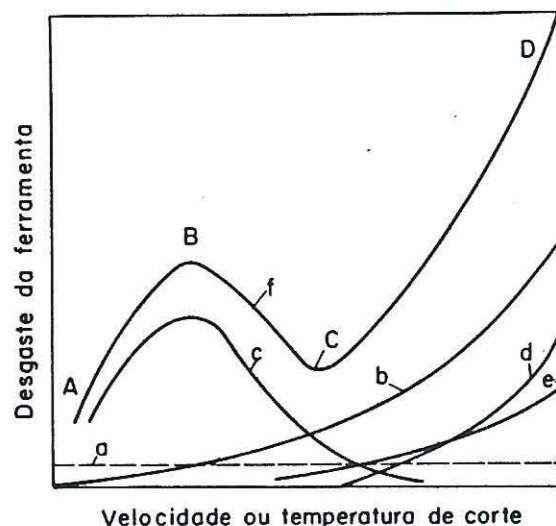


Figura 1- Influência dos mecanismos de desgaste em função da velocidade de corte. a=deformação da aresta cortante; b=abrasão mecânica; c=cisalhamento da aresta postíca de corte; d=difusão; e=oxidação; ABCD = curva somatória dos mecanismos de desgaste [1].

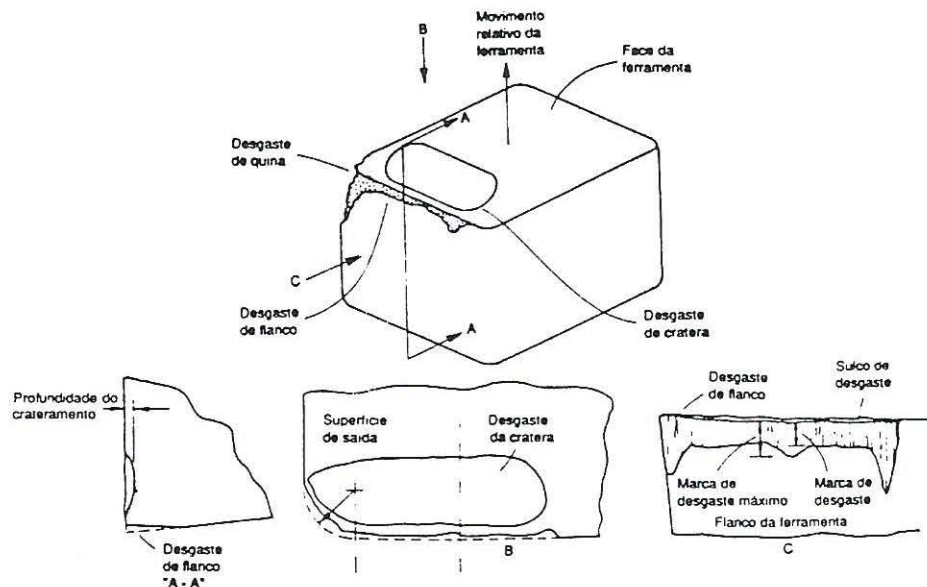


Figura 2 - Tipos de desgaste que uma ferramenta de corte sofre durante a usinagem [2].

Segundo Ferraresi[1], os mecanismos de desgaste de uma ferramenta de corte, são os seguintes :

Desgaste por adesão: ocorre devido as altas temperaturas alcançadas durante a usinagem, produzindo micro-soldas entre a ferramenta, o cavaco e o material em corte. Neste mecanismo existe uma relação entre as características do material de corte, da ferramenta e da micro-solda . Ocorre principalmente em materiais de baixa dureza e em velocidades de corte baixas e média.

O desgaste por adesão pode ser reduzido com o aumento do número de micro soldas frágeis.

Uma alternativa utilizada nos aços para reduzir a temperatura de contato, ductilidade e resistência ao cisalhamento das micro-soldas e, ainda reduzir a resistência ao cisalhamento do cavaco, é a adição de elementos de liga formadores de inclusões metálicas (Pb/Bi) e não-metálicas (S).

Desgaste por abrasão: ocorre pelo atrito da ferramenta com constituintes duros presentes no material usinado. No aço verificamos, por exemplo, microinclusões duras e angulares de alumina, carbonetos, carbonitreto e silicatos. A redução do desgaste por abrasão passa pela eliminação das partículas de óxidos abrasivos mediante tratamento do aço líquido, ou ainda, modificar as microinclusões abrasivas buscando fases mais moles e arredondadas.

Desgaste por difusão: ocorre, principalmente, em altas velocidades de corte onde atingem-se temperaturas elevadas entre o cavaco e a ferramenta, ocorrendo a difusão de alguns elementos químicos da ferramenta para o cavaco, produzindo desta forma, uma redução do teor do elemento e, conseqüente redução da resistência ao desgaste.

A redução do desgaste por difusão é obtido mediante a utilização de ferramentas recobertas com revestimentos de compostos duros e inertes.

Desgaste por oxidação: ocorre quando o material da ferramenta tem afinidade pelo oxigênio e se o óxido formado não apresenta resistência ao desgaste abrasivo. O oxigênio da atmosfera se incumba de oxidar as regiões de temperatura mais elevada da ferramenta, onde ele tenha acesso. Ocorre, desta forma, principalmente nas regiões limitadas pelo cavaco e peça e a interface ferramenta / peça.

A combinação dos fenômenos de desgaste de ferramenta, que de certa forma, define parte da usinabilidade de um material e as propriedades mecânicas esperadas deste material nos permitem seguir uma normalização internacional que distingue os aços de corte fácil dos aços de usinabilidade melhorada.

Os aços de corte fácil são aqueles que estão projetados para oferecer os melhores desempenhos mediante operação de corte. As outras características são consideradas secundárias.

Já os aços de usinabilidade melhorada tem que cumprir as características exigidas pela aplicação (temperabilidade, resistência, etc...) e aumentar a sua aptidão à usinagem.

## 2.1. Metalurgia dos Aços de Usinabilidade Melhorada

Dentro das pesquisas e desenvolvimentos dos aços de construção mecânica a busca em atender as características de aplicação exigidas no projeto coincide com a busca de um melhor desempenho nos processos de usinagem.

O esforço dos pesquisadores em manter as propriedades mecânicas do aço e aumentar a usinabilidade dos mesmos está resumida na tabela 1.

Tabela 1 - Tecnologias aplicadas para melhoria da usinabilidade[3].

Aplicação	Características	Resultado
-Sulfetos Controlados	- Controlar fator de forma dos Sulfetos	- Aumento usinabilidade Vc* baixas
-Óxidos Controlados	- Tratamento ao cálcio	- Aumento usinabilidade Vc* altas
- Baixo Oxigênio	- Evitar formação de inclusões abrasivas	- Aumento de usinabilidade
- Pb/Bi <u>Inclusões Metálicas</u>	- Formar inclusões metálicas	- Aumento usinabilidade Vc* baixas/médias
- Se/Te/ <u>- B Aditivos</u>	- Sulfetos controlados - Óxidos visco-plásticos	- Aumento usinabilidade Vc* baixas - Aumento usinabilidade Vc* altas

\* Vc - é velocidade de corte

Estes processos podem ser aplicados combinadamente, conforme o resultado necessário nas operações de usinagem.

Em síntese, a influência das inclusões, sejam metálicas ou não metálicas, é determinante na usinabilidade dos aços.

DeArdo et allí [4] cita o parâmetro estereológico de inclusões (ISP) desenvolvido pelo The Machinability Institute, o qual relaciona as variações no tipo, forma, tamanho e quantidade de inclusões com o índice de usinabilidade relativa B. Na figura 3 verifica-se a influência do ISP na usinabilidade dos aços SAE 5160, SAE 1144, SAE 12L14 e SAE 1215, onde verifica-se uma relação linear entre as variações das inclusões na usinabilidade relativa dos aços.

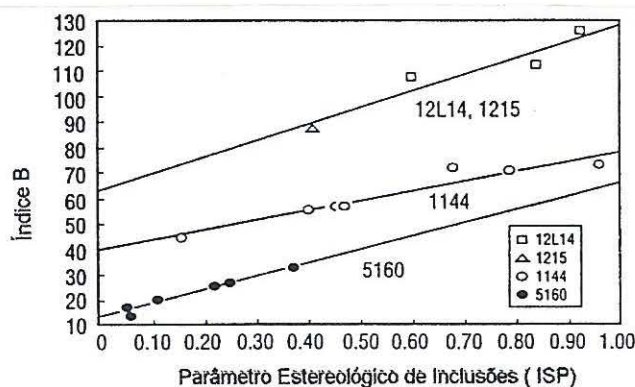


Figura 3 - Parâmetro estereológico de inclusões versus índice de usinabilidade relativa dos aços SAE 5160, SAE 1144, SAE 12L14 e SAE 1215 [4].

### 2.1.1. Sulfetos Controlados

As inclusões de MnS aumentam muito as características de corte de todos os aços.

O enxofre não age tanto como tal, mas forma os sulfetos de manganês (MnS).

Segundo Bellot [5], a influência dos sulfetos sobre a usinabilidade se explica por vários modos de ação:

- o efeito entalhe aumenta localmente a tensão de cisalhamento aplicada e diminui a tensão de ruptura na zona de formação do cavaco. O MnS é deformado seguindo o plano de cisalhamento do cavaco, conforme a figura 4. O tamanho das partículas de MnS influenciam na usinabilidade dos aços, conforme apresentado na figura 5.

- diminui a força de corte, reduz consideravelmente as dimensões da aresta empastada e estende seu domínio.

- forma gume postiço na aresta de corte, reduzindo a força de atrito entre o cavaco e a ferramenta, agindo como lubrificante. O decréscimo na força de atrito resulta num ângulo de cisalhamento maior e produz um cavaco mais quebradiço.

Assim, os sulfetos agem diferentemente conforme as condições de corte:

- velocidades de corte média e baixas, favorecem a ruptura do cavaco e melhoram o estado da superfície usinada.

- velocidades de corte mais elevadas, diminuem a temperatura na interface da ferramenta-cavaco e podem obstruir as transferências de material ferramenta-cavaco através da camada visco- plástica.

Os sulfetos controlados visam, além, de um aumento na usinabilidade dos aços, garantir uma tenacidade similar ao aço referência. Segundo Leskovar [6] quanto mais arredondados os sulfetos, com fator de forma tendendo a 1, maior o índice de usinabilidade, conforme figura 6. Por outro lado, a deformabilidade a quente dos sulfetos é controlada pela sua composição química.

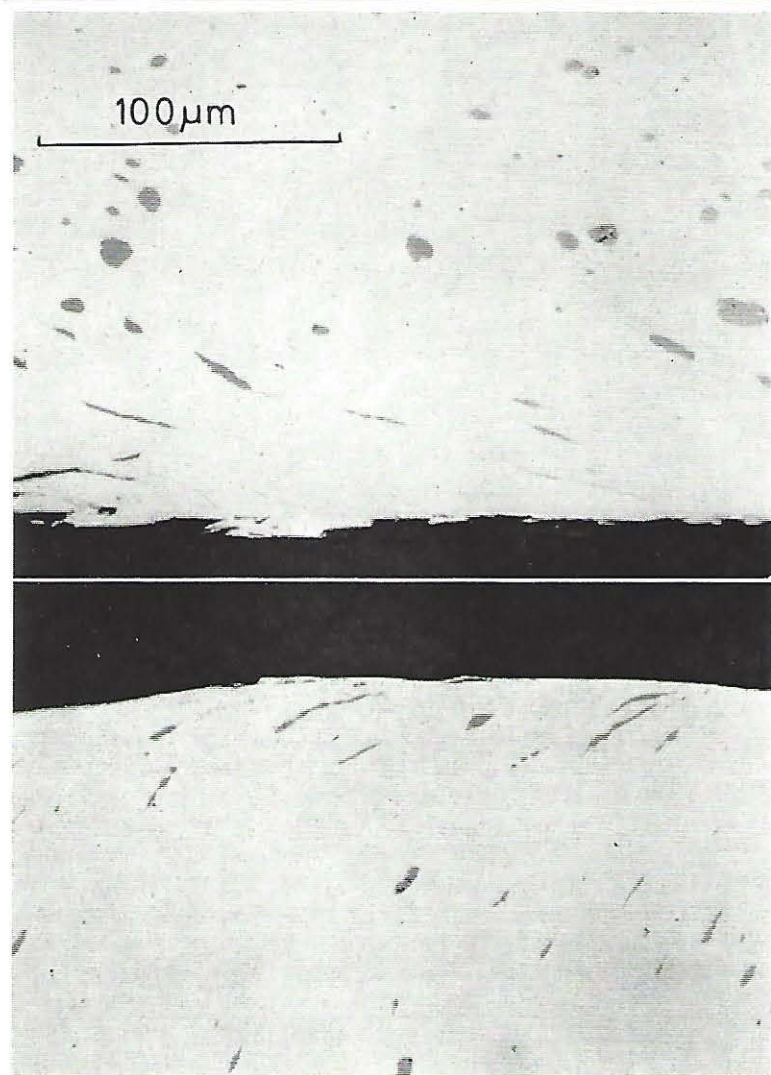


Figura 4 - Inclusão de MnS sendo deformada durante a usinagem de um aço free-cutting [7].



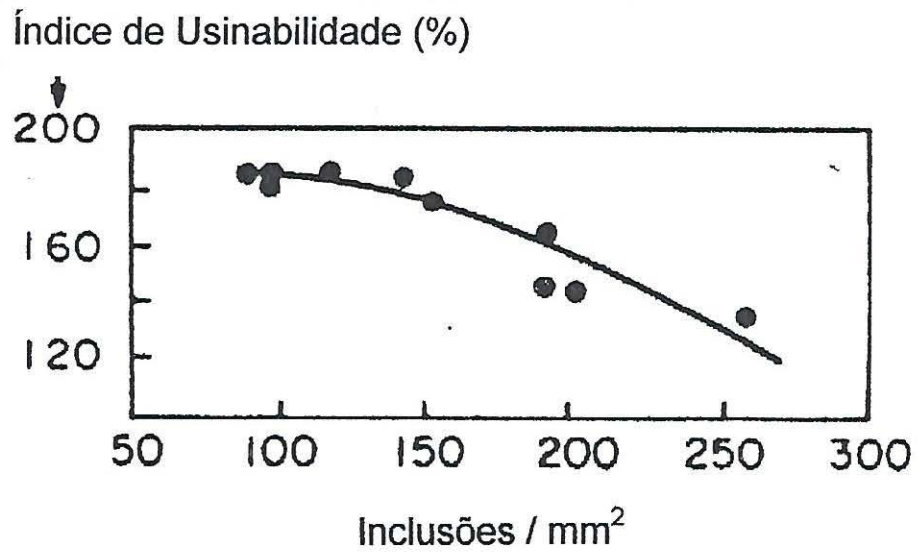


Figura 5 - Índice de usinabilidade versus número de inclusões/área para um aço SAE 1112[8].

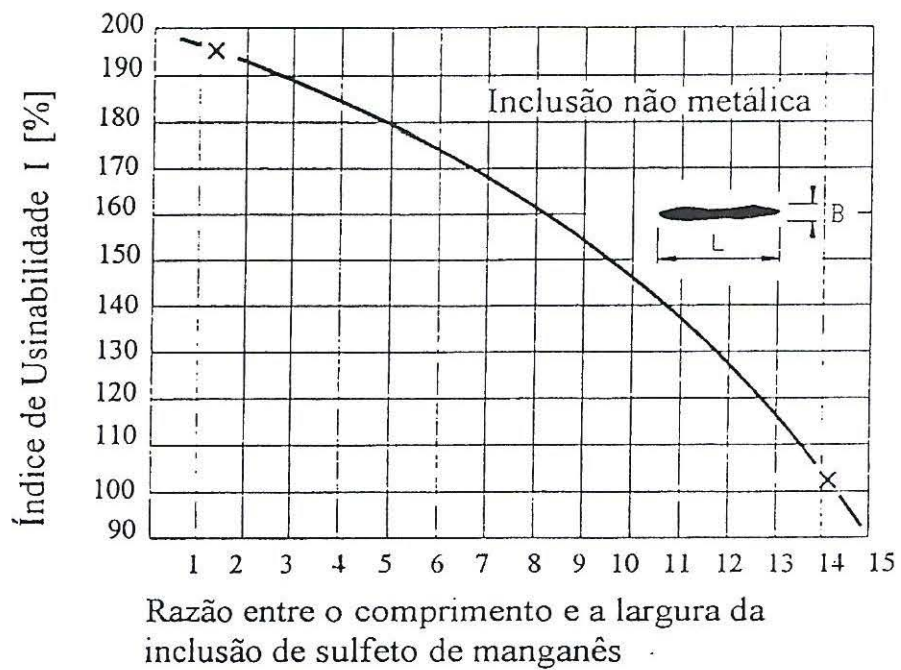


Figura 6 - Influência da forma dos sulfetos sobre o índice de usinabilidade[6].

Segundo Baker at alli [9], durante a solidificação do aço, os sulfetos de manganês podem precipitar em três morfologias diferentes:

Tipo I - sulfetos globulares (figura 7), geralmente associados com uma fase rica em oxigênio, formando os chamados oxi-sulfetos. Estes aços tem oxigênio acima de 200 ppm e inclusões com tamanhos da ordem de 10-30  $\mu\text{m}$ .

Tipo II - sulfetos finos e uniformemente distribuídos, normalmente descrevendo um eutético e confinados em regiões interdendríticas (figura 8). Ocorre em aços com oxigênio abaixo de 100 ppm.

Tipo III - sulfetos angulares e dispersos (figura 9). Ocorre em aços com baixo teor de oxigênio.

Conceitualmente os aços de construção mecânica com usinabilidade melhorada devem ter teores de oxigênio muito baixos, para que se mantenham as propriedades intrínsecas inalteradas. Desta forma, o controle da morfologia dos sulfetos pode ser realizada pela adição de elementos como telúrio e selênio que promovem um decréscimo na deformabilidade à quente dos sulfetos de manganês.

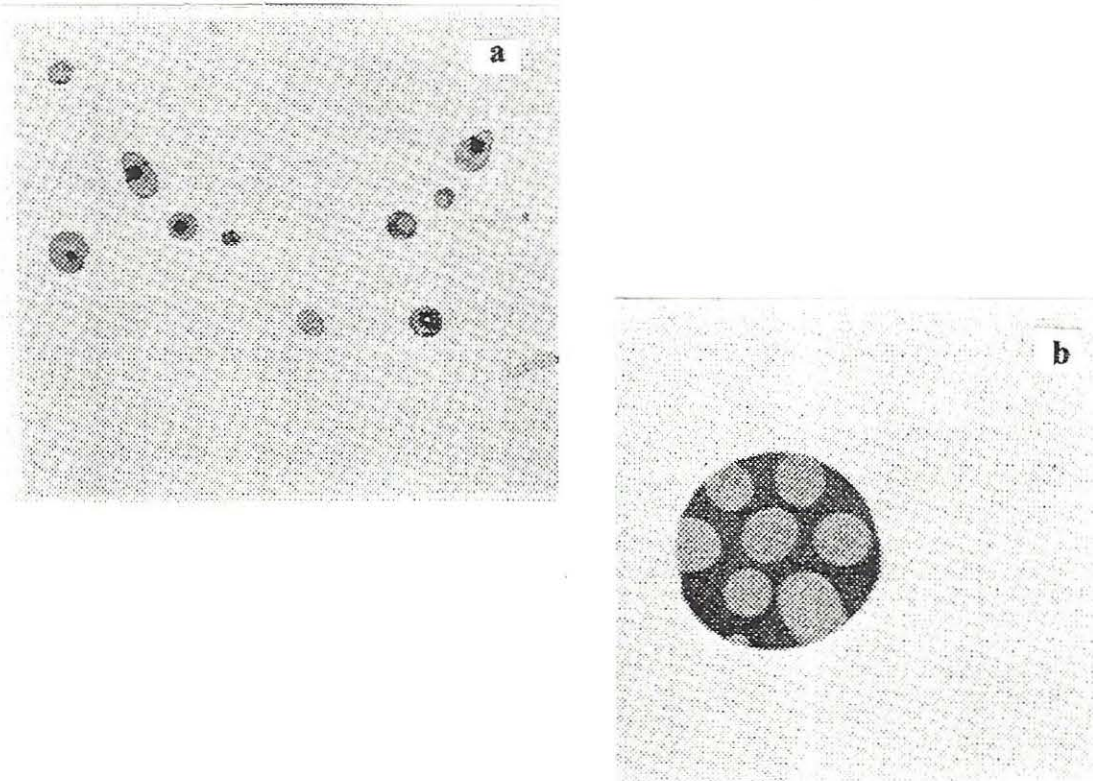


Figura 7 - Inclusão de Sulfeto de Manganês Tipo I.a) 190 X ; b) 500 X duas fases distintas (sulfeto e óxido) [9].

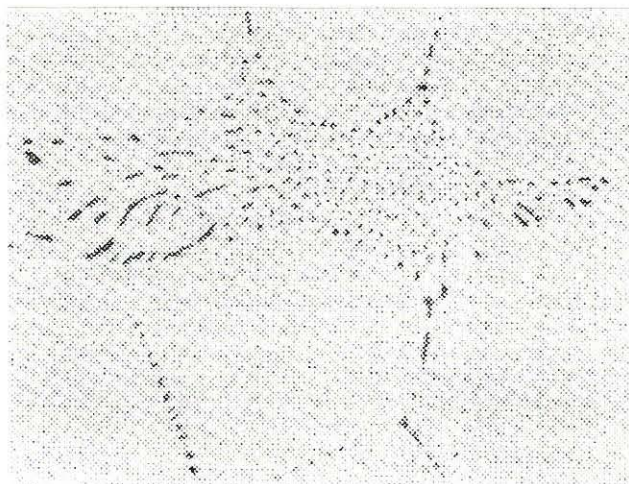


Figura 8 - Inclusão de Sulfeto de Manganês Tipo II ;190 X [9].

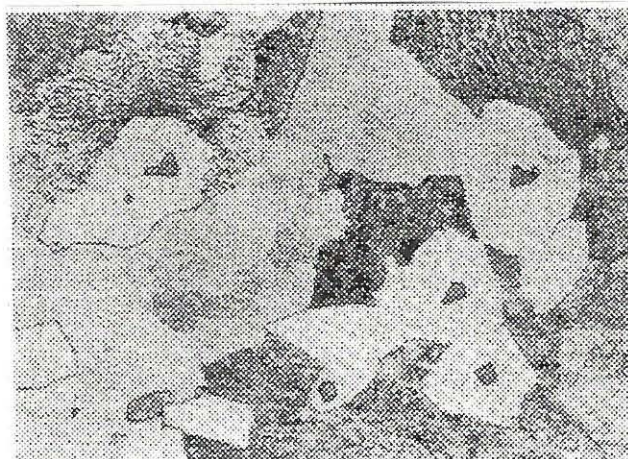


Figura 9 - Inclusão de Sulfeto de Manganês Tipo III ; 210 X [9].

A bibliografia nos apresenta algumas teorias sobre a influência do telúrio na forma dos MnS:

- Os sulfetos de manganês estariam envelopados por MnTe ou PbTe (em aços com Pb), os quais formam eutéticos com o MnS. Desta forma, o envelope líquido acomodaria as altas tensões e restringiria a deformação dos MnS. Porém, nem todos os sulfetos apresentam um envelope de teluretos.

- Segundo Josefsson [10], existe uma relação otimizada entre o Te contido nas inclusões de MnS e o fator de forma.

- Segundo Kato et alli [11], a globulização é mais pronunciada com a relação Te/S aproximadamente de 0,07-0,12, vide figura 10. Uma vez que o telúrio é solúvel nas inclusões de MnS até a similar relação de Te/S.

- Segundo Yaguchi [13] et alli, a dureza dos MnS não é afetada pela presença de telúrio, na temperatura ambiente, conforme tabela 2. Contudo a possibilidade das propriedades mecânicas se diferenciar nas temperaturas de laminação não pode ser descartada.

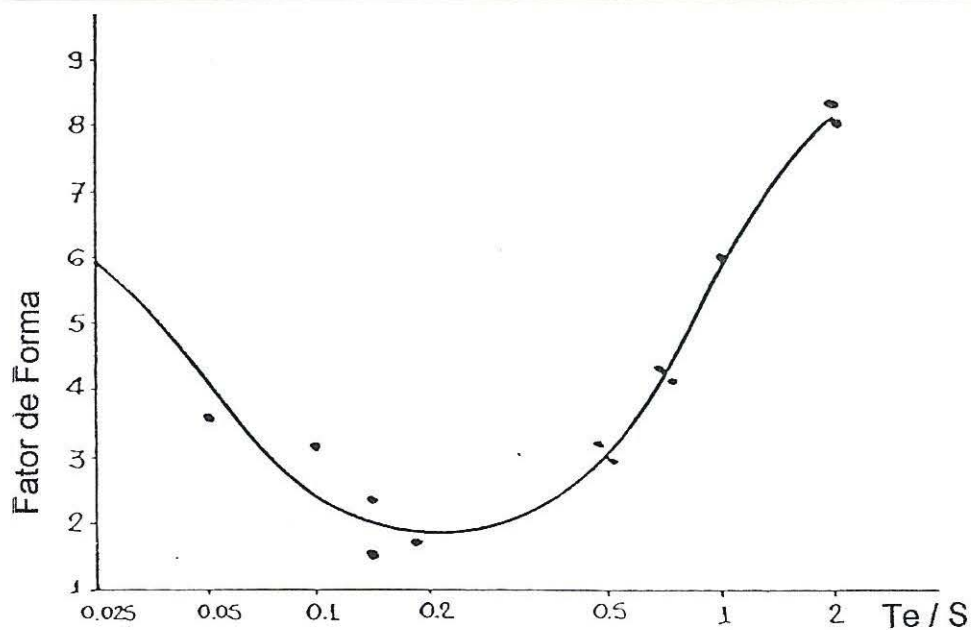


Figura 10 - Fator de forma do MnS versus a relação Te/S [12].

Tabela 2 – Microdureza das inclusões de MnS em corridas com diferentes teores de telúrio[13].

	Te < 0,003%	Te = 0,015%	Te = 0,036%
Média (kg/mm <sup>2</sup> )	228,4	217,1	217,7
$\sigma$	31,7	27,7	31,2

Contudo, a influência do telúrio independente do mecanismo principal atuante, resulta numa globulização dos sulfetos.

Estudos realizados por Cadarso et alli[73] num aço SAE 1045 (F1142) em corridas com diferentes teores de enxofre e telúrio apresentaram resultados conforme a tabela 3 apresenta.

Tabela 3 - Resultados obtidos com aço SAE 1045 (F1142) na Acenor [73].

Aço	% S	% Te	Fator de forma médio	%Sulfetos FF< 6 (%)	Área (%)
D	0,012	-	6,4	60,1	0,18
N	0,021	-	5,5	72,2	0,14
E	0,035	-	8,1	51,1	0,31
SGR	0,071	0,009	2,4	98,7	0,28
R	0,077	-	6,6	59,4	0,38
V	0,104	-	7,3	53,9	0,97
SGV	0,111	0,014	2,9	96,4	0,40

FF - Fator de Forma

Verifica-se na tabela 3 que corridas com adição de telúrio tiveram um percentual maior de MnS com fator de forma menor que 6, apresentando fator de forma médio menor que as demais corridas, caracterizando o efeito do Te na globulização dos mesmos.

### 2.1.2. Óxidos Controlados

O desgaste de ferramenta e formação de cavaco são dois distintos fenômenos os quais devem ser considerados na engenharia de inclusões no projeto dos aços com usinabilidade melhorada.

A abrasão das ferramentas, durante a usinagem, por inclusões ou partículas de segundas fases as quais são mais duras do que a ferramenta, contribuem significativamente para o desgaste de flanco. Inclusões de alumina, que resultam de prática convencional de desoxidação com alumínio, são particularmente indesejadas e sua eliminação ou modificação para inclusões com dureza menor do que a ferramenta, é uma das características na produção de modernos aços com usinagem melhorada.

Dentro das tecnologias empregadas na engenharia de inclusões o tratamento ao cálcio dos aços de construção mecânica tem sido uma opção preferencial dos metalurgistas.

No sistema  $MnO-Al_2O_3-SiO_2$ , busca-se obter inclusões de silicatos mais moles, como a spessartita ( $3MnO-Al_2O_3-SiO_2$ ). A importância do oxigênio solúvel contido e a

temperatura no controle da desoxidação é vital para obter composições em equilíbrio que resultam em inclusões mais macias, conforme a figura 11 apresenta.

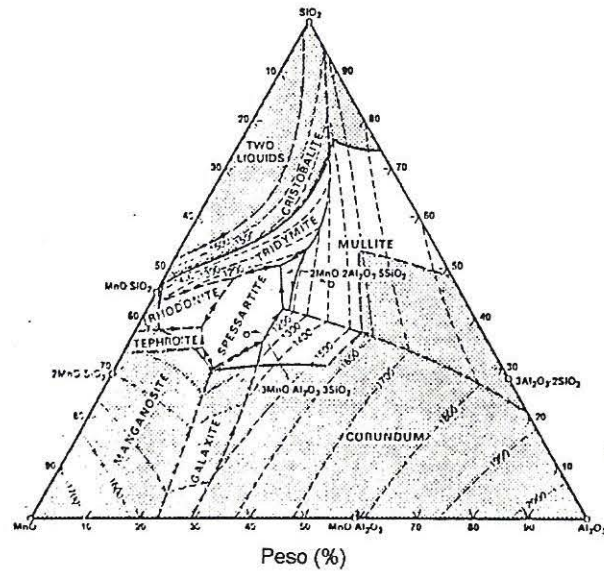


Figura 11 - Diagrama ternário de equilíbrio do sistema  $\text{MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  à  $1600^\circ\text{C}$  [15].

No sistema  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ , a engenharia de inclusões busca obter fases mais plásticas como o Anortita ( $\text{CaO}\cdot 2\text{SiO}_2\cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ ) e a Gehlenita ( $2\text{CaO}\cdot \text{SiO}_2\cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ ), conforme a figura 12 apresenta.

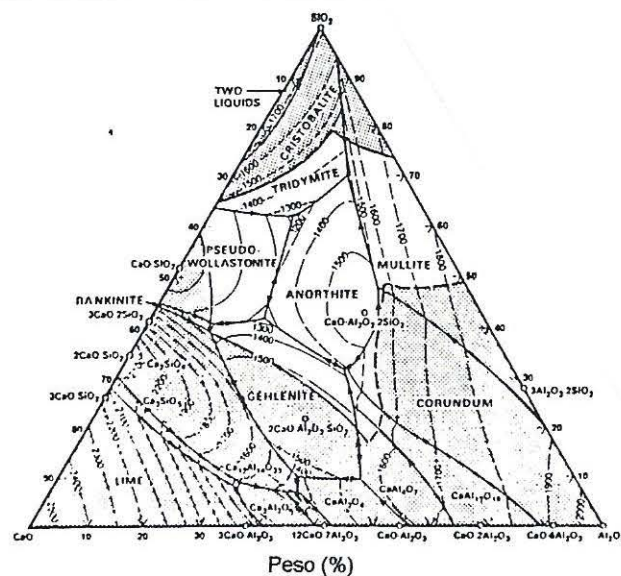


Figura 12 - Diagrama ternário de equilíbrio do sistema  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  à  $1600^\circ\text{C}$  [15].

A tabela 4 apresenta valores de dureza das fases obtidas.

Tabela 4 - Valores de dureza versus composição das inclusões[8]

Fase	Composição	Dureza (kp/mm <sup>2</sup> )
Corundum	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3000-4500
Cristobalita	SiO <sub>2</sub>	1600
Manganosita	MnO	400
Gehlenita	2CaO.SiO <sub>2</sub> . Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1200
Anortita	CaO.2SiO <sub>2</sub> .Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	850

O tratamento com cálcio promove a obtenção de inclusões mais macias e arredondadas, conforme mostra o esquema apresentado na figura 13. Na grande maioria dos casos obtém-se um óxido modificado revestido por uma capa de (Ca,Mn)S, onde esta capa visco-plástica promove um menor desgaste na ferramenta.

Estudos realizados por Pytel e Rudnik [16], apresentam a obtenção de um fator de forma igual a 1, quando a inclusão apresenta 50 % em volume de óxidos. A figura 14 apresenta alguns exemplos de inclusões obtidas com tratamento ao cálcio.

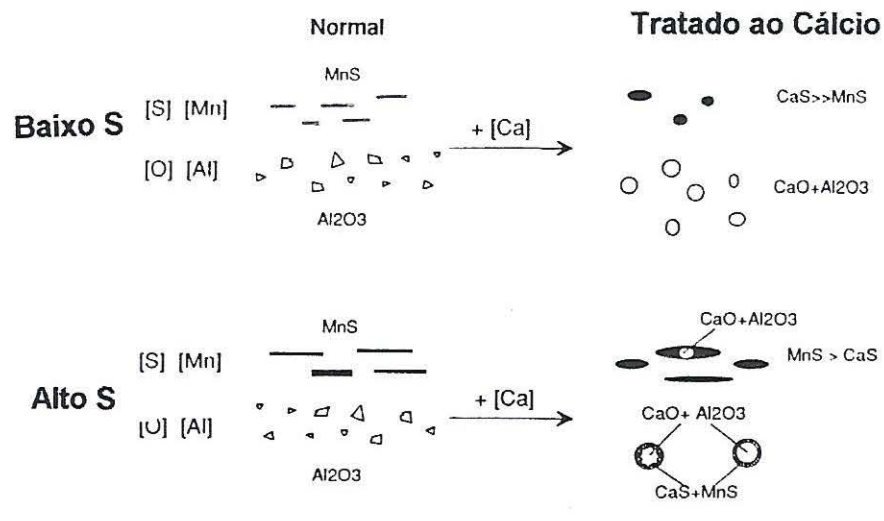


Figura 13 - Esquema mostra a influência do tratamento ao cálcio nas inclusões[17].

