



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário
31270-901 - Belo Horizonte - MG
Tel. : +55 31 499.5145, Fax: +55 31 443.3783
E-mail: epgmec@demec.ufmg.br

**“Influência da Porosidade sobre o
Comportamento Mecânico de Ferro Sinterizado
quando Submetido a Ensaios de Impacto”**

OSMAR RIBEIRO LOURENÇO

Dissertação submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos à obtenção do título de **“Mestre em Engenharia Mecânica”**, na área de concentração de **“Projeto Mecânico”**.

Dissertação aprovada em: 09 de novembro de 1999.

Por:

Prof. Ernani Sales Palma

Orientador – Dr.-Ing - Departamento de Engenharia Mecânica – E.E/UFMG

Prof. Alexandre Queiroz Bracarense

Examinador – Ph.D. – Departamento de Engenharia Mecânica - E.E/UFMG

Marco Antônio Dutra Quinan

Examinador – M.Sc. - Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear - CDTN

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**

**INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A
ENSAIOS DE IMPACTO**

Osmar Ribeiro Lourenço

Orientador: Prof. Ernani Sales Palma - Dr.-Ing

Dissertação apresentada ao Curso de Mestrado do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Projeto Mecânico - Comportamento Mecânico dos Materiais.

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
Dezembro de 1999

Agradeço a Todos que contribuíram para a realização de mais uma etapa de Minha Vida.

O trabalho realizado, embora de conteúdo técnico, permitiu-me tirar uma das mais gratas conclusões - “posso continuar acreditando nas “Pessoas”.

E, para próximos trabalhos, sugiro: “continuemos depositando crédito nas “Pessoas” .

Pessoas como:

Andréa

Luciana

Carolina

Filipe

Ezequias (in memoria)

Isolina

Daniel (in memoria)

Irani

Jair

Gerson

Rozane

Iris

Manoel

Élio Iglésias

Celma Iglésias

Paulo de Tarso

Márcia Valéria

Tanius

Marco Antônio

Ernani

Marli

Lenira

Nilton

Denis

Santiago

Wellington

Silvério

Roberto

Scoralick

Edilson

Antônio Eugênio

Nirlando

José Lúcio

Pedro

Geraldo de Paula

Wagner

Jefferson

João Bosco

Alexandre Bracarense

E ao CDTN e Escola de Engenharia Mecânica da UFMG.

“As “coisas” acontecem, para “Uns”, de uma maneira mais fácil, mais rápida. Mas o importante é acontecer. A realização não tem prazo, local, cheiro, cor...O produto final é a satisfação de ter iniciado e concluído.”

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	TIPOS DE FRATURA.....	2
2.1	Fratura por clivagem	2
2.2	Fratura intergranular.....	3
2.3	Fratura dúctil.....	5
3	SENSIBILIDADE AO ENTALHE.....	8
3.1	Efeitos do entalhe.....	8
4	RESISTÊNCIA AO IMPACTO	11
4.1	Aspectos gerais	11
4.2	Temperatura de transição	12
4.3	Fatores que influenciam no comportamento da curva de transição.....	14
4.3.1	Solicitações dinâmicas.....	14
5	ENSAIOS DE IMPACTO.....	16
5.1	Introdução.....	16
5.2	Ensaio de impacto Charpy.....	17
5.2.1	Influência da temperatura	18
5.2.2	ENSAIOS DE IMPACTO INSTRUMENTADOS	19
6	METALURGIA DO PÓ	21
6.1	Aspectos gerais	21
6.2	A técnica da metalurgia do pó	21
7	SINTERIZADOS DE FERRO PURO E SUAS LIGAS	24
7.1	Características do pó de ferro	24
7.2	Sinterização do pó de ferro.....	24
7.2.1	Compactação do pó de ferro	25
7.2.2	Porosidade.....	26
7.2.3	Densidade.....	27
7.2.4	Constantes elásticas dos sinterizados de ferro puro ou ligados	27
8	MATERIAIS E METODOLOGIA	29
8.1	Materiais	29
8.2	Metodologia.....	30
8.2.1	Caracterização do pó de Fe.....	30
8.2.2	Confecção dos corpos-de-prova.....	30
8.2.2.1	Controle dimensional dos corpos-de-prova	32
8.2.2.2	Verificação da porosidade do material sinterizado	33
8.2.2.3	Ensaio de tração.....	34

SUMÁRIO

8.2.2.4 Ensaio de dureza.....	35
8.2.3 Ensaio de impacto Charpy.....	35
8.2.3.1 A máquina de ensaio.....	36
8.2.3.2 Determinação da inércia dos corpos-de-prova.....	38
8.2.3.3 Execução do ensaio.....	38
9 RESULTADOS	41
9.1 Ensaio de impacto.....	41
9.1.1 Fe Sinterizado.....	41
9.1.2 Ferro livre intersticial	55
9.1.3 Aço ASTM 1045	57
9.1.4 Liga de Alumínio X6221 – T6.....	58
9.2 Ensaio de tração.....	60
9.3 Medição de dureza dos corpos-de prova de Fe sinterizado.....	61
9.4 Estudo do comportamento dos corpos-de-prova sinterizados de pó de ferro puro com a variação de temperatura	62
9.5 Comparação entre energia de impacto e densidade dos corpos-de-prova de Fe sinterizados.....	64
10 ANÁLISE DOS RESULTADOS	66
10.1 Ensaio de impacto.....	66
10.1.1 Cálculo da energia inercial dos corpos-de-prova.....	66
10.1.2 Comparação entre as energias totais absorvidas	70
10.2 Ensaio de dureza.....	72
10.3 Influência da temperatura nos ensaios com ferro sinterizado.....	72
11 CONCLUSÕES.....	76
12 SUGESTÕES.....	77
13 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

RESUMO

Com o crescente interesse de setores da indústria, em geral, pelos produtos sinterizados, da metalurgia do pó, diversos tipos de materiais sinterizados têm sido estudados, nas últimas décadas.

A produção de componentes metálicos a partir de pó de ferro puro ou pré ligados, de modo a se fabricar grandes lotes de peças de formas complexas e com tolerâncias dimensionais bem ajustadas, já atrai a atenção da indústria, sobretudo a automobilística, a qual foi a primeira a acreditar na potencialidade da técnica.

Em vista disto, têm-se procurado conhecer o comportamento de propriedades mecânicas destes materiais, para que o espectro de sua aplicação seja aumentado com mais segurança e qualidade.

Uma grande parte de peças sinterizadas, quando de sua utilização, sofrem carregamentos dinâmicos. Um dos ensaios mais utilizados para o estudo da avaliação da capacidade de peças e componentes que suportam estes esforços é o ensaio de impacto.

O ensaio de impacto do tipo Charpy instrumentado é o mais indicado para estas avaliações. Este ensaio consiste, basicamente, em se medir a energia absorvida para fraturar um corpo-de-prova entalhado ou não (no caso de sinterizados) quando submetido ao impacto de um martelo pendular. Além disso, a instrumentação nos fornece dados que possibilita a avaliação da energia para iniciar e para propagar a trinca permitindo, assim, um estudo do comportamento das propriedades mecânicas destes materiais durante a atuação dos esforços ou solicitações de impacto, semelhantes à aquelas quando em serviço.

O objetivo deste trabalho é estudar a influência da porosidade do Fe sinterizado a partir de corpo-de-prova de pó de ferro puro em várias densidades, quando submetido ao ensaio de impacto.

A instrumentação utilizada permite a medição da força aplicada e da energia absorvida pelos corpos-de-prova durante o ensaio e, a partir das curvas Carga x Tempo, Energia x Densidade e Temperatura x Energia construídas com os dados obtidos nos ensaios de impacto, foram calculadas as energias totais absorvidas pelos corpos-de-prova, além de se calcular as energias

RESUMO

de iniciação e propagação de trincas. Os resultados experimentais obtidos são analisados e discutidos. Deu-se ênfase especial à influência da porosidade remanescente no Fe sinterizado, que teve o seu comportamento comparado com o ferro LI de porosidade nula, uma liga de alumínio X6221 T6C e o aço ASTM 1045.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

ABSTRACT

Sintered materials contain residual pores, leading to a lower density than those prepared by melting.

The pores with irregular morphology act as an internal notch with remarkable effect on local stress and deformation conditions, which contribute to limiting the energy absorption capacity of the material.

It is generally accepted that the mechanical properties of powder metallurgy materials are governed by these residual porosity. The impact energy values for porous iron are much lower than for pore free materials with similar chemical compositions and microstructure.

For sintered materials, instrumented impact testing represents substantially a new experiment.

With the use of an instrumented testing machine, and therefore with the possibility of measuring applied force and absorbed energy, initial and propagation crack during the impact, a substantial improvement of information level can be obtained.

The goal of the present work is to investigate the effects of porosity content in sintered pure iron specimens and its influence on the mechanical properties such as yield strength and ductility.

Iron compacts with three density levels, 5,0 g/cm³, 5,5 g/cm³ e 6,0 g/cm³ were sintered in furnace at 1200° C for period of 2 hours, under the vacuum atmosphere of 10⁻⁵ tor., and then slowly cooled to chamber furnace up to ambient temperature.

NOTAÇÃO

σ_x - tensão na direção X

σ_y - tensão na direção Y

σ_z - tensão na direção Z

σ_{esc} - tensão de escoamento

ferro LI – ferro livre intersticial

J – integral

COD – deslocamento da abertura da trinca, do inglês “crack opening displacement”

ce – com entalhe

se – sem entalhe

E_I – energia inercial

E_i – energia de iniciação de trinca

E_t – energia total

E_p – energia de propagação de trinca

D – densidade

J – Joule

E_{tc} – energia total corrigida

E_{ic} – energia de iniciação de trinca corrigida

E_{pc} – energia de propagação de trinca corrigida

FAD – diagrama de análise de fratura

FATT – temperatura de transição de aparência da fratura

FTB – transição para fratura frágil

FTE – transição de fratura elástica

FTP – transição de fratura plástica

1 INTRODUÇÃO

Carregamento aplicado sob a forma de impacto é uma condição comum em componentes estruturais. Este tipo de carregamento torna-se bastante crítico na presença de entalhes e outras descontinuidades geométricas [Ghoneim, 1996]. Materiais sinterizados constituem-se em um exemplo típico de componentes com concentradores internos de tensão, já que eles apresentam em sua microestrutura uma porosidade residual devido ao processo de fabricação.

A porosidade total e a morfologia dos poros (tamanho, forma e distribuição), além da composição química e microestrutura, são os fatores determinantes das propriedades mecânicas dos materiais sinterizados [Hammiunddin, 1986, Kim and Kwom, 1993].

A influência da porosidade sobre o comportamento mecânico de materiais sinterizados já foi bastante estudada. [Kubick, B. 1995, Danning, D. et all, 1997, Straffelini et all, 1993]. De maneira geral, porosidade crescente e formato irregulares de poros provocam uma diminuição da resistência mecânica e da ductilidade. Isto ocorre em virtude da diminuição da área útil resistente e principalmente, devido ao efeito de entalhe dos poros. Apesar de bastante estudados, existem poucos trabalhos sobre a influência da porosidade sobre o comportamento mecânico de materiais sinterizados de ferro puro (zero carbono) quando sujeitos a esforços dinâmicos.

Sabe-se que, em uma situação de impacto, a energia total absorvida pelo material diminui com o aumento da porosidade [Straffelini, G. et all, 1995]. Entretanto, não há informações a respeito dos valores da energia necessária para iniciar e para propagar uma trinca.

O objetivo desta dissertação é comparar o comportamento mecânico dos corpos-de-prova de ferro puro sinterizado com três porosidades distintas entre si e com um ferro de porosidade nula, uma liga de alumínio comercial e um aço, quando submetidos a impacto.

2 TIPOS DE FRATURA

2.1 *Fratura por clivagem*

A fratura por clivagem é a forma de fratura mais frágil que pode ocorrer em materiais cristalinos. A probabilidade de se encontrar fratura por clivagem aumenta com o abaixamento da temperatura e com o aumento da taxa de deformação. Abaixo da temperatura de transição, a fratura requer menos energia para ocorrer e o aço se comporta de uma maneira frágil.

Este tipo de fratura ocorre por separação direta ao longo de planos cristalográficos devido a uma simples quebra das ligações atômicas. Sua principal característica é que está geralmente associada com um plano cristalográfico particular. O ferro, por exemplo, cliva ao longo dos planos {100} de sua célula unitária [Anderson, D., 1986]. Isto resulta em uma superfície relativamente plana da trinca por clivagem dentro de um grão. Como os grãos vizinhos têm suas orientações ligeiramente diferentes, a trinca por clivagem muda de direção no contorno de grão para continuar a propagação no plano de clivagem preferido. As facetas planas de clivagem através do grão têm uma alta reflexividade, resultando assim em uma aparência brilhante.

Quando observadas por meio de um microscópio ótico ou eletrônico, as facetas de clivagem parecem conter pequenas irregularidades. Dentro de um grão uma trinca pode crescer **simultaneamente em dois ou mais planos cristalográficos paralelos**. As duas trincas paralelas se unem ao longo de uma linha onde elas se superpõem, seja por clivagem secundária ou por cisalhamento, para formar um degrau. Os degraus de clivagem podem, também, se iniciar dentro de um cristal pela passagem de discordâncias em hélice. Geralmente os degraus de clivagem serão paralelos à direção de propagação da trinca e perpendiculares ao plano da mesma, pois isto minimiza a energia para a sua formação, expondo um mínimo de superfície livre extra.

Um número de degraus de clivagem pode se unir e formar um degrau múltiplo; degraus de clivagem de sinais opostos podem se unir e desaparecer. A fusão de degraus de clivagem resulta em um rio de clivagens, assim chamado por causa de sua semelhança com um rio e seus afluentes. Os rios de clivagem geralmente se formam na passagem de um contorno de grão. Uma trinca de clivagem persiste em seguir um plano cristalográfico específico; quando

uma trinca atravessa um contorno de grão, ela terá que se propagar em outro grão com orientação diferente. Pode ocorrer isto em um certo número de locais e espalhar em um novo cristal, dando lugar à formação de um grande número de degraus de clivagem, os quais podem se unir e formar um rio de clivagem. A convergência de rios de clivagem é sempre rio abaixo: isto dá a possibilidade de se determinar a direção da propagação da trinca local em uma micrografia. A deformação plástica requer energia, e, portanto, rios e degraus de clivagem são observados com mais abundância em fraturas de clivagem produzidas à temperaturas próximas à de transição.

2.2 Fratura intergranular

Sob condições especiais, trincas podem se formar e propagar nos contornos de grãos.

Entretanto, não há um mecanismo simples de fratura intergranular e as seguintes situações podem contribuir para que ela ocorra:

a) precipitação de fase frágil no contorno do grão

Fases frágeis podem ser depositadas nos contornos de grãos do aço devido a revenimento inadequado. A fragilização da martensita revenida na faixa de 350°C e a fragilização devido ao revenido de aços liga na faixa de 550°C envolvem, aparentemente, a segregação de impurezas tais como P e S para a austenita anterior nos contornos de grãos. Estas finas camadas de átomos de impurezas não são observadas na superfície de fratura, mas podem ser observadas com técnicas de análise de superfície, como por exemplo, espectroscopia eletrônica Auger. Segregação de partículas de nitreto de alumínio nos contornos de grãos durante a solidificação é um mecanismo comum de fragilização em aços fundidos [Anderson, T.L., 1995]. Nitreto de alumínio, se presente em quantidade suficiente pode, também, contribuir para a degradação da tenacidade, como resultado da fragilização de revenido em ligas forjadas.

b) fragilização por hidrogênio e por metal líquido

O hidrogênio pode degradar severamente a tenacidade de uma liga. Embora o mecanismo preciso de fragilização pelo hidrogênio não seja completamente entendido, sabe-se que o hidrogênio atômico aparentemente se liga ao átomo do metal e reduz a resistência coesiva nos

contornos de grãos. O hidrogênio pode vir de um número de fontes, incluindo umidade, compostos contendo hidrogênio, tal como H_2S , e hidrogênio gasoso. Um problema, no caso de aços é a adsorção de umidade durante a soldagem, que causa trincas na zona afetada termicamente.

Metais líquidos, quando um pouco acima de sua temperatura de fusão, podem fragilizar um segundo metal de maior ponto de fusão. O aço, por exemplo, pode fragilizar-se quando colocado em contato com metais fundidos de mais baixos pontos de fusão, tais como lítio e sódio [Anderson, T.L., 1995]. Acredita-se que o mecanismo de fragilização pelo metal líquido seja similar à fragilização pelo hidrogênio.

c) corrosão intergranular

A corrosão intergranular envolve o ataque preferencial dos contornos dos grãos, ao contrário da corrosão generalizada onde o material é dissolvido uniformemente através da superfície. O ataque intergranular é diferente do trincamento assistido pelo meio ambiente porque não há mecanismo de fragilização associado à corrosão no contorno de grão.

d) cavitação no contorno do grão e trincamento em altas temperaturas

Em altas temperaturas, os contornos de grãos são fracos em relação à matriz, e uma significativa porção de deformação por fluência, é acomodada pelo deslizamento dos contornos de grãos. Em tais casos, a nucleação e crescimento de vazios (em partículas de segunda fase) é concentrada nos contornos da trinca, e se formam trincas à medida que cavidades crescem e coalescem nos contornos de grãos. Cavitação nos contornos de grãos é um mecanismo dominante de crescimento de trincas por fluência em metais.

e) trincamento devido ao ambiente

Trincas assistidas pelo meio ambiente são relacionadas com a fragilização pelo hidrogênio, na qual o hidrogênio dita a regra do processo de trincamento. Ligas de alta resistência mecânica são mais susceptíveis ao trincamento assistido pelo meio ambiente e os ambientes prejudiciais incluem soluções de $H_2O-NaCl$, H_2S , amônia e hidrogênio gasoso. O trincamento é dependente do tempo e geralmente segue os contornos dos grãos.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

2.3 *Fratura dúctil*

A fratura dúctil se caracteriza pela quantidade de deformação plástica associada ao processo.

- c) Precipitado de partículas, em certos casos visíveis ao microscópio eletrônico. Seu tamanho é da ordem de 50-500 Å. São propositalmente desenvolvidos por meio de tratamento térmico de solução e envelhecidos. Servem para dar à liga requisitos de resistência ao escoamento.

As grandes partículas são geralmente muito frágeis e, portanto, não podem acomodar deformação plástica da matriz vizinha. Como resultado fraturam facilmente, quando a matriz tiver sofrido apenas uma pequena quantidade de deformação plástica. Isto resulta na formação de vazios. O início de vazios em grandes partículas pode ser observado em um microscópio ótico.

A fratura pode ser induzida por partículas intermediárias muito menores, pois tais partículas não podendo deformar com a facilidade com que a matriz se deforma, elas perdem coerência com a matriz, quando ocorre uma deformação plástica extensiva na sua vizinhança.

O mecanismo de iniciação, crescimento e coalescência de microvazios dá lugar às características fractográficas. Quando observada em um microscópio eletrônico, a superfície de fratura consiste de pequenos dimples, os quais representam os vazios coalescidos. Na maioria dos dimples as pequenas partículas que iniciaram o vazio podem ser facilmente reconhecidas.

Dimples sempre têm uma forma irregular, devido à ocorrência aleatória de vazios. Entretanto, podem ser divididos de uma maneira grosseira em duas categorias, de acordo com a sua forma aparente: equiaxiais e parabólicos. A forma na qual eles aparecem em um microscópio depende dos sistemas de tensão que estavam atuando durante a sua formação e do ângulo de observação no microscópio. Dimples equiaxiais se formam quando as tensões são predominantemente de tração. Dimples alongados se formam no modo de cisalhamento ou do rasgamento.

Contrário ao processo de clivagem, onde a ação de uma tensão de tração é suficiente para a separação, a fratura dúctil não pode ocorrer sem deformação plástica. O mecanismo de separação final é uma consequência direta de movimentos de deslocações e escorregamentos necessários para o crescimento e coalescência de vazios. Além de uma tensão induzir o movimento de deslocações, é requerida uma certa quantidade de deformação plástica para ocorrer a separação em uma forma dúctil. Essa deformação plástica pode estar confinada a um

**INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO**

pequeno volume de material através do qual ocorre a fratura. Então, a fratura ocorre com deformação plástica relativamente pequena, em escala microscópica, requerendo, assim, pouca energia.

3 SENSIBILIDADE AO ENTALHE

3.1 Efeitos do entalhe

A distribuição de tensões em um corpo no qual há uma descontinuidade qualquer, não é uniforme na região desta descontinuidade, e será maior, nesta região, do que a tensão média nos pontos mais distantes do corpo. Se a tensão na ponta do entalhe atingir o limite de escoamento do material, haverá uma deformação plástica localizada, a qual aliviará a tensão elástica limitando-a ao nível da tensão de escoamento do material [Fernandino, R., Martins, G.P., 1983]. Se o material considerado é frágil, tem-se uma grande concentração de tensões, pois, não haverá deformação plástica suficiente para aliviá-las.

Entretanto, o maior efeito do entalhe é a criação de um estado triaxial de tensões. Considerando-se uma chapa fina com um entalhe, submetida a uma tensão σ (menor que o limite elástico), conforme a Figura 1-a, vê-se que à medida que se afasta do entalhe, σ_y diminui, causando um gradiente de deformação plástica na ponta do entalhe. Produz-se, então, uma tensão elástica σ_x que também decresce com o aumento da distância em relação à ponta do entalhe.

Levando-se em consideração que só há tensão se houver restrição, e que na superfície da chapa a tensão é zero (não há restrição), pode-se afirmar que a tensão na direção z (σ_z) é desprezível e que se tem um estado plano de tensões ($\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$).

No caso de uma chapa grossa (espessura relativamente grande comparada com o entalhe), não se pode desprezar a tensão na direção z , e portanto, tem-se um estado plano de deformações ou estado triaxial de tensões (Figura 1-b).

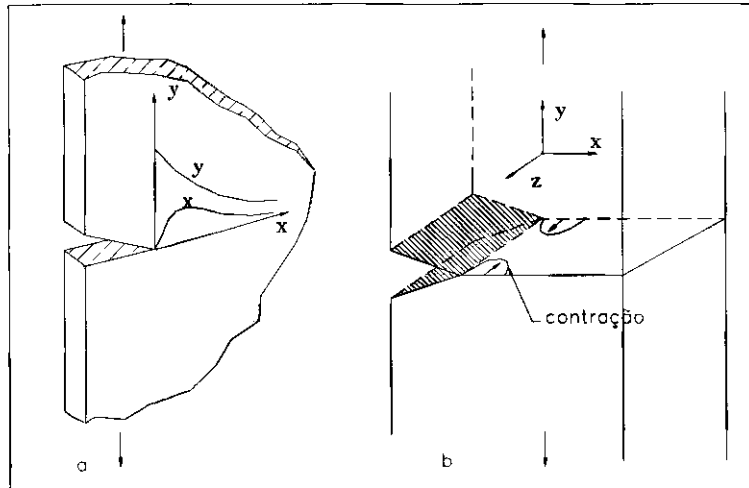


Figura 1 - Estados de tensões

(a) Estado plano de tensões; (b) Estado plano de deformação.

Próximo à ponta do entalhe, onde σ_y é maior, ocorre uma contração elástica (devido ao efeito de Poisson). Como a tensão não atua na área do entalhe, esta se concentrará na frente do mesmo. Assim, aparecerão tensões de tração (σ_z) na região contraída enquanto a área do entalhe manterá suas dimensões originais.

Como dito anteriormente, as superfícies da placa não são tensionadas externamente e, conseqüentemente, σ_z será máximo no centro da chapa. Da mesma forma, são estabelecidas tensões de tração na direção x, devido à restrição à contração nesta direção. Tais tensões elevam o valor de σ_y para ocorrer o escoamento, o que pode ser explicado considerando-se o critério de Tresca para o escoamento. Por este critério, $\sigma_y = \sigma_1 - \sigma_3$ ou $\sigma_y = \sigma_y' - \sigma_x'$.

Se o corpo não tem um entalhe, $\sigma_y = \sigma_y' - 0$, o que significa que a tensão σ_y mede o escoamento. Se o corpo tem um entalhe, σ_y' deve ser maior para que tal escoamento ocorra.