Segundo Hetzner et alli[18], quanto maior o teor de cálcio menor a área, comprimento e fator de forma dos sulfetos em um aço SAE 4140 tratado ao cálcio, conforme figura 15.

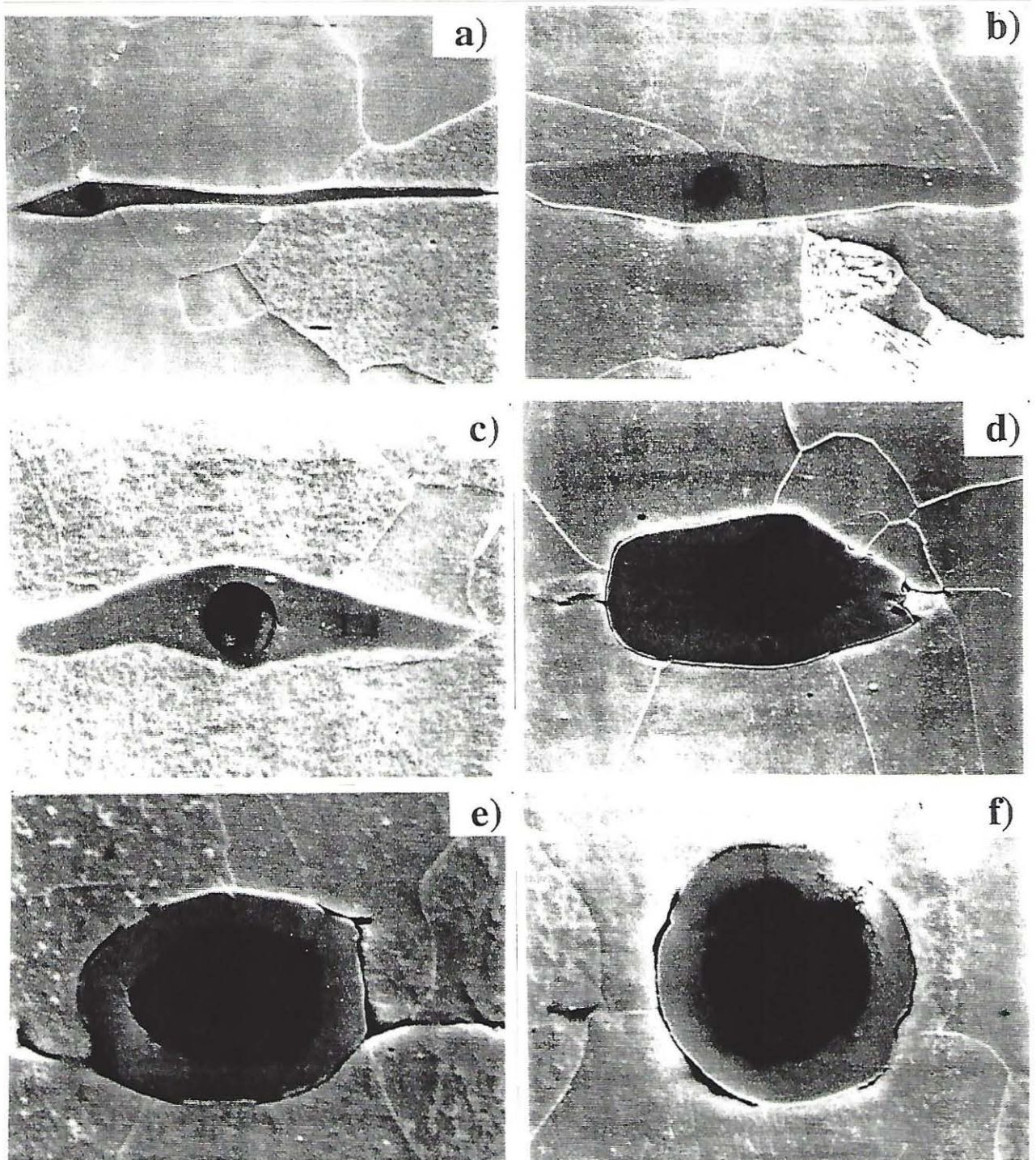


Figura 14 - Variação na forma de inclusões com 2 fases (sulfetos e óxidos) após laminação à quente; a) FF=12 Vo=4%, b) FF=7 Vo=6%, c) FF=5 Vo=15%, d) FF=2 Vo=30%, e) FF=1,5 Vo=40%, f) FF=1 Vo=50%. FF=Fator Forma Vo = Volume óxidos [18].



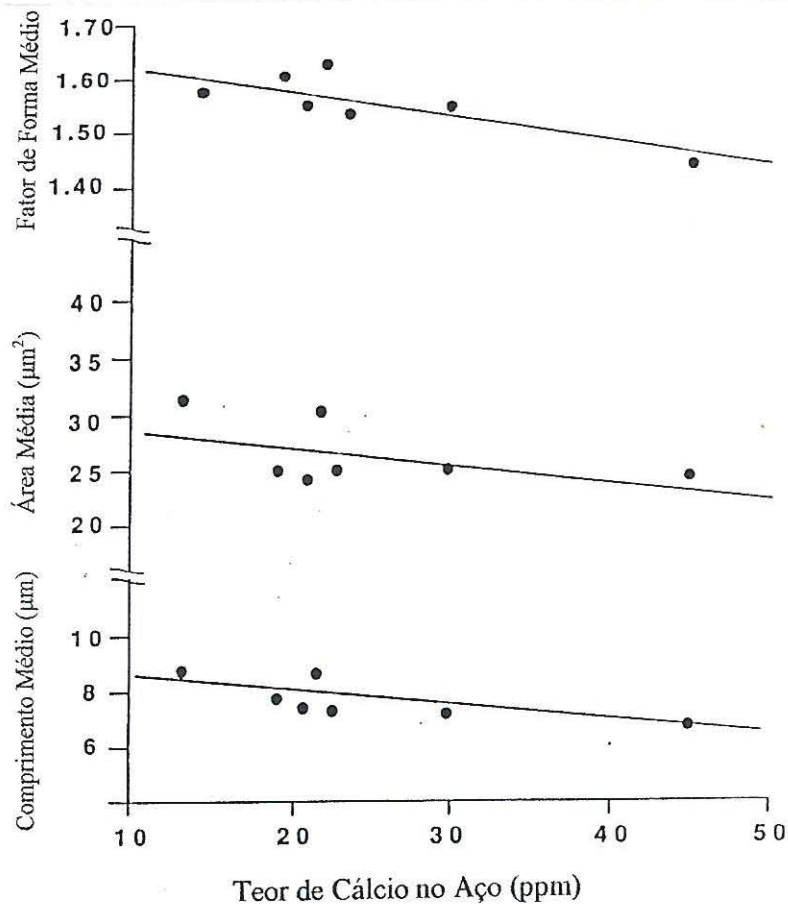


Figura 15 - Relação entre a média de comprimento, área e fator forma em função do teor de cálcio no aço[18].

### 2.1.3. Inclusões Metálicas

O emprego de elementos formadores de inclusões metálicas nos aços já vem sendo amplamente estudado ao longo de décadas.

Basicamente, o chumbo e bismuto são os elementos, atualmente, utilizados nos aços onde busca-se um aumento na usinabilidade.

O efeito das inclusões metálicas de Pb e Bi na usinabilidade dos aços está amplamente discutido no meio científico. Segundo Yaguchi et alli [13], as teorias defendidas são:

- as inclusões metálicas de Pb e Bi tem um efeito lubrificante entre o cavaco e a aresta de corte da ferramenta, onde as partículas atuam como lubrificantes na interface.

- as inclusões metálicas de Pb e Bi quando líquidas fragilizam o aço, reduzindo a resistência ao cisalhamento aparente, ocorrendo a formação de micro trincas a partir do metal líquido fragilizante.

- as propriedades mecânicas diferentes entre as inclusões metálicas de Pb e Bi versus a matriz promovem um efeito de concentração de tensões. Este argumento sugere a formação de vazios na interface, reduzindo a resistência aparente ao cisalhamento do MnS. Adicionalmente sugere-se que as inclusões metálicas que estão em pequenas adições, acomodariam as deformações, reduzindo a energia necessária para obter a deformação total.

A tabela 5 apresenta as propriedades físicas do Pb e Bi e o eutético formado entre eles.

Tabela 5 - Propriedades físicas do Bi e Pb [19].

Elemento	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Ponto Fusão (°C)	Ponto Ebulição (°C)	Pressão Vapor à 1600°C (atm)
Pb	11,36	327	1725	0,44
Bi	9,80	271	1560	0,62
Eutético Pb/Bi	-	125	-	-

#### 2.1.3.1.Efeito do Chumbo

Estudos da utilização do Pb nos aços iniciaram na década de 40, porém somente na década de 60 iniciou-se a produção em escala industrial.

O Pb é um elemento que possui solubilidade nula no ferro à temperatura ambiente, promovendo desta forma a precipitação de inclusões metálicas. Normalmente estando associadas aos MnS, conforme pode ser observado na figura 16, onde uma inclusão de MnS apresenta um envoltório de chumbo.

A utilização do Pb apresenta alguns problemas:

- devido a sua densidade ser superior a do ferro, o mesmo apresenta forte tendência a segregar.

- é um elemento tóxico.

A solubilidade do Pb no ferro líquido é crescente com a temperatura. A 1600°C a solubilidade é de aproximadamente 0,30%. Entretanto, conforme Molinero et alli [14], o índice de usinabilidade apresenta um patamar para teores de chumbo de 0,25-0,35%. Logo, um aço com 0,25% de chumbo tem usinabilidade similar a um com 0,35%. Tendo assim um valor otimizado de Pb em torno de 0,25%. Conforme a figura 17 apresenta.

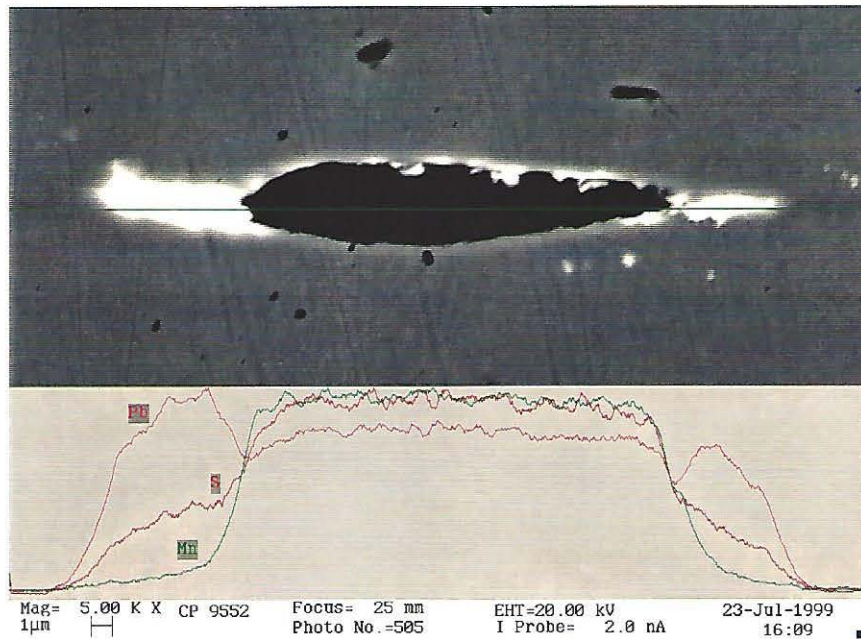


Figura 16 - MnS com capa de Pb metálico e nas bordas do mesmo[20].

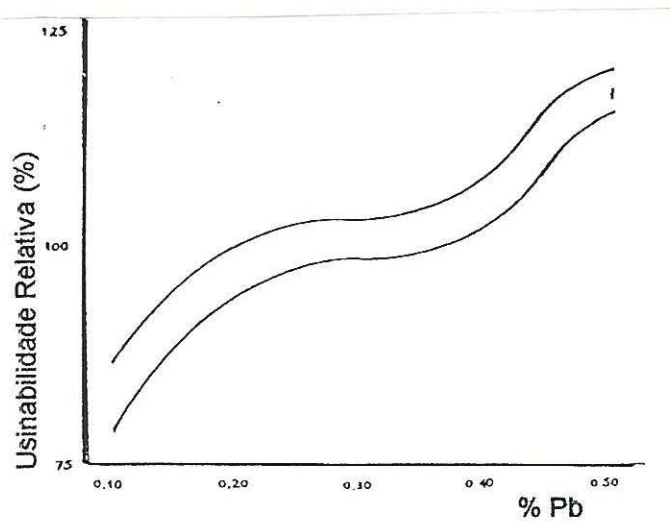


Figura 17 - Variação da usinabilidade relativa em função do teor de Pb [14].

### 2.1.3.2 - Efeito do Bismuto

O emprego do bismuto como elemento químico que melhora a usinabilidade dos aços é recente, mas os estudos iniciaram no final da década de 60, surgindo como uma alternativa aos aços com chumbo, devido o bismuto ser um elemento atóxico.

O bismuto apresenta propriedades similares ao chumbo:

- baixa solubilidade no aço sólido, formando inclusões metálicas;
- baixo ponto de fusão.
- densidade superior a do ferro.
- apresenta-se em forma de inclusões metálicas e envelopando os MnS.

Comparativamente com o Pb apresenta menor densidade, resultando numa menor tendência a segregar. Estudos na Inland Steel [21], demonstraram que o bismuto segrega muito menos que o Pb no aço, conforme mostrado na figura 18. Desta forma, obtém-se com o bismuto melhor dispersão das inclusões metálicas.

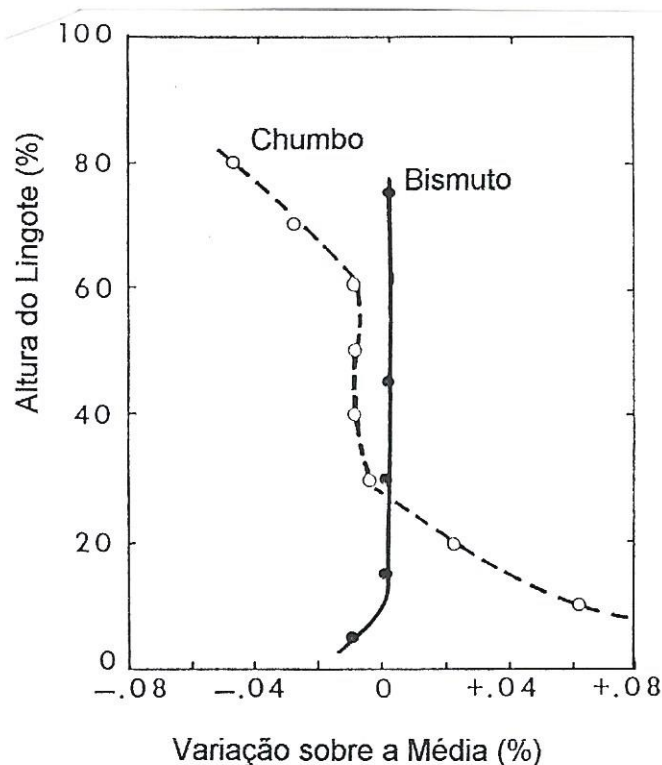


Figura 18 - Distribuição do Pb e Bi em função da altura do lingote [21].

O efeito do bismuto está comprovado sendo citado no item 2.1.3, a figura 19 apresenta as inclusões metálicas de bismuto associadas às microtrincas na formação do cavaco.

Estudos realizados na US Steel Corporation, citado pelo Bismuth Institute[22], num aço SAE 1045 com alumínio para refinar grão austenítico, a adição de bismuto, promove um aumento de até 16% na usinabilidade do material em relação a um aço SAE 1045 comum. A tabela 6 apresenta os resultados obtidos .

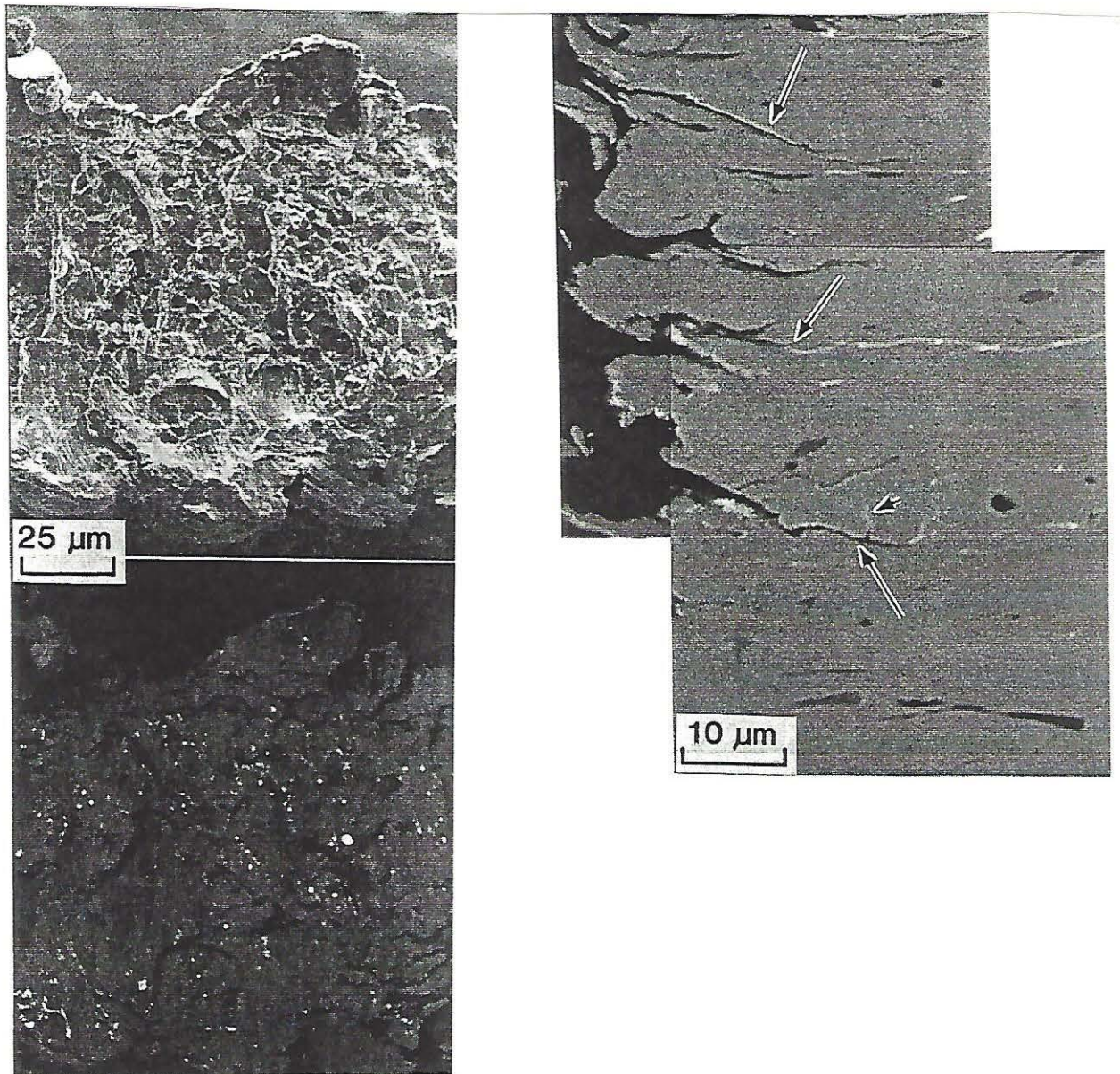


Figura 19 - Inclusões metálicas de bismuto associadas a microtrincas na formação do cavaco, durante a usinagem de um aço com 0,20% Bi à velocidade de corte de 2 m/s[23].

Tabela 6 - Resultados obtidos no teste de vida de ferramenta usando HSS M43 [22].

	V20*		V60**	
	Vel Corte (fpm)	Usinabilidade Relativa (%)	Vel Corte (fpm)	Usinabilidade Relativa (%)
SAE 1045A Comum	138,5	100	126	100
SAE 1045A + Bi	160,5	116	148	117
SAE 1045A + Ca	151	109	142,5	113
SAE 1045 B+ Ca	138,5	100	128,5	102

A - com alumínio para refinar grão austenítico

B - com nióbio para refinar grão austenítico

V20\* - Velocidade de corte para o fim de vida da ferramenta em 20 minutos de usinagem

V60\*\* - Velocidade de corte para o fim de vida da ferramenta em 60 minutos de usinagem

Segundo Evangelista et alli[71], o bismuto adicionado ao aço permite um acréscimo de usinabilidade similar ao do chumbo. Em testes realizados num aço DIN 9 SMn 28 com adições de bismuto verificou-se um desempenho similar ao aço SAE 12L14.

#### 2.1.4 - Aditivos

Dentro dos aditivos utilizados nos aços de usinabilidade melhorada, encontram-se os seguintes elementos:

- Telúrio
- Selênio
- Boro

As propriedades físicas destes elementos estão apresentadas na tabela 7.

Tabela 7 - Propriedades físicas do telúrio, selênio e boro [19].

Elemento	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Ponto Fusão (°C)	Ponto Ebulição (°C)	Pressão Vapor à 1600°C (atm)
Te	6,24	449	989	20
Se	4,79	217	685	350
B	2,34	≈ 2030	-	3,9.10 <sup>-9</sup>

#### 2.1.4.1.Efeito do Telúrio

Conforme relatado no item 2.1.1, o telúrio tem forte papel na globulização dos MnS. Porém, já faz mais de 50 anos desde a primeira publicação mostrando aumento de usinabilidade pela utilização do telúrio nos aços.

Yaguchi et alli[13], vem apresentando 4 teorias para justificar o efeito do telúrio:

- aumento de usinabilidade devido a obtenção de sulfetos mais globulares.
- redução da fricção entre a ferramenta e o cavaco, devido aos baixos pontos de fusão dos compostos formados pelo telúrio, conforme tabela 8 .
- o líquido fragilizante do telúrio metálico e seus compostos, reduzindo a resistência ao cisalhamento aparente pelo aumento do número de micro trincas nucleadas.
- o telúrio apresenta superfície extremamente ativa, formando um filme entre a matriz e a outra fase como carbonetos, sulfetos ou teluretos.

Tabela 8 - Ponto de fusão dos compostos formados pelo telúrio[19].

Composto	Ponto Fusão (°C)
MnTe	1155
FeTe	950
PbTe	923
MnTe/MnS Eutético	810

O telúrio apresenta-se parcialmente dissolvido nos MnS em concentrações de até 0,12% e formando principalmente MnTe, conforme apresentado na figura 21. Os MnTe localizam-se preferencialmente nas bordas dos MnS.

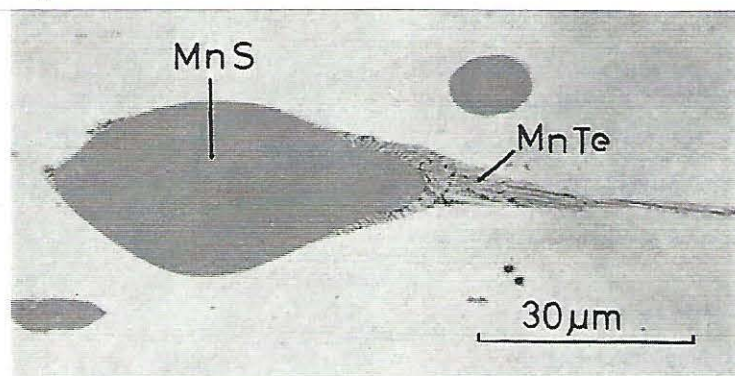


Figura 21 - Inclusão de MnS com a presença de MnTe, preferencialmente nas bordas[7].

#### 2.1.4.2. Efeito do Selênio

O selênio é um elemento utilizado para melhora da usinabilidade, apresentando propriedades muito similares ao enxofre. Apresenta forte tendência a formar selenetos de manganês (MnSe) o qual apresenta propriedades similares ao MnS, porém apresenta a vantagem de não prejudicar outras características dos aços.

O MnSe é completamente solúvel no MnS e sua dureza é muito baixa, porém existem combinações que conseguem obter uma redução na deformabilidade a quente do MnS, obtendo-se sulfetos mais globulares. A figura 22 apresenta uma relação ótima de aproximadamente  $Se/S = 0,75$  para se obter um fator de forma igual a 2.

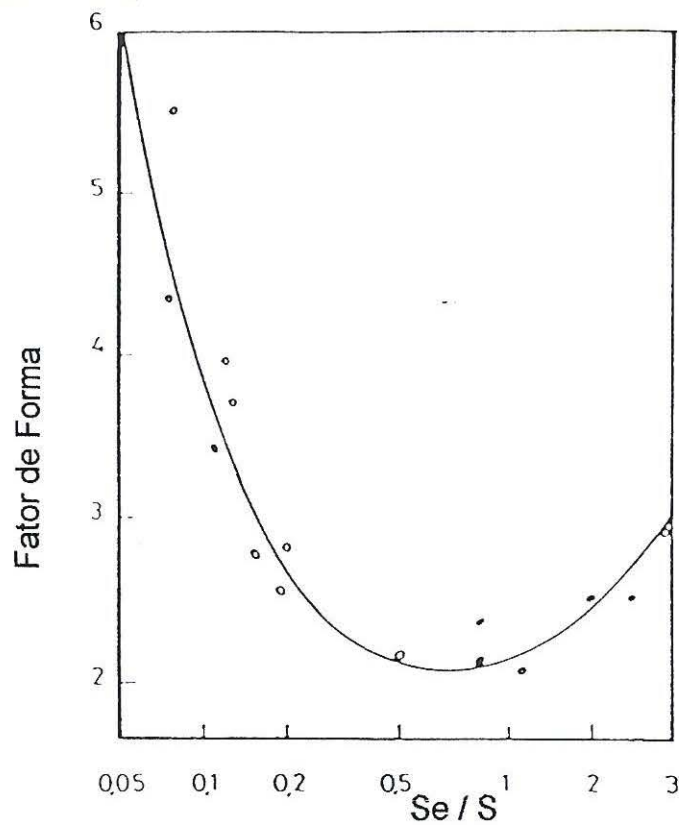


Figura 22 - Fator de forma do MnS versus a relação Se/S[14].

Os mecanismos que justificam o efeito do selênio na usinagem são idênticos ao enxofre. A tabela 9 apresenta o ponto de fusão do MnSe e FeSe.



Tabela 9 - Ponto de fusão dos compostos formados pelo selênio[19]

Composto	Ponto Fusão (°C)
MnSe	1535
FeSe	1070

#### 2.1.4.3.Efeito do Boro

O boro é um elemento largamente usado no aumento da temperabilidade e tenacidade dos aços, onde o boro deve estar em solução sólida e não em forma de óxidos, nitretos e carbonitretos.

O uso do boro para aumento da usinabilidade está baseado na formação do  $B_2O_3$  que tem baixo ponto de fusão ( $450^\circ C$ ) e a partir dos  $210^\circ C$  se encontra no estado viscoso. Desta forma, apresenta-se como um lubrificante e protetor da ferramenta durante a usinagem dos aços.

Segundo Sutter et alli [24], os resultados obtidos com a usinagem de um aço resulfurado DIN 9SMn28 com boro foram similares ao DIN 9SMn36.

## 2.2.Efeito das Inclusões na Anisotropia dos Aços

### 2.2.1.Efeito das Inclusões nas Propriedades Mecânicas

Segundo Gladman et alli [25], o efeito das inclusões nas propriedades mecânicas pode ser descrita pelos seguintes focos:

1º) Inclusões atuantes como vazios - as inclusões atuam como descontinuidades na matriz metálica e podem ser consideradas como vazios.

2º) Inclusões atuantes como vazios pressurizados - sob certas condições de serviço envolvendo o hidrogênio, as inclusões podem tornar-se vazios pressurizados.

3º) Inclusões atuantes como vazios auto pressurizados - certas inclusões podem gerar pressões internas dentro das descontinuidades ou vazios.

#### 2.2.1.1.Inclusões Atuantes como Vazios

Segundo Plateau et alli [26], citados por Gladman [25], os estudos realizados dos mecanismos de fratura dúctil mostram que microcavidades são geradas e crescem sob ação de deformação plástica. A nucleação dos vazios apartir de partículas de segunda fase foram observadas pela ocorrência de um destes mecanismos:

- decoesão interfacial entre partícula e matriz e/ou;
- trincamento da partícula;

O crescimento dos vazios é altamente dependente do estado de deformação imposto. A taxa de alongamento de um vazio é aumentada com respeito a deformação longitudinal. A largura de um vazio é independente da deformação no plano de tensão de tração, porém decresce sobre compressão biaxial. A falha final ocorre pelo cisalhamento conjugado dos vazios adjacentes resultando na característica de alvéolos na fratura.

Alguns parâmetros das inclusões são importantes para análise de um componente sob tração. Plateau et alli [26] apresentam a equação 1 para a decoesão interfacial e trincamento da partícula.

$$\varepsilon_t = \varepsilon_0 + \frac{1}{2} \ln \left( 1 + \frac{4r^2 F^2}{9kf^2} \right) \quad \text{Equação 1}$$

Onde:  $\varepsilon_t$  = deformação verdadeira para fratura

$\varepsilon_0$  = deformação para nucleação do vazio

$k$  = fator de concentração de tensão (aproximadamente 2)

$r = b/a$ , onde  $b$  e  $a$  são dimensões da inclusão, vide figura 23.

$f$  = quantidade de inclusões

$F$  = constante (reflete fração volumétrica de vazios para falha catastrófica)

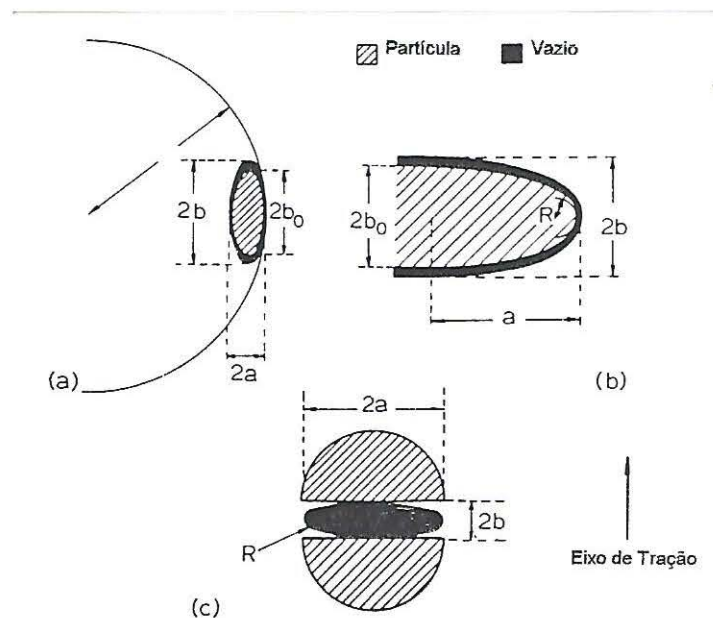


Figura 23 - Modelo de forma de inclusões e vazios correlacionados; a) Partícula com grande raio de curvatura; b) Partícula com pequeno raio de curvatura; c) Partícula rompida [25].

O crescimento dos vazios é dependente do raio frontal de curvatura  $R (=b^2/a)$  assumindo-se uma forma esférica. As inclusões não-metálicas normalmente permitem a nucleação de vazios pela decoesão interfacial para deformações muito pequenas, logo pode-se considerar  $\varepsilon_0=0$  na equação 1.

Desta forma, fica claro que o crescimento do vazio depende da orientação da tensão principal, com relação a direção de laminação e, conseqüente direção de alongamento da inclusão.

A ductilidade transversal é mais sensível as inclusões do que a longitudinal, devido as inclusões geralmente têm a menor seção no sentido transversal, sendo aproximadamente elípticas onde o maior eixo está normal com o eixo de tração, logo o raio frontal de curvatura é menor e ocorre uma alta taxa de crescimento por unidade de deformação. As propriedades afetadas por este comportamento são observadas em associação com altos níveis de tensões, por exemplo, redução de área, impacto Charpy e tenacidade à fratura.

A energia necessária para a propagação dúctil de uma trinca geometricamente constringida é altamente sensível a quantidade, forma e orientação das inclusões com relação a tensão principal ou direção de trincamento, conforme apresenta a equação 1.

Na grande maioria das aplicações, as inclusões tem comportamento semelhante a um furo, tendendo a crescer em função da deformação plástica.

A característica mais importante da inclusão é a plasticidade. A plasticidade da inclusão é controlada por sua composição. Inclusões grandes e frágeis durante o trabalho a quente, por exemplo, alumina, quebram e formam geometrias facetadas, logo aumentando localmente a concentração das inclusões (ocorrendo a formação de clusters). Assim, a distribuição das inclusões é altamente dependente da natureza das mesmas.

#### 2.2.1.2. Inclusões Como Vazios Pressurizados

O conceito de vazios pressurizados é relevante para os problemas associados com o hidrogênio nos aços.

As inclusões podem atuar como um sumidouro para o hidrogênio e, em muitos aspectos, as inclusões comportam-se como vazios, os quais tornam-se pressurizados com o gás hidrogênio. A relação entre a pressão parcial do gás hidrogênio e o hidrogênio contido na matriz, pode ser expressa pela Lei de Sieverts.

$$[H] = K \cdot p^{1/2} \quad \text{Equação 2}$$

O hidrogênio contido desenvolve limitadas pressões parciais para temperaturas elevadas. No entanto pode desenvolver tensões muito altas quando retido em temperaturas baixas. Desta forma, a pressão parcial de hidrogênio nos vazios promove tensões na matriz que podem alcançar valores suficientes para causar o trincamento.

O hidrogênio difunde para vazios, por exemplo, inclusões, reduzindo o conteúdo de hidrogênio até a pressão parcial de equilíbrio. Sob estas condições, um acréscimo na fração volumétrica de inclusões reduziria a pressão parcial de equilíbrio do hidrogênio para um determinado teor inicial e, portanto, reduziria a incidência de trincamento. Pois, as pressões desenvolvidas em cada vazio seriam menores. Porém a prática de produção de aços limpos (clean steels) exige teores muito baixos de hidrogênio, o qual deve ser eliminado por tratamento térmico de difusão, principalmente, em seções grandes. Desta forma, evitando a formação de defeitos internos denominados flocos.

#### 2.2.1.3. Inclusões como Vazios Auto-Pressurizados

Laszlo [27] apresenta uma estimativa das microtensões ao redor de partículas de uma segunda fase em função de diferenças entre coeficientes de expansão térmica das duas fases. Em altas temperaturas, as tensões entre as fases pode ser relaxada pela deformação plástica ativada termicamente. No resfriamento para temperatura ambiente, as duas fases contraem-se em diferentes taxas, podendo ocasionar tensão remanescentes pelo contato. A magnitude desta tensão pode residir em algum ponto do domínio elástico. Se o limite de escoamento da matriz for excedido, a deformação plástica retornará com microtensões localizadas igual ao limite de escoamento. Esta teoria, também é aplicável às inclusões não-metálicas em aços.

Andrews [28] investigou com detalhe as tensões geradas durante o resfriamento do aço contendo inclusões não-metálicas e apresenta, baseado nos estudos, que:

- a magnitude das tensões é controlada pela diferença entre os coeficientes de expansão térmica da inclusão e da matriz, e seu respectivos módulos de elasticidade.
- as inclusões grandes promovem tensões elevadas.

- as tensões radial e tangencial são de sinais opostos e, conforme o critério de Tresca, dão origem a redução na tensão de cisalhamento para início da deformação plástica.

- a magnitude das tensões decresce com o aumento da distância a partir das inclusões, conforme a figura 24.

A característica das microtensões é que estão associadas com deformações elásticas e, portanto, as deformações plásticas são muito reduzidas. Desta forma, as microtensões influenciam as propriedades que estão associadas com baixas deformações, por exemplo, propriedades de fadiga, onde as microtensões interagem com as tensões externas aplicadas promovendo um acréscimo nos mecanismos de falha, reduzindo a vida em fadiga ou o limite de fadiga.

O tipo de inclusão não-metálica e seu tamanho são determinantes nas tensões oriundas de diferença nos coeficientes de expansão térmica.

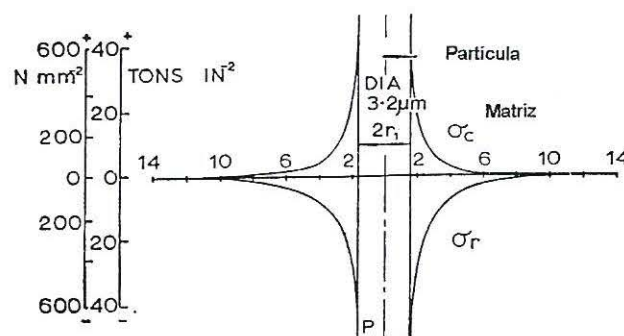


Figura 24 - Variação de tensões na matriz com a distância a partir de uma inclusão comprimida hidrostáticamente [25].

A figura 25 apresenta alguns coeficientes de expansão térmica de inclusões não-metálicas.

As inclusões não-metálicas que tem coeficientes de expansão térmica menor do que a matriz do aço durante o ciclo de resfriamento produzem :

- compressão radial e tração tangencial.

Logo, a inclusão sofre uma compressão hidrostática e assim, estas inclusões tem um acentuado potencial de gerar tensões localizadas.

No caso das inclusões com coeficiente de expansão térmica maior do que a matriz do aço podem ser consideradas com forte potencial em formar vazios, devido a fraca interface inclusão/matriz e a tensão de tração radial.

A partir disso, nas propriedades onde as deformações associadas são baixas é mais detrimental a presença de inclusões não metálicas que introduzam microtensões. No caso de fadiga os aluminatos são muito mais prejudiciais do que os sulfetos de manganês.

Devido as práticas atuais de fabricação dos aços não permitir a completa eliminação das microinclusões deletérias às propriedades dos aços, deve ser concentrado os esforços na modificação das inclusões que introduzem tensões na matriz, de forma a melhorar a vida em fadiga dos componentes.

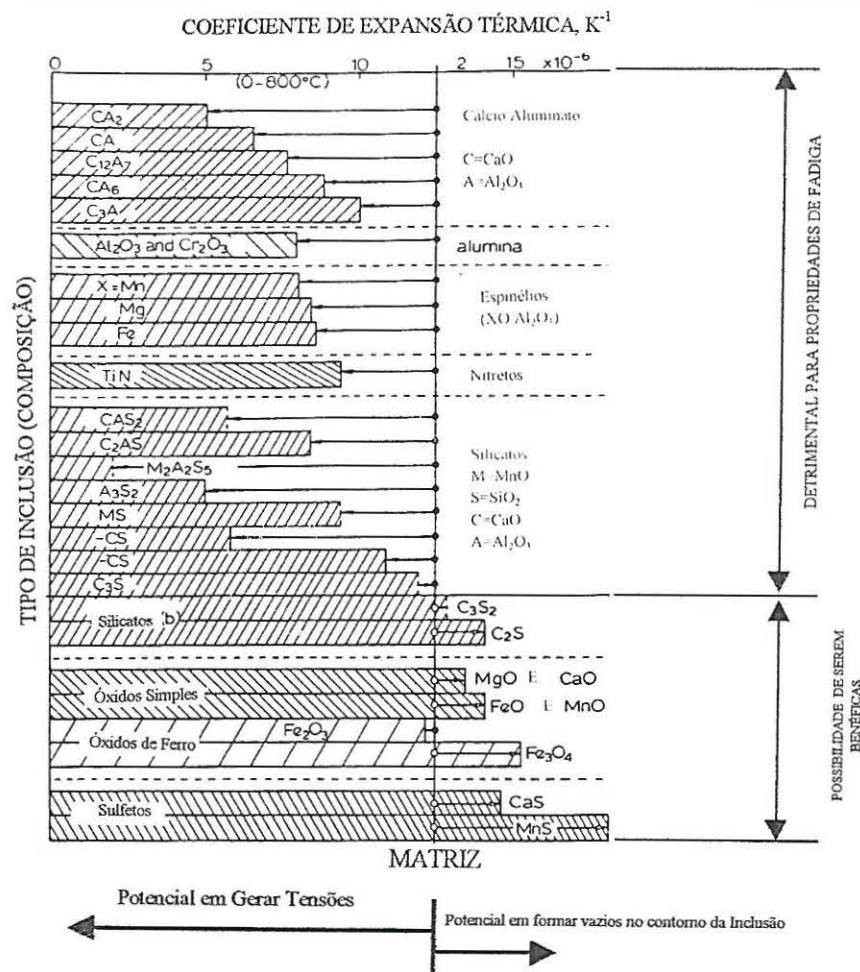


Figura 25 - Coeficientes de expansão térmica de óxidos, sulfetos e nitretos [25].

## 2.2.2. Influência das Inclusões na Nucleação de Defeitos

Algumas ocorrências de falhas de peças de aço em serviço podem ter suas causas correlacionadas com a presença de inclusões nas proximidades.

Desta forma, um paradigma está criado, pois as inclusões são inerentes aos processos de elaboração e em alguns casos necessárias (por exemplo, para aumento na usinabilidade dos aços) ou até mesmo especificadas, de que forma as inclusões devem estar presentes no aço sem afetar nas características do mesmo.

Uma questão muito importante é a distribuição das inclusões na matriz. Steif et alli [29] cita de uma forma genérica 4 formas de distribuição das inclusões:

- isoladas, sem formação de grupos fechados (clusters),
- distribuição aleatória;
- com pequena quantidade de clusters;
- com grande quantidade de clusters;

Marich et allis [30], adotaram o seguinte critério para avaliar a influência de inclusões na iniciação de defeitos:

$$D_c \geq (K_0)^2 / \tau_0 \quad \text{Equação 3}$$

Onde:  $D_c$  é o diâmetro crítico da inclusão

$K_0$  é o fator de intensidade de tensão

$\tau_0$  é a tensão de cisalhamento

A equação 3 somente é válida para inclusões isoladas. Ou seja, as inclusões com diâmetro superior ao diâmetro crítico tem maior probabilidade de nuclearem defeitos.

Já Steif et allis [29], apresentaram critérios mais completos para outras distribuições de inclusões e suas interações. A equação 4 define os critérios adotados por Steif.



$$D_c \geq \frac{(K_0)^2}{\tau_0} \left[ \frac{L-D}{L+D} \right] \text{ Equação 4}$$

Onde:

$L = D + S$

$S =$  distância entre as inclusões

$D =$  Diâmetro médio das inclusões

O critério da equação 4 é válido para distribuição isolada (pois  $L \Rightarrow \infty$ ) se igualando a apresentação de Marich et alli [30], distribuição casual e com pequena quantidade de clusters.

Porém, para distribuição com grande quantidade de clusters, Steif et alli [29] apresentam uma combinação teórica para simular os grupos fechados. Definem um índice de clusters  $\gamma$  como a razão entre a média entre a distância dos centros das inclusões e a média entre a distância dos centros das inclusões numa distribuição inclusionária casual.

A redução na iniciação de defeitos pode ser melhorada em alguns casos reduzindo a formação de clusters mais do que reduzindo a fração volumétrica global de inclusões. Contudo, a redução da fração volumétrica de inclusões promove uma queda na probabilidade de nucleação de defeitos, conforme apresentado na figura 26.<sup>[29]</sup>

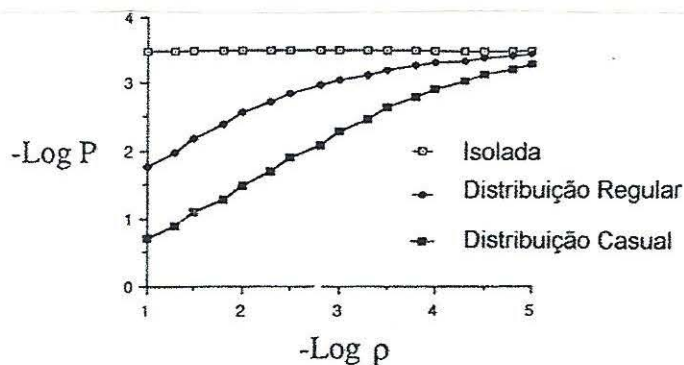


Figura 26 - Avaliação da probabilidade de nucleação de defeitos (P) em função da densidade de inclusões ( $\rho$ ) para 3 tipos de distribuição inclusionária [29].

### 2.2.3. Influência das Inclusões na Fratura Dúctil

A fratura dúctil nos aços ocorre em síntese pelos seguintes processos:

- nucleação;
- crescimento;
- coalescimento de microcavidades.

As microcavidades tem origem em inclusões ou partículas duras de uma segunda fase. Estas surgem inicialmente em inclusões grandes e progressivamente para as menores. Broek et alli[31] realizou estudos comprovando uma correlação entre o espaçamento das inclusões e o tamanho das microcavidades, conforme a figura 27.

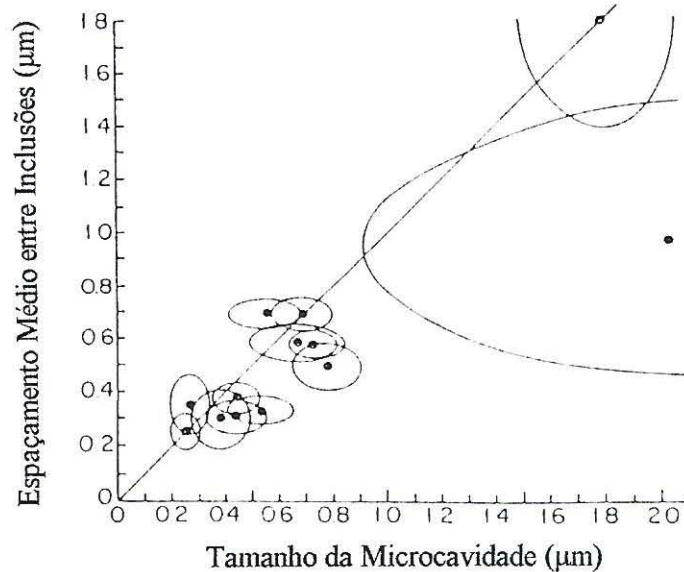


Figura 27 - Relação entre o tamanho das microcavidades coalescidas e o espaçamento inclusionário [31].

As partículas de segunda fase são sítios de nucleação de microcavidades, logo se as partículas são frágeis e a matriz dúctil, elas irão romper-se, pois não acomodariam grandes deformações. Caso a interface partícula/matriz estiver muito fraca, ocorrerá o deslocamento interfacial.

O crescimento das microcavidades somente tende a ocorrer na direção das tensões de tração. O coalescimento das microcavidades grandes formadas pela decoesão ou fratura de inclusões de sulfetos ocorre pela formação de microcavidades pequenas oriundas de partículas de carbonetos dispersas ou colônias de perlita, ou até mesmo uma simples lamela[30]. Isto porque a alta resistência de vínculo entre matriz e o carboneto gera uma alta deformação necessária para nucleação de cavidades, segundo Le Roy et alli [32], em torno de 0,5. Esta deformação é atingida quando o espaçamento das microcavidades torna-se igual ao seu comprimento e o plano de cisalhamento pode formar-se a  $45^\circ$  entre as mesmas, conforme apresentado na figura 28.

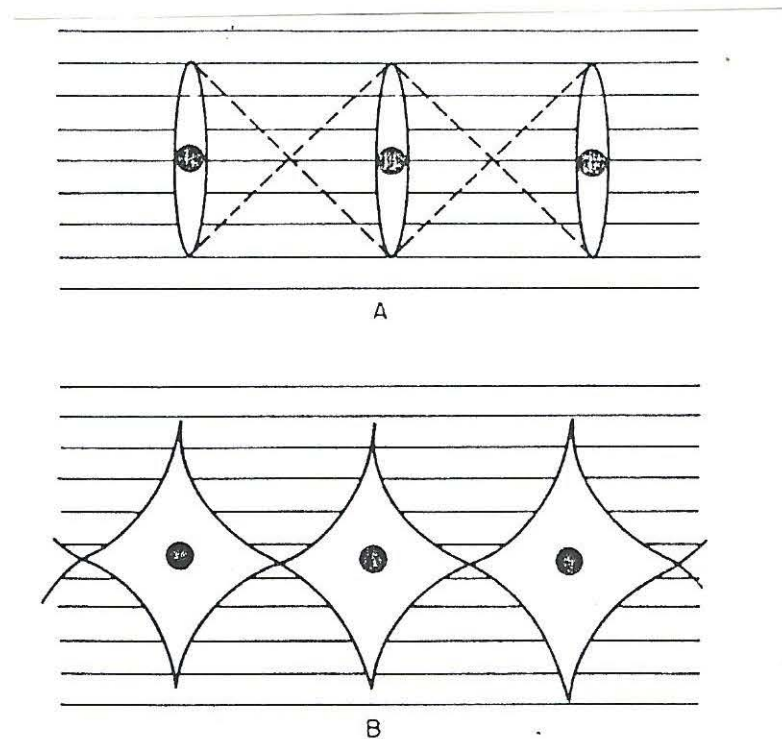


Figura 28 - A) Condição para formação da coalescência das microcavidades; B) Seção transversal após coalescência [33].

Quando a tensão é aplicada normal à face da largura das inclusões alongadas, em direções transversais, ocorre a decoesão interfacial nestas faces. Em seguida, as cavidades são conjugadas pelo cisalhamento localizado e expansão lateral das cavidades, representado na figura 29.

Melander et alli [34], desenvolveram uma teoria de nucleação de trincas em fratura dúctil em aços carbono, baseada na preposição que o início da trinca ocorre quando a capacidade de encruamento da matriz é contrabalanceada pelo crescimento das microcavidades. Defendendo que o estado hidrostático de tensões tem um profundo efeito no início do trincamento. Shockey et alli [35], cita que cerca de 2% da fração volumétrica das microcavidades é necessária para o início do trincamento.

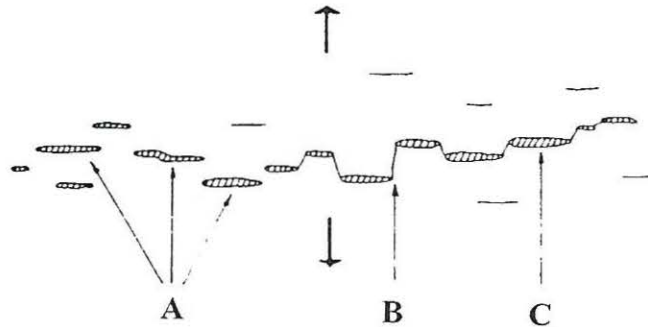


Figura 29 - Caminho da fratura quando a tensão de tração é aplicada normal a face das inclusões alongadas. A) Trincas secundárias na frente da trinca principal; B) Aproximação vertical com cisalhamento dúctil; C) Extensão horizontal da trinca.[36]

#### 2.2.4. Influência das Inclusões na Anisotropia da Ductilidade

A anisotropia das propriedades mecânicas dos produtos de aços pode surgir desde o desenvolvimento de uma textura preferencial, microestrutura bandada e a presença de inclusões.

Para análise da anisotropia dos aços utilizam-se normas internacionais, como a ASTM E616, que define uma designação padronizada para os planos de trincamento, permitindo assim, uma análise comparativa entre os dados. A figura 30 apresenta a orientação dos planos de trincamento em barras redondas.

A presença de inclusões é uma das causas principais da anisotropia das propriedades mecânicas, logo o domínio dos parâmetros efetivamente atuantes das inclusões permite a obtenção de uma boa correlação com algumas propriedades mecânicas. Diversos autores tem estudado parâmetros distintos, por exemplo:

- Murray et alli [38], concluem que o fator importante é o número de inclusões por unidade de volume;
- Banks et alli [39], utilizam a fração de área de sulfetos e óxidos.
- Ushiyama et alli [40] e Ikeshima et alli [41], utilizam o comprimento total das inclusões numa área determinada.
- Hood et alli [42], utilizam um fator de inclusão  $I = \ln(1*n^{1/2})^{-1}$

Onde : l , é o comprimento médio das inclusões.

n, é o número de inclusões por  $mm^2$

- Baker et alli [43], utilizam o seguinte fator:

$$P = (2*f*\lambda) / (3*\pi*a) \text{ Equação 5}$$

Onde: a, b e c são semi-eixos da inclusão

$\lambda$  é o fator de forma das inclusões

f é fração volumétrica de inclusões

Onde assumem uma distribuição casual de inclusões elípticas. A figura 31 apresenta uma correlação entre P e a redução de área.

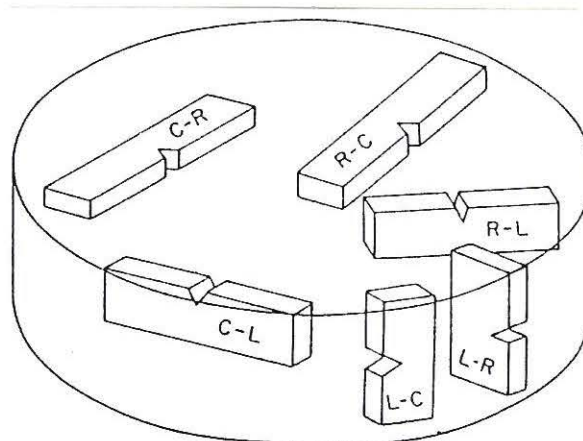


Figura 30 - Código da orientação dos planos de trincamento para barras redonda [37].

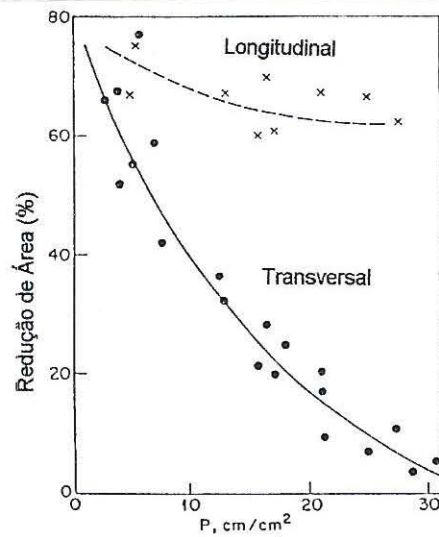


Figura 31 - Redução de área em função do comprimento projetado das inclusões P [44].

O efeito das inclusões na ductilidade varia com a resistência da matriz do aço, conforme estudos de Speich et alli [45]. A figura 32 mostra que a resistência da matriz é determinante na influência dos sulfetos, face aos resultados obtidos em estudos realizados num aço AISI 4340<sup>[45]</sup>.

Se inclusões plásticas estão presentes, a anisotropia das propriedades mecânicas em produtos de aço dependerá do grau e tipo de deformação realizado. Segundo Little et alli [46], produtos planos laminados oriundos de lingotamento contínuo serão mais isotrópicos do que apartir de lingotes.

Segundo Paxton et alli [47], citados por Leslie [33], seus estudos apresentam que a diferença entre propriedades longitudinais e transversais pode ser eliminada pelo processo de forjamento por rolagem e ou laminação cruzada, conforme a figura 33 apresenta.

Uma característica importante das inclusões é a morfologia apresentada. Inclusões plásticas, normalmente durante o processo de laminação a quente tornam-se alongadas, por exemplo os MnS. Alguns elementos podem ser adicionados ao aço para promoverem a mudança na morfologia das inclusões de MnS, como já referenciado no item 2.1.4, o telúrio e o selênio são os elementos utilizados.

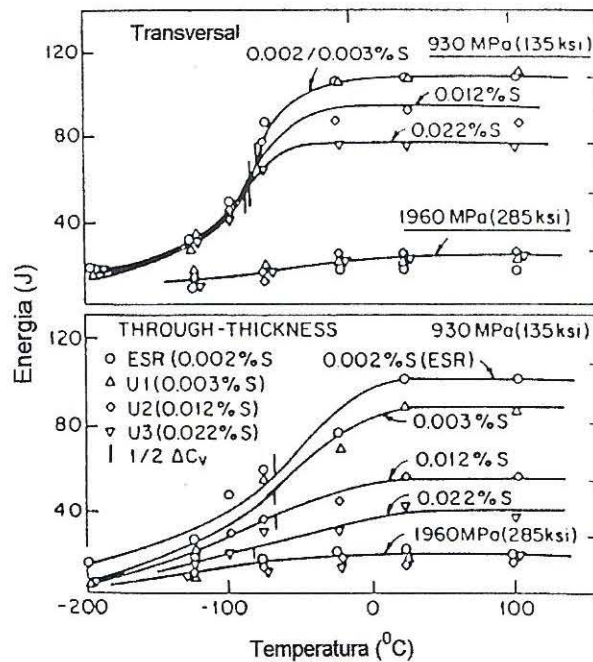


Figura 32 - Efeito do teor de enxofre na curva de transição de um aço AISI 4340 para a direção transversal para níveis de resistência de 930 MPa e 1960 MPa [45].

Poliwoda et alli [48] realizaram estudos para avaliar a influência da forma das inclusões na deformação verdadeira necessária para fratura em compressão e, concluíram que quanto menor a relação entre o comprimento e largura, maior a energia absorvida, conforme figura 34.

Estudos realizados na Acenor[49] num aço SAE 1045 (F1142), destinado a Renault, com adições de telúrio comparativamente com o mesmo aço sem aditivos nos permite verificar a influência nas propriedades transversais devido a globulização dos MnS com telúrio. A tabela 10 apresenta as propriedades transversais obtidas.

Tabela 10 – Propriedades mecânicas transversais num aço SAE 1045 (F1142)[ 49].

Corrida	%S	%Te	LR (MPa)	LE (MPa)	Estricção (%)	Alongamento (%)	Impacto (J/cm <sup>2</sup> )
SGR	0,071	0,009	1519	1419	6,6	20,5	17,6
R	0,077	-	1563	1401	4,4	14,1	9,1

O tratamento ao cálcio buscando a modificação das inclusões com o intuito de torná-las mais arredondadas e assim melhorando as propriedades mecânicas no sentido transversal, é uma tecnologia muito empregada nos aços de construção mecânica.

A figura 13 mostra esquematicamente o mecanismo que ocorre em aços tratados ao cálcio. Segundo Holappa et alli [17] o tratamento ao cálcio reduz a anisotropia do material, conforme apresenta a figura 35, num aço AISI 4140 temperado e revenido.

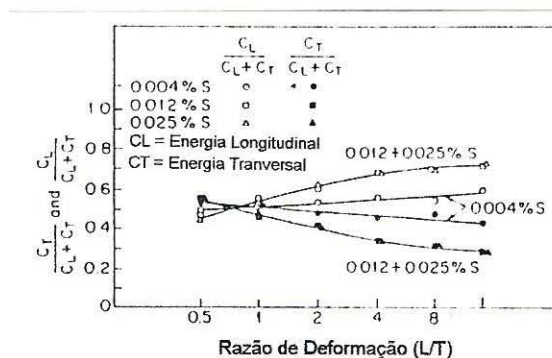


Figura 33 - Efeito do processo de rolagem ou laminação cruzada na razão da anisotropia da tenacidade de um aço acalmado ao Si+Al, 0,19%C e 1,2% Mn laminado a quente[33].

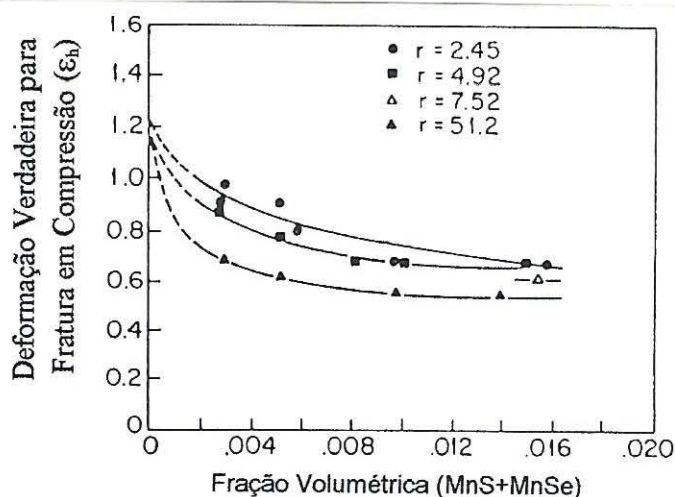


Figura 34 - Efeito da fração volumétrica e forma dos sulfetos na deformação verdadeira em relação ao fator de forma r ( $r=l/e$ ) [48].



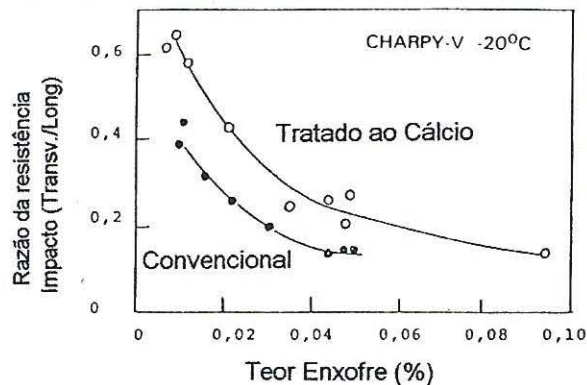


Figura 35 - A razão da resistência ao impacto transversal versus longitudinal num aço AISI 4140 convencional e tratado ao cálcio em função do teor de enxofre[17].

#### 2.2.5. Influência das Inclusões na Fadiga

A resistência a fadiga de um material policristalino pode ser conceituada como a característica que o material apresenta de resistir à propagação de uma trinca quando solicitado ciclicamente<sup>[50]</sup>.

A propagação da trinca apresenta 2 estágios, esquematicamente apresentados na figura 36.

I - Nucleação – ocorre em singularidades e descontinuidades dos materiais, na superfície ou sub-superficial. As singularidades podem ser estruturais, como inclusões ou geométricas, como arranhões. Ou ainda em bandas de deslizamento e contornos de grão fragilizados, vide figura 37

II – Propagação – ocorre normal ao eixo de sollicitação em tração.

Leslie[33] resumiu a literatura existente apresentando os aspectos gerais da nucleação de trincas em fadiga devido as inclusões:

- as falhas iniciam por inclusões em regiões com altas tensões, geralmente superficiais ou sub-superficiais;
- grandes inclusões são sítios mais efetivos;
- a orientação da inclusão em relação a tensão aplicada é crítica;

- a nucleação da trinca em fadiga ocorre por decoesão interfacial ou trincamento da inclusão, podendo ainda ser devido a bandas de deslizamento oriundas da inclusão.

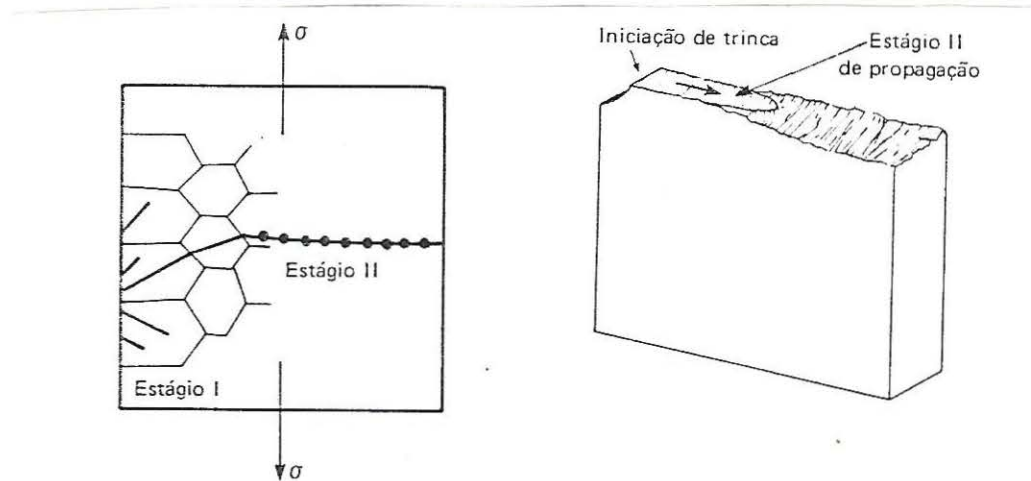


Figura 36 - Estágio I e II da propagação da trinca em fadiga [50].

Segundo Ohji et alli [51], citados por Leslie [33], a nucleação das trincas está assim originada:

- Alta tensão e baixo ciclo ( $10^1-10^3$ ) – somente por bandas de deslizamento.
- Alta tensão e médio ciclo ( $10^3-10^5$ ) – principalmente por bandas de deslizamento, porém com origem em inclusões.
- Alta tensão e alto ciclo ( $> 10^5$ ) – praticamente todas as trincas nuclearão em inclusões.

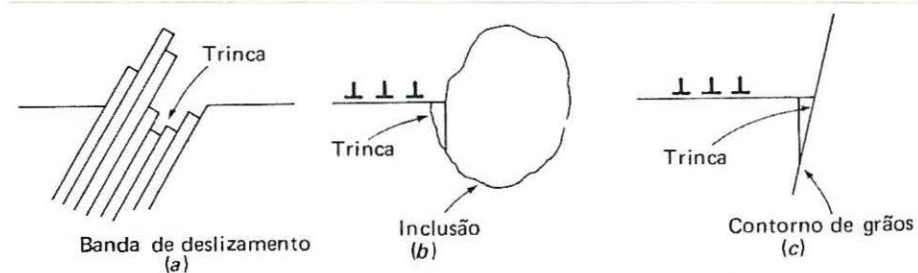


Figura 37 - Alguns mecanismos de nucleação de trinca em fadiga [50].

Em altas tensões e baixo ciclo a vida em fadiga é determinada pelo crescimento da trinca, em baixas tensões e alto ciclo a vida é determinada pela nucleação da trinca [53].

Eid et alli [52], realizaram estudos num aço com 0,40%C Mn-Mo, com MnS alongados e  $Al_2O_3$  esféricos e verificaram que a decoesão das partículas de alumina ocorreram com  $10^6$  ciclos, já as partículas que permaneceram aderidas trincaram com  $2 \cdot 10^6$  ciclos e microtrincas propagaram após  $4 \cdot 10^6$  ciclos. Não verificaram trincas formadas nas inclusões de MnS alongadas. Este estudo fora realizado em flexão rotativa em amostras longitudinais.

Os mesmos autores testaram num aço similar em torsão, porém verificaram decoesão e trincamento das inclusões de MnS após  $2 \cdot 10^6$  ciclos.