Quando ocorre um escoamento localizado, na ponta da trinca, há uma deformação plástica com volume constante ($\nu = 0,5$ em vez do valor elástico $\nu = 0,3$) e um conseqüente aumento de σ_x , o qual tem seu valor máximo na interface elasto-plástica. Com o aumento da tensão, a zona plástica move-se para o interior até que toda a região do entalhe se torne plástica, ocorrendo o colapso. Devido à dificuldade de expansão da zona escoada na presença de

4 RESISTÊNCIA AO IMPACTO

4.1 Aspectos gerais

De uma maneira geral, define-se tenacidade como a capacidade que um metal tem de absorver energia até a ruptura, ou seja, é a medida da energia absorvida durante a deformação e a fratura.

Investigações em fraturas de vários tipos de aços estruturais, tais como as ocorridas nas pontes, vasos de pressão, etc., mostraram que a tenacidade ao impacto é um parâmetro de grande importância na seleção de materiais, principalmente quando estes devem ser usados em condições de altas taxas de carregamentos em baixas temperaturas.

Um estado triaxial de tensões, tal como existe em um entalhe, e baixas temperaturas, são responsáveis pela maioria das falhas de fratura frágil. Como um carregamento rápido acentua o efeito da temperatura e das tensões, os ensaios de impacto determinam a suscetibilidade dos materiais à fratura frágil.

Tais ensaios são essencialmente comparativos, isto é, seus resultados não devem ser usados diretamente nos cálculos de projetos, tendo valor apenas na comparação de materiais semelhantes.

A tenacidade ao impacto é avaliada através de corpos-de-prova de forma e tamanhos predeterminados, em máquina própria, através da queda de um pêndulo com peso conhecido. Os métodos de teste mais comuns são o Charpy e o Izod, descritos pela norma ASTM E 23-96 [AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. 1996]. Diversos fatores afetam a tenacidade ao impacto nos aços:

- Fatores químicos: o conteúdo de carbono, os elementos de liga, conteúdo de gases e impurezas são os fatores químicos que mais afetam a tenacidade ao impacto dos aços.
- Fatores físicos: incluem microestrutura, tamanho de grão, tamanho da seção, orientação do corpo-de-prova, entre outros.

Sob cuidadoso controle das condições de teste, pode-se obter resultados confiáveis e repetitivos.

4.2 Temperatura de transição

Aços de baixa liga e aços de baixo carbono assim como muitos outros metais de estrutura ccc, estão sujeitos à redução da energia de impacto absorvida, com a redução da temperatura [Rolfe, S.T. & Barson, J.M., 1977]. Esta mudança é acompanhada pela transição de uma superfície de fratura de aparência fibrosa (fratura dúctil) para cristalina (fratura frágil).

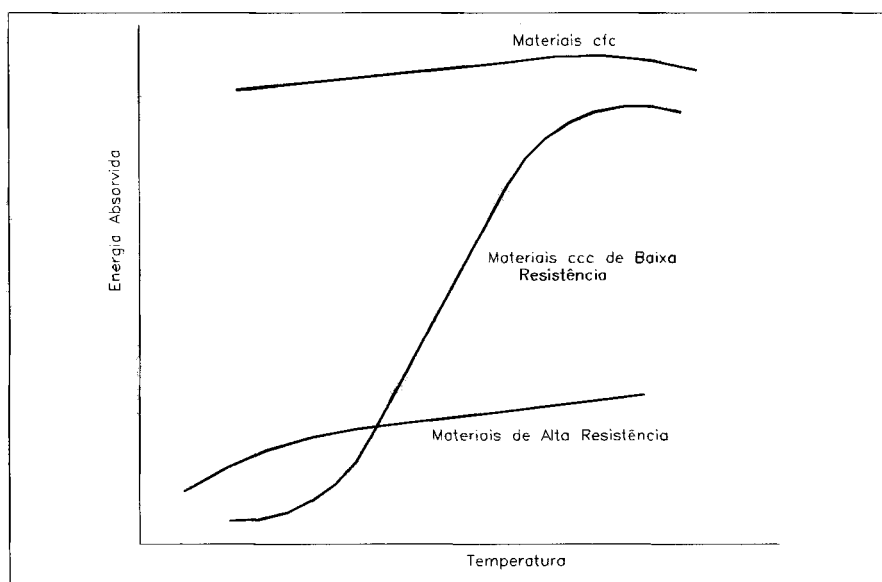


Figura 2 – Curvas de transição dúctil-frágil.

A temperatura na faixa de transição é chamada de temperatura de transição dúctil-frágil. As curvas de temperatura de transição (Figura 2) são usadas para determinar a temperatura acima da qual a fratura frágil não ocorrerá em níveis de tensões elásticas. Quanto menor a temperatura de transição, maior a tenacidade à fratura do material [Dieter, G.E., 1981].

No caso da curva apresentar uma queda acentuada, é feita uma distinção entre o patamar superior, zona de transição (queda brusca) e patamar inferior. Quando a queda brusca se estende sobre uma faixa de temperaturas mais larga, não existe uma definição geral válida da temperatura de transição.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

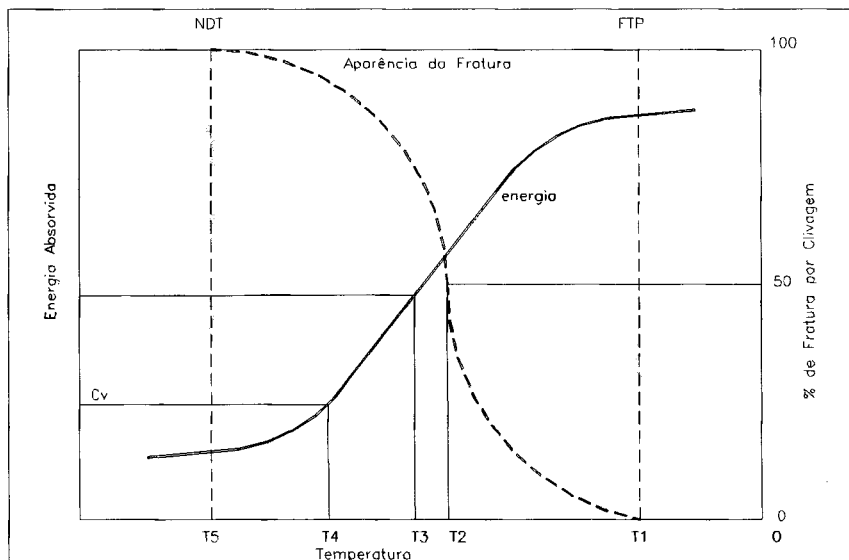


Figura 3 - Critérios para determinação da temperatura de transição.

A Figura 3 mostra os diversos critérios para a determinação da temperatura de transição. A temperatura T_1 , é a temperatura que define o critério mais conservador, aquele no qual a fratura é 100% fibrosa, correspondendo ao patamar superior de energia de fratura, denominado transição para fratura frágil (FTP).

Temperatura de transição de aparência da fratura (FATT), é o critério que define a temperatura de transição (T_2) para a qual se observa 50% de fratura frágil e 50% de fratura dúctil. A temperatura T_3 define a temperatura de transição como a média entre os patamares superior e inferior. T_4 é a temperatura de transição da ductilidade, a qual é baseada em um valor de baixa energia absorvida, mas que em geral não tem significado algum, a não ser para aços de baixa resistência usados em navios (normalmente tomado como $C_v = 15 \text{ ft.lb}$).

Um critério bem definido é o da temperatura de ductilidade nula (NDT), na qual a fratura se torna 100% por clivagem (T_5). A NDT é a temperatura na qual a fratura se inicia sem qualquer deformação plástica anterior, isto é, abaixo dela não ocorrerá fratura dúctil [Godefroid, L.B., 1995].

4.3 Fatores que influenciam no comportamento da curva de transição

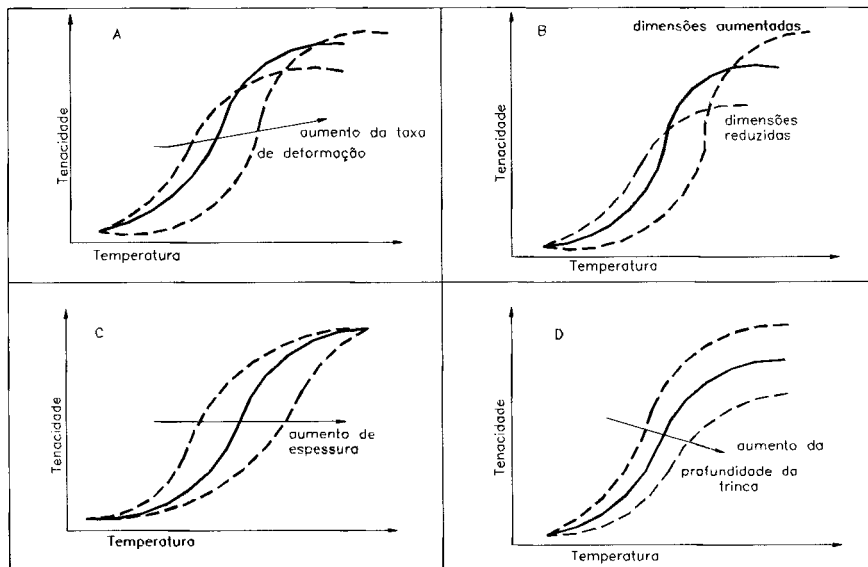


Figura 4 – Comportamento da curva de transição

(a) Com o aumento da taxa de deformação; (b), (c) e (d) – Com a variação das dimensões.

São muitos os fatores que influenciam no comportamento da curva de transição, os quais limitam a aplicação da mesma como filosofia de projeto para componentes estruturais.

Um parâmetro importante é a taxa de deformação. Um aumento na taxa de deformação diminui a ductilidade, desloca a curva para temperaturas mais altas e pode aumentar a tenacidade na região dúctil (Figura 4a). As Figura 4b, 4c e 4d mostram a influência das dimensões do corpo-de-prova: um aumento nas dimensões levam a curva para temperaturas mais elevadas e aumenta a tenacidade na região de fratura dúctil.

4.3.1 Solicitações dinâmicas

Para considerar o carregamento de uma estrutura como sendo de impacto ou como um carregamento quase estático, deve-se comparar o tempo de aplicação desta carga, ou tempo de subida, com o período natural da estrutura. Se o tempo de subida é menor do que cerca da metade do período natural, é necessário considerar o carregamento como sendo de choque ou de impacto. Se o tempo de subida é maior do que de três vezes o período natural da estrutura, o carregamento pode ser considerado como estático [Collins, J.A., 1981].

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

Deve-se ressaltar que as cargas de choque ou impacto, não somente provocam estados de tensão muito mais severos do que em um carregamento quase estático, mas também que as propriedades dos materiais podem ser fortemente influenciadas pela aplicação rápida de cargas.

Tem-se demonstrado que muitos materiais experimentam um substancial aumento no limite de resistência à tração quando submetidos a altas taxas de carregamento. Muito destes aumentos se dão em taxas de carregamento que correspondem a velocidades de impacto acima de 7,5 m/s. Aumentando-se a taxa de carregamento acima deste nível, são produzidas pequenas variações no limite de resistência [Collins, J.A., 1981].

O limite de escoamento geralmente aumenta com a elevação da taxa de carregamento.

Para muitos metais utilizados em engenharia, o limite de escoamento é aumentado ao nível do limite de resistência dinâmico para velocidades de impacto de cerca de 15 a 30 m/s [Collins, J. A., 1981].

O efeito da velocidade de impacto no alongamento e na capacidade de absorção de energia varia muito em função do material ensaiado.

As variações de temperatura também influenciam as propriedades de resistência sob condições de carregamento de impacto, mas a influência é somente no sentido de diminuir os valores, sem contudo alterar o seu comportamento.

5 ENSAIOS DE IMPACTO

5.1 Introdução

Um dos maiores problemas de falhas em componentes ou estruturas é a ocorrência de fratura frágil. Elas acontecem em vasos de pressão, pontes, tubulações, cascos de navios, etc. Basicamente, existem três fatores externos ao material que contribuem para a ocorrência de uma fratura frágil: estado triaxial de tensões; temperaturas muito elevada ou uma taxa de carregamento muito rápida (carregamento dinâmico).

Para que a fratura frágil ocorra, não é necessário que estes três fatores estejam presentes simultaneamente. Na maioria dos casos de fraturas frágeis em serviço, os principais responsáveis são o estado triaxial de tensões (como por exemplo no caso de ocorrência de um entalhe) e baixas temperaturas, sendo que estes fatores se acentuam com o aumento da taxa de carregamento (carregamento dinâmico).

Além disto, sabe-se que materiais que possuem características idênticas quando testados em tração, compressão ou torção em situações de baixas taxas de carregamento (ensaios quase estáticos) podem apresentar grandes diferenças quando ensaiados dinamicamente.

Vários testes de impacto são utilizados com o objetivo de se determinar a susceptibilidade dos materiais à fratura frágil. Embora estes testes tenham a sua representatividade limitada, são de grande utilização devido, principalmente, à simplicidade, rapidez e economia. Atualmente existem diversos tipos de testes de impacto normalizados [Dieter, G.E., 1981]. [Tradução de: *Mechanical Metallurgy*] e [Ewing. A., Raymond, L., 1974].

Basicamente, os testes de impacto consistem em se criar um entalhe em um corpo-de-prova do material que se deseja ensaiar, com a finalidade de se localizar o ponto no qual se deseja a ruptura e produzir, assim, um estado triaxial de tensões. Este corpo-de-prova é então submetido a um impacto produzido por um martelo pendular. Após a ruptura do corpo-de-prova, o pêndulo sobe até uma altura que decresce à medida que a energia absorvida pela fratura aumenta. Esta energia é lida diretamente em mostrador (dial) calibrado da máquina de ensaio ou no caso de ensaio instrumentado os dados são adquiridos por sistema eletrônico e visualizados de diversas formas.

Uma célula de carga desenvolvida para medir esta reação do corpo-de-prova durante o impacto permite adquirir estes dados, armazená-los para, posteriormente, serem tratados. Além disto pode-se registrar estas medidas em um gráfico de carga versus tempo ou energia versus tempo. [Quinan., M.A., 1996].

Estes dados e gráficos podem ser estudados de várias maneiras, além de permitirem o cálculo das diversas energias envolvidas durante o processo, como a energia total absorvida (E_t), a energia de iniciação (E_i) e a energia de propagação (E_p) de trinca.

Para complementar a avaliação e análise do ensaio, a observação da superfície da fratura pode permitir a determinação do tipo de fratura: dúctil ou frágil, ou a mistura das duas. A superfície da fratura frágil possui elevada refletividade e, conseqüentemente, aparência brilhante, enquanto que na fratura dúctil a superfície é fibrosa (composta de pequenas cavidades, dimples) e absorve luz incidente, tendo assim, uma aparência escura e fosca. A observação das curvas de carga versus tempo obtidas nos ensaios instrumentados, também, permite uma avaliação da natureza da fratura.

5.2 Ensaio de impacto Charpy

Os pesquisadores na busca de otimização de seus resultados, têm utilizado variados tipos de corpos-de-prova entalhados para ensaios de impacto. Dentre as diversas normalizações para o tipo e geometria do corpo-de-prova destaca-se os do tipo Charpy, descrito na Norma ASTM E-23 [AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1996].

Os tipos de corpos-de-prova para os ensaios Charpy dividem-se em três grupos, A, B ou C, conforme a forma de seu entalhe, sendo que todos eles tem a dimensão de 10 x 10 x 55 mm. O entalhe é sempre feito no centro do corpo-de-prova, sendo que para o tipo A tem a forma de um "V", para o do tipo B a forma de uma fechadura ("buraco da chave") e para o tipo C a forma de um "U". Os corpos-de-prova do tipo A tem sido os mais utilizados, sendo muitas vezes referenciados como corpos-de-prova Charpy-V. No ensaio de impacto do tipo Charpy-V os corpos-de-prova são livremente apoiados com uma distância de apoio de 40 mm.

De uma maneira geral, entalhes mais agudos (Charpy V) são utilizados nos testes de metais dúcteis ou para velocidades menores, uma vez que possuem maior tendência de apresentar ruptura frágil. Para testes em ferro fundido e em metais fundidos sob pressão, pode-se

empregar corpos-de-prova sem entalhe [Souza, S.A.]. Para os demais metais, quando não for possível retirar os corpos-de-prova do tamanho do normal, pode-se testar corpos-de-prova de tamanho reduzido, sendo que as dimensões destes corpos-de-prova constam também da Norma ASTM E-23 [AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1996].

Cuidados especiais devem ser tomados no que diz respeito ao alinhamento e atrito do pêndulo, alinhamento da máquina e desgaste das partes críticas, tais como cutelo e suporte do corpo-de-prova.

Outra condição que deve ser observada é que os testes de impacto com corpos-de-prova entalhados estão sujeitos a uma dispersão muito grande nos seus resultados, devido, principalmente, a variações locais nas propriedades do material e na dificuldade de preparação dos entalhes com a precisão necessária. Outra variável crítica é o posicionamento do corpo-de-prova na máquina de impacto. Torna-se necessário testar mais de um corpo-de-prova para cada situação a ser estudada, normalmente, entre dois a cinco corpos-de-prova.

5.2.1 Influência da temperatura

A energia absorvida por um corpo-de-prova de um dado material, determinada por um teste de impacto, varia com a temperatura de ensaio. Existe uma faixa de temperatura, relativamente pequena, na qual a energia absorvida decresce significativamente. O tamanho desta faixa varia com o material, sendo que, algumas vezes, esta queda é bastante brusca.

Os materiais, de um modo geral, podem ser enquadrados em três categorias: cúbico de face centrada, cúbico de corpo centrado e hexagonal. [Dieter, G.E., 1981] [Tradução de: Mechanical Metallurgy]. Os metais com estrutura cúbica de face centrada de média e baixa resistência e a maioria dos que possuem estrutura hexagonal compacta têm tenacidade ao entalhe tão elevada que a fratura frágil não representa um problema, a menos que esteja em algum ambiente desfavorável. Materiais de elevada resistência à tração ($\sigma_{esc} > E/150$; E = módulo de Young), tais como os aços de alta resistência e ligas de alumínio e titânio, possuem tenacidade ao entalhe muito baixa.

Desta maneira, quando existem trincas presentes em sua estrutura, uma fratura frágil pode ocorrer para tensões nominais ainda no regime elástico, para qualquer temperatura e taxa de deformação. A tenacidade ao entalhe dos metais com estrutura cúbica de corpo centrado de

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

baixa e média resistência (e outros como Be, Zn e materiais cerâmicos) é fortemente dependente da temperatura. Em baixas temperaturas, a fratura ocorre por clivagem, enquanto que para temperaturas elevadas acontece a ruptura dúctil. Nos metais, esta temperatura de transição ocorre no intervalo compreendido entre 0,1 e 0,2 da temperatura absoluta de fusão [Dieter, G.E., 1981] [Tradução de: Mechanical Metallurgy].

Muitos outros fatores influenciam a temperatura de transição. Dentre eles podemos destacar os seguintes:

- composição química: teores de carbono, manganês, fósforo, níquel, nitrogênio, silício, molibdênio e particularmente de oxigênio influenciam na temperatura de transição dos aços;
- tamanho de grão: o decréscimo no tamanho de grão provoca uma diminuição na temperatura de transição;
- chapas grossas laminadas a quente apresentam temperatura de transição maiores do que chapas finas laminadas a frio;
- direção de laminação;
- tratamentos térmicos.

5.2.2 ENSAIOS DE IMPACTO INSTRUMENTADOS

O ensaio de impacto realizado em uma máquina convencional de impacto fornece a energia total para fraturar ao corpo-de-prova. Este valor é lido diretamente no dial da máquina. Além desta informação nada mais é possível ser avaliado.

A instrumentação do cutelo e da utilização de um sistema de captura e armazenamento de dados, torna-se possível o estudo de todos os sinais que compõem a curva de impacto, permitindo-se, assim, maiores informações.

Uma vez que o ensaio de impacto do tipo Charpy instrumentado fornece uma curva de carga de impacto versus tempo ou de energia versus tempo, pode-se obter a partir destas curvas, uma série de dados e informações adicionais. Por exemplo, através do formato da curva de carga versus tempo pode se ter uma noção do tipo de fratura ocorrida no corpo-de-prova. [Leevers, P.S., Morgan, R.E., 1995].

Outra informação importante que pode ser extraída das curvas de carga versus tempo é a possibilidade de decomposição da energia total absorvida pelo corpo-de-prova em outros dois valores de energia. A energia para iniciação e para propagação de trinca. A energia para a iniciação de trinca é a que corresponde à área sob a curva multiplicado pela velocidade de impacto, do instante inicial do impacto até o ponto de carga máxima, e a energia para a propagação de trinca seria a energia correspondente à área sob a curva multiplicado pela velocidade de impacto, do ponto de carga máxima até o final do impacto [Ghoneim, M.M. et al., 1996]. Estes valores dão uma dimensão muito maior para o conhecimento das propriedades do material sob impacto, criando-se melhores condições para se prever o comportamento do material.

Uma das aplicações do ensaio Charpy instrumentado é o levantamento das chamadas curvas de transição, que consistem em se realizar uma série de ensaios à diversas temperaturas, para um mesmo tipo de material. Com os valores de energia total absorvida obtidos, traça-se uma curva de energia absorvida versus temperatura de ensaio. Este tipo de curva é útil para se determinar a temperatura (ou faixa de temperatura) na qual o material muda o seu comportamento à fratura, de frágil para dúctil (temperatura de transição). Quando o ensaio de impacto do tipo Charpy é instrumentado, pode-se traçar também curvas de energia para iniciação de trincas versus temperatura de ensaio e de energia para propagação de trinca versus temperatura de ensaio. Além disso, pode-se também construir uma família de curvas de carga versus tempo a partir das curvas obtidas para cada temperatura de ensaio. Esta família de curvas permite visualizar de uma maneira melhor as modificações de comportamento do material em função da variação da temperatura.

Pode-se associar, dentro de certos limites, os resultados obtidos com os ensaios de impacto instrumentados com alguns parâmetros da mecânica de fratura do material, tais como Integral-J e COD [Ghoneim, M.M. et al. 1996].

6 METALURGIA DO PÓ

6.1 Aspectos gerais

Não há, em nossos dias, metal ou liga que não possa ser tratado pela metalurgia do pó, assim como não há praticamente setor industrial que não utilize, de alguma maneira, peças obtidas por esta técnica, desde a fabricação de um pequeno motor elétrico até alguns componentes dos sofisticados mísseis.

Uma panorâmica da importância da metalurgia do pó pode ser obtida examinando-se os dados abaixo:

- Em 1979, nos Estados Unidos, foram produzidos cerca de 3.040.000 toneladas de pós metálicos;
- a produção de pó de ferro, 80% da qual destinada a metalurgia do pó, foi de 199.000 toneladas, aproximadamente;
- a produção de pós de cobre e suas ligas foi de cerca de 27.000 toneladas;
- a produção de pó de alumínio foi de 45.000 toneladas;
- resultado econômico, em 1979, nos Estados Unidos, foi de US\$ 1 bilhão na comercialização de pós metálicos.

O panorama mundial é de crescimento da aplicação da metalurgia do pó, principalmente no desenvolvimento de novos materiais, visto que seu campo de aplicação é praticamente ilimitado.

No Brasil, a metalurgia do pó tem levado à realização de congressos, cursos, dissertações de mestrado e a outros diversos trabalhos de pesquisa e desenvolvimento da técnica.

6.2 A técnica da metalurgia do pó

A metalurgia do pó é o processo de fabricação de peças metálicas que se distingue dos processos metalúrgicos convencionais pelas seguintes características:

- utilização de pós metálicos (eventualmente não metálicos, também) como matéria prima;
- ausência ou presença parcial de fase líquida, durante o processo de fabricação;
- possibilidade de se produzir peças com formas definitivas, dentro de tolerâncias muito estreitas, sem, entretanto, necessitar de usinagem posterior ou de outras operações de acabamento;
- possibilidade de se produzir peças com características estruturais e físicas impossíveis de se obter por qualquer outro processo metalúrgico.