Desta forma, a anisotropia da vida em fadiga ou limite de fadiga em aços é dependente da presença de inclusões. Quando a sollicitação em fadiga difere da tensão normal uniaxial na direção do alongamento das inclusões, algumas inclusões reduzem drasticamente resistência a fadiga [52].

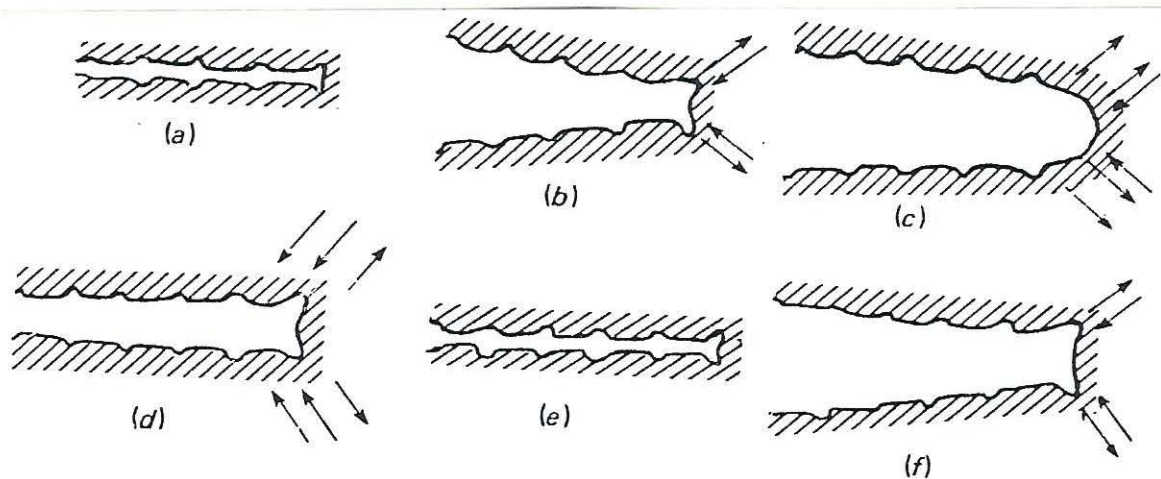
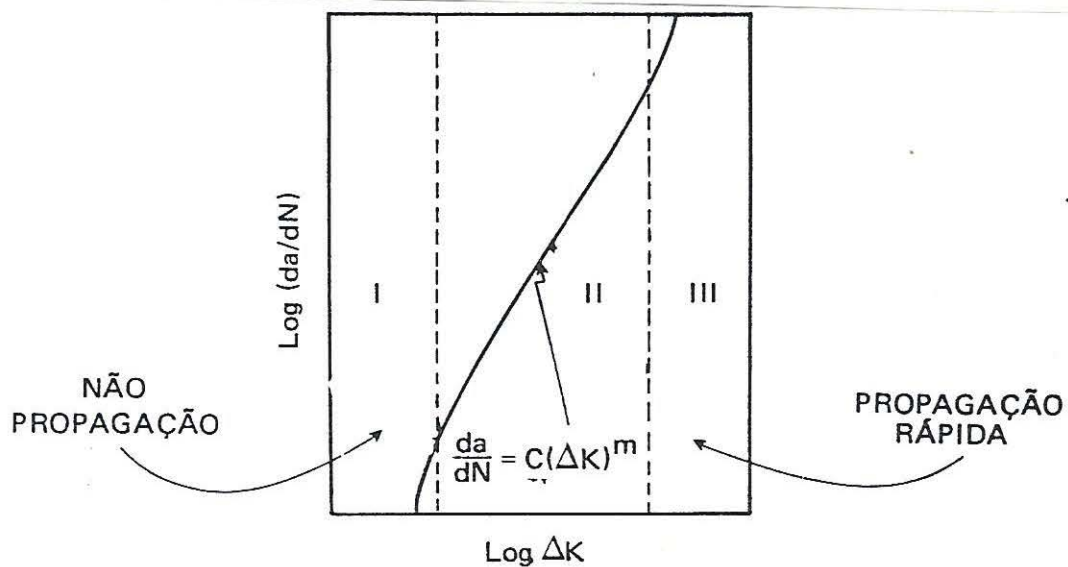


Figura 38 – Crescimento da trinca sob fadiga por mecanismo de embotamento plástico, o eixo de tensão é vertical. a) carga zero; b) carga pequena trativa; c) carga máxima trativa; d) carga pequena compressiva; e) carga máxima trativa; f) carga pequena trativa. [50]

O crescimento da trinca em fadiga ocorre por um mecanismo de embotamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca, conforme esquematizado na figura 38. A MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica- avalia a propagação da trinca em fadiga baseada na Lei de Paris, que relaciona a taxa de propagação de uma trinca por fadiga com o fator de intensidade de tensão, segundo a equação 6. Normalmente, plotada log vs log, conforme a figura 39.

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad \text{Equação 6}$$



Zona 1 - propagação muito lenta e quase nula

Zona 2 - região linear segundo a equação,  $da/dN = C (\Delta K)^m$

Zona 3 - propagação muito rápida e instável

Figura 39 – Curva log  $da/dN$  em função do log  $\Delta K$  [50].

A curva da figura 39 mostra três zonas distintas, assim definidas:

Zona I - nesta zona a Lei de Paris superestima a velocidade de propagação da trinca em fadiga. Existe um limite de  $\Delta K$  para o qual não há propagação da trinca, denominado  $\Delta K$  Threshold.

Zona II - nesta zona a propagação da trinca segue a Lei de Paris, conforme a equação 6.

Zona III - nesta zona a propagação da trinca é instável e rápida. A velocidade de propagação é subestimada pela Lei de Paris. Este desvio ocorre, devido o valor de

$K_{m\acute{a}x}$  aproximar-se do valor de  $K_c$  ou  $K_{IC}$  do material.

A partir da Lei de Paris é possível quantificar a resist\encia \`a propaga\c3o de uma trinca pr\`e-existente em um componente ou estrutura submetido a um carregamento c\`iclico. Pois o  $\Delta K$  considera a geometria, n\`ivel de flutua\c3o de carregamento e o tamanho inicial da trinca permitindo na pr\`atica:

- prever a vida residual de um componente e o n\`ivel de inspe\c3o necess\`ario (tamanho cr\`itico do defeito);
- definir cr\`iterios para sele\c3o de materiais.

Wilson et alli [53], realizaram estudos para avaliar o crescimento de trinca em fadiga no a\c3o de acordo com a norma ASTM A533 - TipoB, orienta\c3o ST, com processos de fabrica\c3o diferentes que originam num n\`ivel inclusion\`ario diferente e verificaram diferen\c3as apresentadas na figura 40.

Em geral um acr\`escimo da vida em fadiga pode ser obtida pela redu\c3o no n\`umero de inclus\c3es e seu tamanho.

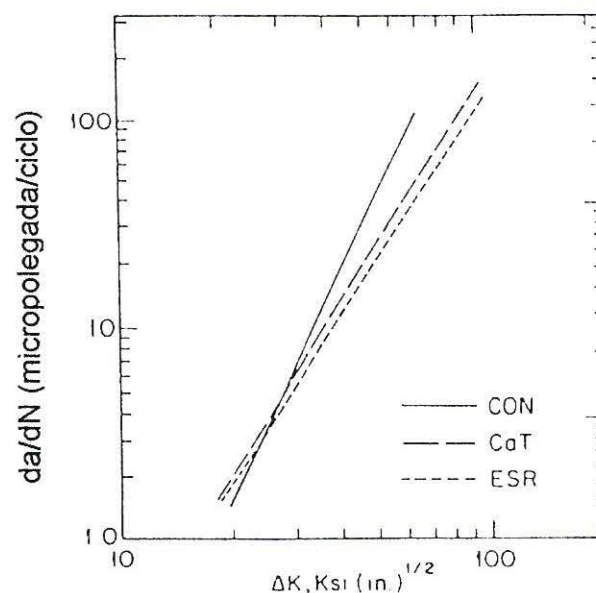


Figura 40 – Taxa de crescimento de trinca num a\c3o conforme ASTM A533 - Tipo B, orienta\c3o ST. CON-Convencional , CaT – Tratado ao c\`alcio e ESR – produzido com processo eletroslag remelting [53].

Segundo Mayes et alli [54], a orientação do plano de trincamento na avaliação da taxa de propagação de trinca em fadiga determina os resultados obtidos. Estudos realizados num aço similar ao SAE 1522 (BS 4360 Grade 50D) apresentam resultados conforme a figura 41 e a participação das inclusões na superfície de fadiga estão esquematicamente apresentadas na figura 42. Wilson et alli [53] apresentam que o  $\Delta K_{TH}$  é sensitivo ao teor de inclusões e a orientação do plano de trincamento<sup>[53]</sup>

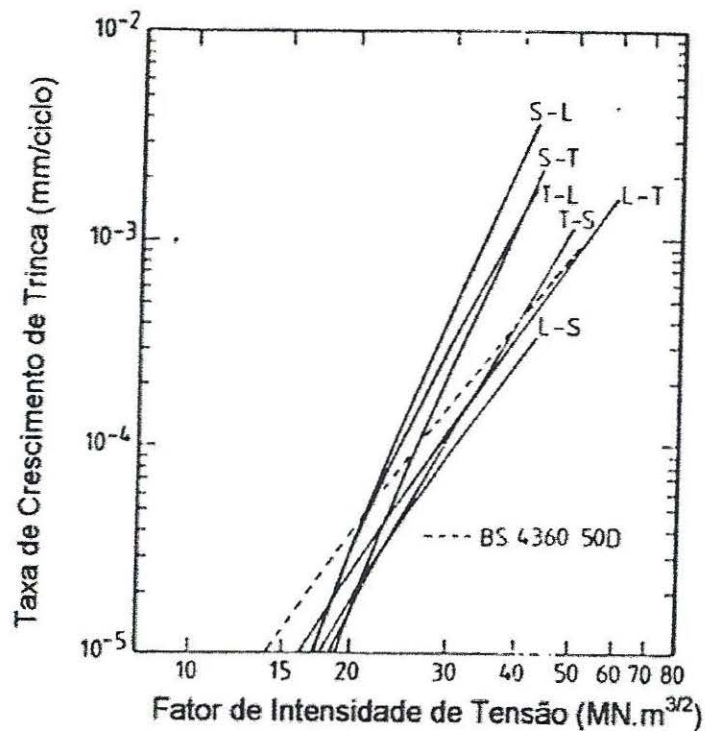


Figura 41 –  $da/dN \times \Delta K$  para vários planos de trincamento num aço similar ao SAE 1522 (BS4360 Grade 50D) [54].

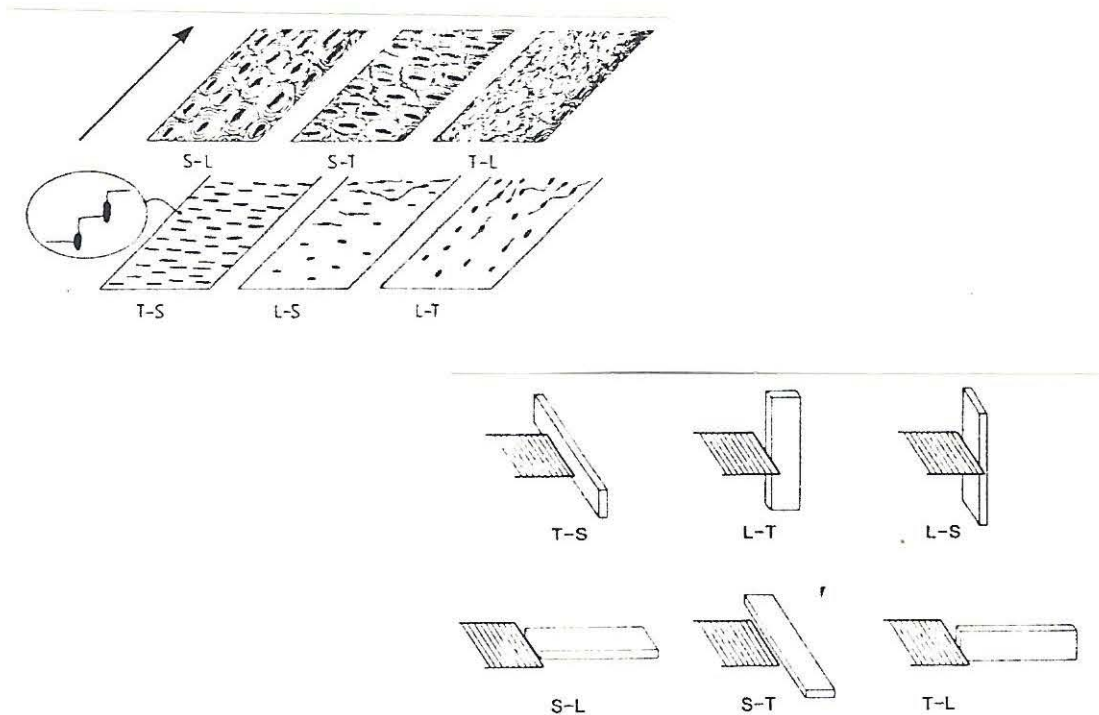


Figura 42 – Influência das inclusões em função do plano de trincamento ensaiado[54].

#### 2.2.6. Influência das Inclusões Metálicas nas Propriedades Mecânicas

As hipóteses existentes atualmente, de que a melhora na usinabilidade dos aços construção mecânica, pela introdução de inclusões metálicas de Pb ou Bi, ocorre por mecanismos de concentrações de tensões introduzidas na matriz por estes elementos ocasionando numa melhor quebra do cavaco durante o corte e, conciliada com o efeito lubrificante entre a ferramenta de corte e o cavaco, não nos permite esperar propriedades de fadiga similares aos aços com usinabilidade convencional.

Entretanto, os estudos realizados não apresentam claros resultados da relação entre características de resistência e os mecanismos de corte, quando observa-se sobre o ponto de vista da fratura do cavaco associada a nucleação da trinca devido a concentração de tensões introduzidas pelas inclusões metálicas.

Estudos realizados por Murakami et alli [55] num aço SAE 10L45 (SC45CL2) comparados com o SAE 1045 (S45C) não apresentaram diferenças significativas na resistência mecânica e limite de fadiga, conforme as tabelas 12 e 13 apresentam.

Tabela 11 - Composição Química dos Aços Estudados por Murakami [55].

Aço	Composição Química (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cr	Pb
S45CL2	0,45	0,21	0,74	0,021	0,017	0,01	0,02	0,11	0,19
S45C	0,46	0,22	0,74	0,024	0,026	0,01	0,02	0,15	-

Tabela 12 - Propriedades Mecânicas dos aços estudados por Murakami[55] na condição recozida.

Aço	LR (MPa)	LE (MPa)	Estricção (%)	Dureza (HV)	Impacto Charpy (kg.m/cm <sup>2</sup> )
S45CL2	606	321	46,8	171,6	7,84
	616	306	46,1		
S45C	663	356	43,9	178,7	7,93
	619	348	49,1		

Tabela 13 - Limite de fadiga em flexão rotativa dos aços estudados por Murakami[55] na condição recozida.

Aço	Dureza (HV)	$\sigma_w$ (MPa)
SC45CL2	171,6	250
S45C	178,7	260
S45C	170	240

Bas at alli [56], cita que em em aços com nível de resistência de até 124 ksi o limite de fadiga não é afetado pelas inclusões , conforme a figura 43 apresenta.



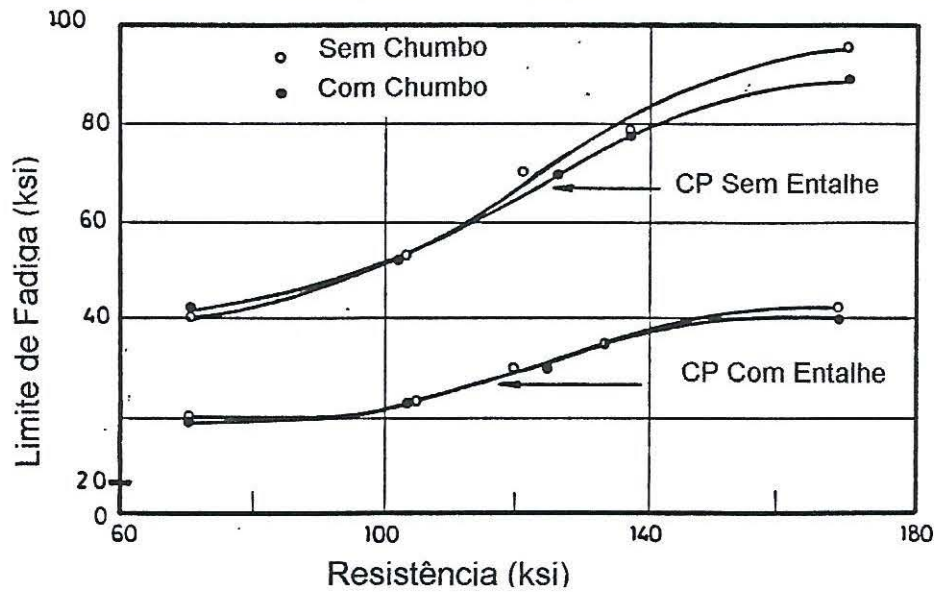


Figura 43 - Limite de fadiga obtido em aços com diversos níveis de resistência com e sem adições de chumbo [56].

Por outro lado, em aços de cementação, as propriedades de fadiga por contato são afetadas. A figura 44 apresenta a probabilidade de falha por fadiga de contato num aço SAE 4120 com e sem adições de chumbo.

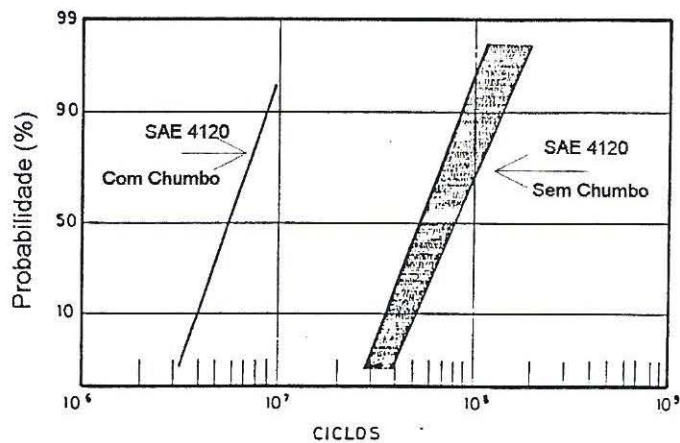


Figura 44 - Probabilidade de falha por fadiga de contato num aço SAE 4120 com e sem adição de chumbo [56].

### 2.3. Bismuto - Dados Gerais

O bismuto é um elemento metálico pesado do grupo 5A da tabela periódica.

As estimativas atuais do bismuto contido na crosta terrestre são de 0,1-0,2 ppm [57]. Os principais minerais são  $\text{Bi}_2\text{S}_3$  (glenda- Bismutinita),  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  (Bismita) e  $[(\text{BiO})_2\text{CO}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}]$ . As maiores reservas estão no EUA, México, Peru, Canadá, Austrália, China, Coreia e Bolívia.

A tabela 14 apresenta as propriedades físicas do bismuto.

O bismuto e seus compostos tem grande aplicação na indústria contemporânea, por exemplo:

- indústria farmacêutica
- indústria eletroquímica
- indústria eletrônica
- indústria de plásticos
- indústria química em geral (pigmentos)
- indústria metalúrgica e siderúrgica

Como aditivo metalúrgico o bismuto tem cerca de 25-30% do seu consumo mundial.

O crescimento do uso do bismuto na indústria está ancorado no fato de ser um elemento atóxico, conforme o Bismuth Institute [58]. Principalmente, quando o bismuto surge como alternativa ao uso do chumbo. Recentemente, o EPA- Environmental Protection Agency- USA, aprovou a substituição do Pb pelo Bi em latões de corte fácil cuja aplicação são reservatórios de água [59].

Além disso, os órgãos internacionais mais rígidos em legislação trabalhista não apresentam limites de exposição para o bismuto e seus compostos. O NIOSH - National Institute for Occupational Safety and Health - USA, em seu Pocket Guide não apresenta limites de exposição para o bismuto, porém para o chumbo os limites são de no máximo  $0,1 \text{ mg/m}^3$  partículas de chumbo no ar [60].

Tabela 14 - Propriedades Físicas do bismuto [58].

Número Atômico	83
Estrutura Cristalina	Romboédrica
Massa Atômica	208,98
Ponto Fusão	271°C
Ponto Vaporização	1564°C
Calor Fusão	52m1 J/g
Calor Vaporização	728 J/g
Calor Específico (0°C à 270°C, média)	0,0123 J/g
Coefficiente de Expansão Linear	13,45*10 <sup>-6</sup> /°C
Densidade (20°C)	9,8 g/cm <sup>3</sup>
Densidade (271°C)	10,07 g/cm <sup>3</sup>
Expansão do volume na solidificação	3,2%
Condutividade Térmica	8,368 W/(m*K)
Resistividade Elétrica	106,8 μΩ*cm
Módulo Elástico	31,7 GPa
Módulo Cisalhamento	12,4 GPa
Coefficiente de Poisson	0,33
Dureza	4-8
Tensão Superficial à 300°C	376 dyna/cm

### 3.Procedimento Experimental

O procedimento experimental consistiu em ensaios realizados apartir de amostras provenientes de cinco corridas de aço SAE 1045. Sendo três corridas com adição de bismuto e duas sem adição. A análise química dos aços é apresentada na tabela 15.

Tabela 15 - Composição química das corridas ensaiadas.

Composição Química (%)											
Corrida	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Bi
A	0,44	0,23	0,75	0,016	<b>0,025</b>	0,12	0,07	0,11	0,012	0,0078	<b>0,04</b>
B	0,44	0,27	0,76	0,021	<b>0,025</b>	0,10	0,06	0,14	0,018	0,0075	<b>0,06</b>
C	0,45	0,22	0,75	0,030	<b>0,040</b>	0,09	0,06	0,09	0,011	0,0060	<b>0,06</b>
D	0,46	0,22	0,76	0,023	<b>0,025</b>	0,16	0,08	0,15	0,017	0,0088	-
E	0,45	0,27	0,77	0,017	<b>0,029</b>	0,12	0,07	0,17	0,018	0,0090	-

As corridas foram produzidas conforme esquema apresentado na figura 45.

Os corpos-de-prova para os ensaios foram retirados de barras laminadas com  $\varnothing$  101,60 mm e sempre a  $\frac{1}{2}$  raio da superfície.

Nos ensaios mecânicos, Charpy e fadiga, os corpos-de-prova estavam temperados e revenidos, conforme o ciclo abaixo:

- Austenitização: 850 °C
- Tempera em óleo: 40 °C
- Revenimento: 400 °C

#### 3.1.Caracterização Metalúrgica

A caracterização das inclusões foi realizada pelos seguintes métodos:

- Microscopia ótica, conforme norma ASTM E45 [61];
- Metalografia quantitativa através de análise de imagens, com o software Quantimet Q600;
- Microanálise com utilização da microssonda EDX - Oxford;

O tamanho de grão austenítico e ferrítico foram analisados conforme norma ASTM E112 [62], utilizando auxílio da técnica de análise de imagens com software Quantimet Q600.

A estrutura fora caracterizada pelo método ótico com preparação metalográfica até a lixa 600 e seguido de polimento com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ . Ataque com nital 10%.

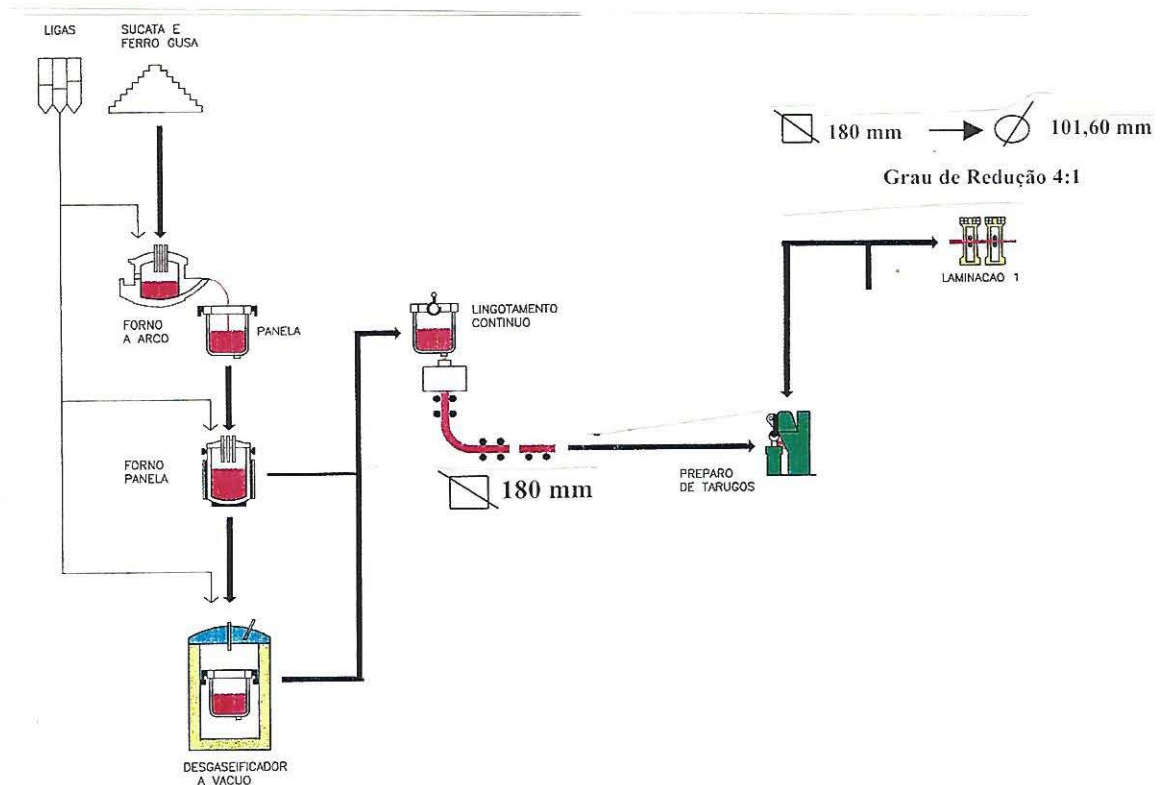


Figura 45 - Esquema de produção das barras laminadas.

### 3.2. Ensaios

#### a) Tração

Ensaios realizados conforme norma ASTM E 8-95 [63], na máquina universal de ensaios Instron de 60 ton do laboratório de ensaios físicos da Gerdau-AFP.

#### b) Dureza

Ensaio realizado conforme norma ASTM E 10-93 [64], no durômetro Rockwell do laboratório de ensaios físicos da Gerdau-AFP.

### c) Charpy

Ensaio realizado conforme norma ASTM E 23-94 [65], no pêndulo de impacto do laboratório de ensaios físicos da Gerdau-AFP.

As corridas foram ensaiadas em corpos-de-prova longitudinais (orientação L-R) ao sentido de laminação nas temperaturas de  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $50\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , com entalhe em perfil V, tendo profundidade de 2 mm. Os corpos-de-prova transversais (orientação R-L) ao sentido de laminação apresentavam-se nas mesmas condições, porém foram testados somente na temperatura de  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Os corpos-de-prova foram confeccionados conforme a figura 46.

As fraturas foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura LEO - 440.

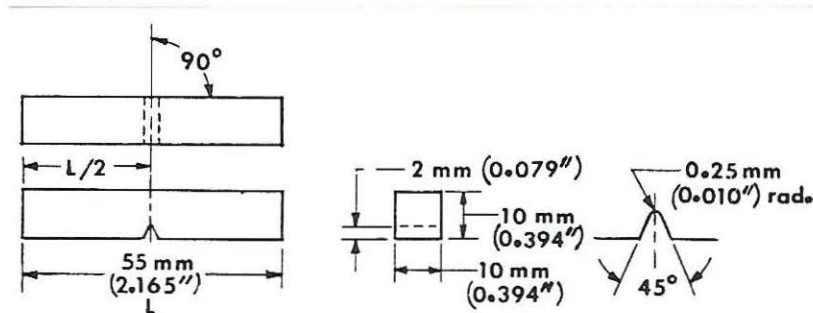


Figura 46 - Corpo-de-prova Charpy utilizado no ensaio.

### d) Propagação de Trinca em Fadiga

Ensaio realizado conforme normas ASTM E 399 [66] e ASTM E 647 [67], tendo os corpos-de-prova a orientação L-R da figura 30 e do tipo Tensão Compacto (Compact Tension) semelhante ao da figura 47.

A pré-trinca fora aberta com disco abrasivo.

O método utilizado foi o de  $\Delta K$  decrescente, conforme ASTM E 647 [67], onde aplica-se um determinado  $\Delta K$  inicial, suficientemente alto para que a trinca se desloque rapidamente até uma determinada medida pré-fixada, no caso 0,5 mm. Monitora-se o número de ciclos para atingir esta distância propagada e reduz-se a carga em 10% do valor inicial. Este procedimento é conduzido até que a trinca permaneça praticamente imobilizada durante um número de ciclos da ordem de  $10^5$

ciclos. Para o valor limite de  $\Delta K$  dá-se o nome de  $\Delta K_{TH}$  threshold, que é o mínimo fator de intensidade para propagação da trinca.

O ensaio fora realizado no Laboratório de Metalurgia Física do Departamento de Metalurgia da UFRGS numa máquina servo-hidráulica MTS-810 de 10ton, conforme a figura 48. Os parâmetros utilizados no ensaio estão apresentados na tabela 16. O monitoramento da trinca foi realizado com uma câmera de vídeo CCD.

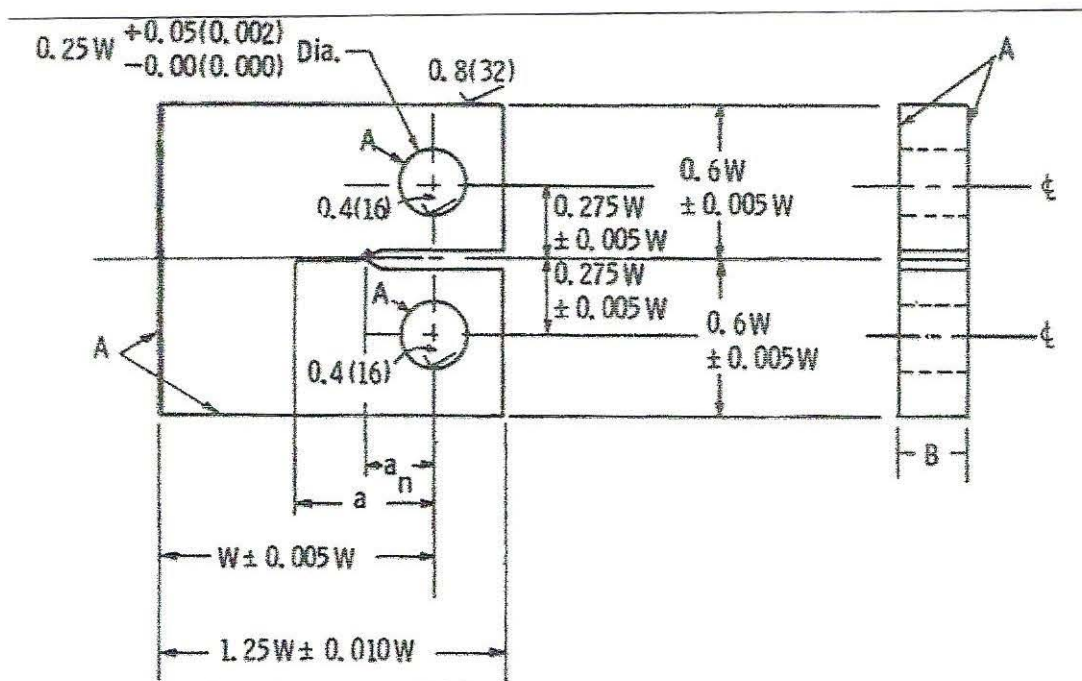


Figura 47 - Corpo-de-prova Compact Tension utilizado no ensaio de propagação de trinca em fadiga.  $W=60\text{mm}$  e  $B=13\text{mm}$ .

Para cálculo da espessura  $B$  foi considerado um  $K_{IC}$  da ordem de  $40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  e um limite de escoamento de  $610 \text{ MPa}$  para o aço SAE 1045 na condição temperado revenido.

Desta forma, a espessura mínima necessária para que o ensaio seja realizado num estado triaxial de tensões é  $B \geq 2,5 * (K_{IC}^2/LE^2)$ , conforme Norma ASTM E399-90 [66]. Logo  $B \geq 10,75 \text{ mm}$ .

Para utilizar um conjunto de garras já existente foi utilizado  $B=13 \text{ mm}$ . Desta forma conforme Norma ASTM E647-95 [67],  $W/20 \leq B \leq W/4$ . Logo,  $W=60 \text{ mm}$  foi o valor empregado.

Tabela 16 - Parâmetros utilizados no ensaio de propagação de trinca em fadiga.

$\Delta K$ inicial	36 MPa.m <sup>1/2</sup>
K máx.	40 MPa.m <sup>1/2</sup>
R ( K <sub>min</sub> /K <sub>máx.</sub> )	0,1
Frequência	36 Hz
C (gradiente normalizado de K)	-0,1 mm <sup>-1</sup>
Distância percorrida pela trinca por passo	0,5 mm
Queda de carga por passo	10%

A trinca fora monitorada com uma câmera CCD e sistema de medição adaptado, conforme figura 49.