Como principais vantagens do processo, podem ser citados, dentre outros: produzir e conformar metais ou produzir ligas de materiais refratários; obtenção de características estruturais especiais, como porosidade controlada; associação de materiais metálicos com não metálicos; obtenção de materiais caracterizados pela associação de metais em que se mantêm inalterada, no produto resultante, as características de cada componente; controle rigoroso do produto final, em vista de se partir de matéria prima de alta pureza; obtenção de peças de ferro, aço ligado e ligas não ferrosas, caracterizadas por dimensões muito pequenas, formas complexas e tolerâncias dimensionais muito estreitas; praticamente, eliminação de rebarbas ou qualquer outro excesso de material no produto final.

O processo de compactação é uma etapa importante do processo de sinterização. A compactação é necessária para se atingir a densidade desejada em um tempo curto, obter-se peças com a geometria final desejada, onde o processo de usinagem é impossível. Os pós metálicos, normalmente, deixam se prensar com pequenas pressões de compactação.

A compactação pode ser feita de várias maneiras. Dentre elas a uniaxial de simples ação e a uniaxial de dupla ação.

Alguns problemas podem ocorrer durante o processo de sinterização, tais como: trincas ou microtrincas causadas por densidade muito baixa ou muito alta e, contaminações de origem diversa; deformações geométricas causadas pela contração excessiva ou não uniforme do corpo sinterizado.

Todos estes problemas têm solução. Cada caso é específico, podendo exigir a combinação de vários fatores de controle: controle da prensabilidade do pó; da sinterabilidade do pó, tanto

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

nas propriedades físicas como químicas; da atmosfera de sinterização; controle do programa de sinterização e adequação da geometria da peça a ser sinterizada [Chiaverini, V., 1982].

7 SINTERIZADOS DE FERRO PURO E SUAS LIGAS

7.1 Características do pó de ferro

A obtenção dos pós de ferro são: por redução da hematita, redução a partir da casca de laminação e pela decomposição eletrolítica.

Os pós metálicos, além da pureza e composição química bem definidas, requerem outras características importantes: microestrutura da partícula, forma da partícula, tamanho da partícula e composição granulométrica, porosidade da partícula, densidade aparente, velocidade de escoamento, superfície específica e compressibilidade [Chiaverini, V., 1982].

7.2 Sinterização do pó de ferro

O processo de sinterização do pó de ferro envolve etapas bem definidas. Ele ocorre em quatro estágios sequenciais. O primeiro deles, denominado estágio zero, se caracteriza pela chamada adesão espontânea, que ocorre instantaneamente em materiais onde atuam forças interatômicas, produzindo superfícies com áreas de contato mínima (pescoços). Em seguida, tem início o estágio inicial, onde é acentuado o crescimento do pescoço por difusão, mas onde se preserva a integridade das partículas originais. O estágio intermediário é caracterizado por grandes pescoços e poros cilíndricos interconectados. Quando os poros se tornam isolados e esféricos, tem-se o início do estágio final do processo de sinterização. Para cada estágio existe um conjunto de equações teóricas que descrevem o processo.

Os sinterizados de pó de ferro puro, de pó de ferro pré-ligado ou, mesmo, de pó de ferro puro misturado com pós de elementos como cobre, fósforo, níquel, grafita ou outros elementos de interesse, constituem um seguimento da metalurgia do pó de grande aplicação.

A utilização de pó de ferro na fabricação de componentes mecânicos sinterizados somente se expandiu a partir de 1934 e principalmente após a segunda guerra mundial, visto que anteriormente a metalurgia do pó não apresentava condições de competir economicamente com os processos metalúrgicos convencionais na produção de peças de ferro e suas ligas. Além disso, a atenção dos especialistas estava voltada principalmente para a utilização do processo naqueles setores onde a única solução era realmente a metalurgia do pó.

Após o procedimento para a escolha do tipo de pó de ferro, a compactação é a primeira das operações básicas da metalurgia do pó para a confecção de corpos-de-prova ou de peças e componentes.

A prática usual é aplicação de compactação com pressão unidirecional, de ação simples ou dupla. A aplicação de pressão num amontoado de pó metálico no interior da cavidade de uma matriz, produz um compactado que, na maioria das vezes, possui densidade e resistência mecânica suficiente, para permitir manuseio posterior com certa facilidade. [Chiaverini, V., 1982].

7.2.1 Compactação do pó de ferro

Nesta etapa são conferidas ao produto diversas qualidades, entre outras: conferir resistência mecânica suficiente para permitir manuseio posterior; proporcionar o necessário contato entre as partículas para que a operação de sinterização seja efetuada de modo adequado.

A compactação pode ser realizada por intermédio de algumas operações mecânicas, dentre elas, a de aplicação de pressão.

Alguns métodos podem ser aplicados:

A - com aplicação de pressão:

1 - compactação unidirecional

1.1 - compressão de ação simples

1.2 - compressão de ação dupla

2 - compressão isostática

3 - compressão explosiva

4 - laminação de pós

5 - extrusão de pós

5.1 - unidirecional

5.2 - isostática

6 - forjamento de pós

7 - forjamento rotativo de pós

B - sem aplicação de pressão:

1 - pó solto em moldes

2 - compactação por vibração

7.2.2 Porosidade

Os sinterizados de pó de ferro podem ter sua resistência aumentada pelo aumento da densidade do material ainda durante o processo de compactação ou durante a sinterização. A resistência, também, pode ser aumentada através da matriz metálica, com a seleção de elementos liga. Ainda, a matriz metálica pode ser reforçada pelo endurecimento por têmpera, revenimento ou tratamento térmico que depende da homogeneização da matriz.

O sucesso desta tarefa depende da qualidade dos produtos da metalurgia do pó. A habilidade de se produzir pós com uma homogeneidade mais refinada, formas e grau de sinterabilidade melhores são um compromisso com a performance dos produtos finais de sinterizados de pó de ferro [Haynes, R., 1989].

A geometria estrutural dos poros exercem grande influência sobre as propriedades dos sinterizados. A forma do poro e a geometria do pescoço são parâmetros estruturais adicionais que tem uma decisiva influência sobre o comportamento mecânico. A influência da estrutura do sinterizado sobre a propagação de trincas é muito complexa porque esta envolve a superposição do efeito de entalhe microscópico com diferentes micro processos de formação dos pescoços do sinterizado.

A propagação de trincas pode ser acelerada por: redução da seção efetiva do poro, adição de próprio carregamento por desvio da forma esférica do poro, a existência de micro entalhes na região de contato da partícula.

A propagação de trincas pode ser inibida por: neutralização de macro entalhes que penetram no poro; aumento da tensão de relaxação em frente ao macro entalhe pela redução do módulo de elasticidade bem como pela variação do estado de tensão (similar ao plano de tensão); desenvolvimento de uma zona na qual a energia é dissipada com aumento de densidade de micro trinca ou área de plasticidade em torno do macro entalhe [Pompe, W.; Leitner, G.; Wetzig, K.; Zies G. e Grabner, W., 1989].

7.2.3 Densidade

Como dito anteriormente, a densidade é uma característica do sinterizado que depende da compactação. Algumas propriedades mecânicas de sinterizados de pó de ferro puro ou ligado sofrem influência desta variável, a qual pode ser controlada na manufatura do compactado.

A densidade pode influenciar sobre a tensão de ruptura, tenacidade à fratura e sobre a propagação de trinca de fadiga em um sinterizado [Fleck, N.A.; Smith, R.A., 1981].

7.2.4 Constantes elásticas dos sinterizados de ferro puro ou ligados

É sabido que a porosidade e as condições de sinterização tem influência sobre as constantes elásticas dos sinterizados. Deve-se ter atenção ao se verificar as propriedades elásticas de metais sinterizados por que a maioria destes materiais são aplicados em condições de baixas ou de nenhuma tensão. Como o uso de produtos sinterizados vem aumentando, a aplicação destes produtos em condições de níveis de tensões consideráveis é inevitável. Assim, torna-se de grande importância o conhecimento dos efeitos da porosidade sobre estas propriedades.

Sabe-se que a porosidade reduz o módulo de Young. Considerando os erros experimentais, o módulo de Young decresce rapidamente a uma taxa constante, com o aumento da porosidade de $\cong 3\%$ a $\cong 20\%$, para compactados feitos de um determinado pó e sobre determinada condição. Entretanto, acima de $\cong 20\%$ de porosidade, a taxa de decréscimo é muito pequena e parece ser independente do tempo de sinterização [Haynes, R., 1981].

Fisicamente, a razão porque os resultados teóricos desviam dos resultados experimentais pode ser deduzida pela diferença entre a estrutura dos poros assumida para o modelo teórico e a estrutura real do pó utilizado nos experimentos. No modelo, a forma dos poros é esférica; os poros são fechados e a distribuição destes na matriz é regular, ou outras formas mais simples

são propostas. Na prática, os poros têm formas diversificadas, complexas e, pequena parte da matriz possui poros isolados, pois, a maioria dos poros estão interligados [Haynes, R.; Egediege, E.J.T., 1989].

Algumas análises teóricas do efeito da porosidade sobre o módulo de elasticidade têm sido feitas, mas a expectativa entre as teorias e os experimentos não tem se revelado convincente. Pouco se conhece sobre os efeitos da porosidade sobre outras constantes elásticas, entretanto o efeito sobre a constante de Poisson tem sido indicado esquematicamente por Eudier [Eudier, M., 1968].

8 MATERIAIS E METODOLOGIA

8.1 Materiais

Os corpos-de-prova foram confeccionados a partir de pó de ferro puro, aço carbono 1045, liga de alumínio ABNT X6221-T6C e do ferro LI (LI, livre intersticial), cujas composições são apresentadas nas Tabelas 1, 2, 3 e 4.

Tabela 1 – Composição química do ferro puro.

Elemento	Fe(%)	Si e Mn (%)	Ca, Ti e Al (%)
Teor	98	<1	Traço (< 0,1)

Tabela 2 – Composição do aço carbono 1045.

Elemento	C	Mn	P (max)	S (max)
Teor (%)	0,42-0,50	0,60-0,90	0,040	0,050

Tabela 3 – Composição química do alumínio ABNT X6221, T6C.

Elemento	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Cr
Teor (%)	0,15-0,40	0,40	0,65-1,00	0,20-0,35	0,40-0,70	0,10	0,20	0,10

Tabela 4 – Composição química do ferro LI (LI, livre intersticial).

Elemento	C(ppm)	Mn(%)	Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Ni(%)	Cr(%)
Teor	40	0,18	0,01	0,013	0,08	0	0,02	0,02

8.2 Metodologia

8.2.1 Caracterização do pó de Fe

O pó de ferro puro foi analisado quanto a sua forma estrutural. Foram feitas determinações de parâmetros de rede por difração de raios-x, antes e depois da sinterização. O difratograma correspondente é mostrado na Figura 5. A análise granulométrica, também, foi realizada por ser um fator de grande importância nas propriedades finais do sinterizado.

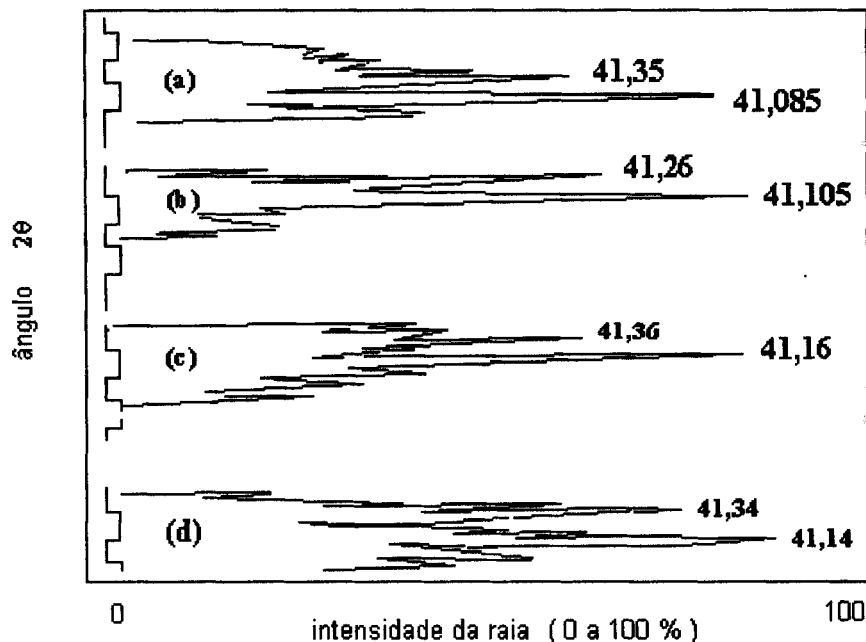


Figura 5 - Registro do difratograma de raios-x do pó de ferro lote 156/97

(a) amostra prensada com 3 ton/cm² e sinterizada; (b) amostra prensada com 5 ton/cm² e sinterizada; (c) amostra prensada com 6 ton/cm² e sinterizada e (d) amostra in natura prensada e não sinterizada.

8.2.2 Confeção dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova sinterizados foram confeccionados, por compactação, a partir de pó de ferro puro com granulometria média de 200 meshes. As condições de sinterização foram estabelecidas em 1150°C durante uma hora, em forno a vácuo, com pressão de aproximadamente 10⁻⁵ torr [Chiaverini, V., 1982]. Em seguida, os mesmos foram retificados sob refrigeração a ar, para evitar a contaminação por óleo refrigerante. A usinagem dos

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

entelhes foi realizada em uma máquina brochadeira, marca BLACKS, de rasgos em "V" segundo a Norma ASTM E-23.

Suas densidades foram conferidas através do método de Archimedes:

$$\rho = \frac{P_{Ar}}{P_{Ar} - P_{H_2O}} \quad (1)$$

onde: ρ é a densidade em g/cm^3 ,

P_{AR} é o peso do corpo-de-prova medido ao ar, e

P_{H_2O} é o peso do corpo-de-prova imerso em água.

Os corpos-de-prova de aço carbono, ferro livre intersticial e alumínio foram usinados e retificados nas dimensões mostradas na Figura 6, de acordo com a Norma ASTM E-23/89.

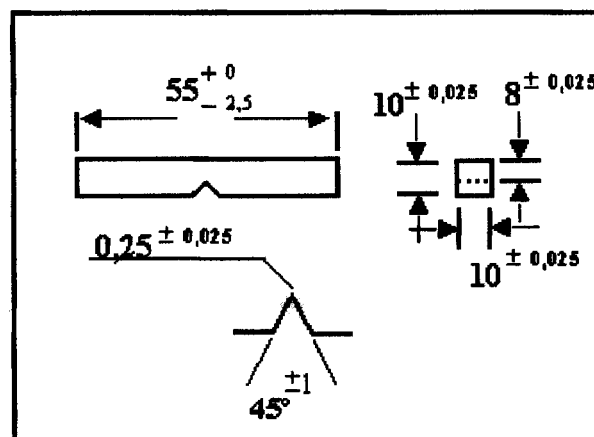


Figura 6 – Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de impacto do tipo Charpy V, Norma ASTM E-23/89 (Dimensões em mm).

Matriz para compactação.

Foi confeccionada uma matriz bipartida de aço ASTM 4340, mostrada na Figura 7, usinada e tratada termicamente, com a finalidade de conferir uma dureza de 52 RC. Em seguida, esta matriz foi retificada para atingir um acabamento que diminuísse, ao máximo, o atrito do pó com as paredes, quando comprimido pelo punção.

O punção foi confeccionado com o mesmo material usinado e tratado para conferir a mesma dureza e resistência da matriz.

O sistema de carga utilizado para a compactação do pó de Fe foi uma máquina de tração/compressão de 100 ton, marca KRATOS.

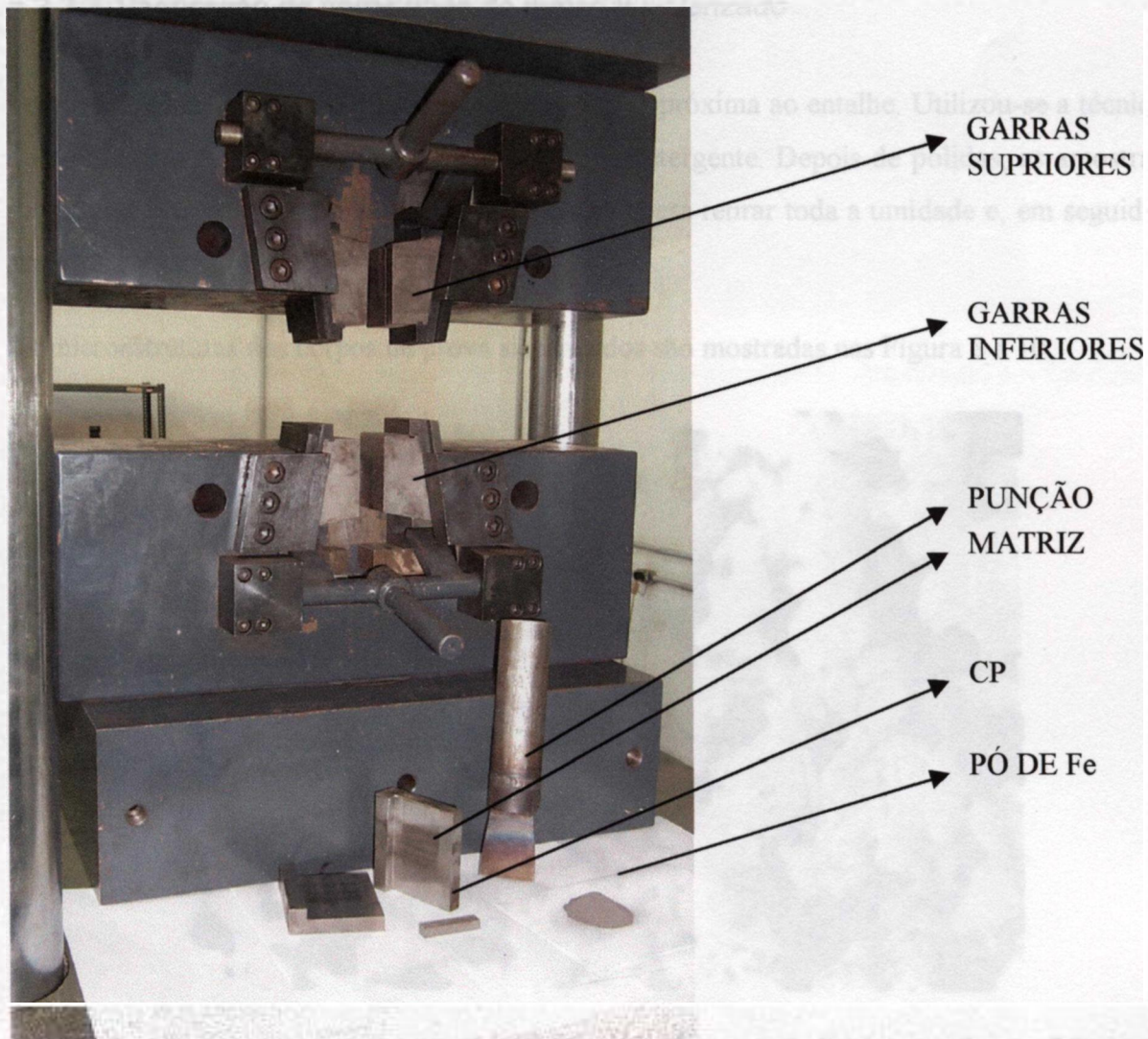


Figura 7 - Sistema de compactação dos corpos-de-prova.

8.2.2.1 Controle dimensional dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova sinterizados de pó de ferro puro e todos os demais utilizados nos ensaios, após terem sido retificados, foram submetidos a um controle dimensional.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

Os corpos-de-prova foram avaliados segundo suas espessuras e largura com três determinações efetuadas com micrômetro, com resolução de 1 μm e o comprimento, com paquímetro, com resolução de 10 μm . Para a profundidade do entalhe foram feitas duas determinações com medidor de perfil com resolução de 1 μm .

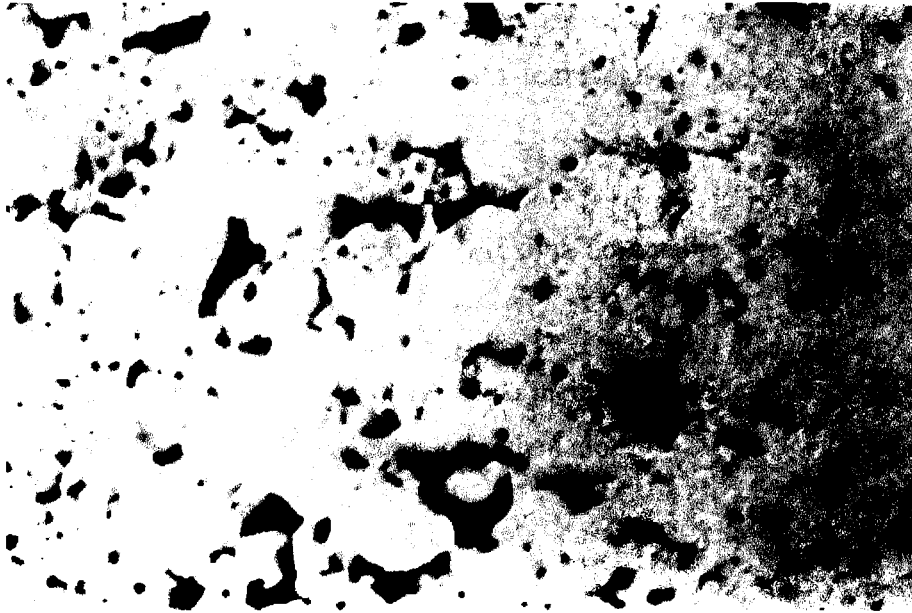
8.2.2.2 Verificação da porosidade do material sinterizado

Foram retiradas fatias dos corpos-de-prova na região próxima ao entalhe. Utilizou-se a técnica do corte a frio com refrigerante a base de água e detergente. Depois de polidas, as amostras foram deixadas em estufa à temperatura de 100°C, para retirar toda a umidade e, em seguida, atacadas com nital 3%.

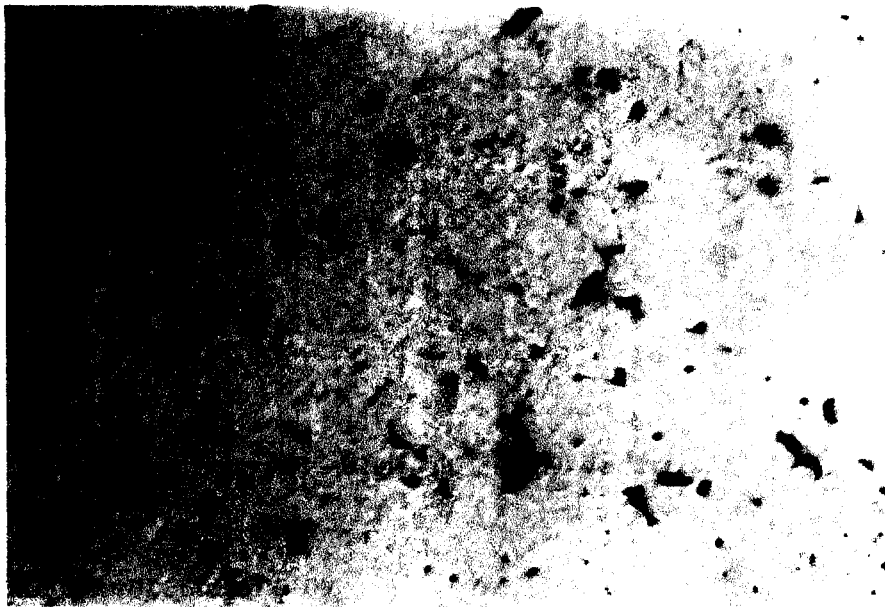
As microestruturas dos corpos de prova sinterizados são mostradas nas Figura 8 a 10.



**Figura 8 – Microestrutura de uma seção de um corpo-de-prova de Fe sinterizado, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$.
Aumento: 200X.**



**Figura 9 – Microestrutura de uma seção de um corpo-de-prova de Fe sinterizado, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$.
Aumento: 200X.**



**Figura 10 – Microestrutura de uma seção de um corpo-de-prova de Fe sinterizado, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$.
Aumento: 200X.**

8.2.2.3 Ensaio de tração

Foram realizados ensaios de tração nos corpos-de-prova de pó de ferro puro sinterizado, à temperatura ambiente de 22,5°C. Utilizou-se para estes ensaios uma máquina universal de

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

ensaios de 100 ton. de capacidade máxima. As medidas das deformações foram as indicadas pela máquina, ou seja, representam o deslocamento do travessão.