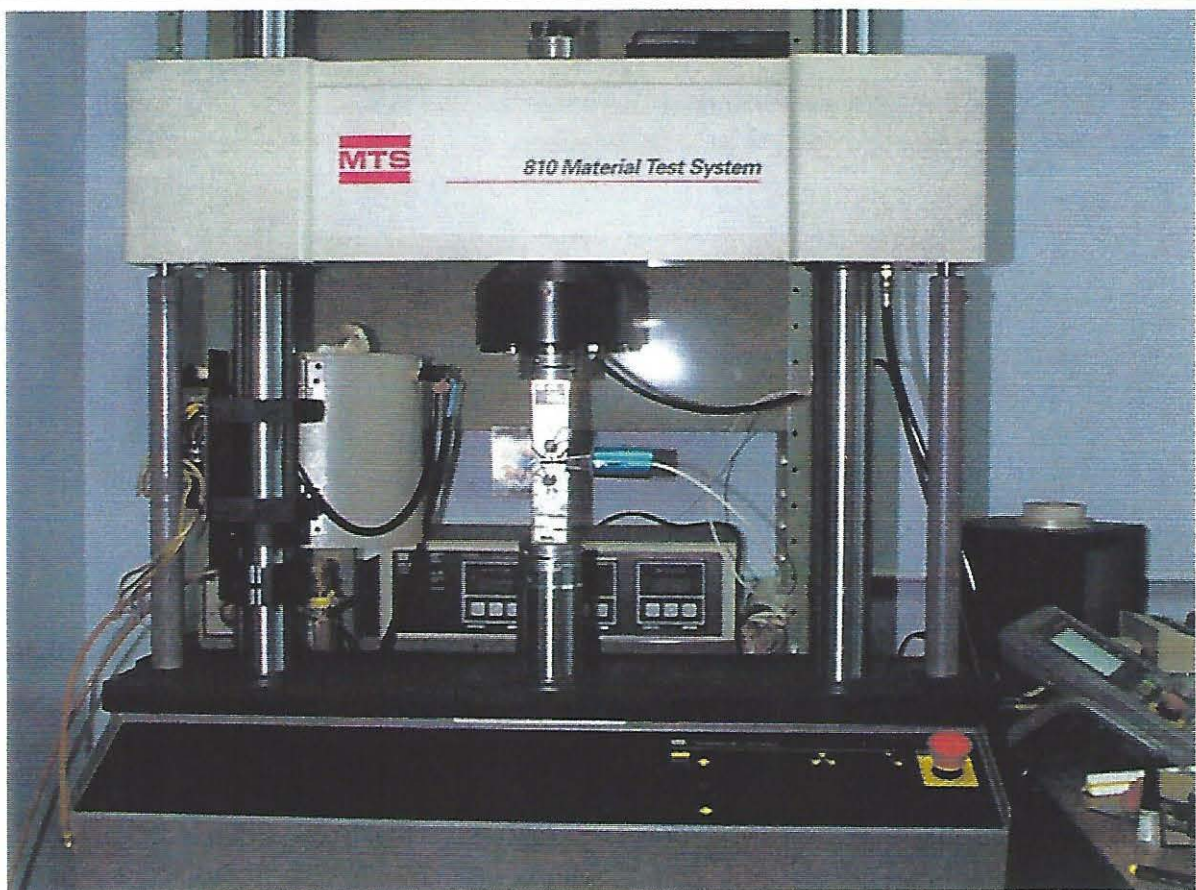


Figura 48 - Quadro de reação da máquina servo-hidráulica com amostra sendo ensaiada.





Figura 49 - Câmera CCD focada na propagação da trinca e lançando imagem no monitor.

## 4. Resultados

### 4.1. Caracterização das Inclusões

As corridas ensaiadas foram caracterizadas no que se refere as microinclusões e, os resultados estão apresentados na tabela 17.

Tabela 17 - Caracterização das microinclusões e com destaque para os MnS.

Corrida		Microscopia Ótica	Análise de Imagens - MnS						
		Conforme ASTM E 45	Comprimento ( $\mu\text{m}$ )		Área ( $\mu\text{m}^2$ )		Fator de Forma		Área Relativa (%)
			média	$\sigma$	média	$\sigma$	média	$\sigma$	média
A	S=0,025% Bi=0,04%	A2F;D1F	13,6	11,4	22,8	27,9	6,4	3,8	0,25
B	S=0,025% Bi=0,06%	A2F;D1F	12,7	9,3	22,7	26,4	5,7	2,9	0,26
C	S=0,040% Bi=0,06%	A3F;A0,5G;D1F	11,8	8,8	18,5	21,3	6,3	3,6	0,40
D	S=0,025%	A2F;D1F	15,3	10,1	23,4	21,7	7,4	4,2	0,30
E	S=0,029%	A3F;D1F	17,8	14,0	25,4	20,5	6,8	3,3	0,27

O fator de forma é a relação entre o comprimento e a largura e, avalia o grau de deformabilidade do MnS presentes. Desta forma, verificamos que todas as corridas apresentam um fator de forma similar para o grau de redução imposto (4:1).

A corrida C apresenta uma área relativa de sulfetos de manganês superior as demais, devido ao maior teor de enxofre desta corrida.

Verificamos que os desvios padrões das variáveis analisadas está elevado, devido a grande heterogeneidade das dimensões dos MnS em todas as corridas analisadas. A figura 50 apresenta um campo inclusionário característico de cada corrida, onde se verifica grande dispersão de dimensões entre as inclusões de MnS em todas as corridas, conforme apresentado nas figuras 51 à 55.

Não verifica-se diferenças na morfologia e distribuição dos MnS nas corridas A, B e C com adições de bismuto em relação as corridas D e E ( sem bismuto).



Figura 50 - Campo inclusionário característico de cada corrida. 300X. As imagens estão identificadas pela letra da respectiva corrida.

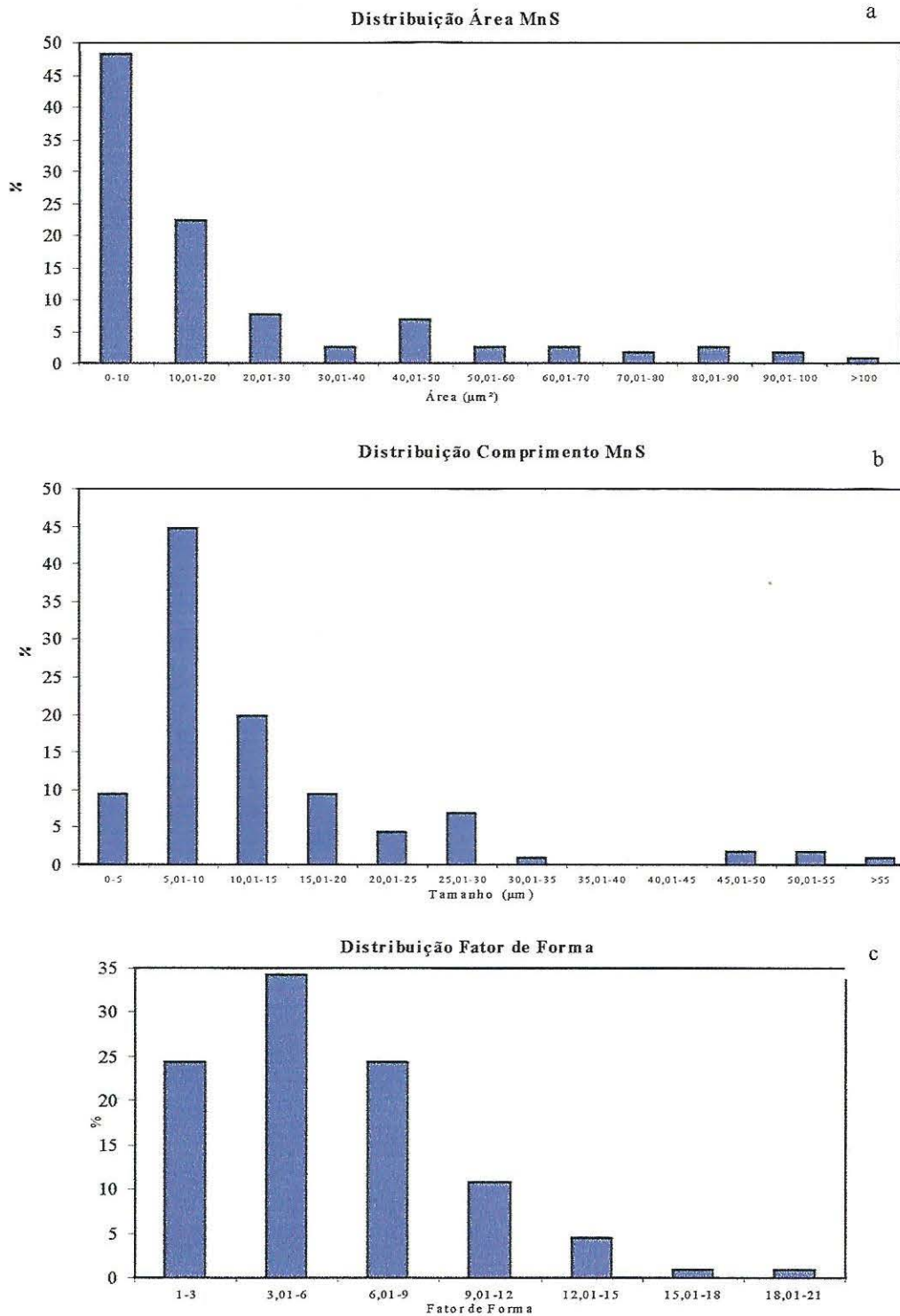


Figura 51 - Resultado obtido na análise de imagens das microinclusões de MnS da corrida A. a) Distribuição de área dos MnS; b) Distribuição de comprimento dos MnS; c) Distribuição do fator de forma dos MnS

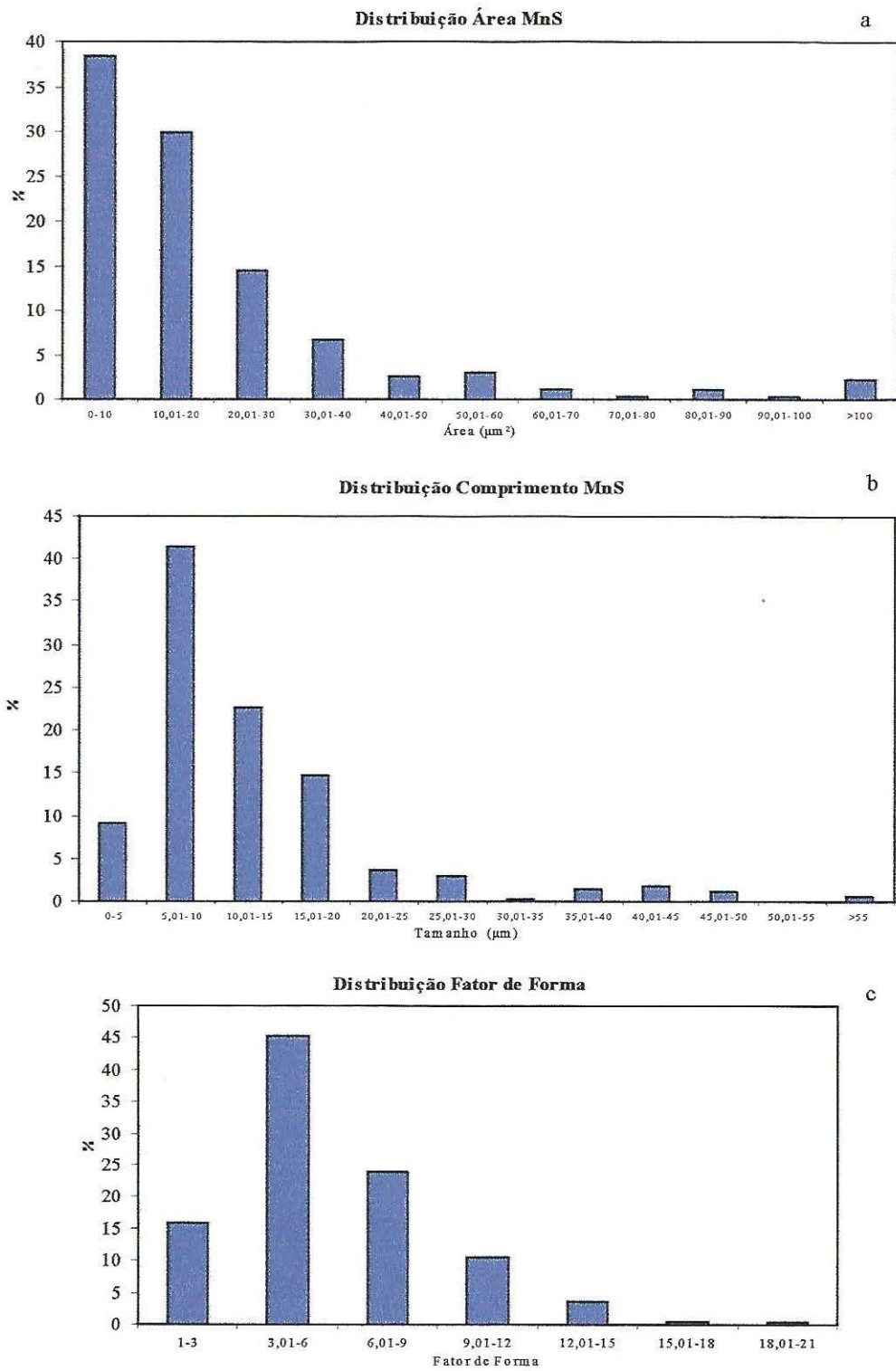


Figura 52 - Resultado obtido na análise de imagens das microinclusões de MnS da corrida B. a) Distribuição de área dos MnS; b) Distribuição de comprimento dos MnS; c) Distribuição do fator de forma dos MnS

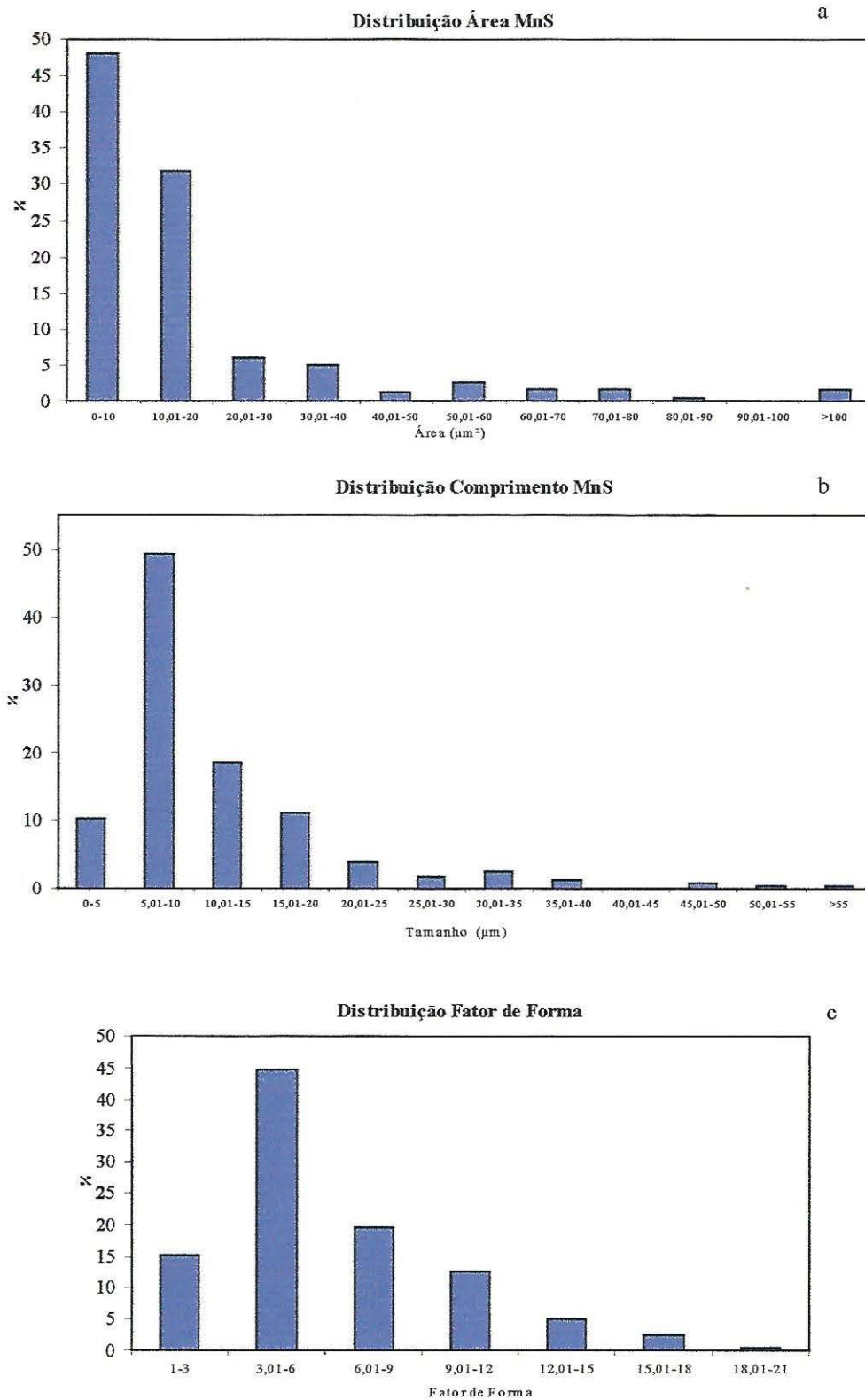


Figura 53 - Resultado obtido na análise de imagens das microinclusões de MnS da corrida C. a) Distribuição de área dos MnS; b) Distribuição de comprimento dos MnS; c) Distribuição do fator de forma dos MnS

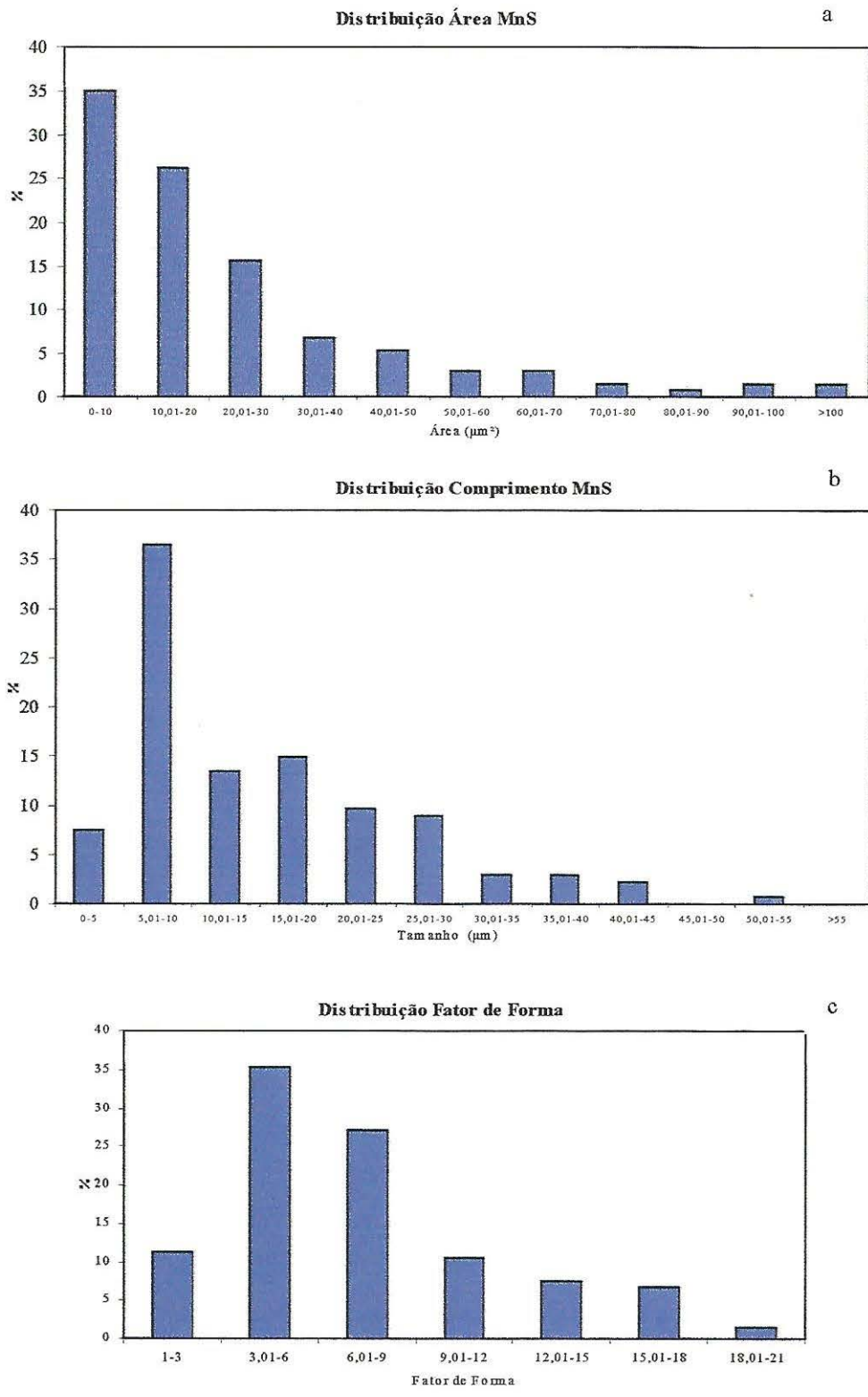


Figura 54- Resultado obtido na análise de imagens das microinclusões de MnS da corrida D. a) Distribuição de área dos MnS; b) Distribuição de comprimento dos MnS; c) Distribuição do fator de forma dos MnS

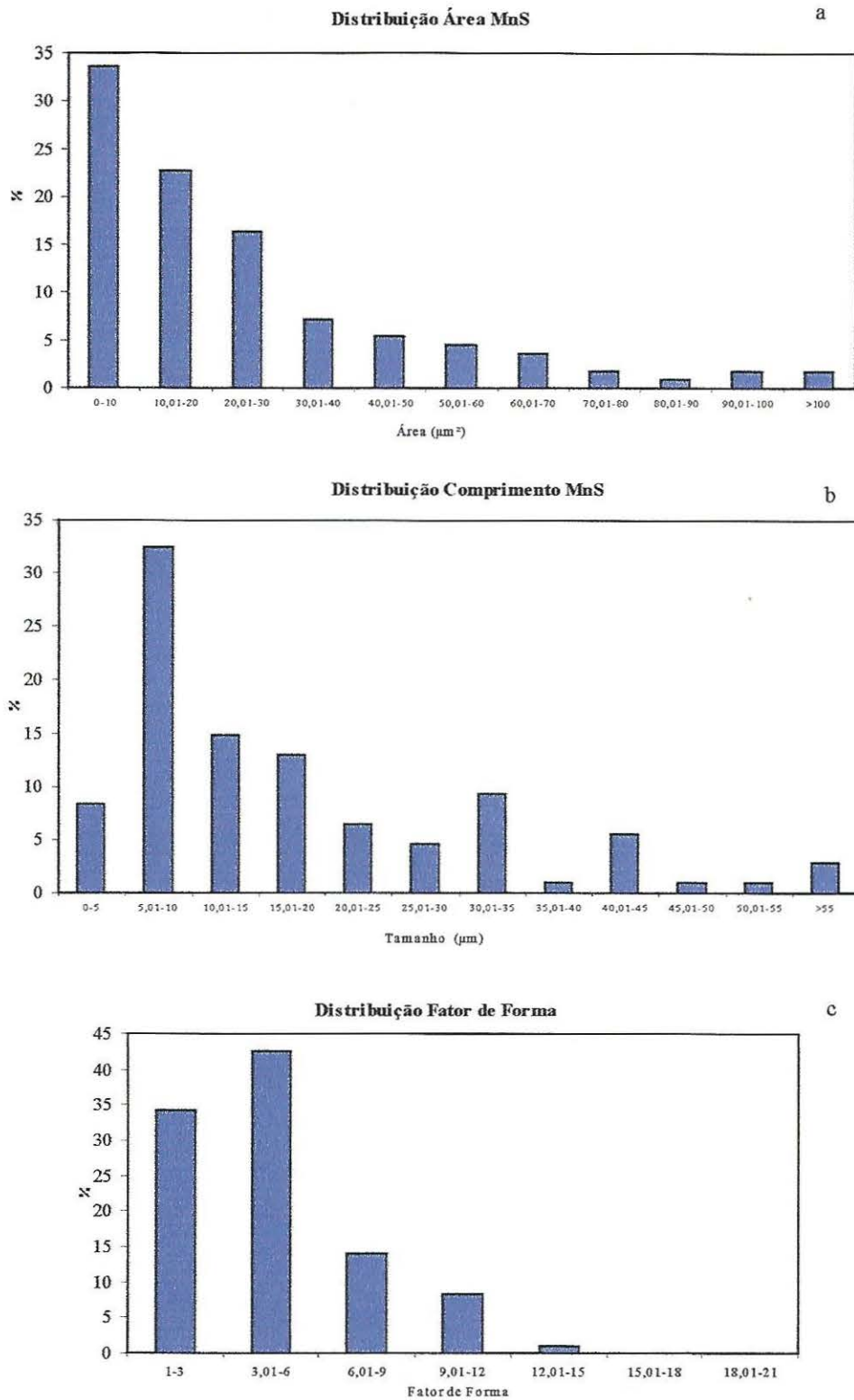


Figura 55- Resultado obtido na análise de imagens das microinclusões de MnS da corrida E. a) Distribuição de área dos MnS; b) Distribuição de comprimento dos MnS; c) Distribuição do fator de forma dos MnS



## 4.2. Avaliação das Inclusões Metálicas de Bismuto

A caracterização da forma de precipitação do bismuto no aço foi realizada com auxílio de Microscopia Eletrônica de Varredura com microanálise via Microsonda EDX do laboratório de Microscopia Eletrônica da Gerdau-AFP. Desta forma, verifica-se que o bismuto apresenta-se de 2 formas na matriz do aço:

1º) partículas metálicas com dimensões entre 2-13  $\mu\text{m}$ , conforme apresentado na figura 56.

2º) envelopando as microinclusões de MnS, conforme mostrado através da figura 57.

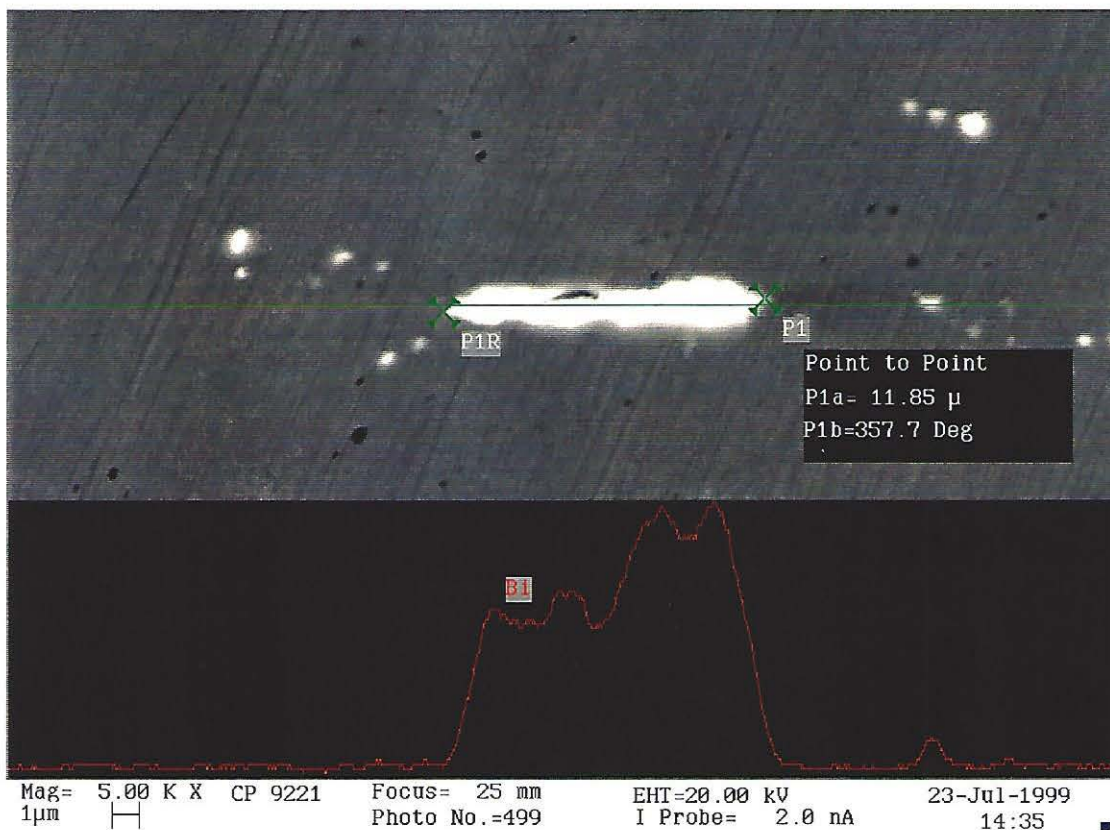


Figura 56 - Inclusão Metálica de Bismuto na corrida A .

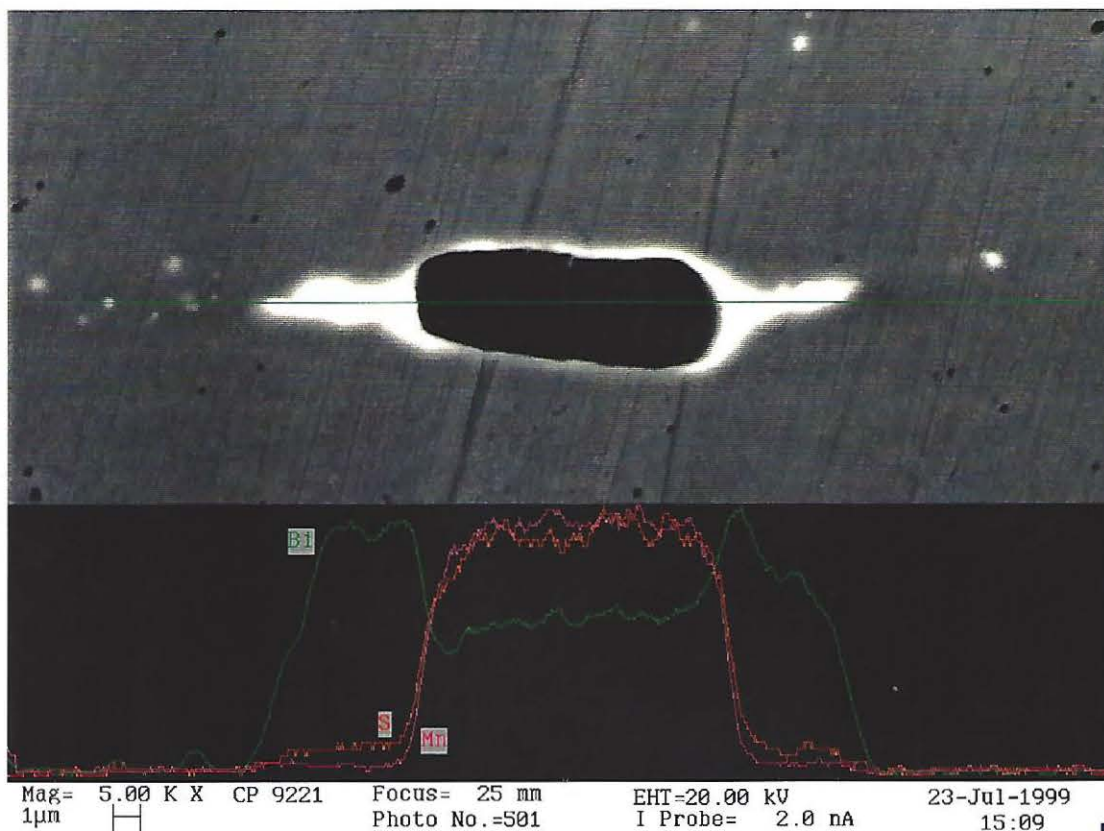


Figura 57 - MnS envelopado por uma capa de bismuto metálico na corrida A.

Os resultados obtidos nos permite inferir que o bismuto adicionado nas corridas A, B e C está precipitado de acordo com a bibliografia.

Avaliação da segregação do bismuto na seção transversal da barra laminada de  $\varnothing$  101,60 mm, foi realizada conforme o esquema apresentado na figura 58. Análise química foi realizada no núcleo, meio-raio (0,5 r) e superfície (0,9r). Os resultados foram avaliados em termos de percentual médio e estão apresentados na tabela 18.

Tabela 18 - Avaliação do grau de segregação do bismuto nas corridas A, B e C.

Corrida	Núcleo	0,5 raio	0,9 raio
A	0	+ 3,8 %	0
B	0	+ 5 %	0
C	0	+ 4,5 %	0

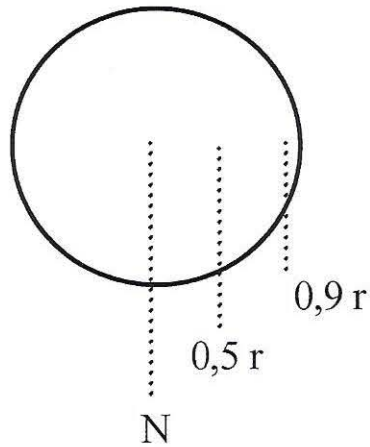


Figura 58 - Esquema de análise de segregação transversal nas corridas A, B e C com adição de bismuto.