8.2.2.4 Ensaio de dureza

A distribuição da dureza na seção transversal, próxima ao entalhe, foi verificada através de ensaios de microdureza do "Tipo Knoop".

Este tipo de ensaio é realizado com a amostra polida metalograficamente para que a superfície se torne plana, facilitando o posicionamento do "endentador".

A montagem do corpo-de-prova e do sistema de ensaio é feita sobre a placa de um microscópio ótico. O ensaio foi processado com um aumento de 200 X, posicionando o endentador em pontos aleatórios segundo uma linha imaginária ao longo da área analisada mostrada na Figura 11.

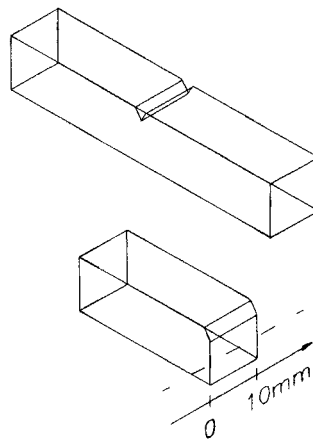


Figura 11 - Região de medição de dureza.

8.2.3 Ensaio de impacto Charpy

Os ensaios foram realizados em diversas temperaturas para avaliar a ductilidade dos corpos-de-prova sinterizados de pó ferro puro de modo a se obter dados que permitissem entender melhor as propriedades destes materiais e, compará-los com outros da metalurgia convencional.

Os testes de impacto consistem, basicamente, em se criar um entalhe em um corpo-de-prova do material que se deseja ensaiar, com a finalidade de se localizar o ponto no qual se deseja a ruptura e produzir, assim, um estado triaxial de tensões. Este corpo-de-prova é então submetido a um impacto produzido por um martelo pendular, conforme mostra a Figura.12. Após a ruptura do corpo-de-prova, o pêndulo sobe até uma altura que é inversamente proporcional a energia absorvida pela fratura do corpo-de-prova. Esta energia é lida diretamente em um mostrador (dial) calibrado da máquina de ensaio e/ou pelo sistema instrumentado de captura dos dados do ensaio.

8.2.3.1 A máquina de ensaio

Foi utilizada uma máquina de ensaio Charpy, marca AMETEK (Figura 12), de capacidade máxima de 325 J, modelo PI-2. Esta máquina é constituída, basicamente, de uma estrutura, pêndulo, dial de leitura, suporte para corpo-de-prova, martelo e cutelo. Os ensaios com os corpos-de-prova sinterizados foram realizados utilizando-se um martelo de 27,287 Kg e altura de 0,605 m, correspondendo a uma velocidade de impacto de 3,444 m/s.

Esta máquina de ensaio teve o seu cutelo de impacto instrumentado com uma célula de carga. Este cutelo foi instrumentado com extensômetros resistivos para solicitações dinâmicas com alto ganho ($k = 3,5$) [Quinan, M.A.D., 1996]. A instrumentação da máquina de ensaios de impacto Charpy permite a obtenção de várias informações importantes, que não são fornecidas por ensaios convencionais.

Adotou-se ligação de ponte completa, com dois extensômetros ativos e dois extensômetros colados em uma região não sujeita à deformação, para atuarem como compensadores de temperatura. Após a colagem, os extensômetros foram protegidos para evitar o choque de corpos-de-prova. Foi utilizado para aquisição de dados o Sistema 2400 da Measurements Group INC.

Em todos os ensaios, foram utilizados os seguintes parâmetros para o Sistema 2400: tensão de alimentação da ponte: 2,00 Volts; filtro: 10 kHz e ganho: 1000.

Este sistema foi controlado por um computador através de uma interface IEEE-488 e de software específico fornecido pelo fabricante do equipamento. Através deste

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

microcomputador, pode-se ajustar o ganho do amplificador, filtros utilizados, tensão da fonte e, pode-se ainda, realizar o balanceamento da ponte a qualquer instante.

A aquisição de dados foi realizada através de um osciloscópio digital de 150 MHz, Hewlett Packard, modelo 54500. Este osciloscópio possui um conversor A/D de 8 bits que digitaliza o sinal e memórias que armazenam os sinais apresentados na tela. Possui gatilhamento ajustável, o que permite medir o sinal exatamente após o impacto. Todo o sinal adquirido pelo osciloscópio pode ser lido pelo microcomputador através da mesma interface IEEE-488.

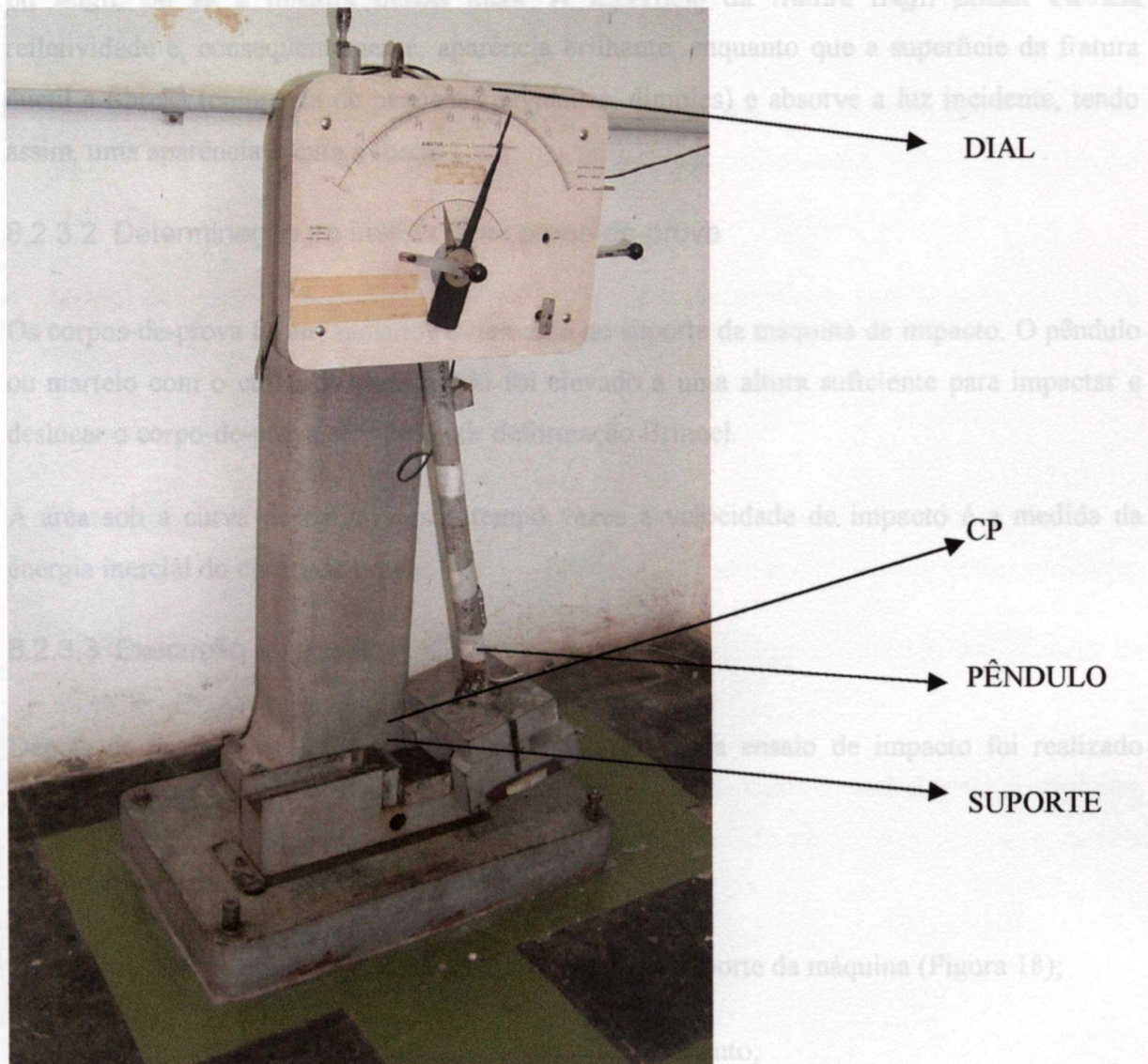


Figura 12 – Máquina de ensaio Charpy.

Sem a instrumentação, neste tipo de ensaio, os dados obtidos não fornecem, necessariamente, indicações precisas sobre o comportamento do material quando submetido ao impacto, uma vez que o único resultado quantitativo é a medida de energia absorvida e não se pode medir satisfatoriamente os componentes das tensões existentes.

Com o sistema instrumentado os dados capturados são armazenados e, posteriormente, tratados, permitindo o cálculo das demais componentes como tensões, energia de iniciação e de propagação de trincas [Quinan, M. A.D., 1996].

Utiliza-se ainda, a observação da superfície da fratura, para se determinar se a fratura é dúctil ou frágil, ou se a mistura destas duas. A superfície da fratura frágil possui elevada refletividade e, conseqüentemente, aparência brilhante, enquanto que a superfície da fratura dúctil é fibrosa (composta de pequenas cavidades, dimples) e absorve a luz incidente, tendo assim, uma aparência escura e fosca.

8.2.3.2 Determinação da inércia dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova foram apoiados livremente no suporte da máquina de impacto. O pêndulo ou martelo com o cutelo instrumentado foi elevado a uma altura suficiente para impactar e deslocar o corpo-de-prova sem produzir deformação Brinell.

A área sob a curva de carga versus tempo vezes a velocidade de impacto é a medida da energia inercial do corpo-de-prova.

8.2.3.3 Execução do ensaio

Depois de ligada e ajustada toda a instrumentação, cada ensaio de impacto foi realizado seguindo-se as etapas:

- mediu-se a temperatura do corpo-de-prova;
- posicionou-se com o gabarito, o corpo-de-prova no suporte da máquina (Figura 18);
- o martelo foi disparado através da alavanca de travamento;
- mediu-se o valor da energia absorvida pelo dial da máquina;

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

- armazenou-se o sinal adquirido pelo osciloscópio em uma de suas memórias;
- transferiu-se estes dados para o microcomputador sob a forma de um arquivo de dados, para que os resultados possam ser analisados.

As temperaturas abaixo da temperatura ambiente foram obtidas, levando-se os corpos-de-prova a um banho de álcool resfriado com nitrogênio líquido. Para às temperaturas acima da temperatura ambiente, os corpos-de-prova foram aquecidos em banho de óleo, utilizando-se um aquecedor elétrico.

A medida que se realizava cada etapa acima e que os dados estavam disponíveis no microcomputador, eles foram tratados da seguinte maneira:

- transferiu-se os dados para uma planilha eletrônica, correspondendo para cada instante de tempo, que é função da base de tempo ajustada no osciloscópio, um valor de tensão elétrica;
- o valor da tensão elétrica foi multiplicada pelo fator de calibração para se obter o valor de carga, (em N);
- traçou-se um gráfico de carga versus tempo;
- obteve-se o valor da área sob a curva multiplicando-se cada intervalo de tempo de amostragem pelo valor de carga correspondente e obtendo-se o somatório destes produtos;
- multiplicou-se o valor acima obtido pela velocidade de impacto, sendo este o valor da energia total absorvida pelo corpo-de-prova;
- este valor de energia foi corrigido, obtendo-se o valor da energia total absorvida corrigida, levando-se em consideração que a velocidade do cutelo não permanece constante durante todo o impacto.



GARRA
COM O
CORPO-
DE-
PROVA

ENCOSTO

Figura 13 – Posicionamento do corpo-de-prova .(CP)

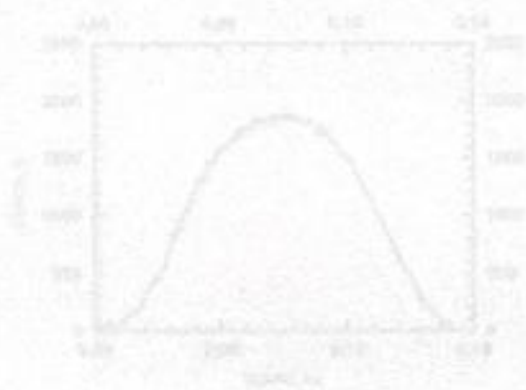


Figura 14 - Fe sinterizada, $B_T = 0,5400 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com anilha.

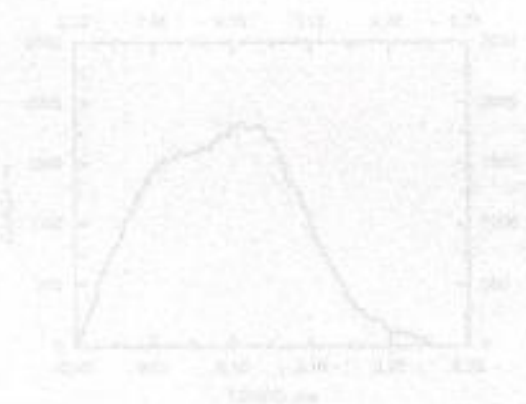


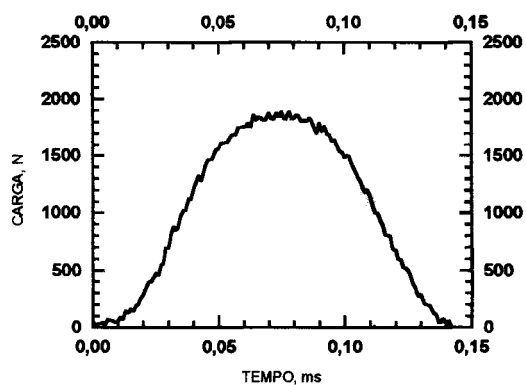
Figura 15 - Fe sinterizada, $B_T = 0,5500 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com anilha.

9 RESULTADOS

9.1 Ensaios de impacto

9.1.1 Fe Sinterizado

Nas Figuras de 14 a 22 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms), bem como suas respectivas superfícies fraturadas, às temperaturas de 22,5°C, 90°C e -90°C. Estas curvas se referem aos corpos-de-prova de pó de Fe puro sinterizados com entalhe.

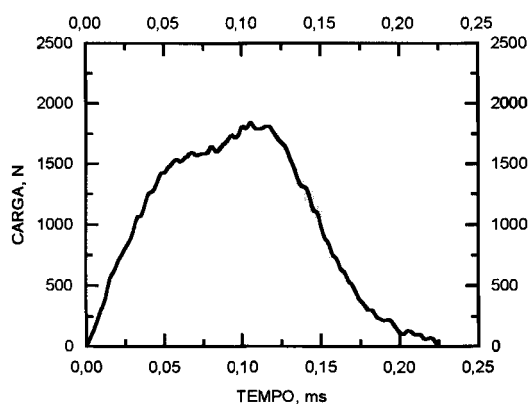


a

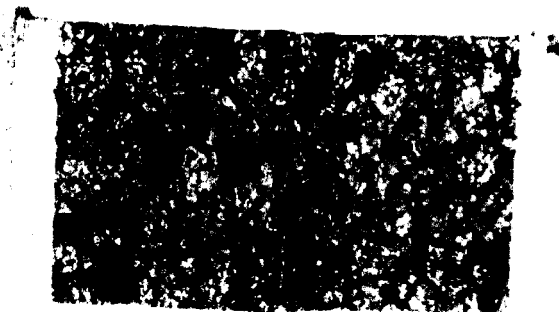


b

Figura 14 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5409 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.



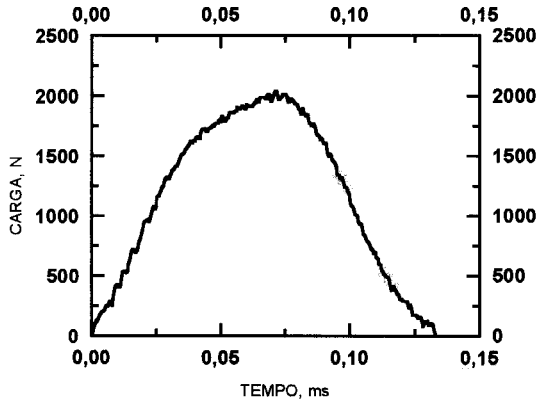
a



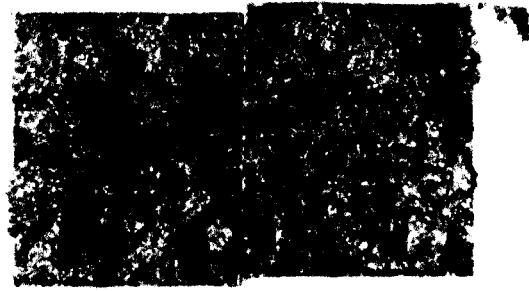
b

Figura 15 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5501 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com entalhe.

RESULTADOS

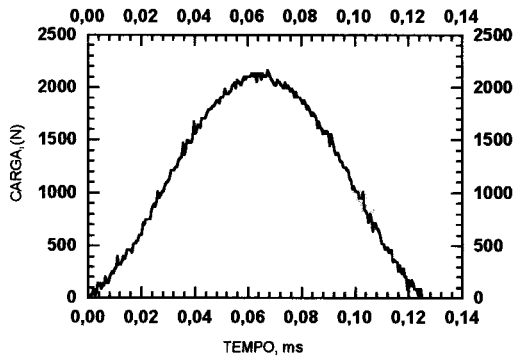


a

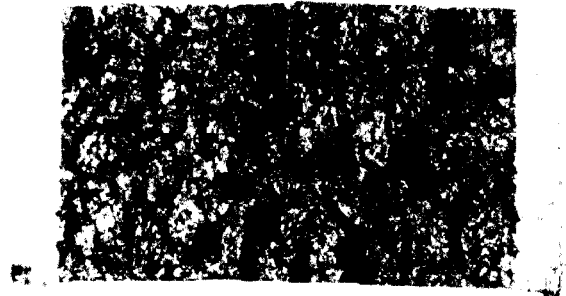


b

Figura 16 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5435 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = +90^\circ\text{C}$, com entalhe.

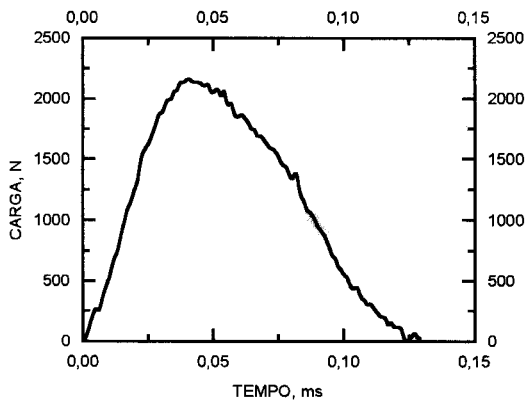


a

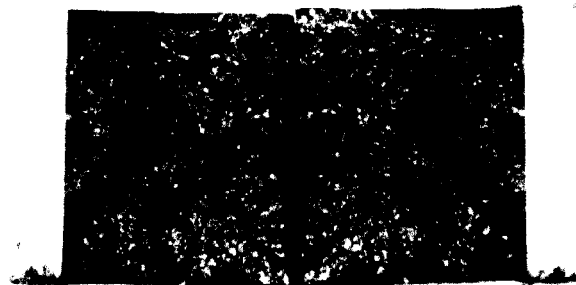


b

Figura 17 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5790 \text{ J}$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.



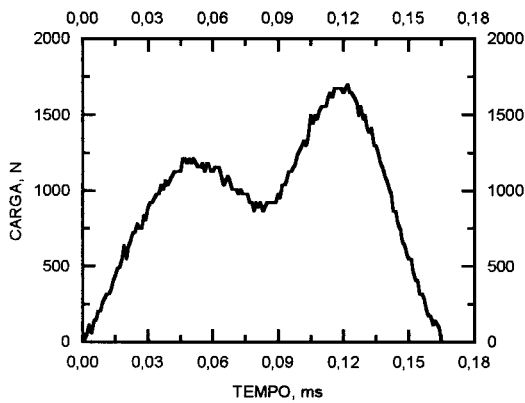
a



b

Figura 18 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5722 \text{ J}$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com entalhe.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

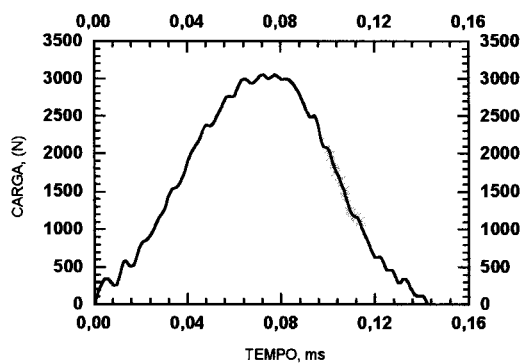


a

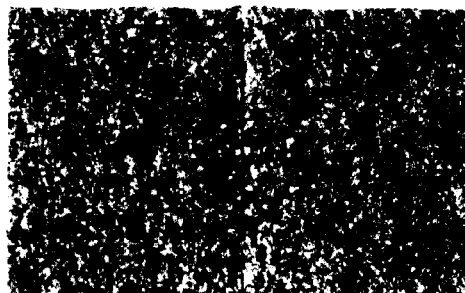


b

Figura 19 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5876 \text{ J}$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$, com entalhe.

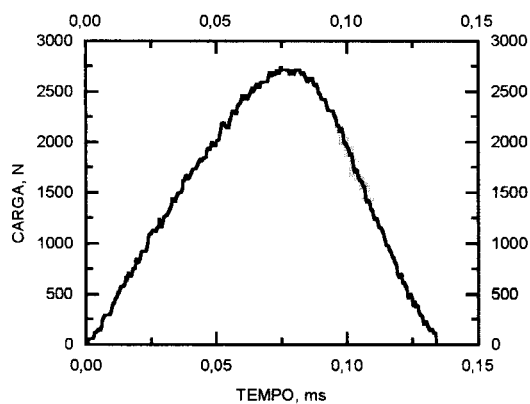


a

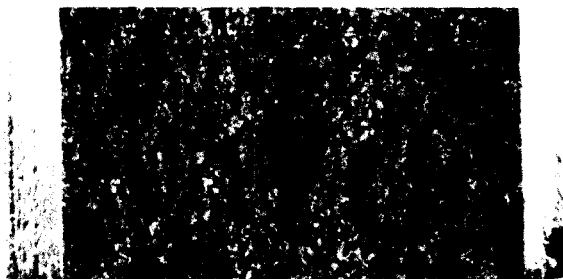


b

Figura 20 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6494 \text{ J}$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.



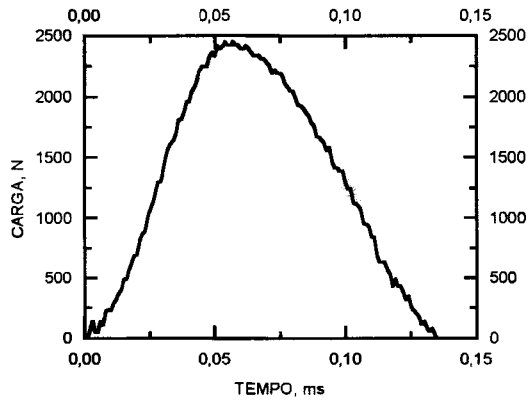
a



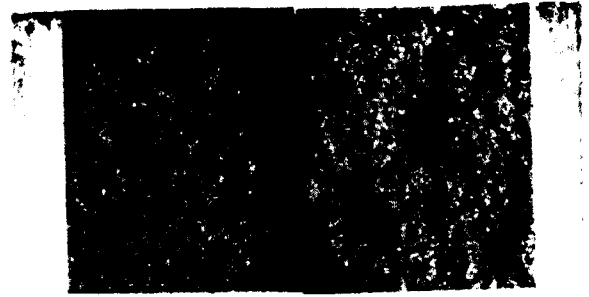
b

Figura 21 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6643 \text{ J}$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com entalhe.