Não verifica-se um grau de segregação significativo na seção transversal, onde foi encontrado uma variação de até 5% à 0,5 do raio. O padrão de referência utilizado na análise, conforme o certificado de análise da Brammer Standard Company [70], apresenta uma incerteza de 5,48% . Desta forma, a variação encontrada está dentro da faixa de incerteza do método de análise.

### 4.3. Ensaio Mecânicos e Caracterização Microestrutural

A avaliação das propriedades mecânicas foi realizado em corpos-de-prova retirados do produto laminado sem tratamento térmico e corpos-de-prova temperados e revenidos, conforme o ciclo apresentado no item 3. As tabelas 19 e 20 apresentam os resultados obtidos.

Tabela 19 - Resultado dos ensaios realizados em corpos-de-prova sem tratamento térmico, retirado de barra laminada  $\varnothing$  101,60 mm.

Corrida		LR (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%)	Dureza (HB)	Estrutura
A	S=0,025% Bi=0,04%	652	416	24	46	198	Perlita/Ferrita
B	S=0,025% Bi=0,06%	610	465	20	46	183	Perlita/Ferrita
C	S=0,040% Bi=0,06%	634	437	23	42	200	Perlita/Ferrita
D	S=0,025%	661	432	27	46	195	Perlita/Ferrita
E	S=0,029%	632	425	27	48	169	Perlita/Ferrita

Os valores obtidos apresentam-se dentro da dispersão usual para produtos laminados sem tratamento térmico.

Tabela 20 - Resultado dos ensaios realizados em corpos-de-prova temperados e revenidos.

Corrida		LR (MPa)	LE (MPa)	Alongamento(%)	Estricção (%)	Dureza (HB)
A	S=0,025% Bi=0,04%	888	622	19	54	264
B	S=0,025% Bi=0,06%	864	614	22	51	260
C	S=0,040% Bi=0,06%	874	627	17	51	255
D	S=0,025%	883	635	16	53	264
E	S=0,029%	875	642	22	52	260

A figura 59 apresenta a estrutura do laminado sem tratamento térmico.

A figura 60 apresenta a estrutura do temperado e revenido.

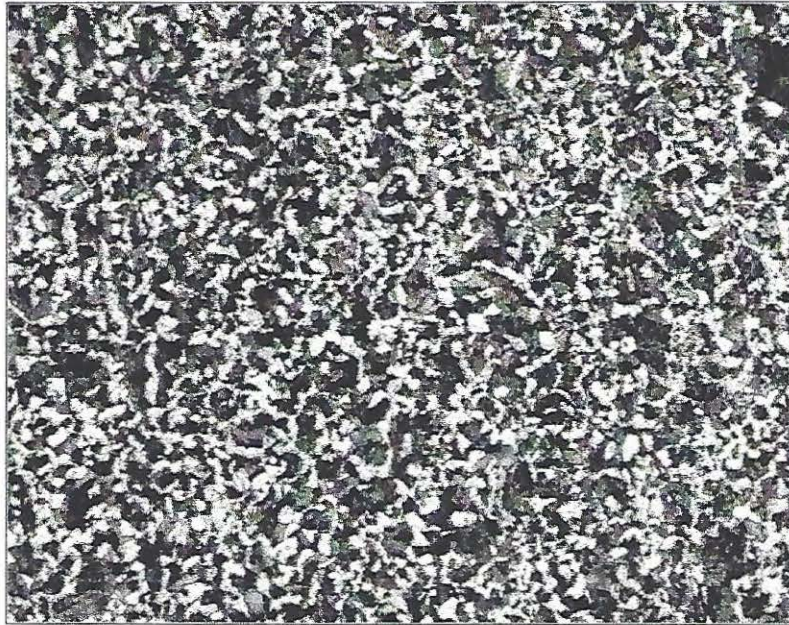


Figura 59 - Estrutura característica do aço SAE 1045 laminado sem tratamento térmico. Perlita e Ferrita. 200X. Nital 10%.



Figura 60 - Estrutura característica do aço SAE 1045 temperado e revenido. Martensita revenida. 500X.Nital 10%.

Verifica-se que as corridas apresentam propriedades mecânicas similares. Além disso, os ensaios de tamanho de grão austenítico e ferrítico, apresentados na tabela 21, confirmam a granulação fina em todas as corridas. As figuras 61 ilustra a granulação verificada nas amostras.

Tabela 21 - Tamanho de grão das corridas ensaiadas.

Corrida		Austenítico		Ferrítico	
		média	$\sigma$	média	$\sigma$
A	S=0,025% Bi=0,04%	9,8	1,4	8,9	1,4
B	S=0,025% Bi=0,06%	10,2	1,4	9,3	1,4
C	S=0,040% Bi=0,06%	9,9	1,3	8,3	1,9
D	S=0,025%	10,2	1,3	11,0	1,2
E	S=0,029%	9,7	1,5	10,8	1,3

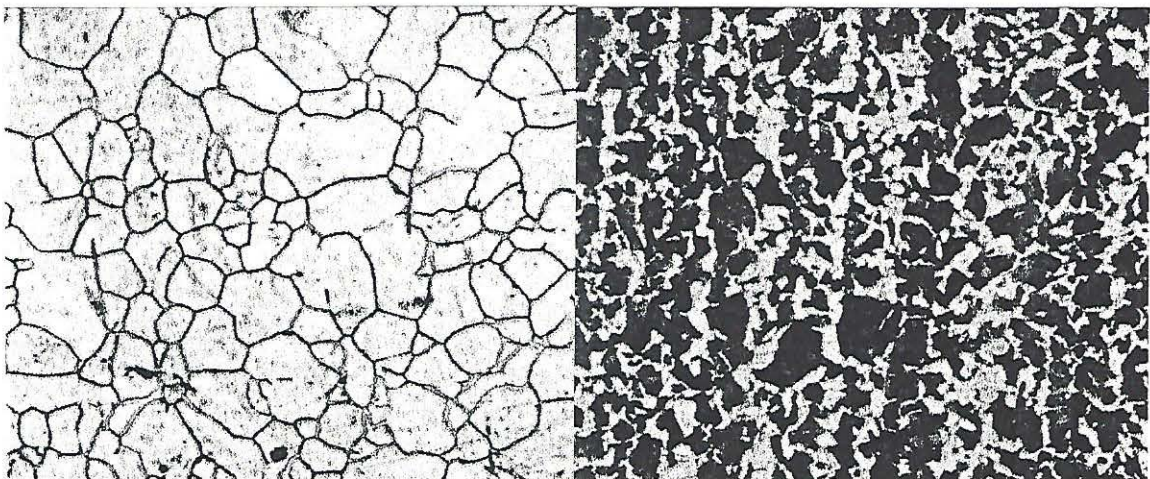


Figura 61 - a) Tamanho de grão austenítico da corrida A. b) Tamanho de grão ferrítico na corrida A. 200X

#### 4.4. Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy fora realizado conforme descrito no item 3.2.c, seguindo a Norma ASTM E 23-94 [65].

Os resultado dos ensaios realizados nas temperaturas de -50 °C, -25 °C, 0 °C, 25 °C, 50 °C e 100 °C estão apresentados na tabela 22.

Tabela 22 - Valores da tenacidade longitudinal das corridas ensaiadas.

Corrida	%S	%Bi	CP	Temperatura (°C)					
				- 50	-25	0	25	50	100
A	0,025	0,04	1	26,4	29,4	43	59,6	76,8	86,1
			2	26,8	28,2	42,5	59	77,5	86
			3	26,6	30,7	42	59,3	76,7	85,9
			média	<b>26,6</b>	<b>29,4</b>	<b>42,5</b>	<b>59,3</b>	<b>77</b>	<b>86</b>
B	0,025	0,06	1	25	24,5	39,3	54,8	68,7	86,7
			2	25,5	28,3	40,5	56,9	70,9	86,1
			3	25,1	27	36,8	55,9	70,4	85,8
			média	<b>25,2</b>	<b>26,6</b>	<b>38,9</b>	<b>55,9</b>	<b>70,6</b>	<b>86,2</b>
C	0,040	0,06	1	14,7	20,9	29,4	46,6	63,8	77,3
			2	15,2	18,4	27	48	63,8	78,5
			3	14,2	19,7	24,5	48,8	66,3	73,6
			média	<b>14,7</b>	<b>19,7</b>	<b>27</b>	<b>47,8</b>	<b>64,6</b>	<b>76,5</b>
D	0,025	-	1	29	34	47,6	67	82	88
			2	31	38	50,5	61	81	88
			3	33	36	49,8	67	77	88
			média	<b>31</b>	<b>36</b>	<b>49,3</b>	<b>65</b>	<b>80</b>	<b>88</b>
E	0,029	-	1	31	31,7	42,8	61	79,8	87
			2	33	33,8	46,1	63	76,2	89
			3	<b>29</b>	<b>32</b>	<b>46,1</b>	<b>65</b>	<b>81</b>	<b>85</b>
			média	<b>31</b>	<b>32,5</b>	<b>45</b>	<b>63</b>	<b>79</b>	<b>87</b>

\* Valores da Energia Absorvida em J/cm<sup>2</sup>

A figura 62 apresenta as curvas de transição dúctil-frágil para as corridas ensaiadas.

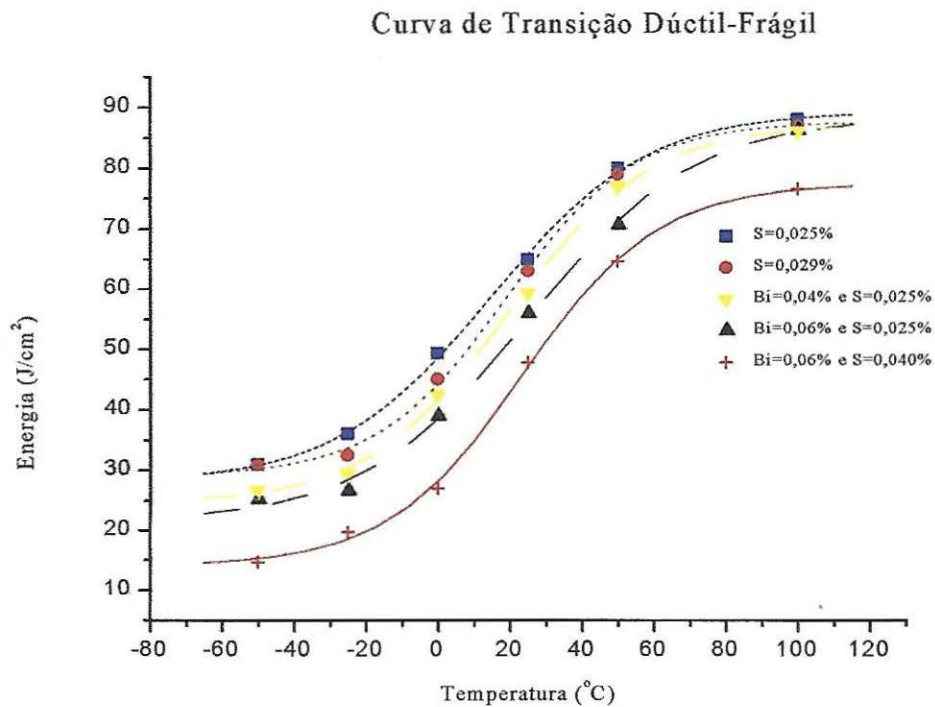


Figura 62 - Curvas de Transição Dúctil-Frágil das corridas ensaiadas

Verifica-se que a tenacidade longitudinal é levemente afetada pelo teor de bismuto. Porém, o acréscimo do teor de enxofre na corrida C provoca uma perda significativa na tenacidade longitudinal.

A avaliação da evolução da partição do modo de fratura nas superfícies dos corpos-de-prova, foi realizado conforme ASTM E 23-94 [65] e, com auxílio do software quantimet Q600. A tabela 23 apresenta o percentual de fratura dúctil em cada amostra.

A figura 63 ilustra a evolução desse modo de fratura nas corridas A e D.

A fractografia dos corpos-de-pova fora realizada em MEV-LEO 440 e as figuras de número 64 à 75 ilustram os mecanismos de fratura atuantes nas corridas A e D.



Tabela 23 - Evolução do % da fratura por cisalhamento (dúctil).

Corrida	%S	%Bi	Temperatura (°C)					
			- 50	-25	0	25	50	100
A	0,025	0,04	0	5	25	35	70	100
B	0,025	0,06	0	5	20	30	65	100
C	0,040	0,06	0	0	10	20	60	85
D	0,025	-	0	8	20	45	100	100
E	0,029	-	0	6	20	45	90	100

Valores médios em 3 cp's ensaiados

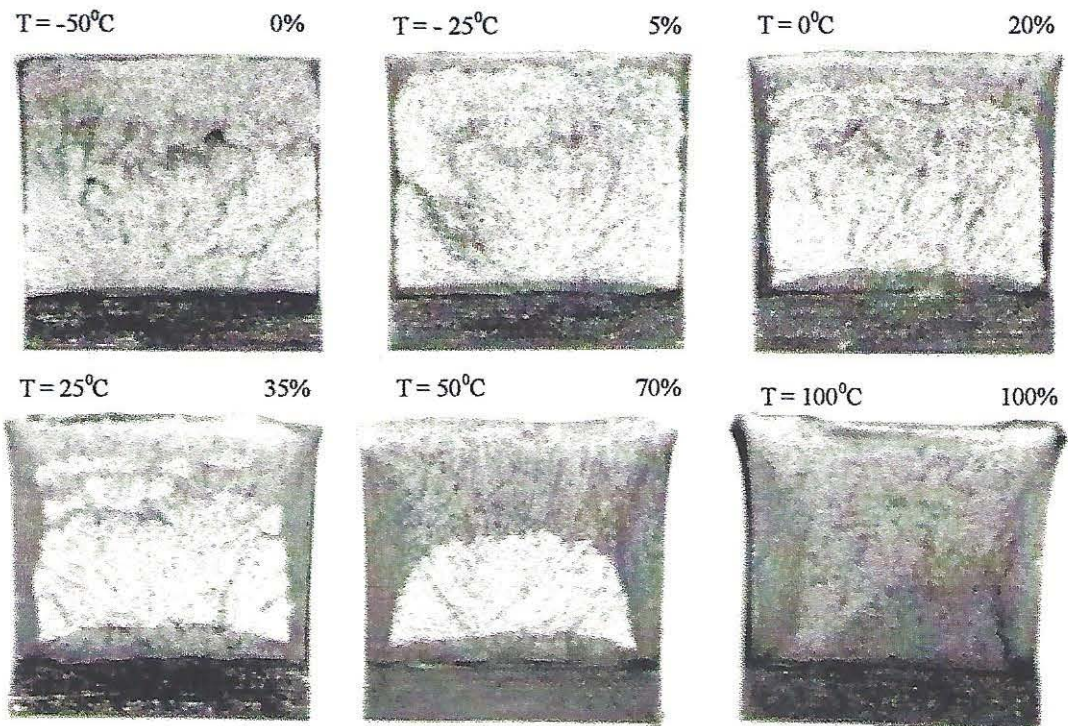
Apesar de macroscopicamente as amostras associadas às corridas sem adições de bismuto, corridas D e E, apresentarem um percentual de fratura dúctil superior as corridas com adição de bismuto, corridas A, B e C, conforme a tabela 23 apresenta, as fractografias nos revelam que a temperatura para início de coalescência de microcavidades nas corridas A, B e C é inferior as demais. Verifica-se que a  $-25^{\circ}\text{C}$  ocorre um início de formação de microcavidades, a fractografia apresentada na figura 65 contrastada com a da figura 73 caracteriza esta diferença encontrada.

Uma característica importante revelada nas fractografias é que as corridas com adição de bismuto apresentam microcavidades com dimensões menores e em um número maior do que nas corridas sem adição de bismuto. Comparando-se as figuras 69 e 77 relativas às fraturas de corpos-de-prova ensaiados a  $100^{\circ}\text{C}$ , verifica-se esta característica.

As microcavidades, conforme citado no item 2.2.3, tem nucleação em partículas de segunda fase. A fractografia da figura 70 apresenta uma microinclusão de MnS envelopada por uma capa de bismuto metálico. E na figura 71 verifica-se uma inclusão de MnS dentro de uma microcavidade coalescida.

A tenacidade transversal foi avaliada na temperatura de  $0^{\circ}\text{C}$  com corpo-de-prova com entalhe em V e 2mm de profundidade. Os resultados estão apresentados na tabela 24.

CORRIDA A



CORRIDA D

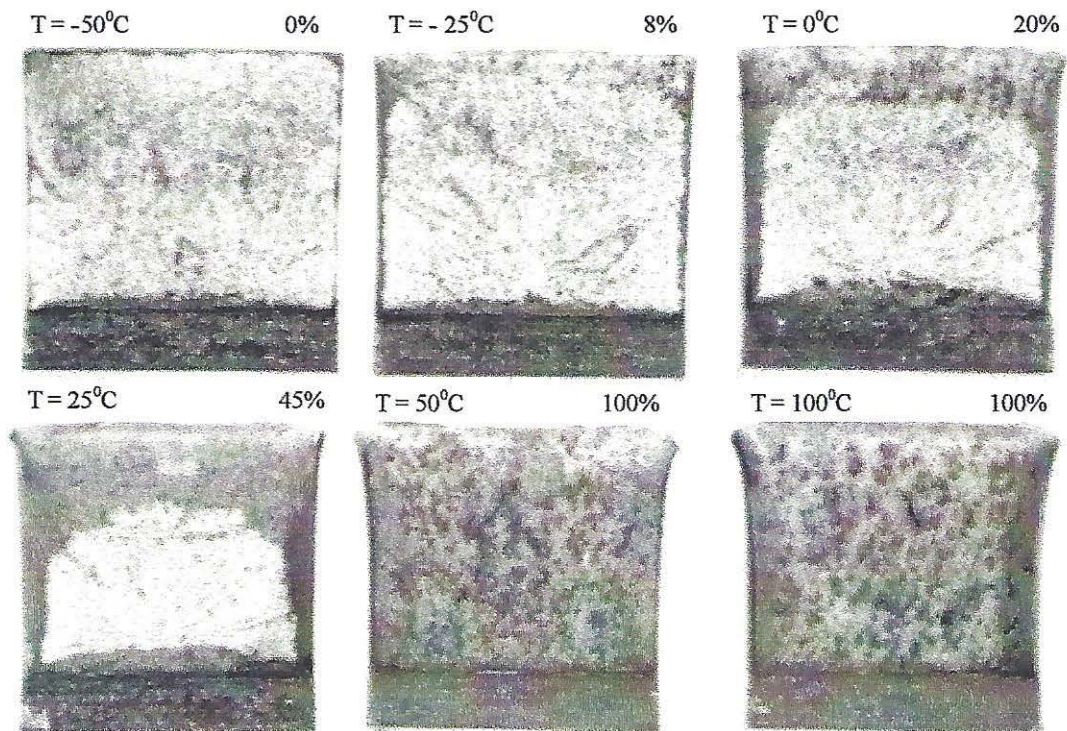


Figura 63 - Evolução da fratura por cisalhamento das corridas A ( $S=0,025\%$  e  $B_i=0,04\%$ ) e D ( $S=0,025\%$ ) em função da temperatura.

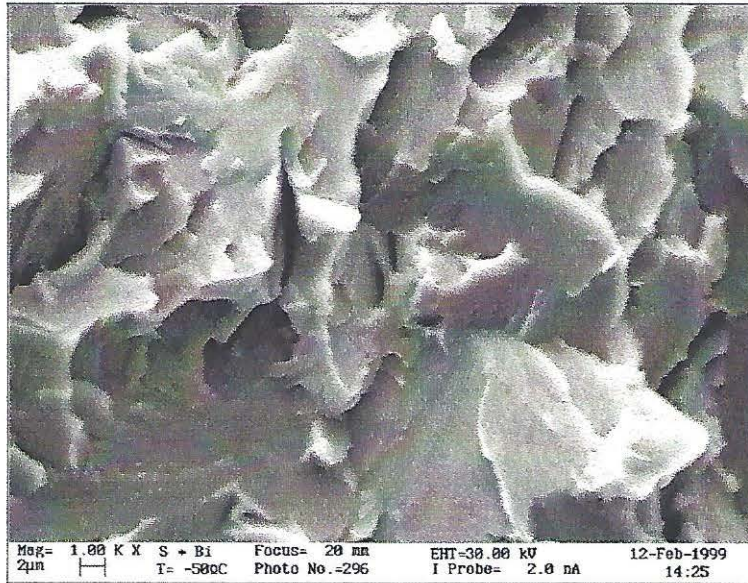


Figura 64 - Fractografia apresenta facetas e rios de clivagem na fratura à -50°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

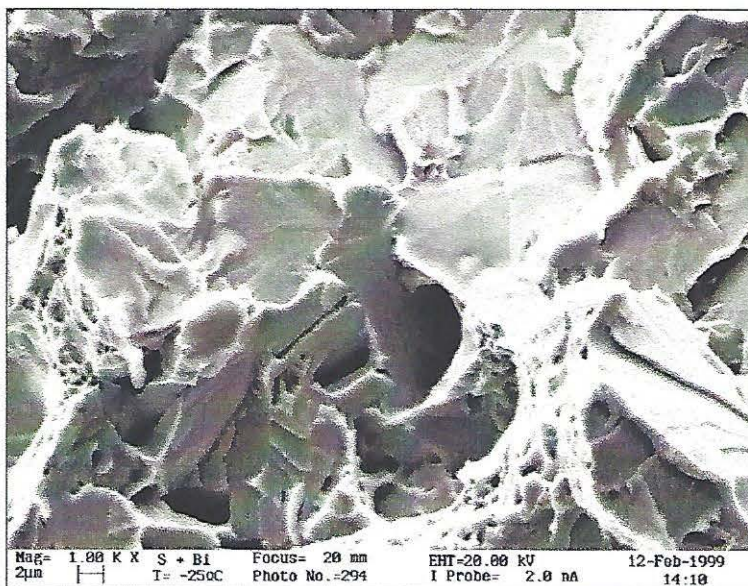


Figura 65 - Fractografia apresenta predominância de fratura frágil com facetas e rios de clivagem e início de formação de coalescência de microcavidades na fratura à -25°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

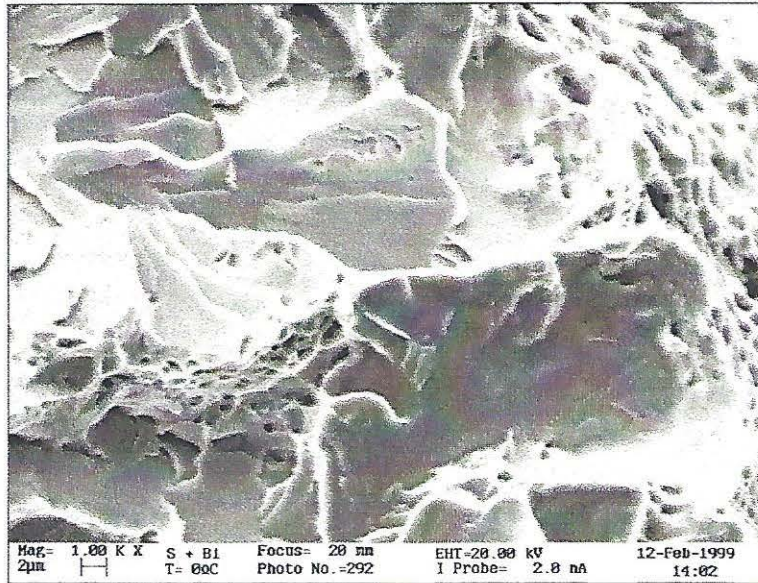


Figura 66 - Fractografia apresenta predominância de fratura frágil com facetas e rios de clivagem e pequena quantidade de microcavidades coalescidas na fratura à 0°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

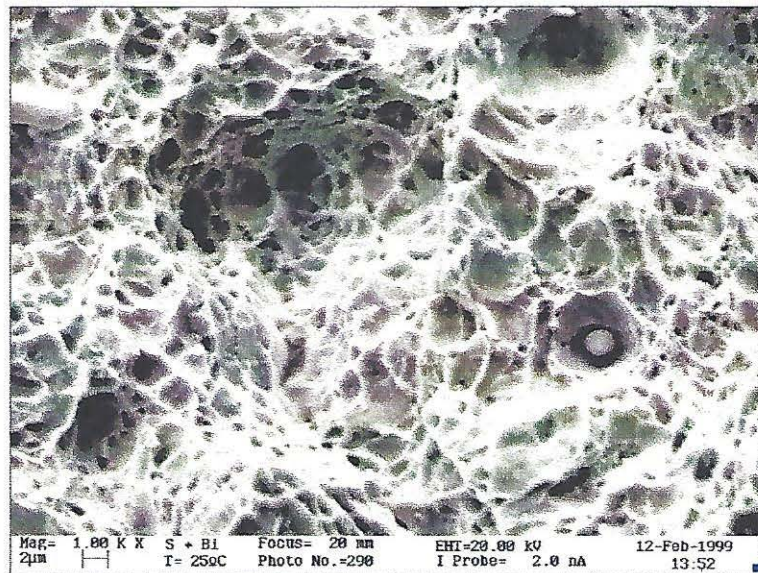


Figura 67 - Fractografia apresenta predominância de fratura dúctil evidenciada pela grande quantidade de microcavidades coalescidas na fratura à 25°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

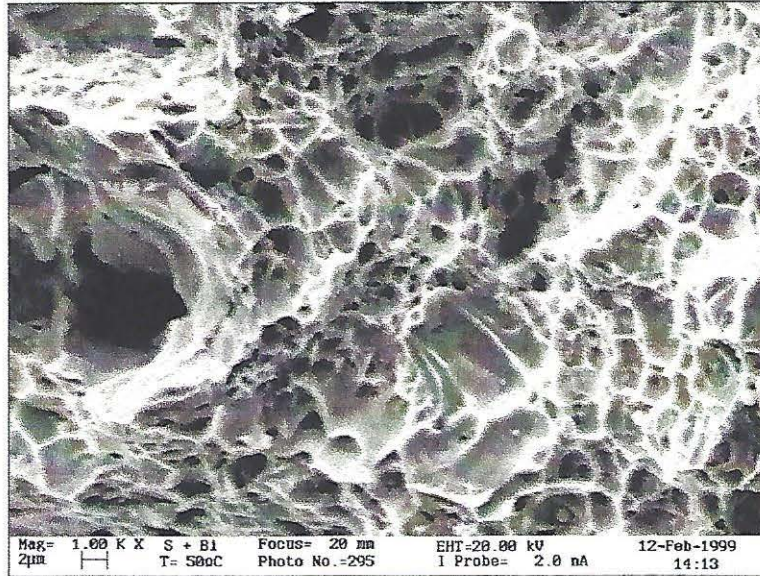


Figura 68 - Fractografia apresenta predominância de fratura dúctil evidenciada pela grande quantidade de microcavidades coalescidas e final de formação de facetas de clivagem na fratura à 50°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

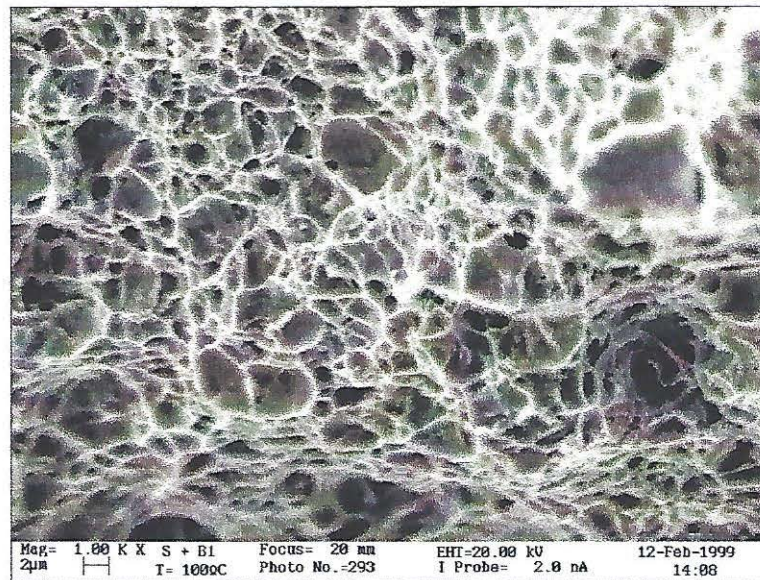


Figura 69 - Fractografia apresenta totalidade de fratura dúctil com coalescência de microcavidades na fratura à 100°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

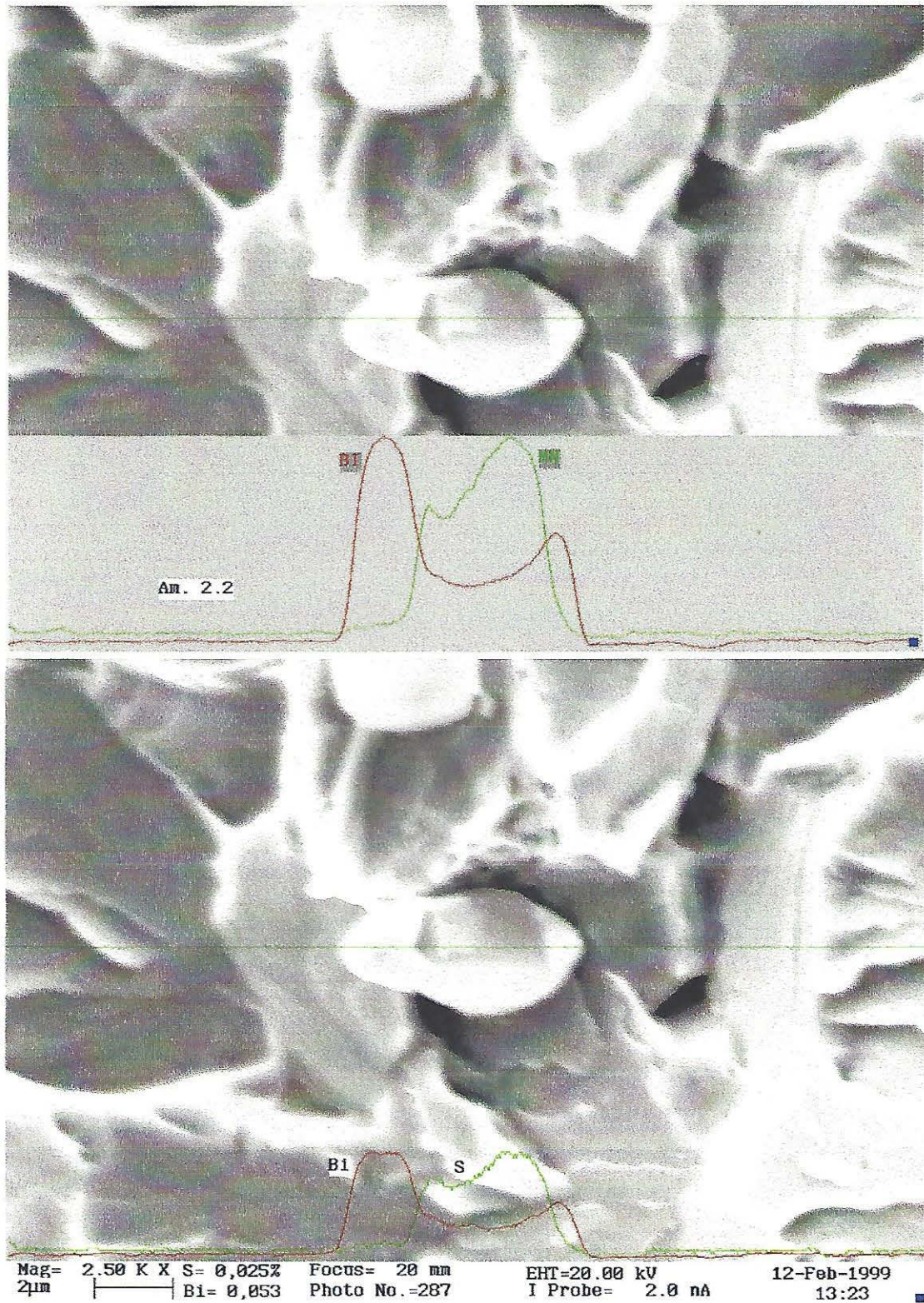


Figura 70 - Fractografia apresenta MnS envelopado por bismuto metálico conforme análise realizada em linha por microsonda EDX.

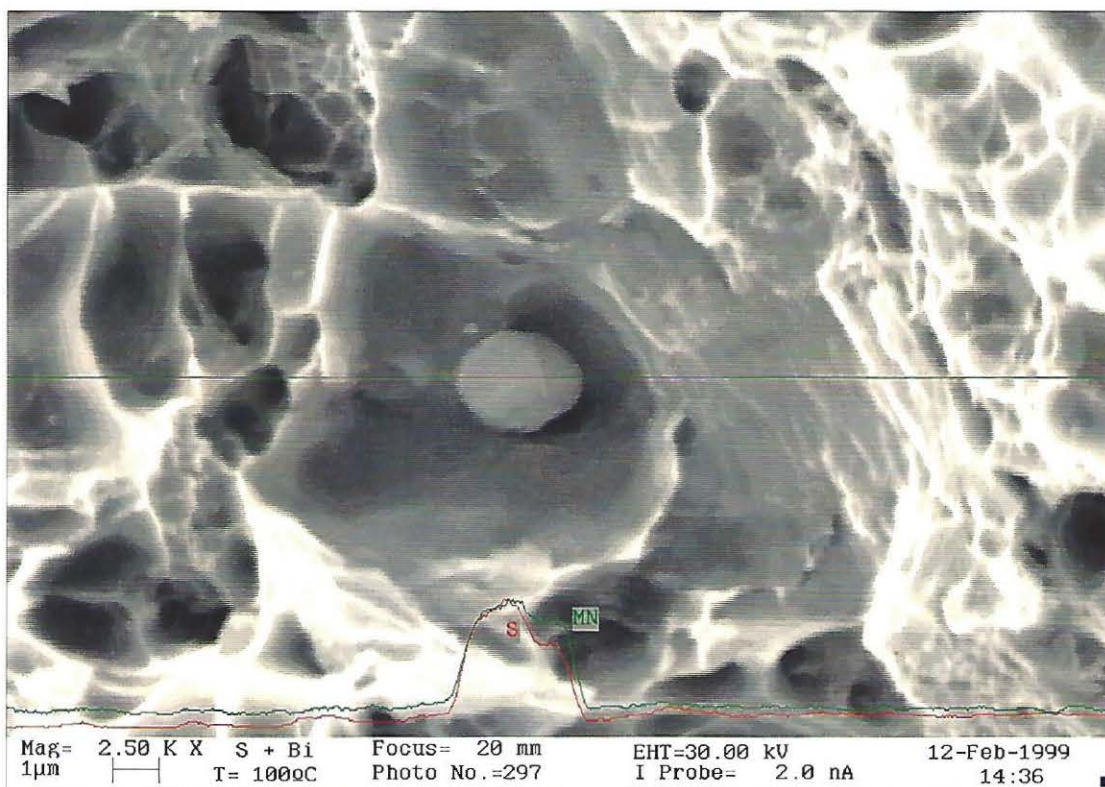


Figura 71 - Fractografia apresenta MnS no interior de uma microcavidade coalescida, caracterizando a origem da mesma. Fractografia do corpo-de-prova ensaiado à 100°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

Nas figuras 70 e 71 foi realizada uma microanálise com microsonda, porém esta análise serve apenas como indicativa, pois não é recomendável a realização de microanálises em superfícies não planas, como as superfícies de fratura.

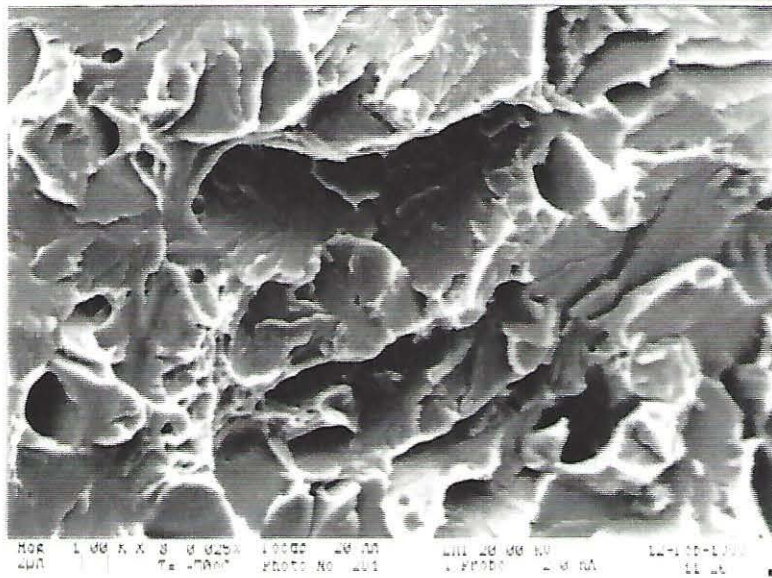


Figura 72 - Fractografia apresenta facetas e rios de clivagem em fratura frágil à -50°C da corrida D (S=0,025% ).

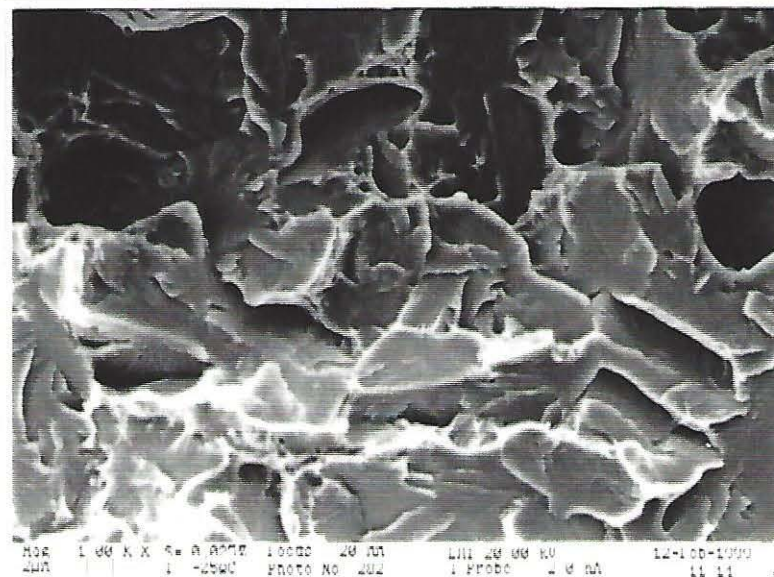


Figura 73 - Fractografia apresenta facetas e rios de clivagem em fratura frágil à -25°C da corrida D (S=0,025% ).



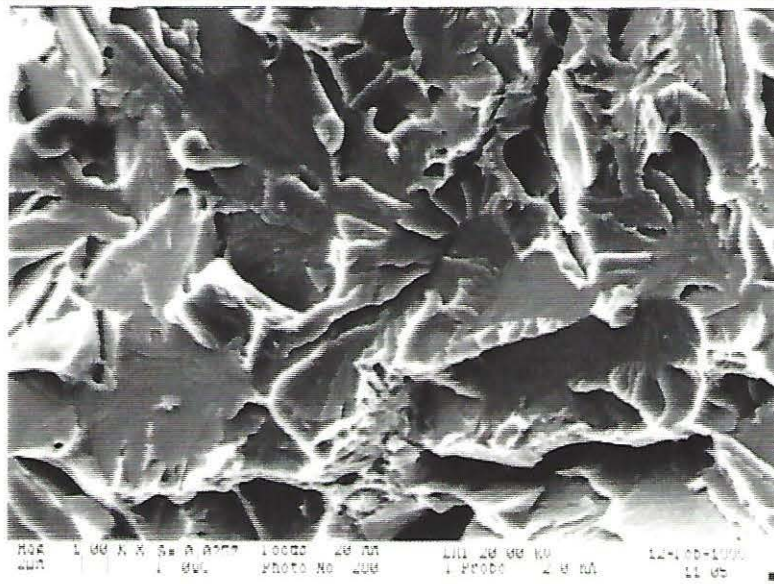


Figura 74 - Fractografia indica presença de facetas e rios de clivagem em fratura frágil e início de formação de coalescência de microcavidades na fratura à 0°C da corrida D (S=0,025% ).

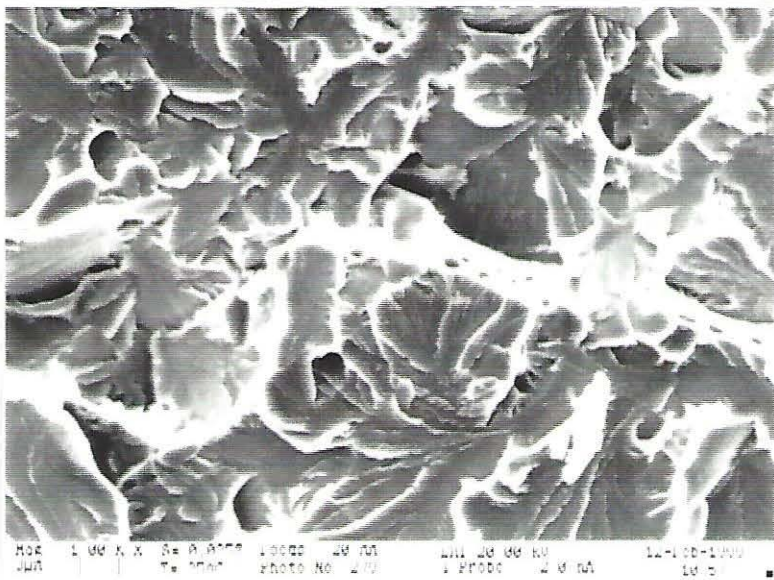


Figura 75 - Fractografia indica presença de facetas e rios de clivagem em fratura frágil e início de formação de coalescência de microcavidades na fratura à 25°C da corrida D (S=0,025% ).

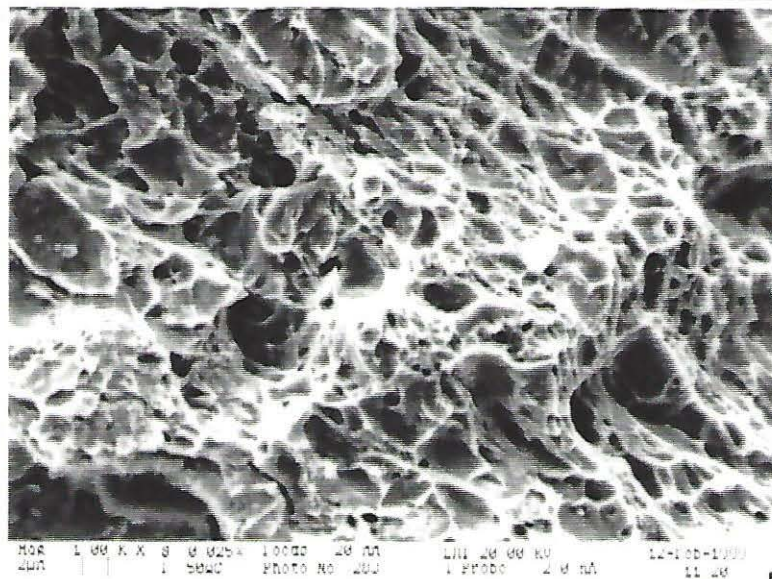


Figura 76 - Fractografia apresenta predominância de fratura dúctil evidenciada pela presença de microcavidades coalescidas e vestígios de facetas de clivagem na fratura à 50°C da corrida D ( $S=0,025\%$ ).

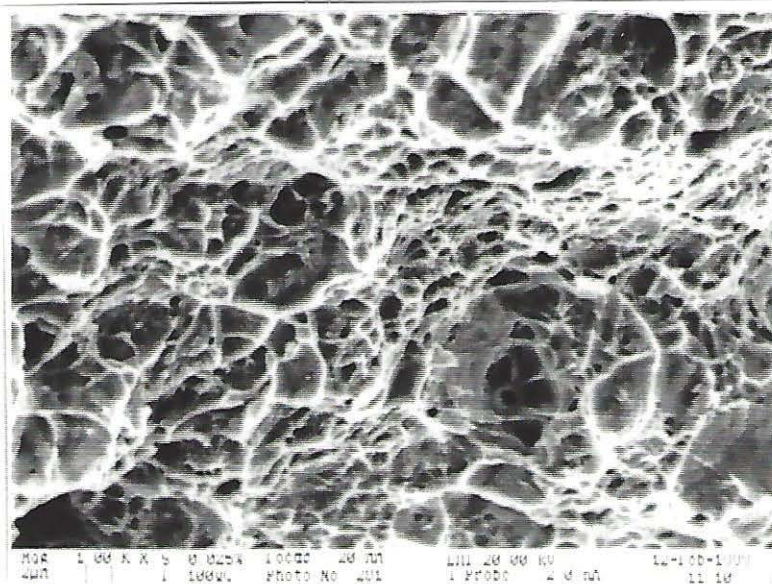


Figura 77 - Fractografia apresenta totalidade de fratura dúctil com microcavidades coalescidas na fratura à 100°C da corrida D ( $S=0,025\%$ ).

Tabela 24 - Tenacidade transversal das corridas ensaiadas à 0 °C. Valores em J/cm<sup>2</sup>.

Corrida	%S	%Bi	CP1	CP2	CP3	Média
A	0,025	0,04	16	14,7	14,7	<b>15,1</b>
B	0,025	0,06	16	15,1	14,2	<b>15,1</b>
C	0,040	0,06	11,1	11,1	9,8	<b>10,7</b>
D	0,025	-	19	21	20	<b>20</b>
E	0,029	-	19,6	18,4	18,4	<b>18,8</b>

A figura 78 apresenta um comparativo da tenacidade transversal entre as corridas ensaiadas.

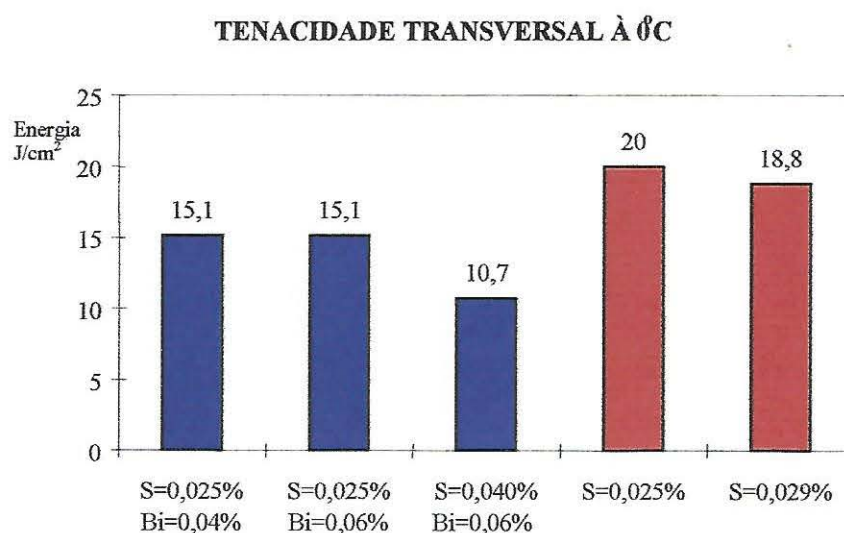


Figura 78 - Tenacidade transversal em função do teor de enxofre e bismuto.

Verifica-se que a adição de bismuto promove uma perda na energia absorvida em torno de 4,9 J/cm<sup>2</sup>, quando comparamos as corridas com S=0,025% com e sem adição de bismuto. Por outro lado, o acréscimo no teor de enxofre para S=0,040% promove uma perda de 4,4 J/cm<sup>2</sup> quando são comparados as corridas com teor de Bi=0,06%.

As figuras 79 e 80 ilustram as fractografias dos corpos-de-prova ensaiados, onde a fratura frágil por clivagem é predominante. E não verifica-se diferenças nos mecanismos de fratura entre corridas com bismuto e sem adições de bismuto.

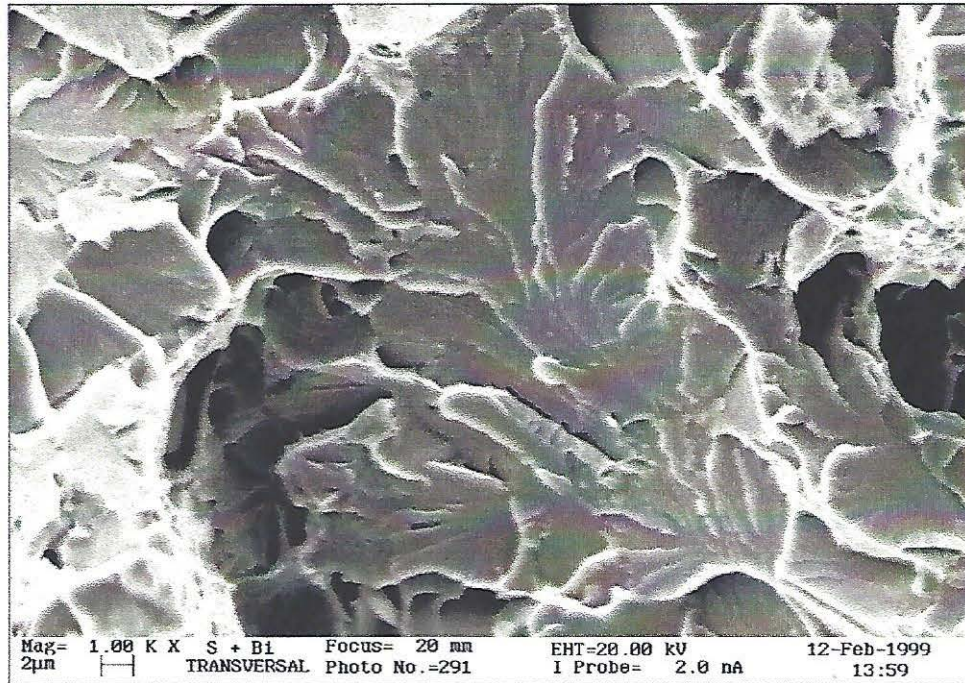


Figura 79 - Fractografia da fratura do ensaio Charpy transversal. Facetas e rios de clivagem característicos de fratura frágil à 0°C da corrida A (S=0,025% e Bi=0,04%).

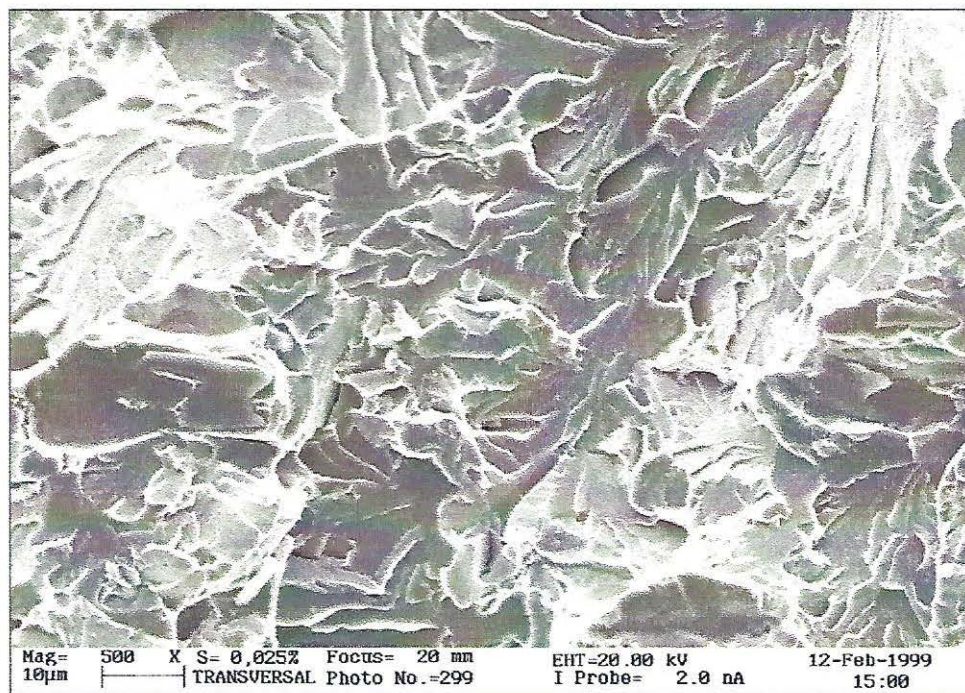


Figura 80 - Fractografia da fratura do ensaio Charpy transversal. Facetas e rios de clivagem característicos de fratura frágil à 0°C da corrida D (S=0,025%).

#### 4.5. Propagação de Trinca em Fadiga

Os ensaios para avaliação do crescimento de trinca em fadiga foram realizados conforme Norma ASTM E647[67], segundo a orientação L-R da figura 30. O procedimento adotado na execução deste ensaio está descrito no item 3.2.c .

Para as corridas A e C foi ensaiado 1 corpo-de-prova e das corridas B, D e E foram ensaiados 3 corpos-de-prova. As figuras 81 a 85 apresentam os resultados obtidos em cada ensaio.

No ensaio de propagação de trinca em fadiga algumas variáveis são passíveis de serem calculadas, como o  $\Delta K_{\text{threshold}}$ , que é o mínimo fator de intensidade de tensões para a propagação da trinca. Nos ensaios realizados tomamos como critério para avaliação do  $\Delta K_{\text{threshold}}$  uma taxa de propagação de  $2 \cdot 10^{-9}$  m/ciclo. Utilizando-se o software Origin 4.1 realizamos uma análise da curva média dos resultados dos ensaios. Desta forma, foi possível obter o valor  $\Delta K_{\text{threshold}}$  e também das constantes C e m da equação 7.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad \text{Equação 7}$$

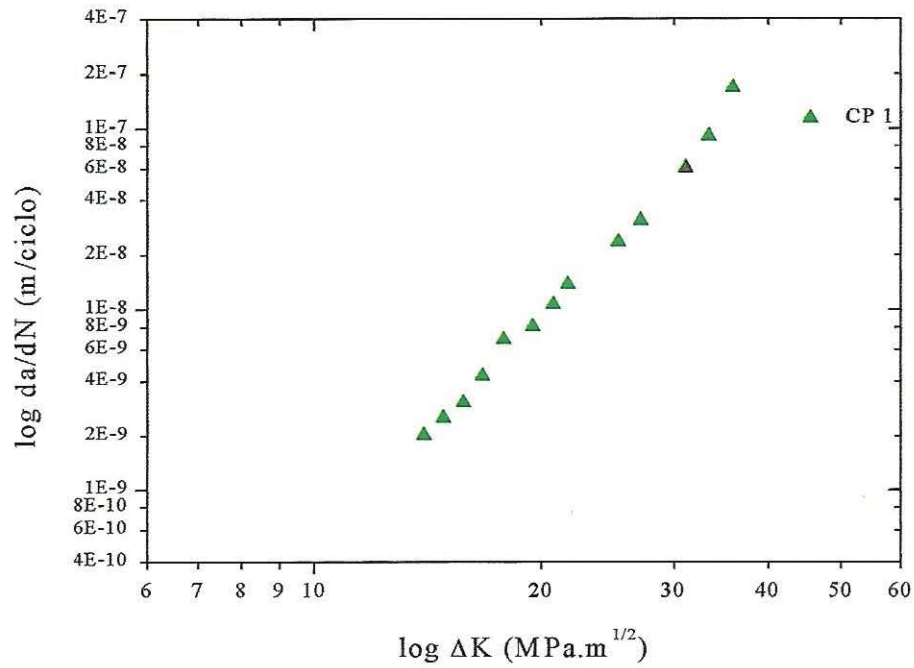
A tabela 25 apresenta os valores obtidos para cada corrida ensaiada.

Tabela 25 - Valores obtidos de  $\Delta K_{\text{threshold}}$ , C e m.

Corrida	%S	%Bi	$\Delta K_{\text{threshold}}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	C	m
A	0,025	0,04	14	1,54E-14	4,44
B	0,025	0,06	12,9	1,08E-13	3,94
C	0,040	0,06	13,1	1,03E-13	3,91
D	0,025	-	10,1	1,72E-13	3,09
E	0,029	-	12,5	4,33E-13	3,55

Na figura 86 os gráficos apresentam o método de obtenção do  $\Delta K_{\text{threshold}}$  com a curva média.

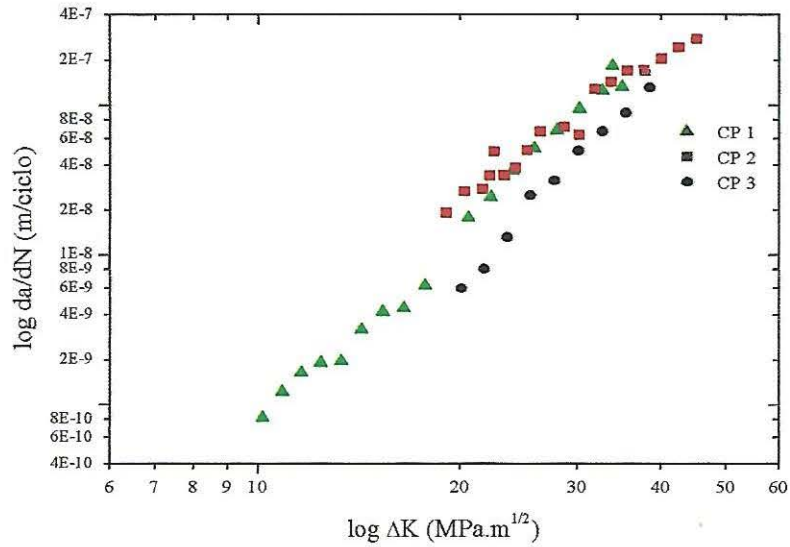
CORRIDA A - S=0,025% Bi=0,04%



DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)
36	1,66E-07
33,471	9,00E-08
31,176	6,01E-08
27,162	3,06E-08
25,344	2,32E-08
21,744	1,36E-08
20,79	1,05E-08
19,539	7,97E-09
17,865	6,77E-09
16,758	4,27E-09
15,795	3,03E-09
14,859	2,50E-09
14	2,00E-09

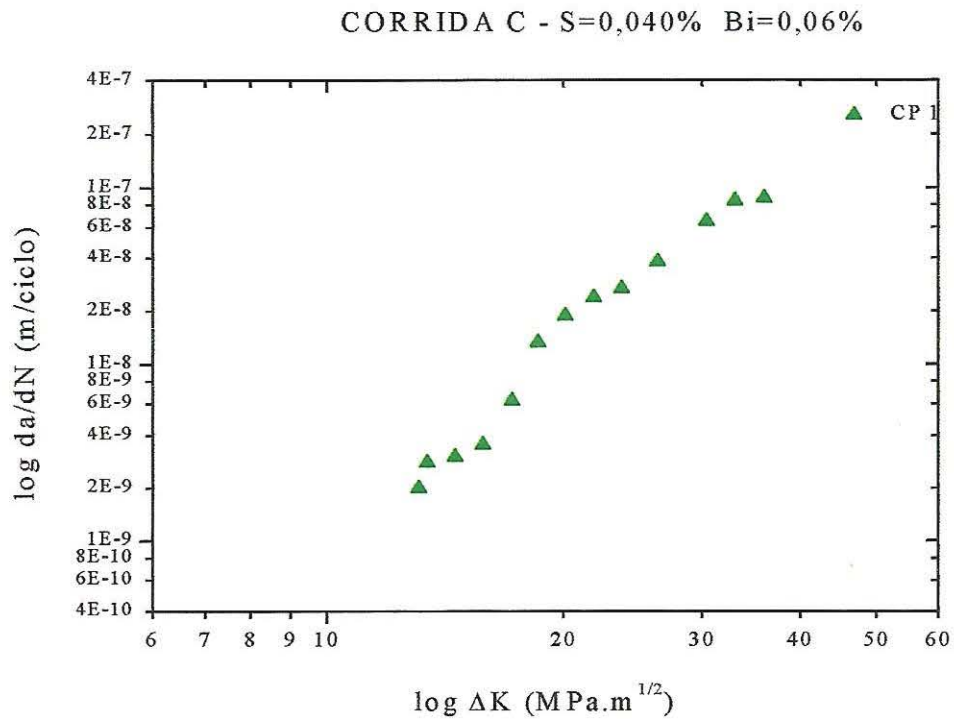
Figura 81 - Curva log da/dN em função do log Delta K da corrida A e tabela dos valores obtidos no ensaio.

CORRIDA B - S=0,025% Bi=0,06%



CP 1		CP 2		CP 3	
DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)	DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)	DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)
35,01262	1,30E-07	45,37307	2,70E-07	38,51241	1,31E-07
33,89247	1,79E-07	42,6797	2,38E-07	35,4779	8,82E-08
32,74325	1,23E-07	40,18137	2,00E-07	32,69062	6,67E-08
30,27972	9,37E-08	37,86877	1,67E-07	30,1048	4,97E-08
28,01617	6,73E-08	35,73256	1,66E-07	27,73114	3,13E-08
25,93602	5,13E-08	33,76355	1,39E-07	25,55223	2,50E-08
24,07656	3,63E-08	31,95279	1,25E-07	23,60472	1,29E-08
22,31606	2,42E-08	30,29169	6,29E-08	21,81458	7,94E-09
20,65019	1,76E-08	28,77214	7,10E-08	20,12251	5,94E-09
17,79654	6,17E-09	26,47395	6,60E-08		
16,53855	4,34E-09	25,33558	4,92E-08		
15,38086	4,11E-09	24,31379	3,78E-08		
14,31525	3,12E-09	23,40387	3,36E-08		
13,33418	1,95E-09	22,6021	4,86E-08		
12,43076	1,90E-09	22,27358	3,33E-08		
11,62415	1,63E-09	21,70035	2,73E-08		
10,88104	1,21E-09	20,4119	2,61E-08		
10,17281	8,16E-10	19,16341	1,88E-08		

Figura 82 - Curva log da/dN em função do log Delta K da corrida B e tabela dos valores obtidos nos ensaios realizados.

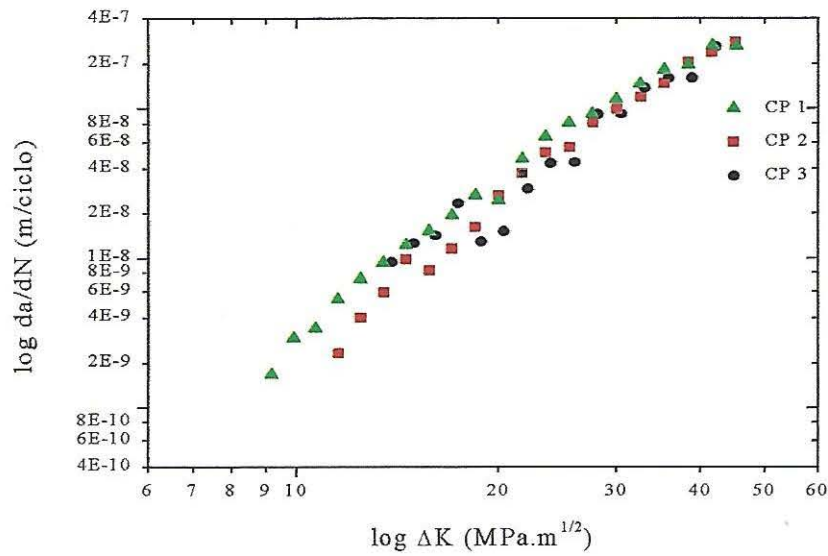


DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)
36	8,70E-08
33,03	8,46E-08
30,402	6,46E-08
26,343	3,79E-08
23,715	2,66E-08
21,843	2,36E-08
20,115	1,88E-08
18,567	1,32E-08
17,2	6,30E-09
15,786	3,53E-09
14,553	3,01E-09
13,419	2,79E-09
13,1	2,00E-09

Figura 83 - Curva  $\log da/dN$  em função do  $\log \Delta K$  da corrida C e tabela dos valores obtido no ensaio.



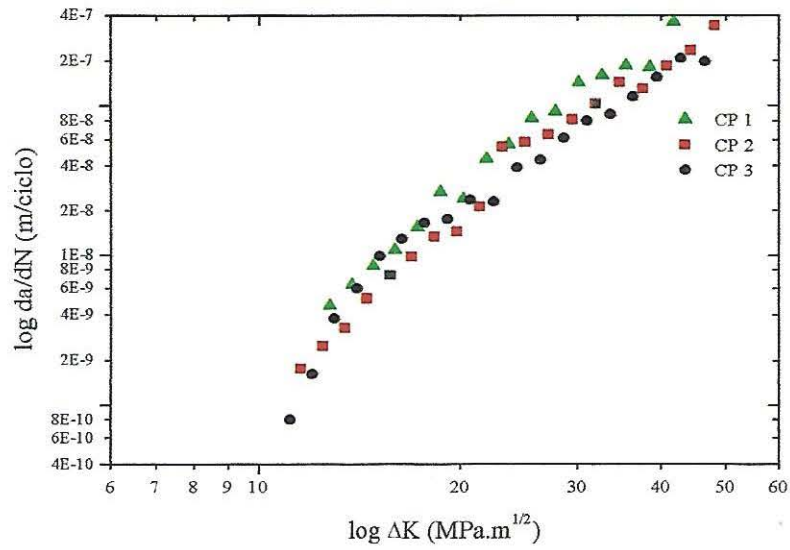
CORRIDA D - S=0,025%



CP 1		CP 2		CP 3	
DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)	DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)	DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)
45,49137	2,58E-07	45,42017	2,73E-07	45,68534	4,03E-07
41,85656	2,61E-07	41,79653	2,34E-07	42,2944	2,56E-07
38,51987	1,93E-07	38,5505	2,01E-07	38,94808	1,60E-07
35,45699	1,79E-07	35,56619	1,46E-07	35,92366	1,59E-07
32,64555	1,44E-07	32,75232	1,18E-07	33,15133	1,37E-07
30,06495	1,16E-07	30,16927	9,85E-08	30,53832	9,16E-08
27,69623	9,14E-08	27,7981	8,01E-08	28,16462	9,12E-08
25,52195	7,94E-08	25,62136	5,48E-08	25,99101	4,39E-08
23,56127	6,44E-08	23,62305	5,04E-08	23,97375	4,32E-08
21,75983	4,62E-08	21,78843	3,66E-08	22,13503	2,91E-08
20,07359	2,42E-08	20,10398	2,59E-08	20,4115	1,51E-08
18,52537	2,63E-08	18,55725	1,60E-08	18,87377	1,29E-08
17,10372	1,92E-08	17,13686	1,14E-08	17,46089	2,33E-08
15,79816	1,51E-08	15,83232	8,22E-09	16,1383	1,42E-08
14,59904	1,22E-08	14,63403	9,66E-09	14,95079	1,26E-08
13,49753	9,25E-09	13,53318	5,84E-09	13,87428	9,32E-09
12,48553	7,21E-09	12,52169	3,95E-09		
11,55561	5,26E-09	11,59214	2,30E-09		
10,70095	3,38E-09				
9,91708	2,91E-09				
9,19634	1,66E-09				

Figura 84 - Curva log da/dN em função do log Delta K da corrida D e tabela dos valores obtidos nos ensaios.