RESULTADOS



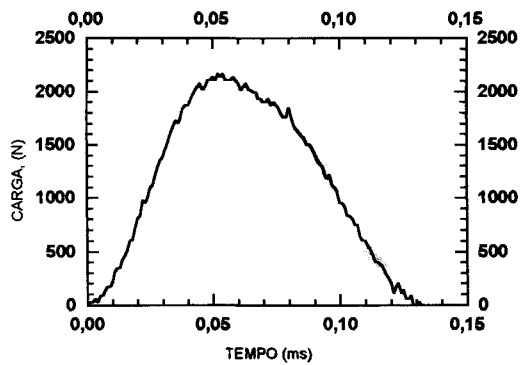
a



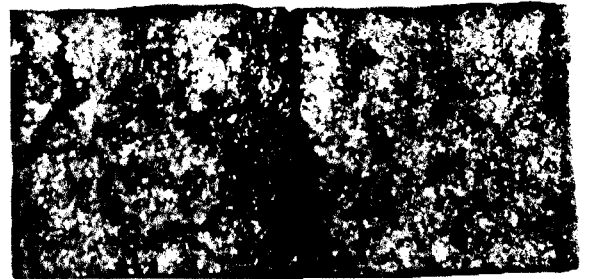
b

Figura 22 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6533 \text{ J}$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com entalhe.

Nas Figuras de 23 a 25 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms), bem como suas respectivas superfícies fraturadas, à temperatura de $22,5^\circ\text{C}$. Estas curvas se referem aos corpos-de-prova de pó de Fe puro sinterizados, sem entalhe.



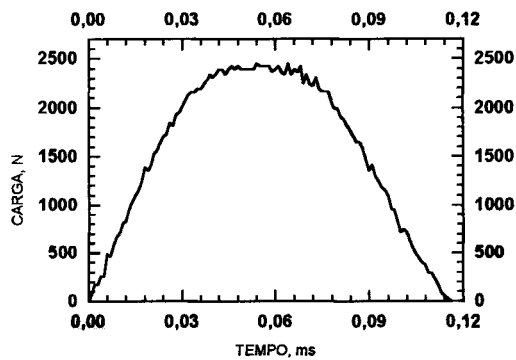
a



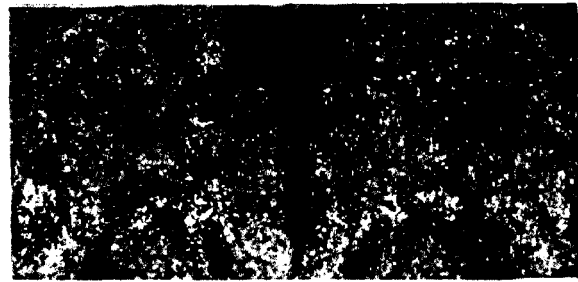
b

Figura 23 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5548 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, sem entalhe.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

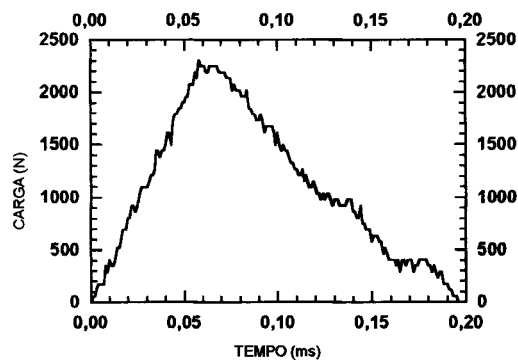


a

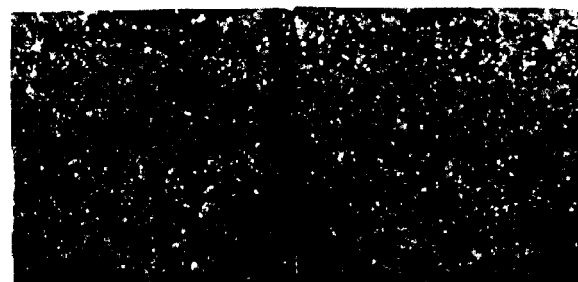


b

Figura 24 – Fe sinterizado $E_T = 0,5738 \text{ J}$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, sem entalhe.



a

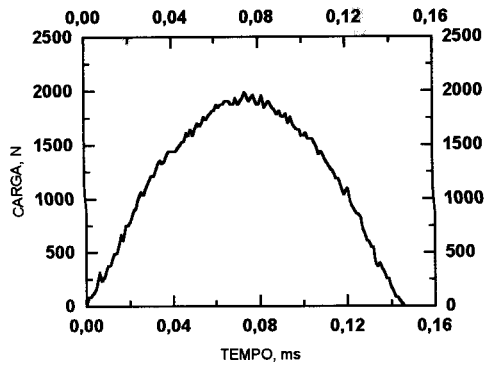


b

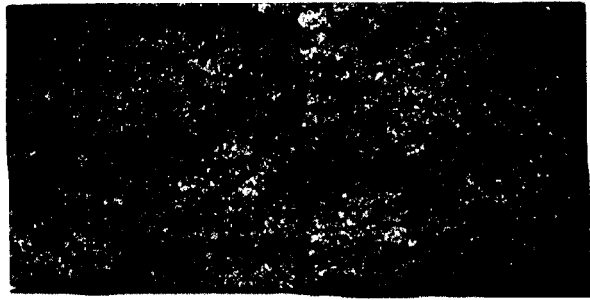
Figura 25 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6778 \text{ J}$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, sem entalhe.

Nas Figuras de 26 a 31 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms), bem como suas respectivas superfícies fraturadas, à temperatura de -90°C e 90°C . Estas curvas se referem aos corpos-de-prova de Fe sinterizado para $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, sem entalhe.

RESULTADOS

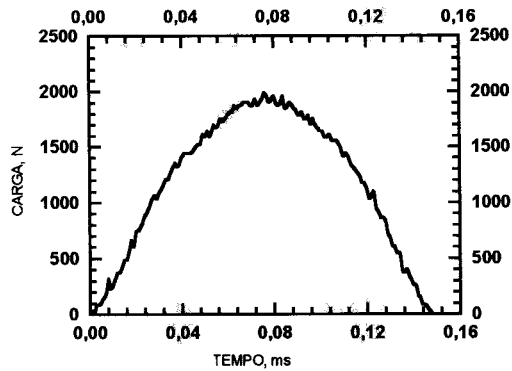


a

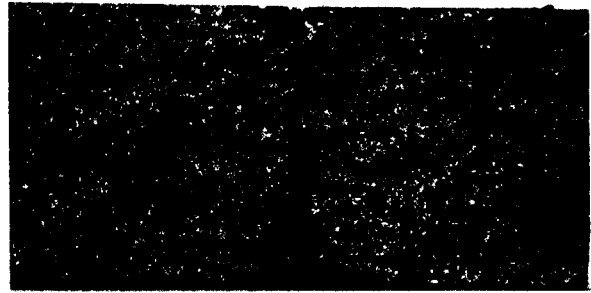


b

Figura 26 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5780 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90$, sem entalhe.

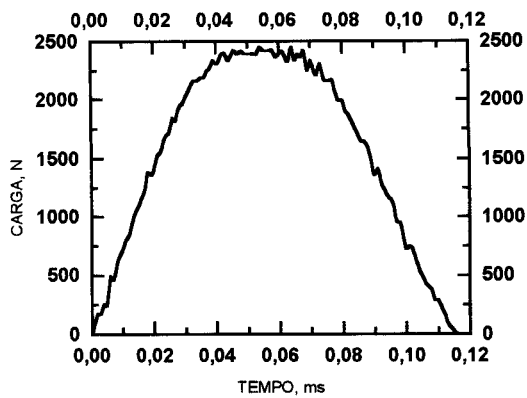


a

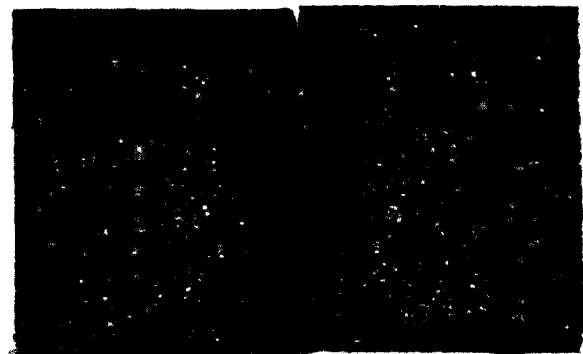


b

Figura 27 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6092 \text{ J}$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = 90$, sem entalhe.



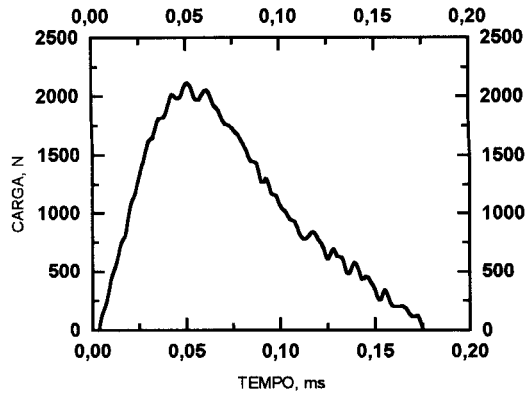
a



b

Figura 28 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6782 \text{ J}$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90$, sem entalhe.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

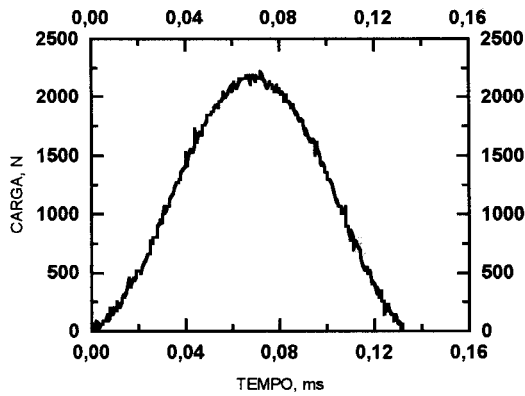


a

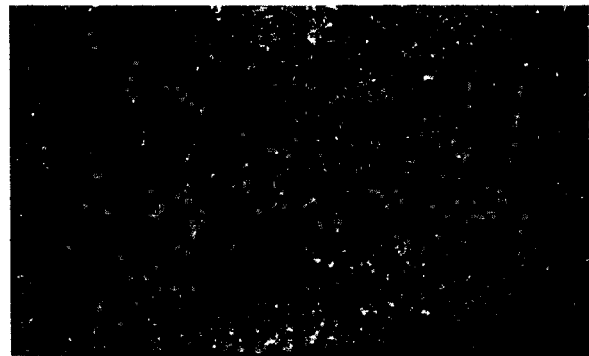


b

Figura 29 – Fe sinterizado, $E_T = 0,5747 \text{ J}$, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = -90$, sem entalhe.

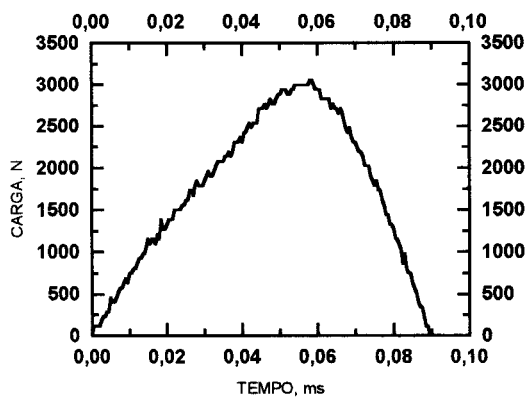


a

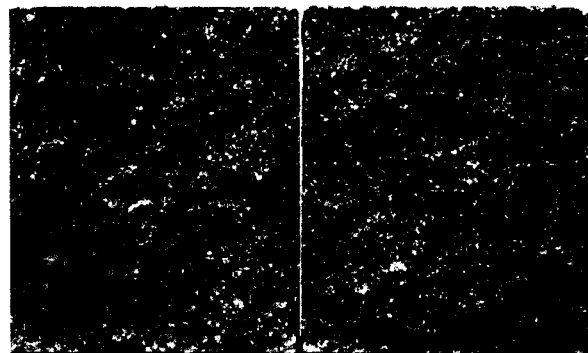


b

Figura 30 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6004 \text{ J}$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = -90$, sem entalhe.



a

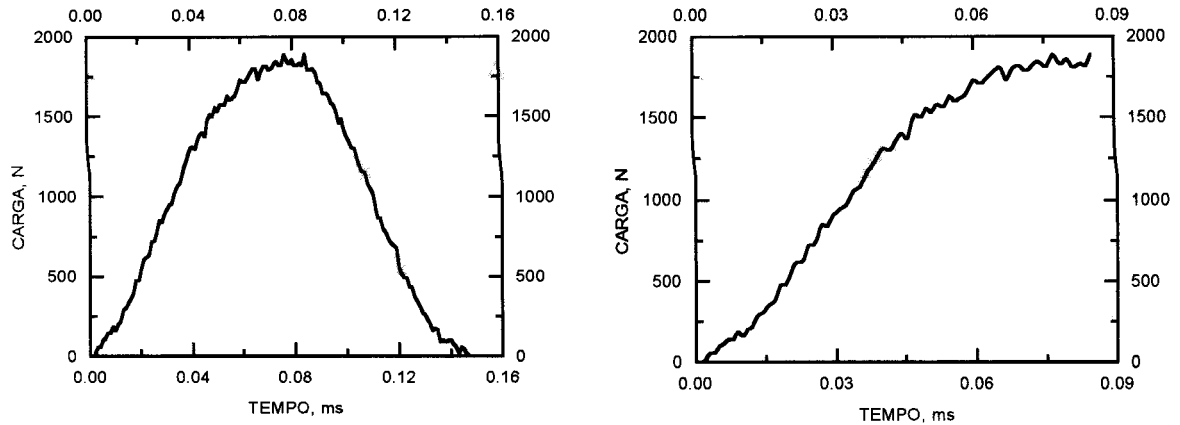


b

Figura 31 – Fe sinterizado, $E_T = 0,6801 \text{ J}$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = -90$, sem entalhe.

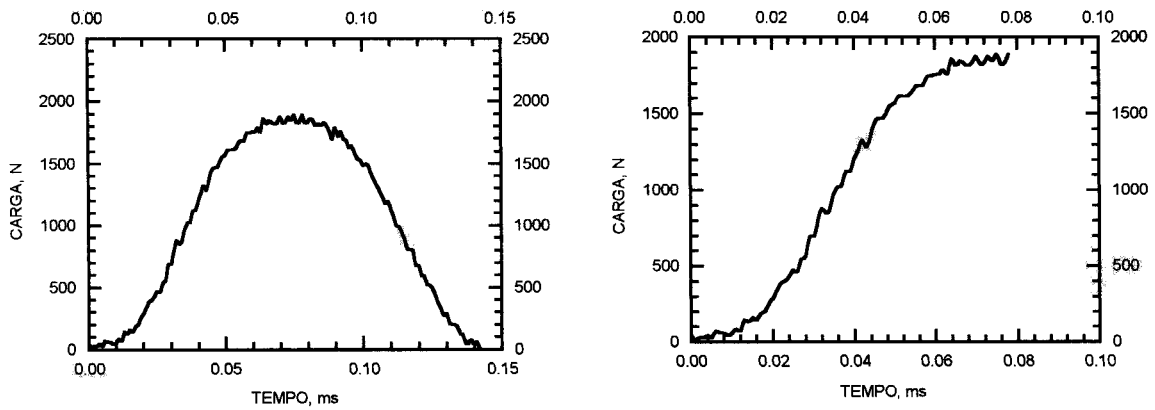
RESULTADOS

Nas Figuras 32 a 40 estão representadas as curvas de carga (N) versus Tempo (ms) de corpos-de-prova de Fe sinterizado nas densidades $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, nas temperaturas de $22,5^\circ\text{C}$, 90°C e -90°C , respectivamente. A área sob as curvas representam o impulso que multiplicado pela velocidade de impacto fornece as energias.



$$E_T = 0,5039 \text{ J} \quad T = 22,5^\circ\text{C} \quad \rho = 5,0 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,3353 \text{ J} \quad T = 22,5^\circ\text{C} \quad \rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$$

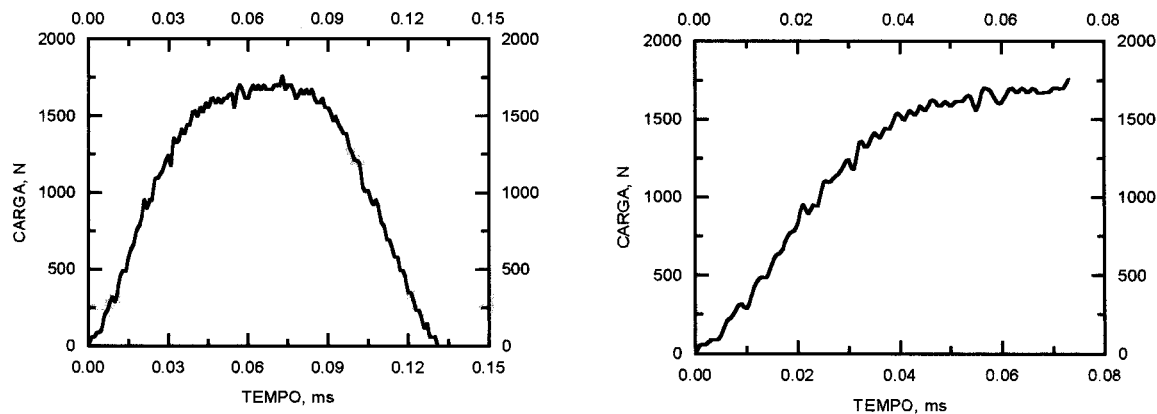
Figura 32 – Ensaio de impacto em Fe sinterizado $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$.



$$E_T = 0,4972 \text{ J} \quad T = 90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,0 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,2189 \text{ J} \quad T = 90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$$

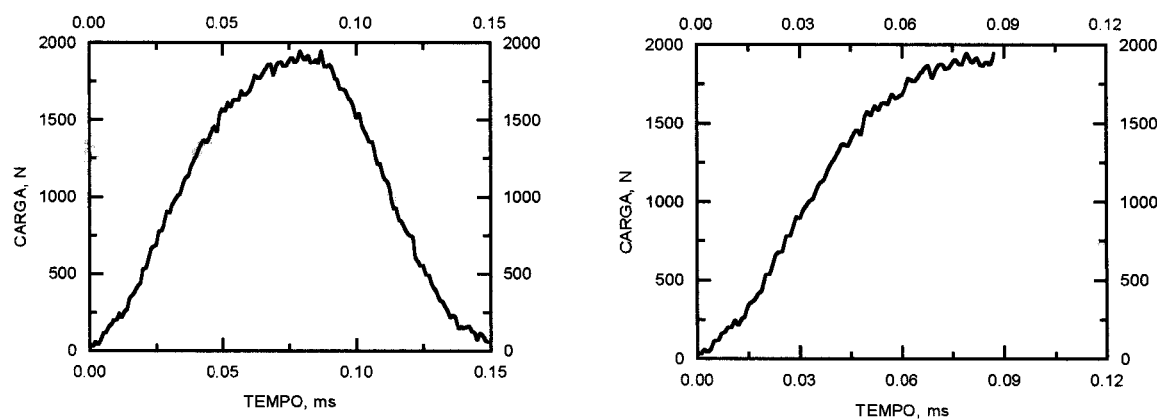
Figura 33 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO



$$E_T = 0,4913 \text{ J} \quad T = -90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,0 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,2935 \text{ J} \quad T = -90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$$

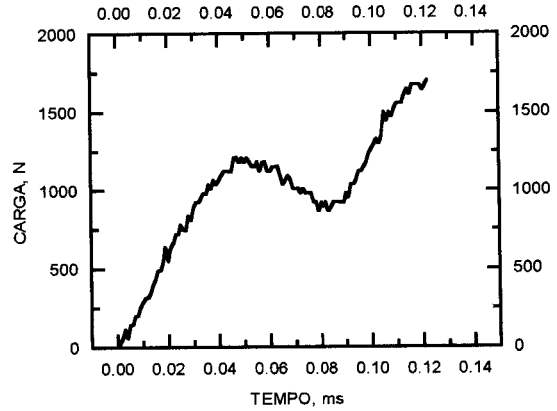
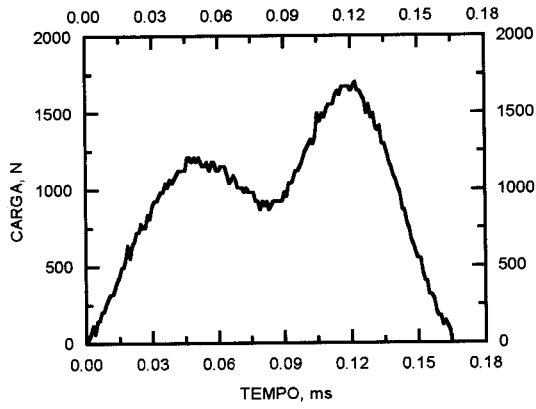
Figura 34 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$.



$$E_T = 0,5330 \text{ J} \quad T = 22,5^\circ\text{C} \quad \rho = 5,5 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,3523 \text{ J} \quad T = 22,5^\circ\text{C} \quad \rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$$

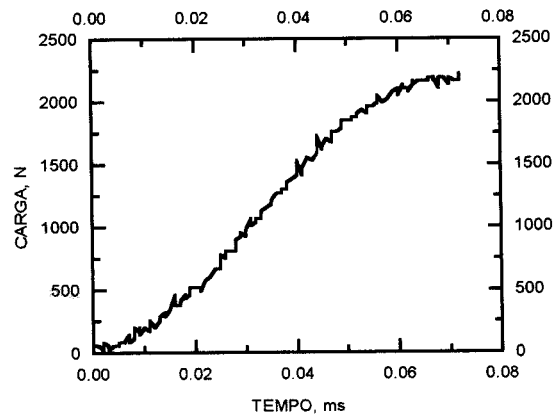
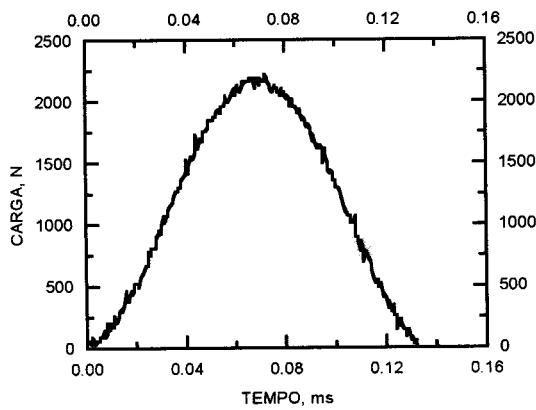
Figura 35 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = T = 22,5^\circ\text{C}$.

RESULTADOS



$$E_T = 0,5360 \text{ J} \quad T = 90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,5 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,4122 \text{ J} \quad T = 90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$$

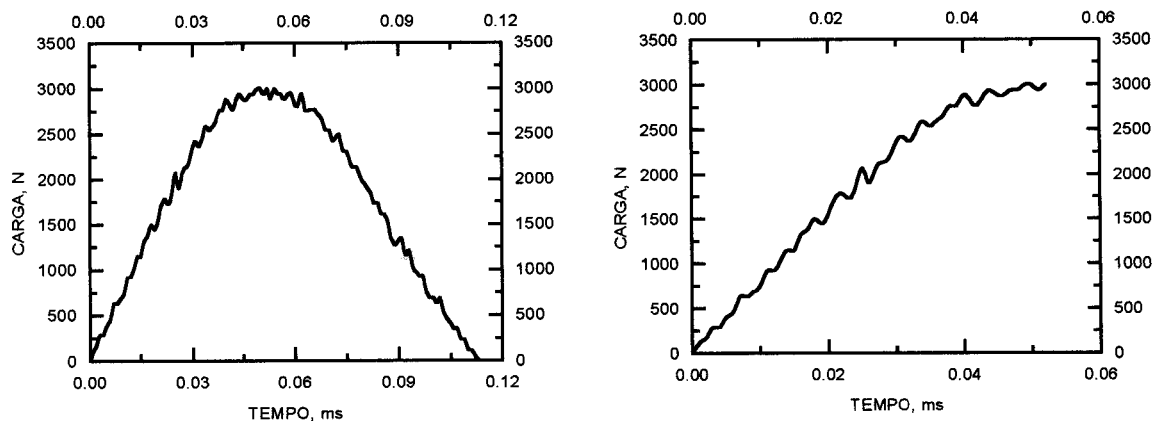
Figura 36 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$.



$$E_T = 0,5308 \text{ J} \quad T = -90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,5 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,2937 \text{ J} \quad T = -90^\circ\text{C} \quad \rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$$

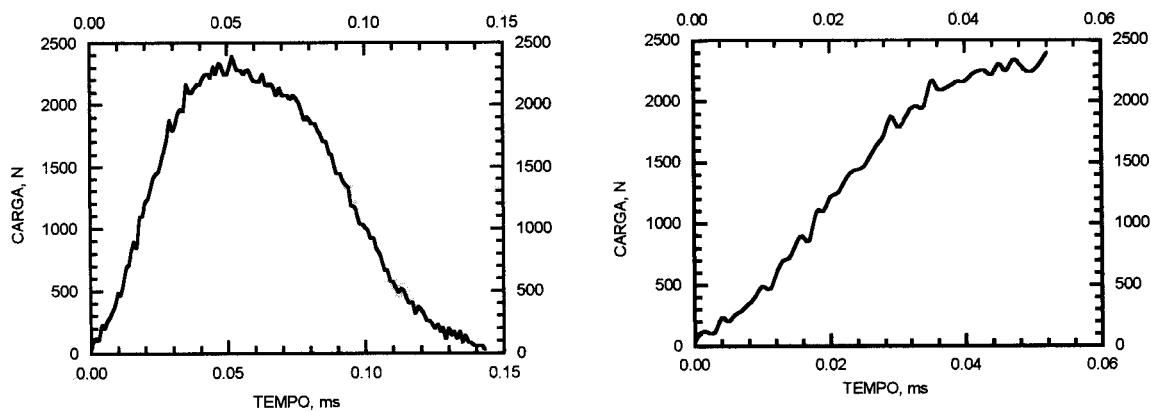
Figura 37 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO



$$E_T = 0,6146 \text{ J} \quad T = 22,5^\circ\text{C} \quad \rho = 6,0 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,3001 \text{ J} \quad T = 22,5^\circ\text{C} \quad \rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$$

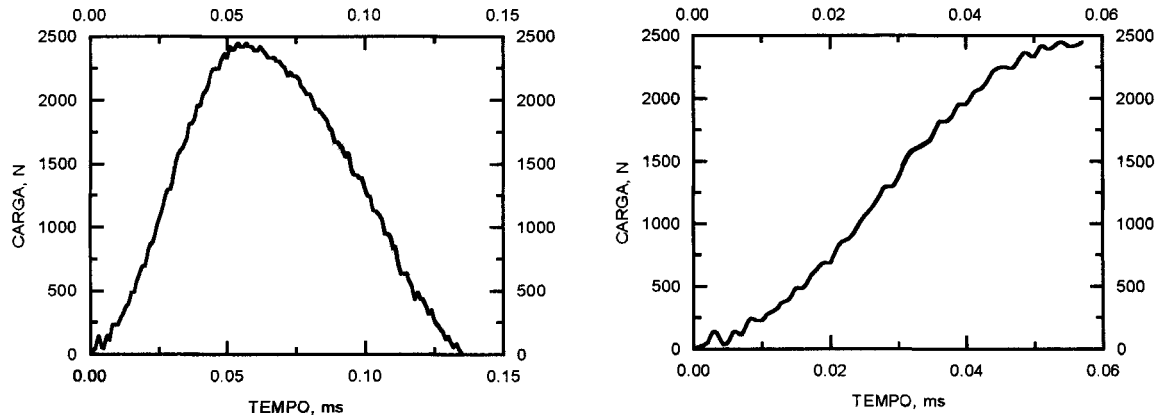
Figura 38– Ensaio Fe sinterizado $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$.



$$E_T = 0,6052 \text{ J} \quad T = 90^\circ\text{C} \quad \rho = 6,0 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,2529 \text{ J} \quad T = 90^\circ\text{C} \quad \rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$$

Figura 39 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$.

RESULTADOS



$$E_T = 0,6056 \text{ J} \quad T = -90^\circ\text{C} \quad D = 6,0 \text{ g/cm}^3 \quad E_I = 0,2570 \text{ J} \quad T = -90^\circ\text{C} \quad D = 6,0 \text{ g/cm}^3$$

Figura 40 – Ensaio Fe sinterizado $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$.

Nas Figuras 41 a 46 estão representadas as curvas de carga versus tempo para ensaios de impacto de corpos-de-prova Fe puro sinterizados, sem entalhe.

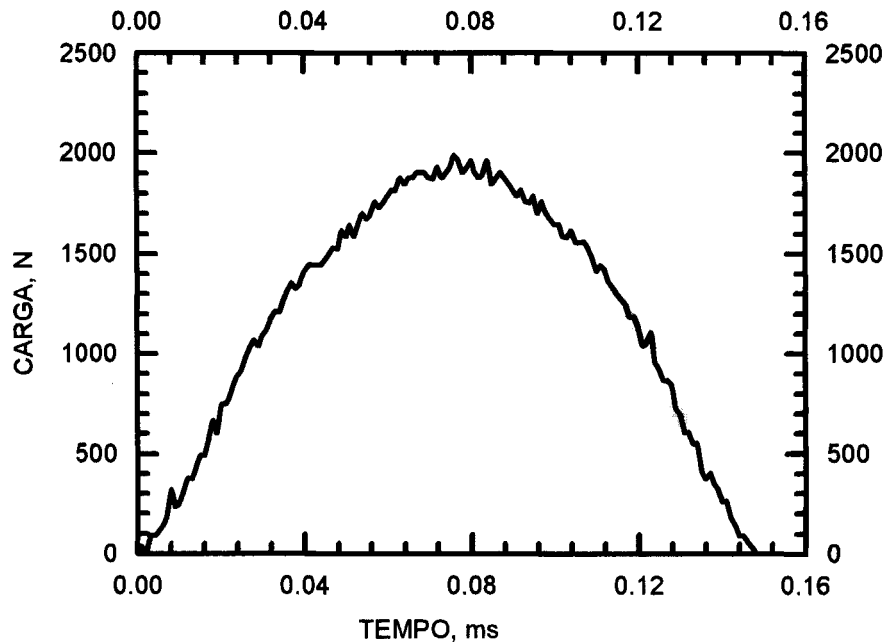


Figura 41 – Curva de carga versus tempo para o ensaio de impacto de corpo-de-prova de Fe puro sinterizado, $\rho = 5,80 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

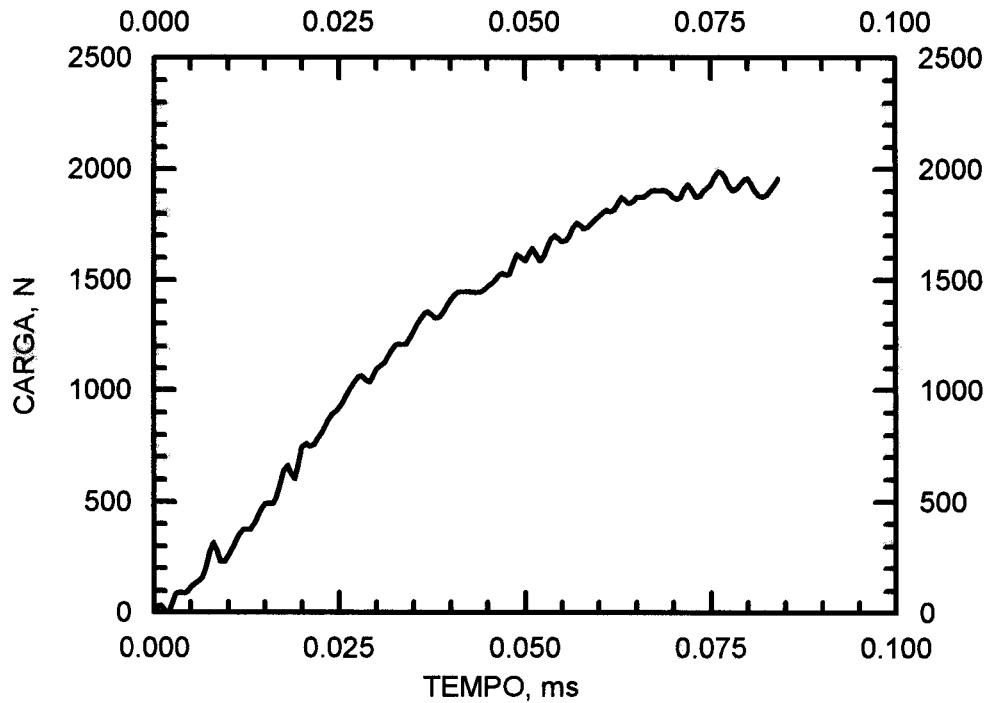


Figura 42 – Curva de carga versus tempo para ensaio de impacto de corpo-de-prova Fe puro sinterizado, $\rho = 5,80 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$.

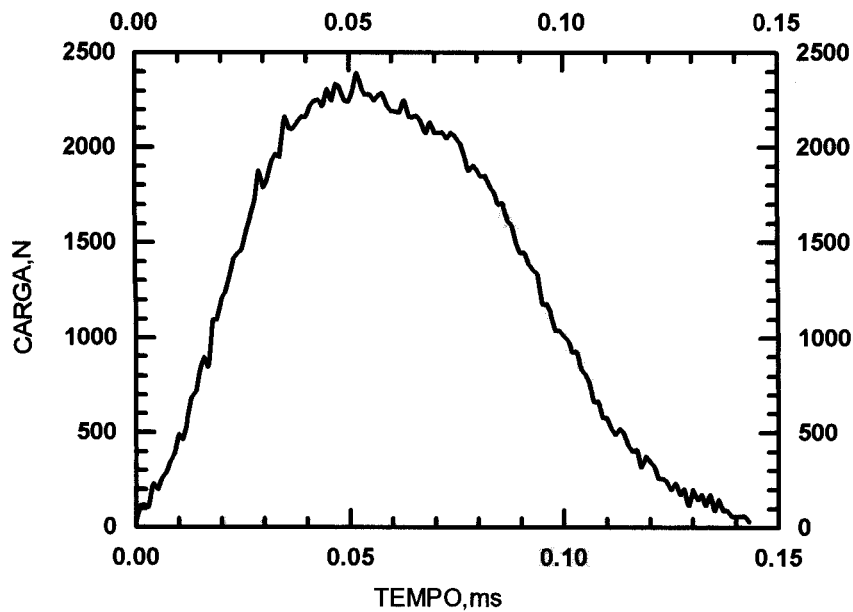


Figura 43 – Curva de carga versus tempo para o ensaio de impacto de corpo-de-prova de Fe puro sinterizado, $\rho = 5,80 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$.

RESULTADOS

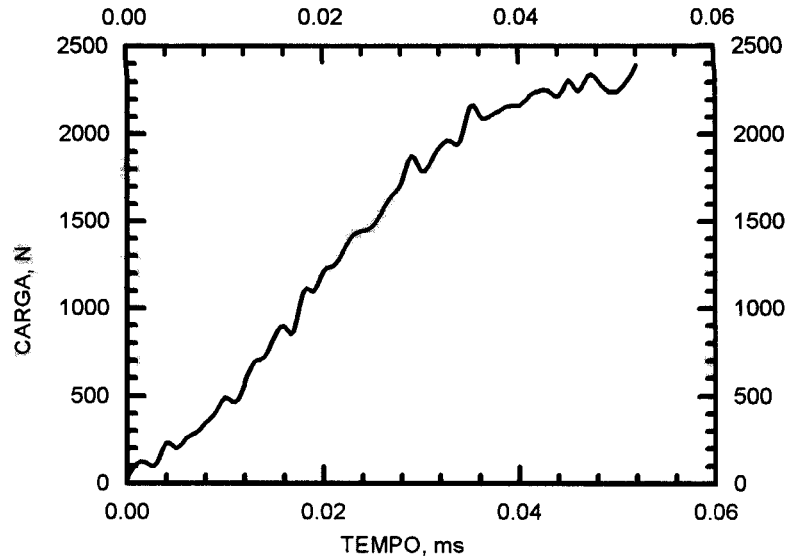


Figura 44 – Curva de carga versus tempo para ensaio de impacto de corpo-de-prova Fe puro sinterizado, $\rho = 5,80 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$.

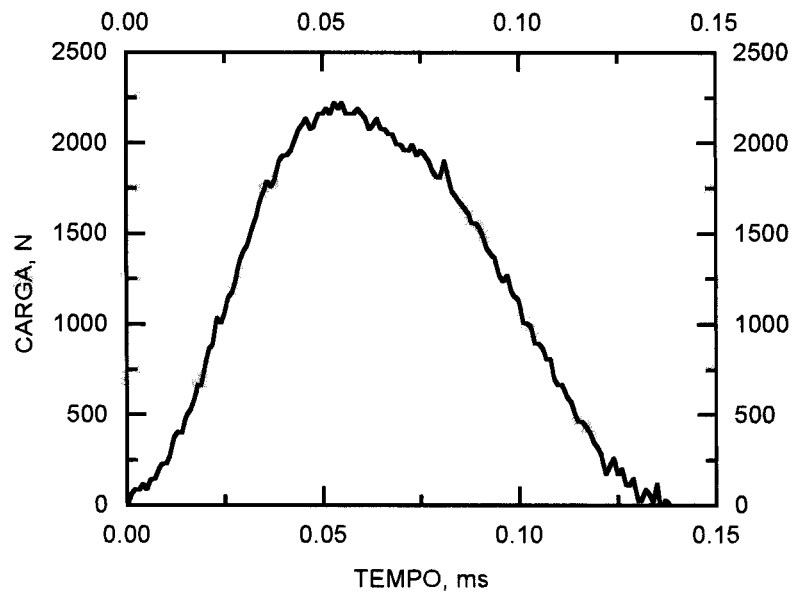


Figura 45 – Curva de carga versus tempo para o ensaio de impacto de corpo-de-prova de Fe puro sinterizado, $\rho = 5,80 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

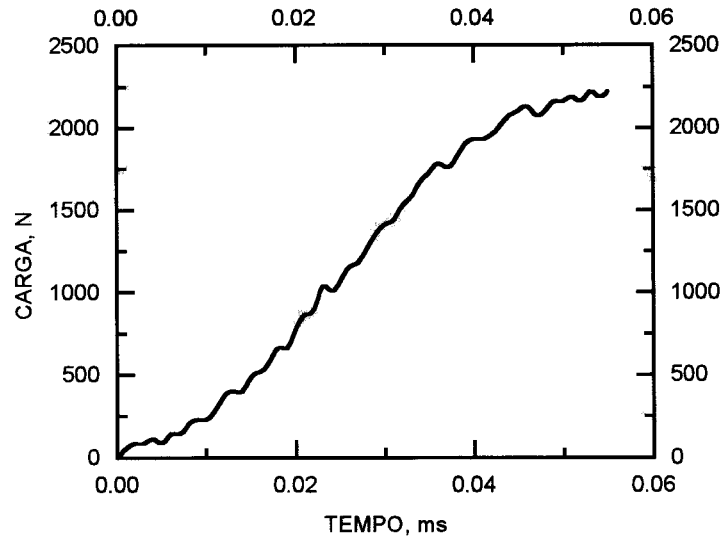


Figura 46 – Curva de carga versus tempo para ensaio de impacto de corpo-de-prova Fe puro sinterizado, $\rho = 5,80\text{m}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$.

9.1.2 Ferro livre intersticial

Nas Figuras de 47 a 51 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms) (a), bem como suas respectivas superfícies fraturadas (b), para Fe Li, entre as temperaturas de $22,5^\circ\text{C}$ e -72°C , respectivamente.

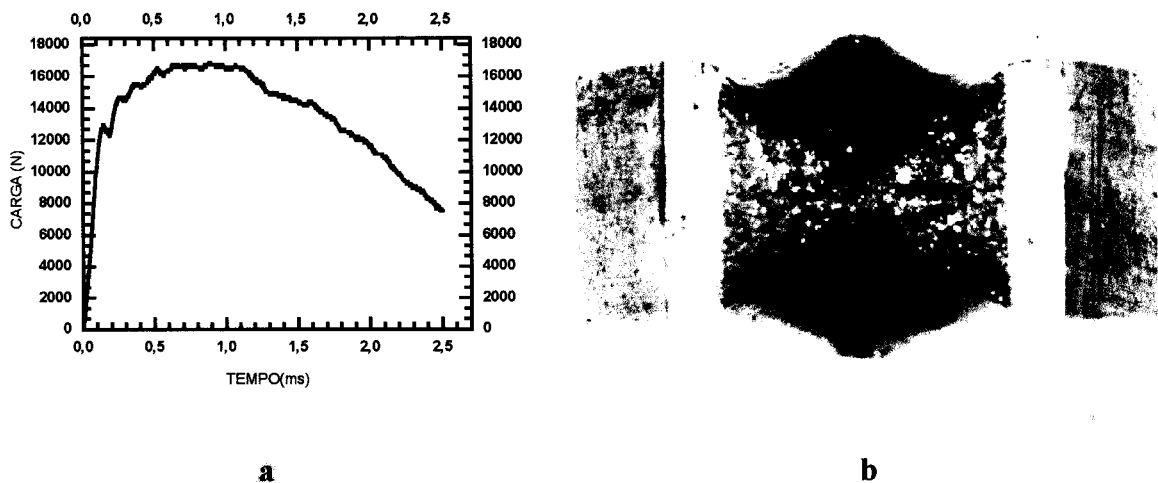
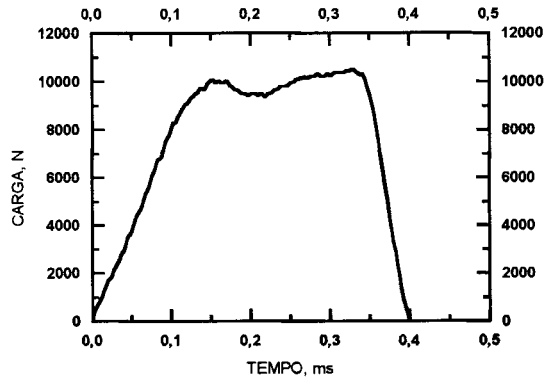
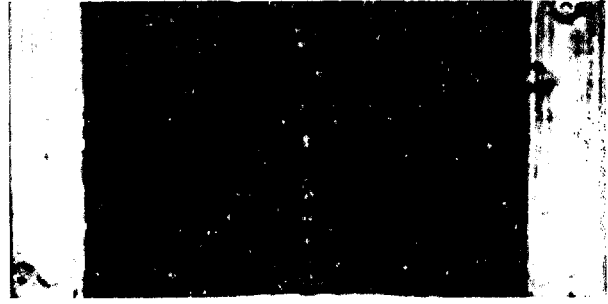


Figura 47 – Fe Li, baixo carbono $\cong 44$ ppm, $\rho = 7,85\text{g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

RESULTADOS

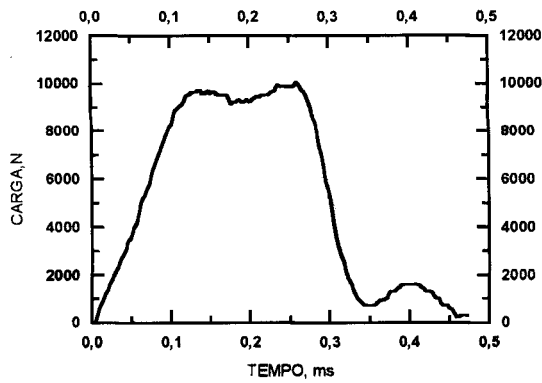


a

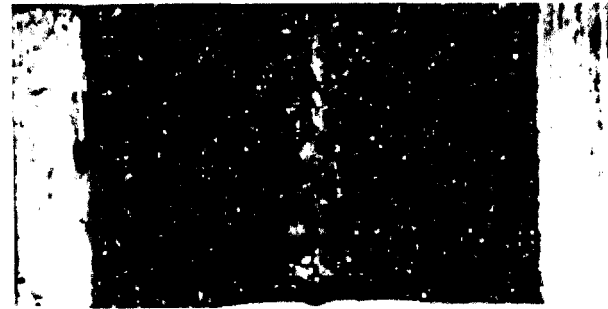


b

Figura 48 – Fe Li, baixo carbono $\cong 44$ ppm, $\rho = 7,85$ g/cm³, $T = -21^{\circ}\text{C}$, com entalhe.

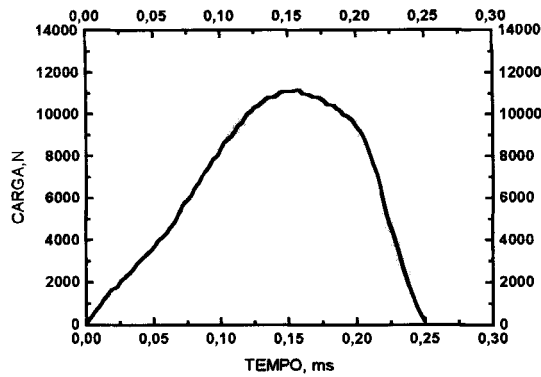


a



b

Figura 49 – Fe Li, baixo carbono $\cong 44$ ppm, $\rho = 7,85$ g/cm³, $T = -52^{\circ}\text{C}$, com entalhe.



a



b

Figura 50 – Fe Li, baixo carbono $\cong 44$ ppm, $\rho = 7,85$ g/cm³, $T = -66^{\circ}\text{C}$, com entalhe.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

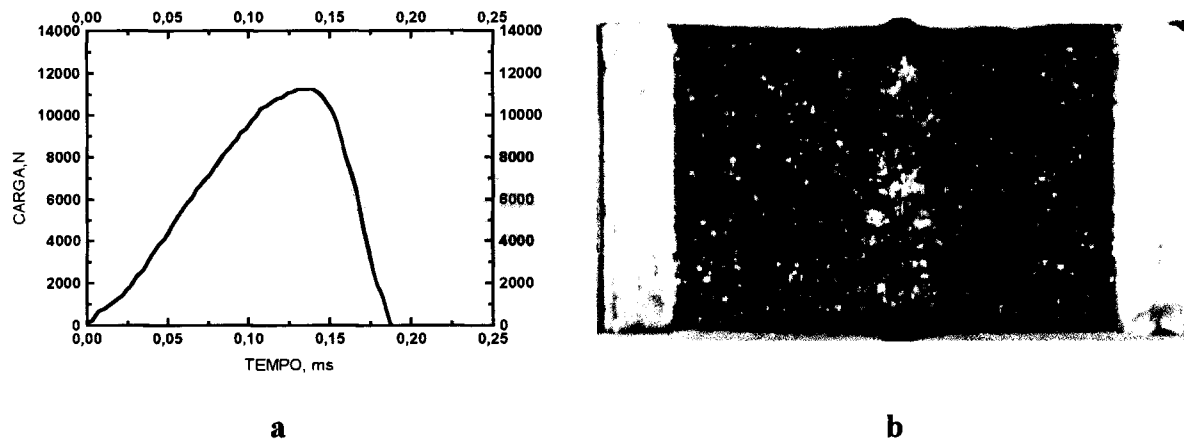


Figura 51 – Fe Li, baixo carbono $\cong 44$ ppm, $\rho = 7,85$ g/cm³, T = -72°C, com entalhe.

9.1.3 Aço ASTM 1045

Nas Figuras de 52 a 54 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms) (a), bem como suas respectivas superfícies fraturadas (b), dos corpos-de-prova de aço ASTM 1045, $\rho = 7,80$ g/cm³, T = 22,5°C, T = -90°C e T = 90°C. A área sob as curvas representam o impulso que multiplicado pela velocidade de impacto fornece a energia.