CORRIDA E - S=0,029%



CP 1		CP 2		CP 3	
DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)	DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)	DELTA K (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dN (m/ciclo)
41,88927	3,59E-07	48,27645	3,40E-07	46,56697	1,96E-07
38,57528	1,80E-07	44,44795	2,32E-07	42,86522	2,07E-07
35,53313	1,84E-07	40,93352	1,81E-07	39,46719	1,54E-07
32,74052	1,59E-07	37,70742	1,29E-07	36,34802	1,15E-07
30,17691	1,42E-07	34,74597	1,43E-07	33,5872	8,72E-08
27,82343	9,11E-08	32,02737	1,03E-07	31,04826	7,90E-08
25,66273	8,20E-08	29,5316	8,03E-08	28,6231	6,15E-08
23,73427	5,54E-08	27,24026	6,41E-08	26,39672	4,35E-08
21,96141	4,43E-08	25,13645	5,67E-08	24,35267	3,88E-08
20,28225	2,39E-08	23,20463	5,34E-08	22,47585	2,29E-08
18,74001	2,66E-08	21,46409	2,11E-08	20,75242	2,35E-08
17,32334	1,53E-08	19,86433	1,43E-08	19,16965	1,75E-08
16,02183	1,08E-08	18,36391	1,32E-08	17,71588	1,65E-08
14,87808	8,39E-09	16,98542	9,64E-09	16,3804	1,29E-08
13,8257	6,32E-09	15,71876	7,33E-09	15,1534	9,79E-09
12,8101	4,57E-09	14,55466	5,09E-09	14,02589	5,99E-09
11,87636	1,22E-10	13,48461	3,26E-09	12,9896	3,78E-09
		12,50084	2,47E-09	12,03699	1,62E-09
		11,59619	1,75E-09	11,16112	7,99E-10

Figura 85 - Curva log da/dN em função do log Delta K da corrida E e tabela dos valores obtidos nos ensaios.

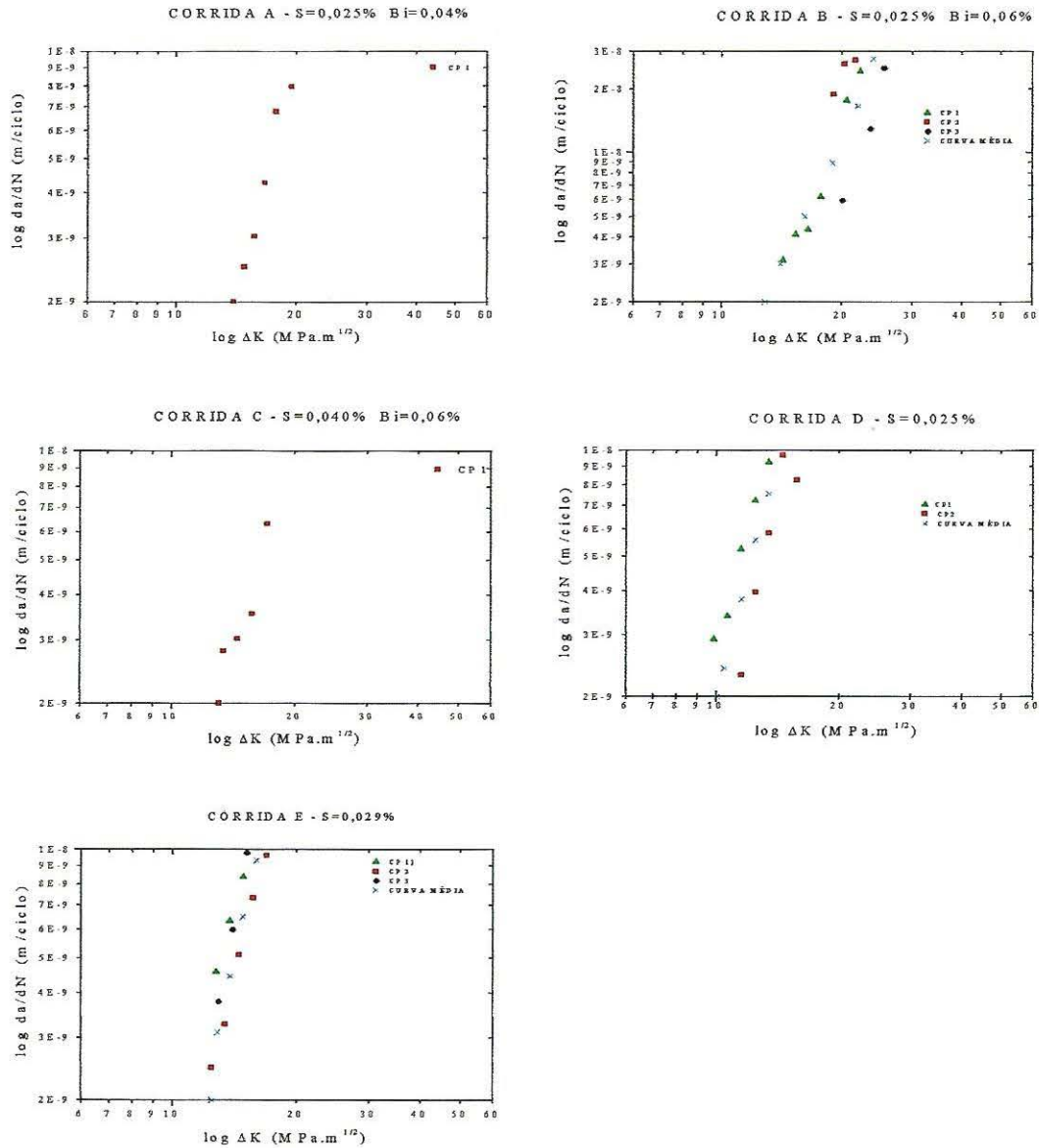


Figura 86 - Curvas  $\log da/dN$  em função do  $\log \Delta K$ , para cálculo do  $\Delta K_{\text{threshold}}$ .

Os valores de  $\Delta K_{\text{threshold}}$  apresentados na tabela 25 permite verificar que na orientação L-R, as corridas com adição de bismuto apresentaram maior  $\Delta K_{\text{threshold}}$  para o início da propagação da trinca em fadiga.

Quando são avaliadas a constante  $m$  (coeficiente angular da reta da equação 7), a partir da curva  $\log \times \log$ , verifica-se que as corridas com adição de bismuto apresentam valores da constante  $m$  maiores do que as corrida D e E, que não tem adição de bismuto.

Apartir da regressão realizada é possível construir curvas características com os pontos médios dos resultados dos ensaios. A figura 87 apresenta as curvas obtidas para cada corrida ensaiada.

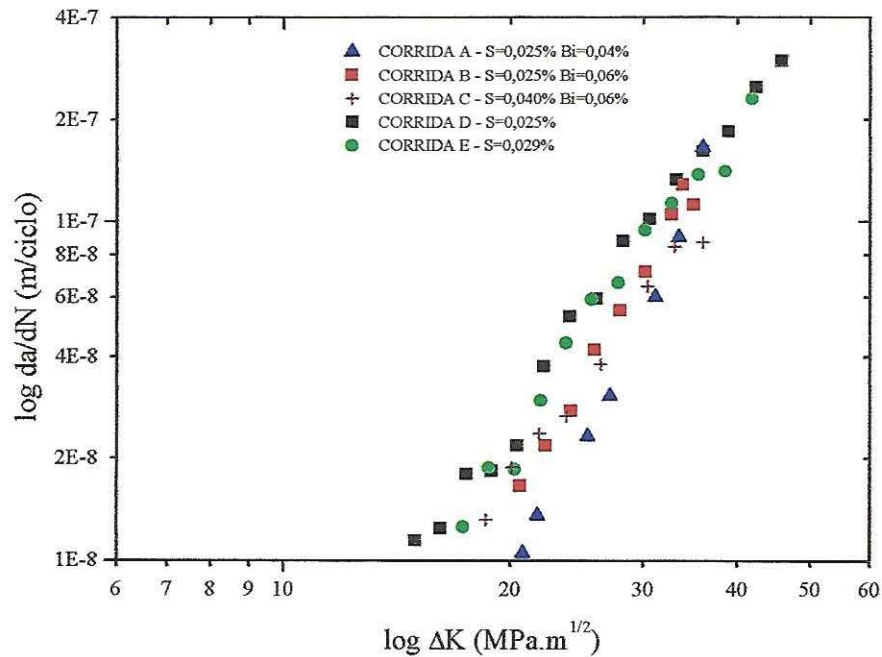


Figura 87 - Valores médios característicos a partir da regressão linear realizada com os dados dos ensaios práticos.

A figura 87 nos mostra que para valores de  $\Delta K$  entre 15 e 36  $\text{MPa.m}^{1/2}$  as corridas B e C apresentam taxa de propagação de trinca muito similar as corridas D e E. Por outro lado, verificamos que acima de 36  $\text{MPa.m}^{1/2}$  existe uma tendência das corridas com adições de bismuto apresentarem uma taxa de propagação de trinca

levemente superior as demais. Sendo confirmadas pelos valores calculados da constante  $m$  e apresentados na tabela 25.

## 5. Discussão dos Resultados

Uma característica importante avaliada nas corridas ensaiadas foi o perfil inclusionário que as mesmas apresentavam. Foi constatado que as corridas A e B, que apresentavam adições de bismuto e teores de enxofre semelhante as corridas D e E, apresentaram mesmo nível inclusionário, onde as características dos MnS foram semelhantes. Contudo quando avaliamos o percentual de microinclusões de MnS com fator de forma  $\leq 6$ , verificamos que as corridas com adição de bismuto apresentam valores muito próximos entre si distanciando-se um pouco das corridas sem adição de bismuto, conforme a tabela 26 apresenta.. Desta forma, abre-se uma possibilidade de estudos futuros para verificar a influência do bismuto na morfologia dos MnS.

Tabela 26 - MnS com fator de forma  $\leq 6$

Corrida	% S	% Bi	FF $\leq 6$
A	0,025	0,04	58%
B	0,025	0,06	61%
C	0,040	0,06	60%
D	0,025	-	47%
E	0,029	-	75%

Contudo um detalhe relevante foi a dispersão apresentada no comprimento, área e fator de forma das microinclusões de MnS caracterizados pelo desvio padrão elevado, chegando a ser da mesma ordem de grandeza da média. Esta característica, considerando-se o aço ensaiado (SAE 1045), que apresenta teores de oxigênio baixos, apresentando MnS tipo II e III, conforme Baker[9], indica ser própria do processo de fabricação não estando associada a adição de bismuto.

Quanto a forma de precipitação apresentada pelo bismuto no aço SAE 1045, foi constatado que o mesmo está de acordo com padrão citado na bibliografia. Ou seja, apresentando-se como partículas metálicas uniformemente distribuídas e envelopando as microinclusões de MnS. Baseado na análise de segregação, o processo de fabricação via lingotamento contínuo aplicado às corridas A, B e C mostrou-se adequado, pois não foi verificado a ocorrência de segregação

significativas quando avaliamos a seção transversal.

Nas propriedades mecânicas não observa-se algum efeito fragilizante do bismuto, já que tanto na condição laminada sem tratamento térmico como na condição temperada e revenida os resultados são idênticos, apresentando variação própria da dispersão de valores desses ensaios.

A tenacidade avaliada impacto Charpy a partir dos valores de energia, indicam um efeito do bismuto. A curva apresentada na figura 62, nos permite verificar a influência do bismuto e enxofre na tenacidade nos ensaios com corpos-de-prova longitudinais. Uma avaliação mais detalhada desta influência pode ser verificada na figura 88, onde comparamos a influência do bismuto e do enxofre na perda relativa de tenacidade (em relação a corrida D com teor de S=0,025%) em função da temperatura, a partir dos resultados obtidos nos ensaios.

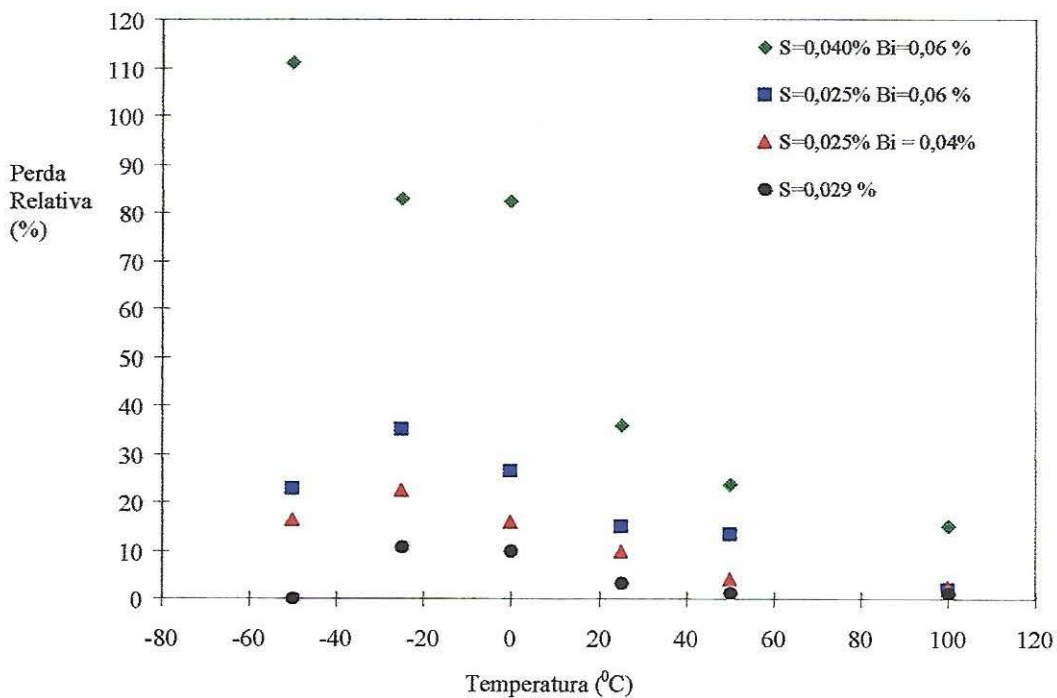


Figura 88 – Gráfico comparativo da perda de tenacidade longitudinal em relação a corrida D (S=0,025%) sem adição de bismuto.

Da análise da figura 88, verifica-se que a adição de inclusões metálicas de bismuto, promove uma perda na tenacidade longitudinal. Esta perda, quando avaliada

comparativamente com a corrida D tem uma variação de acordo com a temperatura. O efeito é mais significativo em temperaturas abaixo de 0°C. Por outro lado na temperatura ambiente (25°C) e acima o efeito é pequeno tendendo a aproximar-se de valores próprios da dispersão amostral.

A análise da corrida C (S=0,040% e Bi=0,06%) nos permite verificar um efeito sinérgico no sentido de provocar uma redução significativa na tenacidade longitudinal, principalmente em temperaturas abaixo de 0°C.

As fractografias das corridas com adição de bismuto permitem verificar que a temperatura para início de formação de microcavidades é menor, pois verifica-se um início de formação de fratura dúctil nos ensaios realizados à -25°C, conforme ilustra a figura 65 (corrida A). Além disso, as corridas A, B e C apresentaram microcavidades com dimensões menores.

Conforme Broek[31], o tamanho das microcavidades depende do espaçamento médio entre as inclusões. Quando formam-se inclusões metálicas de bismuto uniformemente distribuídas na matriz metálica esta sendo reduzido o espaçamento médio entre as inclusões. Além disso, promove-se um aumento no número de sítios de nucleação.

Quanto a tenacidade transversal verifica-se que o efeito do bismuto nas corridas A e B promove uma perda na tenacidade de 24,5% em relação a corrida D. O efeito conjugado do enxofre e bismuto observado na corrida C, promoveu uma perda de 46,5% na tenacidade quando comparada com a corrida D. Isto nos ensaios realizados na temperatura de 0°C.

Nos ensaios para avaliarmos o comportamento das corridas em fadiga os resultados permitem duas constatações básicas. Primeiro, conforme os resultados apresentados na tabela 25, as corridas A, B e C (que apresentavam adições de bismuto) apresentaram valores de  $\Delta K_{\text{threshold}}$  maiores do que as corridas D e E (sem adições de bismuto).

Segundo estudos realizados por Mayes e Baker [68], materiais que apresentam uma fração volumétrica maior podem apresentar valores de  $\Delta K_{\text{threshold}}$  maiores do que mesmos materiais com volume menor. Isto porque em baixos níveis de intensidade de tensões e próximo do  $\Delta K_{\text{threshold}}$  ocorre um fenômeno denominado de trinca



“includurada”. Este fenômeno surge a partir do atrito entre as faces da trinca com partículas dispostas entre estas e/ou microsoldas que desenvolvam o mecanismo de fretting . O efeito final será que o fator de intensidade efetivo é menor do que o medido.

Outro detalhe no comportamento em fadiga das corridas analisadas é a taxa de propagação da trinca . Verifica-se que dentro dos resultados experimentais as corridas apresentaram um desempenho muito similar, inclusive as corridas com adição de bismuto (corridas A, B e C) apresentaram menores taxas de propagação para valores de  $\Delta K$  intermediários (aprox. até  $36 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ). Para uma análise mais detalhada deste resultado devemos verificar a orientação das inclusões (metálicas e não-metálicas) em relação ao plano da trinca, conforme apresenta a figura 89.

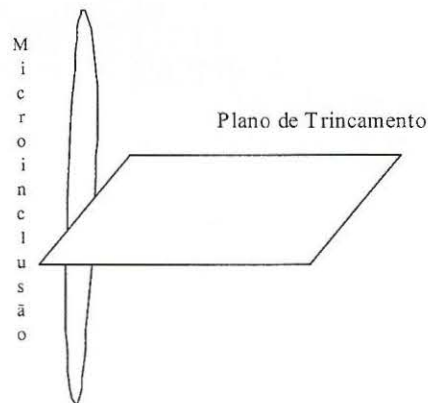


Figura 89 – Inclusão em relação ao plano de propagação da trinca em fadiga, orientação L-R .

Verificamos através da figura 89 que o plano de trincamento analisado é perpendicular ao sentido das inclusões. Logo, uma consequência disto é o baixo fator de concentração de tensões associadas ao raio frontal da trinca, que na orientação L-R não atuaria como um sítio para nucleação de trincas secundárias. Contudo, segundo Mayes[68], dentro do campo triaxial de tensões na frente da ponta da trinca, existem regiões de alta concentração de tensões na periferia das inclusões, formando um alto ângulo com o plano principal da trinca. Desta forma, quando a trinca principal intercepta uma inclusão ramos secundários são desenvolvidos. E assim, a

formação de ramos secundários poderiam provocar um desvio localizado no caminho da trinca principal, comandando assim uma redução na intensidade da tensão alternada durante o ciclo e originando uma redução na propagação da trinca.

Por outro lado, quando calculamos o valor da constante  $m$ , apresentado na tabela 25 verificamos que as corridas A, B e C ( com adições de bismuto) apresentam uma taxa de propagação de trinca em fadiga levemente superior que as corridas D e E, que conforme os dados experimentais é acentuada em valores de  $\Delta K$  altos. Visto que em valores de  $\Delta K$  elevados o fator determinante para taxa de propagação é o espaçamento médio entre inclusões, conforme cita Mayes[54].

Em valores elevados de  $\Delta K$ , aproxima-se do valor de  $K_{IC}$  do material, logo esta condição não tem aplicação prática. Pois, na engenharia de componentes e estruturas os projetos aplicam coeficientes de segurança que não permitem uma oscilação cíclica que possa atingir valores próximos de  $K_{max}$ . Logo, a aplicação de materiais nestes níveis de solicitações provocaria a perda de estabilidade mecânica do componente ou estrutura.

Assim, o aço SAE 1045 com adições de bismuto (0,04-0,06%) apresenta comportamento muito similar ao SAE 1045 padrão, dentro do range de intensidade de tensão aplicado na engenharia de componentes.

## 6. Conclusões

Baseado nos resultados dos ensaios realizados nos corpos-de-prova provenientes das corridas A, B e C com adições de bismuto em relação as corridas D e E sem adição de bismuto, todas produzidas em lingotamento contínuo, pode-se concluir que:

A. O processo de fabricação utilizado mostrou-se capaz de produzir corridas de aço SAE 1045 com bismuto não apresentando segregação transversal.

B. O bismuto apresenta-se precipitado na forma de inclusões metálicas e envelopando as microinclusões não-metálicas de MnS.

C. As propriedades mecânicas do material laminado sem tratamento térmico manteve-se nos níveis esperados para o aço SAE 1045.

D. As propriedades mecânicas obtidas após têmpera e revenimento se mostraram idênticas entre as corridas com e sem bismuto, mantendo a resposta a têmpera do aço SAE 1045.

E. A tenacidade longitudinal na temperatura ambiente para os níveis de bismuto de 0,04-0,06% e enxofre igual à 0,025% sofreu uma pequena perda relativa em relação a corrida D, com níveis de enxofre semelhante e sem bismuto.

F. As inclusões metálicas de bismuto atuam como sítios nucleadores de fratura dúctil.

G. A taxa de propagação de uma trinca em fadiga mantém-se em níveis normais para um aço construção mecânica.

Desta forma, para os níveis de bismuto de 0,04-0,06%, aqui discutidos, que promovem um aumento na usinabilidade do aço SAE 1045 que é amplamente aplicado na indústria de autopeças e metal-mecânica, o bismuto não tem um efeito significativo sobre as propriedades mecânicas que comprometa a utilização deste aço em temperatura ambiente. Por outro lado, o efeito conjugado com o enxofre na tenacidade deve ser avaliado em aplicações específicas. Em trabalhos futuros pode-se avaliar adições de telúrio e ou selênio como controladores da morfologia dos sulfetos para comparações com os resultados obtidos no presente trabalho.

## 7.Referências Bibliográficas

- [1] **Ferraresi**, Dino - Fundamentos da Usinagem dos Metais - Ed. Edgard Blucher Ltda, Volume I, 1970, pág. 368.
- [2] **Norma ISO 3685-77** - First Edition ; UDC 621.341.025: 620.178.3 .
- [3] **Bas**, Joaquin - Usinabilidade dos Aços Especiais - GERDAU-Aços Finos Piratini, Relatório Interno, Fevereiro de 1995.
- [4] **DeArdo**, A.J.; Garcia, C.I.; Laible, R.M.; Eriksson, U. - A Better Way to Assess Machinability - American Machinist, May 1993, pages 33-35.
- [5] **Bellot**, J. - Aços para Construção Mecânica. Problemas de Conformação por Usinagem - CESSID, Maio 1968.
- [6] **Leskovar**, P.; Grum, J. - The Metallurgical Aspects of Machining - CIRP Report and News.
- [7] **Kiessling**, Roland - Non Metallic Inclusions in Steel - Part III- ISI Publication, 1968.
- [8] **Madias**, Jorge - Palestra sobre Inclusões em Aços Acalmados com Alumínio e Tratados com Cálcio - IAS, Gerdau S.A. , Março 1998.
- [9] **Baker**, T.J.; Charles, J.A. - Morphology of Manganese Sulphide in Steel - Journal of The Iron and Steel Institute, September 1972, pages 702-706.
- [10] **Josefsson**, A. - The 3rd Int. Symp. Industrial use of Selenium and Tellurium, Selenium-Tellurium Devel. Assoc. Inc., Darien, CT (1984), page 148.
- [11] **Kato**, T.; Abeyama, S.; Kimura, A.; Nakamura, S. - High Productivity Machining Materials and Processes, ASM, New Orleans, (1985), page 189.
- [12] **Bertrand**, Carlos - Nuevos Aceros de Maquinabilidad Mejorada, Jornadas de Maquinabilidad, 1994.
- [13] **Yaguchi**, H.; Onodera, N. - The Effect of Tellurium on the Machinability of AISI 12L14 + Te Steel - Transactions, ISIJ, Vol.28, 1988, pages 1051-1059.
- [14] **Molinero**, J.; Jimenez, A. - Estudio Teorico de Adiciones Especiales para Mejorar la Maquinabilidad - Relatório Interno Grupo Acenor.

[15] **Subramanian, S.V.**; Kay, D.A.R.; Junpu, J. - Inclusion Engineering for the Improved Machinability of Medium Carbon Steels - D.S.S. File N° 20ST-23440-5-9055, October 1987.

[16] **Pytel, S.**; Rudnik, S. - The Role of Inclusion Morphology on Machinability of Structural Bar Steels - Archiwum Hutnictwa, Nr.2, 1979, pages 42-47.

[17] **Holappa, L.E.K.**; Helle, A.S. - Inclusion Control in High performance Steels - Journal of Materials Processing Technology, 1995, Vol. 53, pages 177-186.

[18] **Hetzner, D.**; Pint, B.A. - Sulfur Content, Inclusion Chemistry and Inclusion Size Distribution in Calcium Treated 4140 Steel - The Thimken Company Report, 1998.

[19] **Raudebaugh, R.J.** - Overview - Selenium and Tellurium Microalloys - The 3rd Int. Symp. Industrial use of Selenium and Tellurium, Selenium-Tellurium Devel. Assoc. Inc., Darien, CT (1984), pages 119-128.

[20] **Barretos, M.**; Cappucio, G. - Desenvolvimento CORFAC - Relatório Interno Gerdau- Aços Finos Piratini, 1998.

[21] **The Inland Steel Corp.** - New Free Machining Steel with Bismuth - Mech. Work. Steel Process 1980.

[22] **Bismuth Institute** - The Bulletin of Bismuth Institute, N° 43, 1984, pages 4-5.

[23] **Yaguchi, H.** - Effect of Soft Additives (Pb/Bi) on Machinability of Low Carbon Resulphurised Free Machining Steels - Materials Science and Technology, March 1989, Vol. 5, pages 255-267.

[24] **Sutter, H.**; Becker, G. - Free Cutting Steels - A Handbook for Materials Research and Engineering, Volume 2, Applications, pages 479-490.

[25] **Gladman, T.** - Development in Inclusions Control and their Effects on Steel Properties - Ironmaking and Steelmaking, Vol. 19, 1992, N°6, pages 457-463.

[26] **Plateaus, J.**; Henry, G. - La Microfractographie - 1957, St Germanaine, France, Editions Métaux, IRSID.

[27] **Laszlo, F.** - J. Iron Steel Institute, 1945, 152, 207.

[28] **Andrews**, K.W. - Physical Metallurgy - Techniques and Applications, Vol.2, Ch. 5, 271, 1973, London, George Allen and Unwin Ltd.

[29] **Steif**, P.S.; **Ivengar**, S. - Effect of Inclusion Distribution on the Initiation of Defects - Department of Mechanical Engineering Carnegie Mellon University Report.

[30] **Marich**, S.; **Maass**, U. - Higher Axle Loads are Feasible Economics and Technology Agree - Third International Heavy Haul Railway Conference, Vancouver, British Columbia, Association of American Railroads, Chicago, IL, p.IA-1-1.

[31] **Broek**, D. - Inter. Met. Rev., 1974, Vol. 19, page 135.

[32] **Le Roy**, G.; **Embury**, J.D.; **Edwards**, G.; **Ashby**, M.F. - Acta Met., 1981, Vol.29, page 1509.

[33] **Leslie**, W.C. - Inclusions and Mechanical Properties - ISS Transactions, Volume Two, 1983, pages 1-24.

[34] **Melander**, A. - Acta Met. 1980, Vol.28, page 1799.

[35] **Shockey**, D.A.; **Seaman**, L.; **Dao**, K.C.; **Curran**, D.R. - Journal Pressure Vessel Tech., Trans. ASME, 1980, Vol.102, page 14.

[36] **Tiveli**, B.; **Sohlgren**, T.; **Sjoman**, E.; **Kallstrom**, R. - Swedish Symposium on Non-Metallic Inclusions in Steel, Swedish Inst. for Metals Res., 1981, page 116.

[37] **Norma ASTM E616-89** - Standard Terminology Relating to Fracture Testing - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 540-551.

[38] **Murray**, J.D.; **Johnson**, R.F.; Clean Steel, Spec. Rept. 77, Iron Steel Institute, London, 1963, page 110.

[39] **Banks**, T.M.; **Gladman**, T. - Metals Tech., 1979, Vo. 6, page 81.

[40] **Ushiyama**, H.; **Yuasa**, G.; **Yajima**, T. - Ironmaking and Steelmaking, 1978, Vol.3, page 121.

[41] **Ikeshima**, T.; Trans. Iron Steel Institute Japan, 1979, Vol.19, page 583.

[42] **Hood**, J.E.; **Jamieson**, R.M.; J. Iron Steel Institute, 1979, Vol.211, page 369.

[43] **Baker**, T.J.; **Gove**, K.B.; **Charles**, J.A. - Ibid, 1976, Vol. 3, page 183.

- [44] **Bernard**, G.; Grumbach, M.; Moliexe, F. - Ibid, page 512.
- [45] **Speich**, G.R.; Spitzig, W.A.; Met. Trans. Acta, 1982, Vol 13A, page 2239.
- [46] **Little**, J.H. et alli - Directionality of Properties in Wrought Products - Metals Soc., London, 1974, cited by Morrison, Ref.12 .
- [47] **Paxton**, H.W. - Alloys for the Eighties - Climax Molibdenium Co., Greenwich, CN, 1980, page 185.
- [48] **Poliwoda**, E.J.; Brown, D.M. - Mech. Working and Steel Processing, 1972, Vol. 10, page 303.
- [49] **ACENOR S.A.** - Aceros de Construccion de Maquinabilidad Mejorada. Relatório Interno.
- [50] **Meyers**, M.A.; Chawla, K.K. - Princípios de Metalurgia Mecânica - Ed. Edgard Blucher Ltda, 1982, pág. 422-453.
- [51] **Ohji**, K.; Ogura, K.; Harada, S.; Hashimoto, T. - Bulletin Japan Soc. Mech Engrs, 1979, Vol.19, page 1236.
- [52] **Eid**, N.M.A; Thomason, P.F. - Acta Met., 1979, Vol.27, page 1239.
- [53] **Wilson**, A.D. - Proc. 11th Offshore Tech.; 1979, Vol.2, page 939.
- [54] **Mayes**, I.C.; Baker, T.J. - Inclusion Induced Anisotropy of Fatigue Crack Growth in Steel - Material Science and Technology, February 1986, Vol.2 , pages 133-139.
- [55] **Murakami**, Y.; Kimio, M.; Hisafumi, U. - Fatigue Strength of Annealed 0,45%C Pb - Free Cutting Steel - ISIJ Report 1988, pages 173-178.
- [56] **Bas**, Joaquin - Influencia de las Inclusiones en la Maquinabilidad de los Aceros - II Jornada de Maquinabilidad de los Metales, EIBAR, Mai 1985.
- [57] **Ojebuoboh**, F.K. - Bismuth - Production, Properties and Applications - 1992 Review of Extractive Metallurgy, April 1992, pages 46-49.
- [58] **Bismuth Institute** - Home Page - Information Center.
- [59] **Bismuth Institute Safety Data** - Information Center.
- [60] **NIOSH** - Occupational Diseases - Pocket Guide - U.S. Department of Health, Education and Welfare - June 1977.

[61] **Norma ASTM E45-95** - Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 158-171.

[62] **Norma ASTM E112-88** - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 228-253.

[63] **Norma ASTM E8-95a** - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 56-76.

[64] **Norma ASTM E10-93** - Standard Test Methods for Brinell Hardness of Metallic Materials - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 106-114.

[65] **Norma ASTM E23-94b** - Standard Test Methods for Notched Bar Impact testing of Metallic Materials - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 137-157.

[66] **Norma ASTM E399-90** - Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 412-442.

[67] **Norma ASTM E647-95** - Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates - Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1995, pages 578-614.

[68] **Mayes, I.C.;** Baker, T.J. - Fatigue Eng. Mater. Struct., 1981, 4, 79.

[69] **Apostila da Mecânica da Fratura**, LAMEF, UFRGS, 1994.

[70] **Certificate os Analysis, B.S. 8620A**; Brammer Standard Company, Inc.; February, 1995.

[71] **Evangelista, N.;** Barretos, M.; Cappucio, G.; Bas, J. - Usinabilidade dos Aços de Corte Livre com Inclusões Metálicas: Uma Tecnologia CORFAC<sup>®</sup> - Trabalho apresentado no 54º Congresso da ABM, São Paulo, Brasil, 1999.

[72] **Barretos, M.;** Evangelista, N.; Cappucio, G.; Bas, J. - Aços de Corte Livre com Inclusões Metálicas: Uma Tecnologia CORFAC<sup>®</sup> - Trabalho apresentado no 54º Congresso da ABM, São Paulo, Brasil, 1999.



[73] **Cadarso, E.;** Lizaso, J. - Estudio de Características Mecânicas en Aceros con Diferentes Contenidos de Azufre Globulizados - S.A. Echevarria - Relatório Interno 1987.