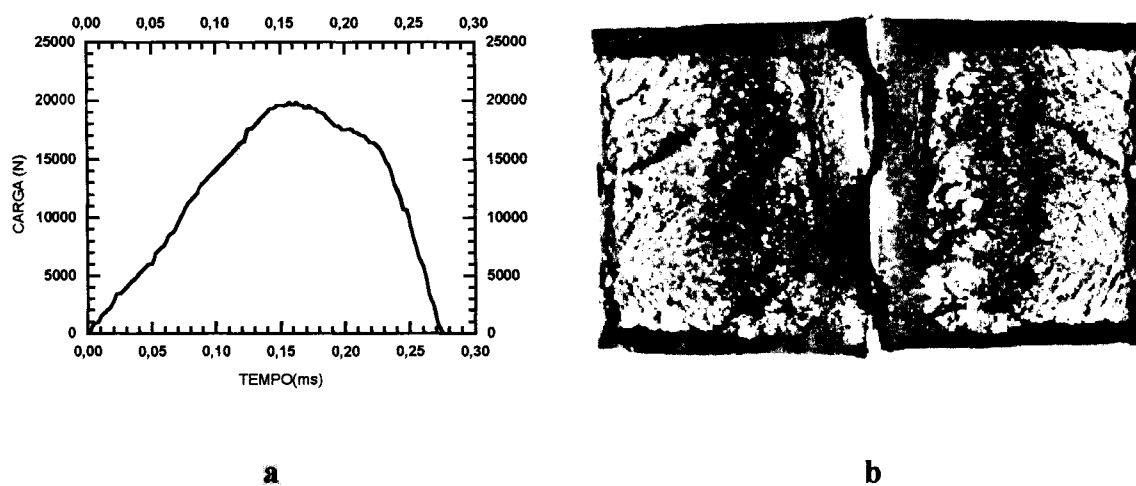
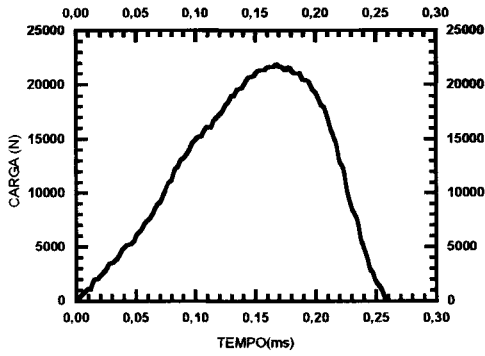


Figura 52 – Aço ASTM 1045, $\rho = 7,80$ g/cm³, T = 22,5°C, com entalhe.

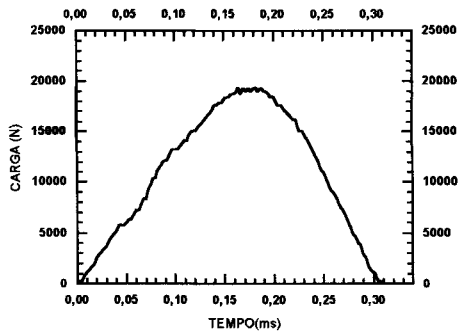


a



b

Figura 53 – Aço ASTM 1045, $\rho = 7,80 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$, com entalhe.



a



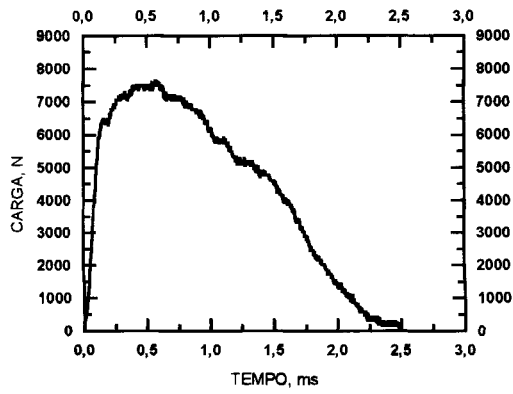
b

Figura 54 – Aço ASTM 1045, $\rho = 7,80 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com entalhe.

9.1.4 Liga de Alumínio X6221 – T6

Nas Figuras de 55a 57 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms) (a), bem como suas respectivas superfícies fraturadas (b), dos corpos-de-prova de liga de alumínio X6221 T6C, $\rho = 3,40 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, $T = -90^\circ\text{C}$ e $T = 90^\circ\text{C}$.

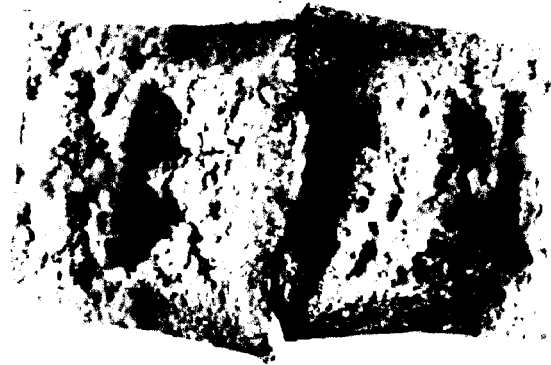
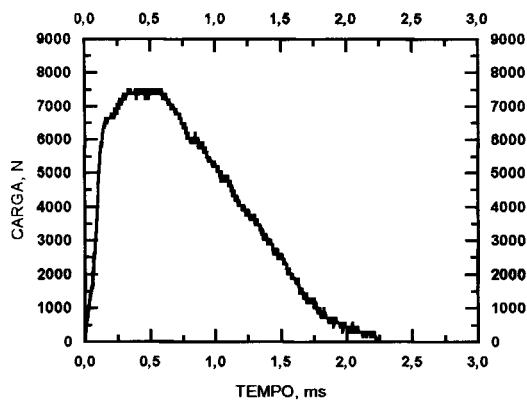
INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO



a

b

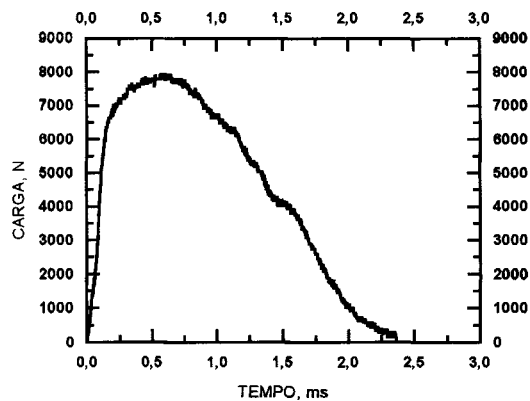
Figura 55 – Al X6221 T6C, $\rho = 3,40 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.



a

b

Figura 56 – Al X6221 T6C, $\rho = 3,40 \text{ g/cm}^3$, $T = -90^\circ\text{C}$, com entalhe.



a

b

Figura 57 – Al X6221 T6C, $\rho = 3,40 \text{ g/cm}^3$, $T = 90^\circ\text{C}$, com entalhe.

9.2 Ensaio de tração

Nas Figuras 58 e 60 estão representadas as curvas de tração (kgf) versus deslocamento (mm) dos corpos-de-prova de Fe sinterizado para $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$.

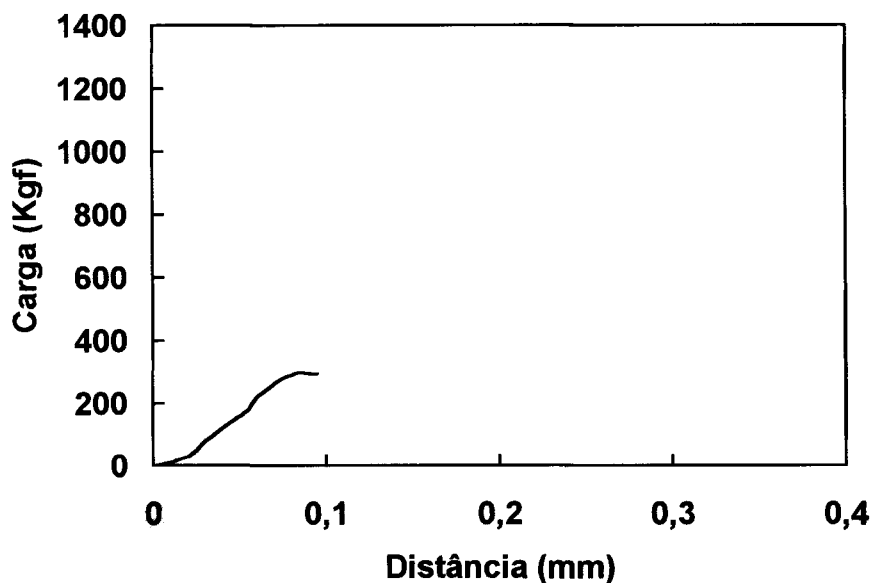


Figura 58 – Fe sinterizado $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

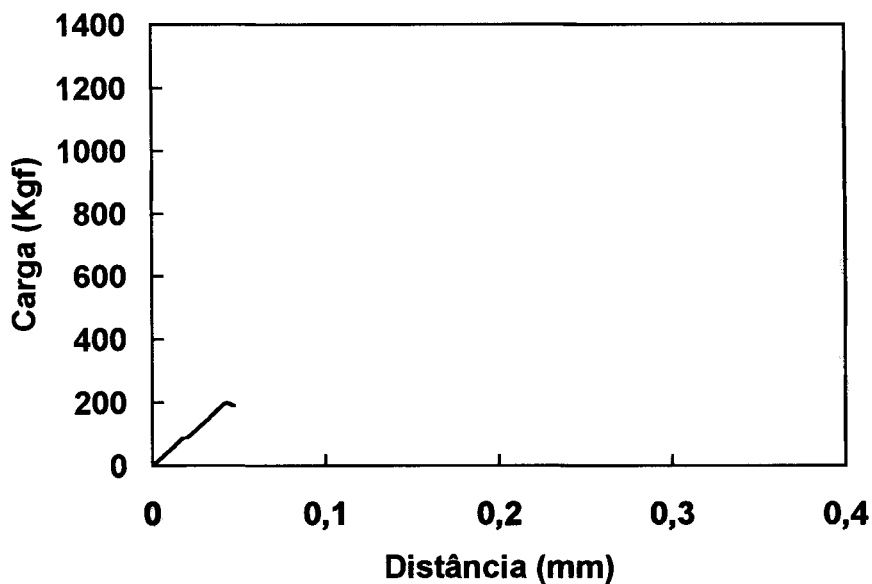


Figura 59 – Fe sinterizado $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

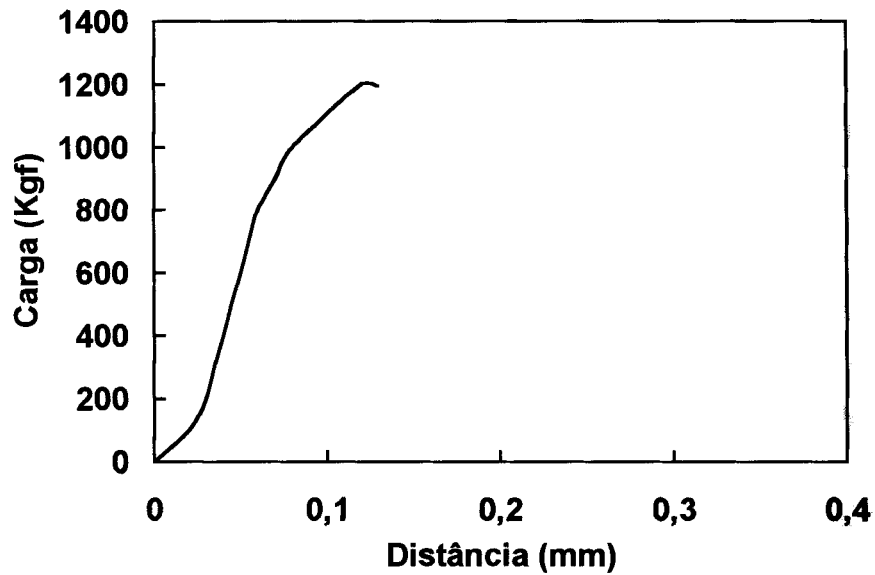


Figura 60 – Fe sinterizado $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

9.3 Medição de dureza dos corpos-de prova de Fe sinterizado

Na Figura 61 estão representadas as curvas da variação da dureza do Fe sinterizado para as três densidades nominais $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, respectivamente.

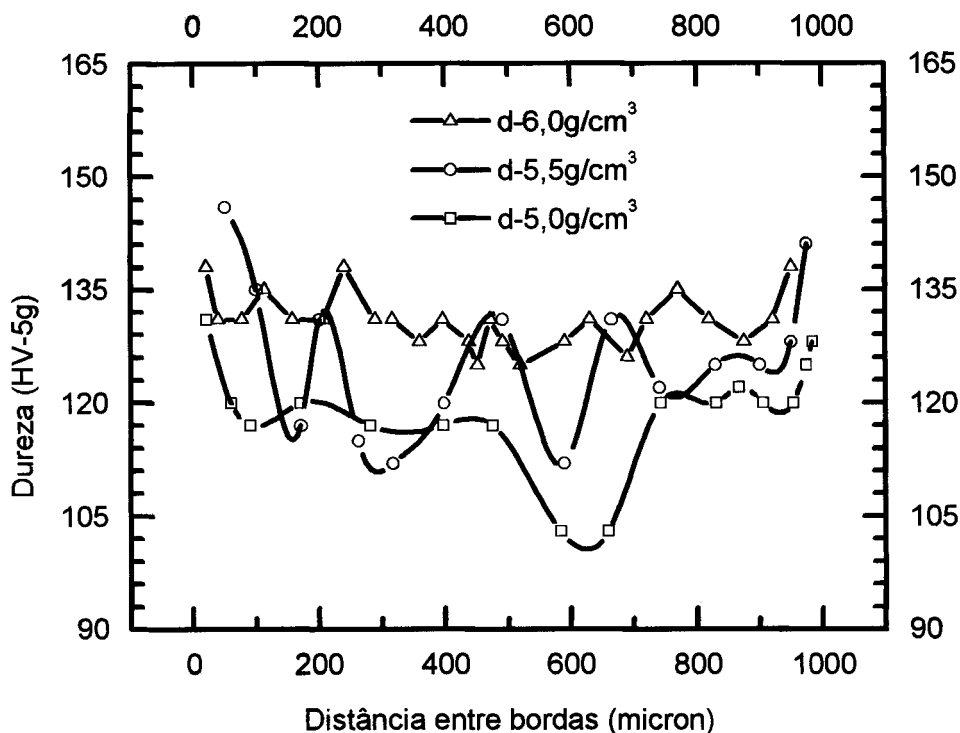


Figura 61 – Curvas da variação da dureza do Fe sinterizado.

9.4 Estudo do comportamento dos corpos-de-prova sinterizados de pó de ferro puro com a variação de temperatura

As Figuras 62 e 63 mostram o comportamento dos corpos-de-prova sinterizados de pó de ferro puro quando ensaiados em diversas temperaturas entre -90°C a + 90°C e de corpos-de-prova de ferro LI, porosidade nula, no intervalo de temperatura entre -120°C a 160°C.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

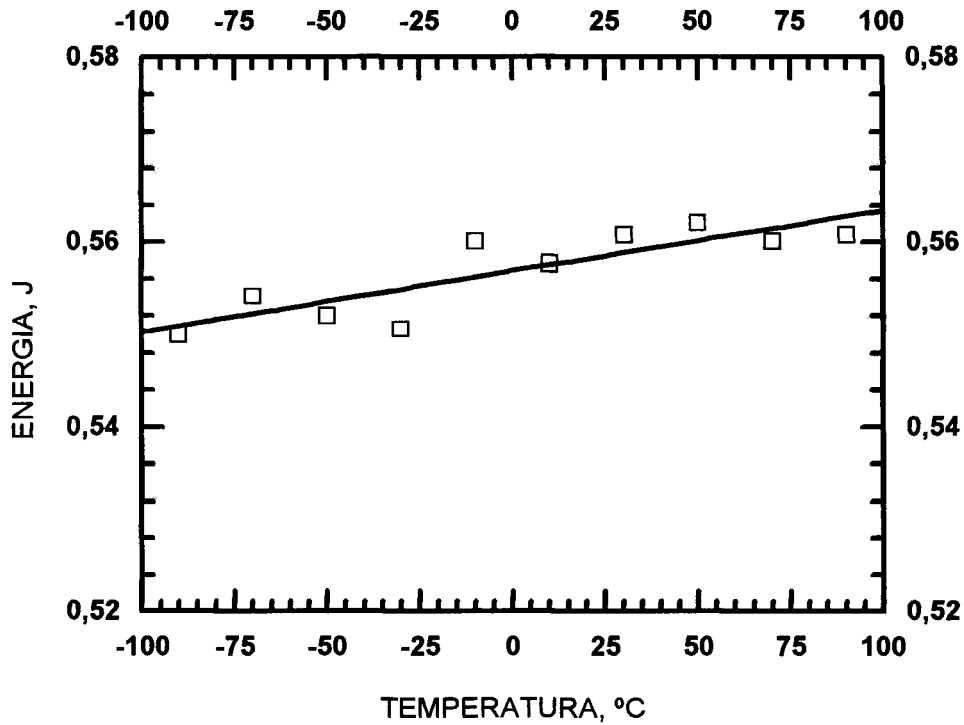


Figura 62 – Comportamento da energia total (E_t) no ensaio de impacto de corpos-de-prova sinterizados de Fe puro, com a temperatura variando de -90°C a 90°C .

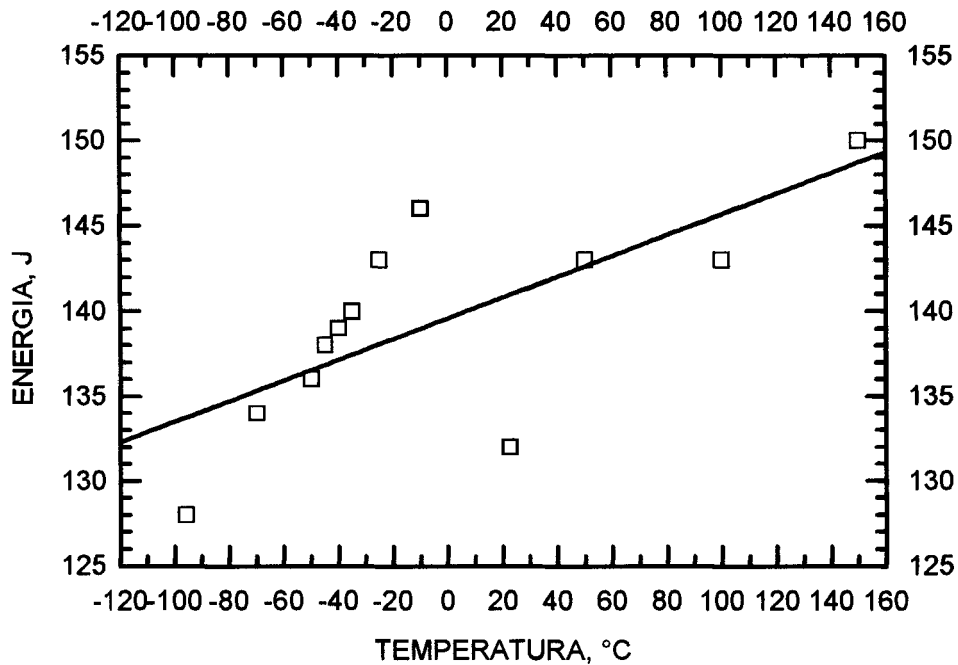


Figura 63 – Comportamento da energia total (E_t) no ensaio de impacto de corpos-de-prova de Fe LI (livre intersticial) de porosidade nula, com a temperatura variando de -120°C a 160°C .

9.5 Comparação entre energia de impacto e densidade dos corpos-de-prova de Fe sinterizados

As Figuras 64 a 65 mostram o comportamento das energias envolvidas no ensaio de impacto Charpy com relação às suas densidades.

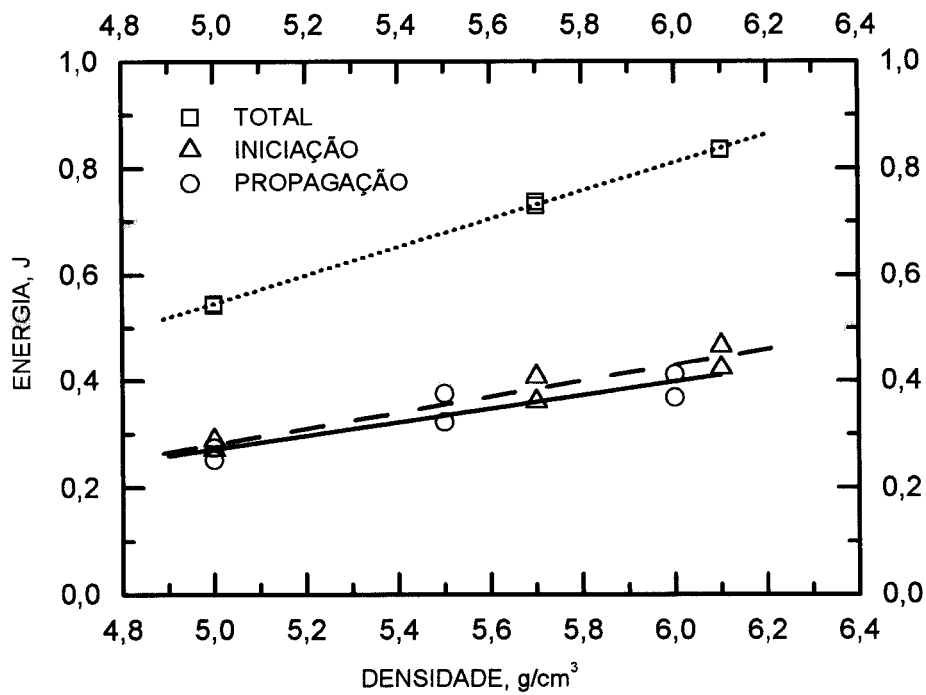


Figura 64 – Curvas de energia versus densidade para os ensaio de impacto de Fe sinterizado.
T = 22,5°C.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

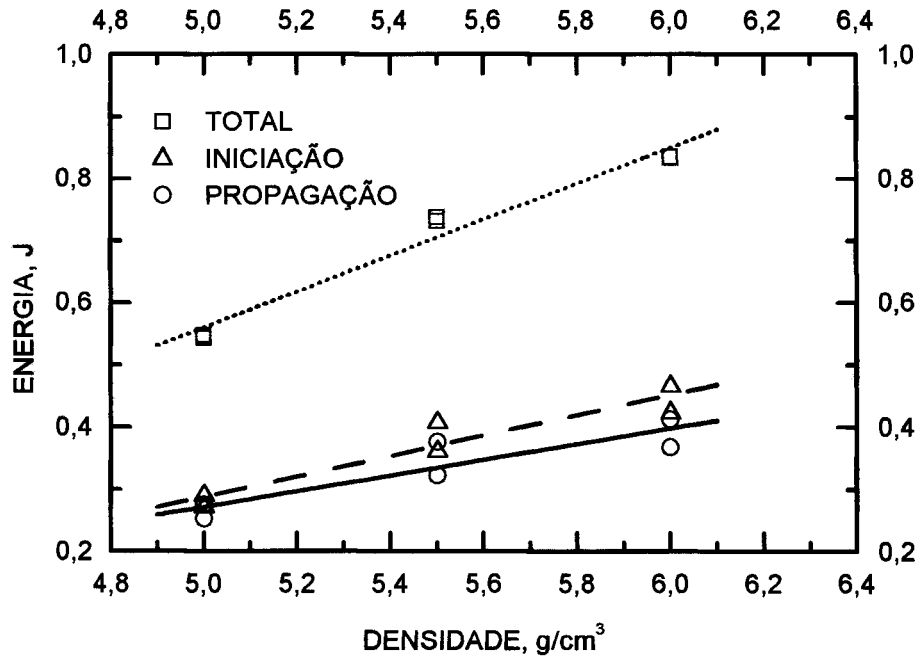


Figura 65 - Curvas de energia versus densidade para os ensaio de impacto de Fe sinterizado. T = 90°C.

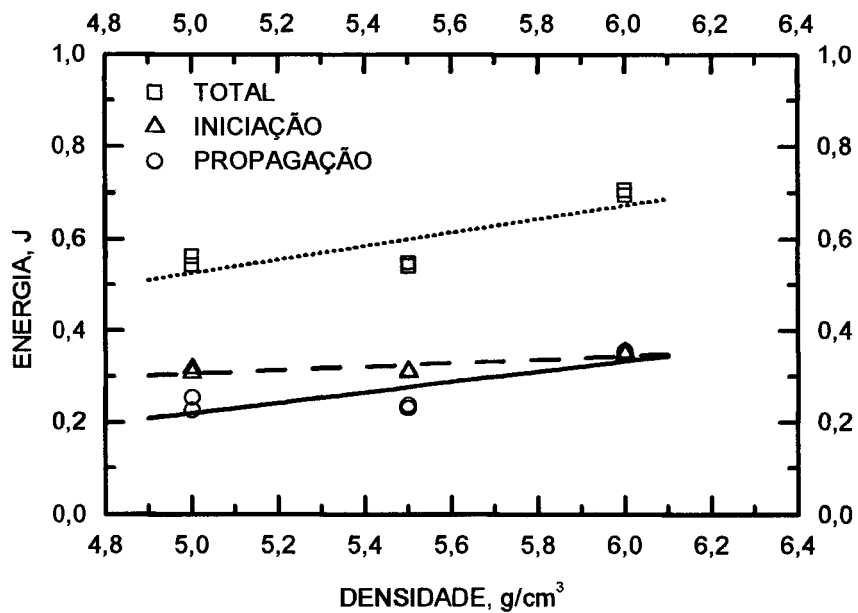


Figura 66 - Curvas de energia versus densidade para os ensaio de impacto de Fe sinterizado. T = -90°C.

10 ANÁLISE DOS RESULTADOS

10.1 Ensaios de impacto

10.1.1 Cálculo da energia inercial dos corpos-de-prova

Nas Figuras de 67 a 71 estão representadas as curvas de carga (N) versus tempo (ms), dos corpos-de-prova de Fe sinterizado, aço ASTM 1045, Al X6221 T6C, $T = 22,5^{\circ}\text{C}$, respectivamente, com entalhe, para o ensaio de avaliação da inércia dos corpos-de-prova.

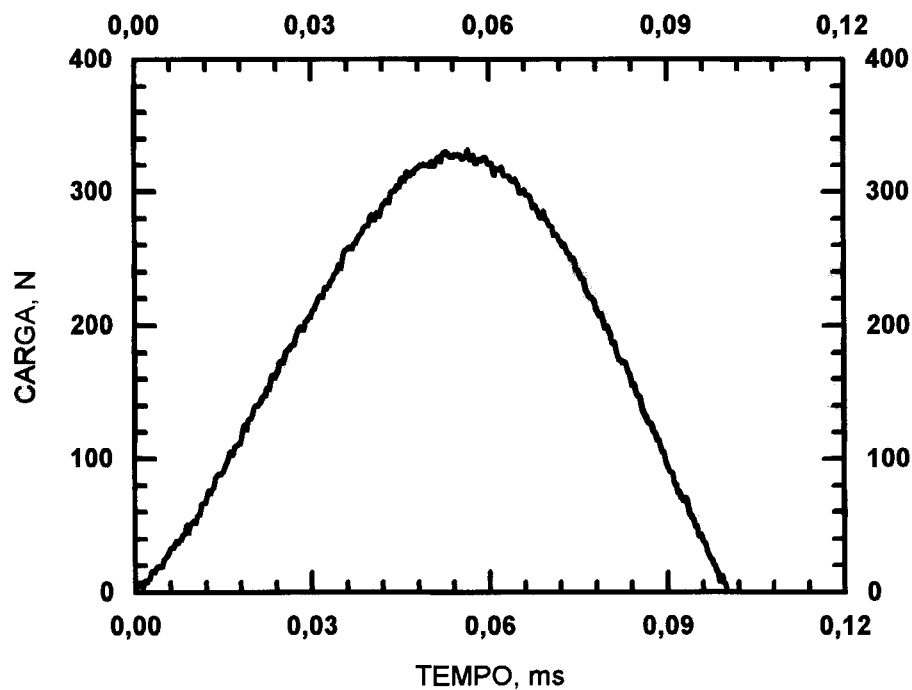


Figura 67 – Fe sinterizado, $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $E_a = 0,0645 \text{ J}$, $T = 22,5^{\circ}\text{C}$, com entalhe.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

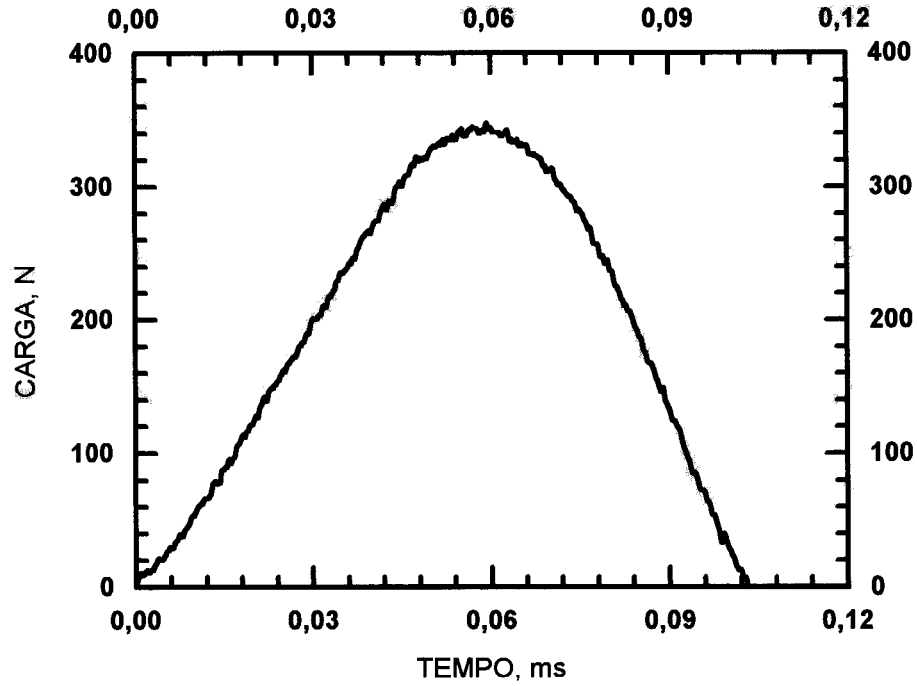


Figura 68 – Fe sinterizado, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $E_a = 0,0653 \text{ J}$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

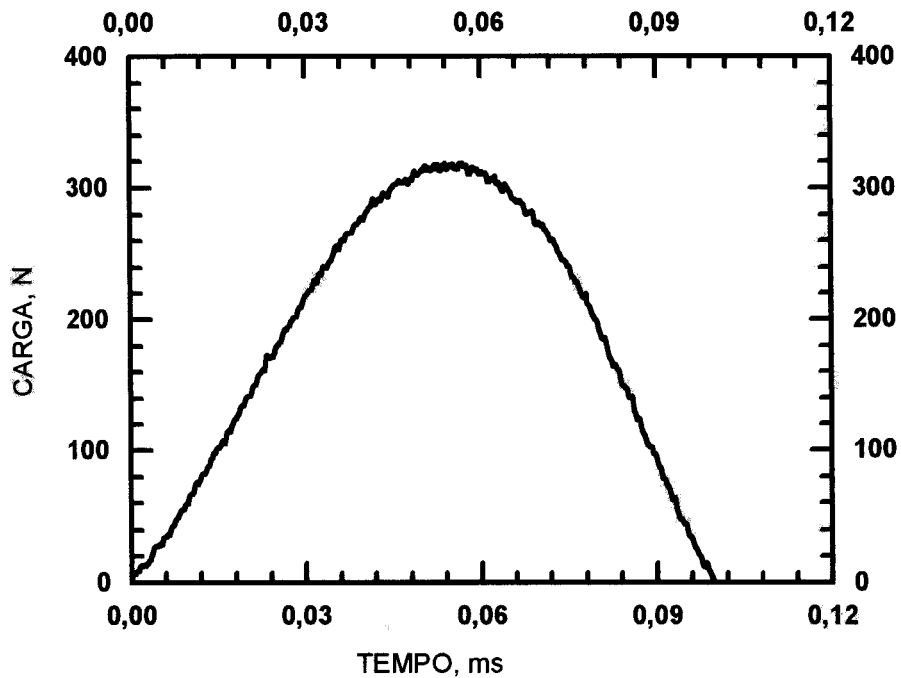


Figura 69 – Fe sinterizado, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, $E_a = 0,0645 \text{ J}$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

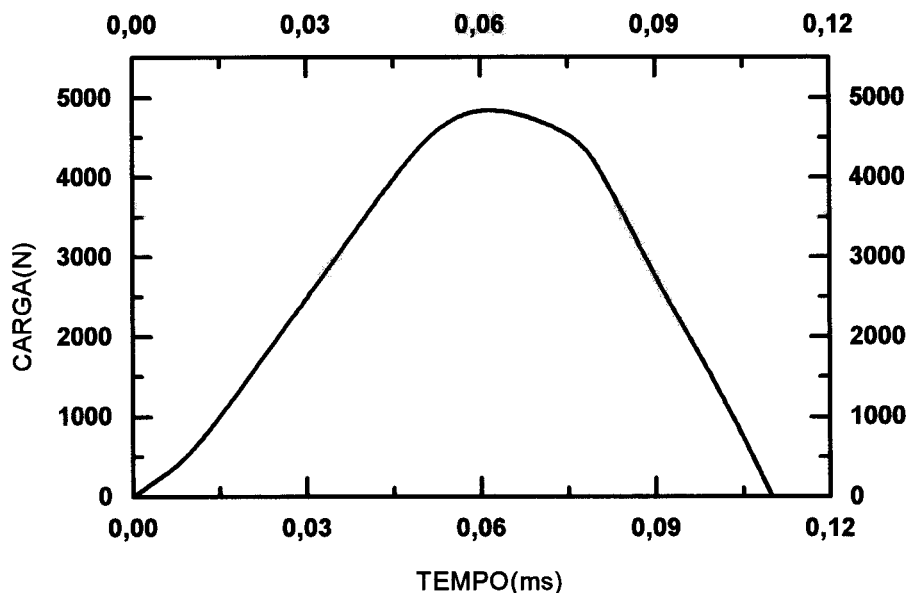


Figura 70 – Aço ASTM 1045, $E_a = 1,0300 \text{ J}$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

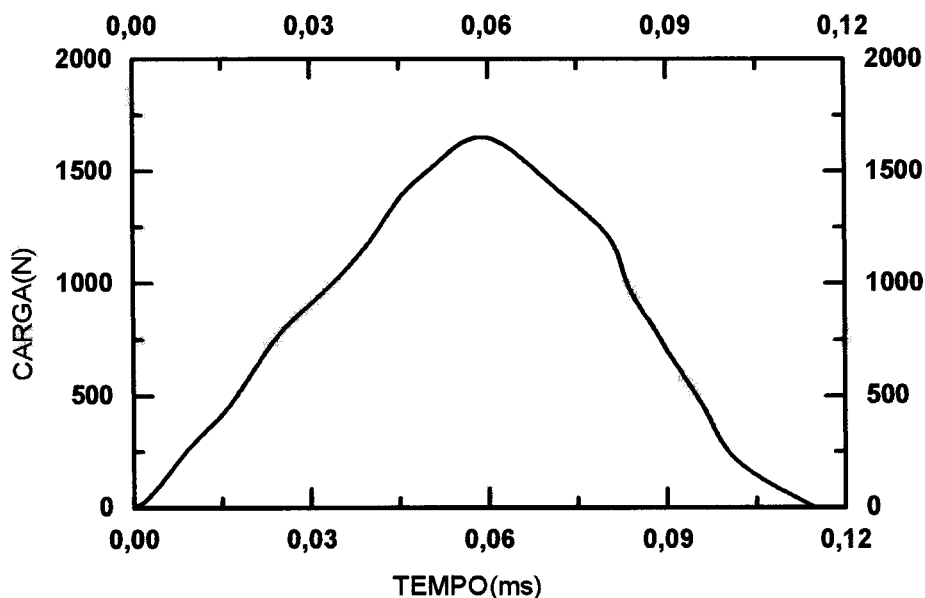


Figura 71 – Al X6221 T6C, $E_a = 0,3500 \text{ J}$, $T = 22,5^\circ\text{C}$, com entalhe.

As Figuras 69, 70 e 71 mostram curvas típicas destes ensaios em corpos-de-prova de Fe sinterizado $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, aço ASTM 1045 e a liga de alumínio X6221 T6C, respectivamente. Observa-se que a carga máxima é atingida, aproximadamente, após $57 \mu\text{s}$ para o Fe

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

sinterizado (Figura 69), 70 μ s para o aço (Figura 70) e para o alumínio 60 μ s (Figura 71). Entretanto, enquanto a carga máxima é de 1700 N para o Alumínio (Figura 71), cerca de 5000N para o aço ASTM 1045 (Figura 70), no Fe sinterizado é cerca de 325 N (Figura 69).

Calculando-se a energia inercial, através da área sob a curva carga versus tempo multiplicada pela velocidade de impacto, obtém-se 1,03 J para o aço, 0,35 J para o alumínio e para o Fe sinterizado 0,065 J o que é esperado, uma vez que a massa do corpo-de-prova de aço é cerca de 2,93 vezes maior do que a do alumínio e 1,81 maior do que o Fe sinterizado.

Uma análise da influência da energia de inércia dos corpos-de-prova de Fe sinterizado, para as três densidades estudadas ($\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$), mostra que, percentualmente, estes valores correspondem, respectivamente, 7,75%, 9,2% e 10,4%, em relação as energias totais.

A Figura 72 apresenta uma comparação entre as energias inerciais totais absorvidas para o Aço 1045 (1), Alumínio (2), Fe sinterizado (3).

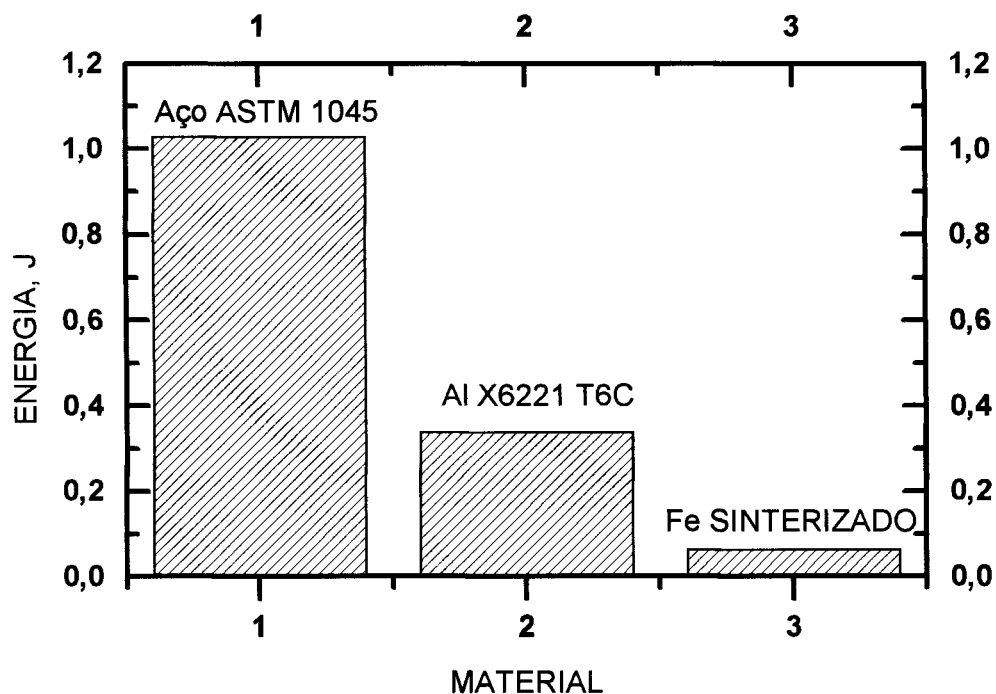


Figura 72 – Comparação entre as energias de inércia (E_i).

Comparando-se o valor de energia inercial de 0,0645 J, Figura 69, para o Fe sinterizado, com a energia absorvida absorvida no impacto por um corpo-de-prova de Fe sinterizado que é da ordem de 0,6608 J (Anexo), temos uma contribuição de cerca de 9,85%. Este valor pode ser considerado aceitável, considerando a dispersão do próprio ensaio.

Para o aço ASTM 1045 o valor de contribuição da energia inercial pode chegar a cerca de 17% [Quinan, M.A.D.,1996], no caso de uma fratura frágil.

Para se compreender melhor os efeitos do carregamento inercial, deve-se considerar que quando o corpo-de-prova sofre o impacto, ele é acelerado rapidamente do repouso até atingir a velocidade igual à do cutelo. Em segundo lugar, a inércia máxima ocorre imediatamente após o impacto e torna-se zero quando a velocidade do corpo-de-prova e do cutelo se igualam.

10.1.2 Comparação entre as energias totais absorvidas

A Figura 73 compara as energias absorvidas para fraturar os corpos-de-prova de Fe sinterizado de $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, Al X6221 T6C e aço ASTM 1045.

A variação de 59,62% entre a energia total absorvida para fraturar os corpos-de-prova de Fe sinterizado de $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$ e o aço ASTM 1045 siderúrgico de $\rho = 7,80 \text{ g/cm}^3$, mostra que a porosidade remanescente atua de maneira decisiva no comportamento destes materiais.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

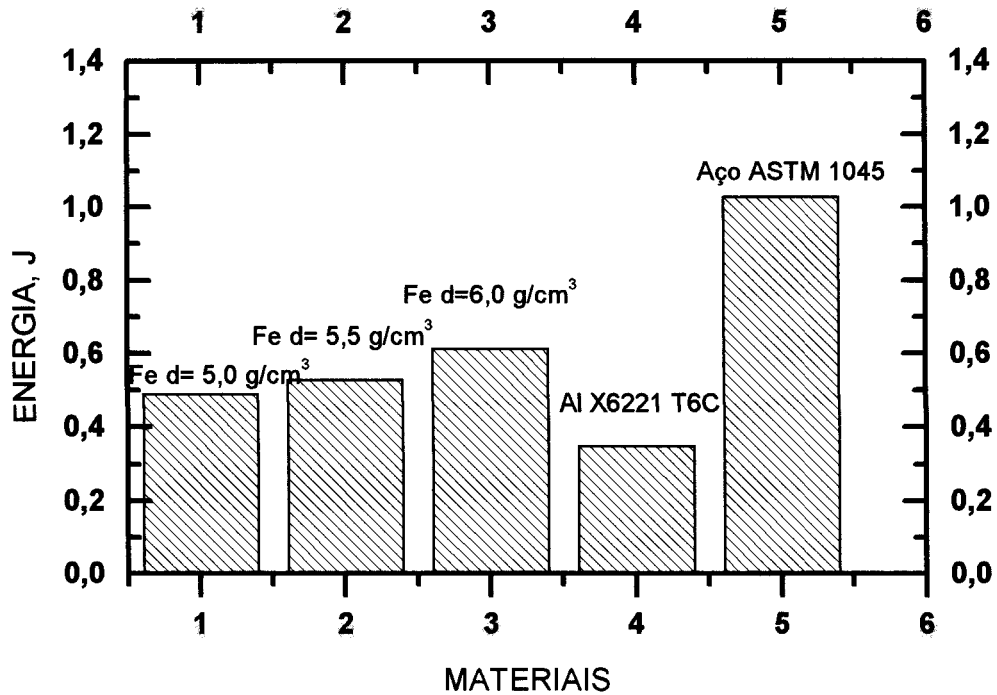


Figura 73 – Comparação entre as energias total (E_t , em J) para o ensaio de impacto.

A Figura 74 compara as cargas máximas para fraturar os corpos-de-prova de Fe sinterizado de $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, Al X6221 T6C e aço ASTM 1045. $T=22,5^\circ\text{C}$.

A variação entre a energia total absorvida para fraturar os corpos-de-prova de Fe sinterizado de $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$ e o aço ASTM 1045 siderúrgico de $\rho = 7,80 \text{ g/cm}^3$ foi de 40,13%. Já a variação para a liga de Al X6221 T6C foi de 15,05%. Analisando estes dois valores, conclui-se que a porosidade remanescente atua de maneira decisiva no comportamento destes materiais sinterizados.

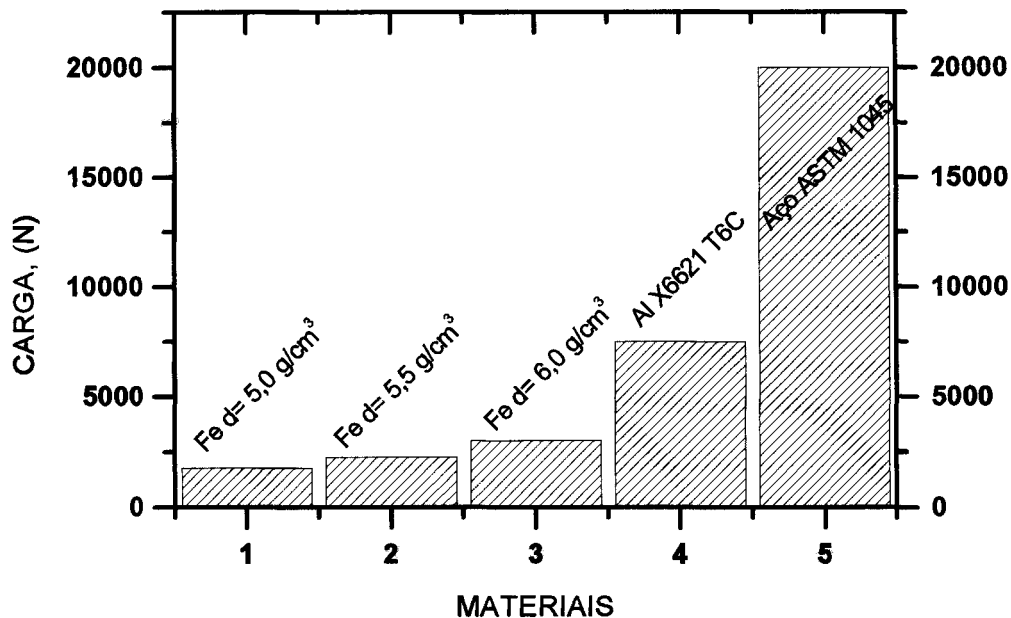


Figura 74 – Comparação entre as cargas máximas de fratura (N).

10.2 Ensaio de dureza

Estes ensaios de certo modo sofrem grandes variações devido a porosidade do material. Os materiais da metalurgia convencional tem o resultado da medida da dureza mais homogêneo porque a porosidade destes materiais pode ser considerada nula em relação aos materiais obtidos pela metalurgia do pó. Mas a finalidade deste ensaio, nos corpos-de-prova sinterizados de pó de ferro puro, é demonstrar a sua implicação na grande variação da área útil da seção de choque e do comportamento da distribuição de sua porosidade. Figura 61.

Buscou-se, também, ter uma noção do grau de porosidade da vizinhança do entalhe. Este grau de porosidade influi na variação das energias absorvidas durante os ensaios de impacto, devido ao exposto acima.

10.3 Influência da temperatura nos ensaios com ferro sinterizado

As energias absorvidas pelo Fe sinterizado sofrem pouca influência quando se faz variar a temperatura do ensaio, para alguns valores de temperatura, no intervalo de 22,5°C a 90°C, como pode ser visto nas Figuras 17 e 18.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

A temperatura influi pouco no comportamento do Fe sinterizado quando submetido ao ensaio de impacto, também, quanto as cargas necessárias para fraturar os corpos-de-prova de densidades semelhantes.

Verifica-se, também, que o tempo para a iniciação de trinca foi, aproximadamente, o mesmo para todos os ensaios, independente da temperatura de ensaio, Figuras 46, 49 e 51.

Pode ser observado, também, que há um acréscimo da energia total e da energia de iniciação de trincas, quando a densidade aumenta, ou seja, para um decréscimo de porosidade, independente da temperatura de ensaio. Figuras de 32 a 40.

Os corpos-de-prova de pó de ferro puro, sem entalhes, para uma dada temperatura de ensaio, se comportam semelhantemente, quanto às energias total e de iniciação de trincas, aos corpos-de-prova ensaiados com entalhes, como pode ser observado nas Figuras 22 a 24 e comparadas com as Figuras 31, 34 e 37. Os ensaios de tração mostram que a porosidade tem uma influência nas curvas de resistência do Fe sinterizado, como pode ser visto nas Figuras 65 a 67 e da comparação entre aquelas curvas, conforme a Figura 74.

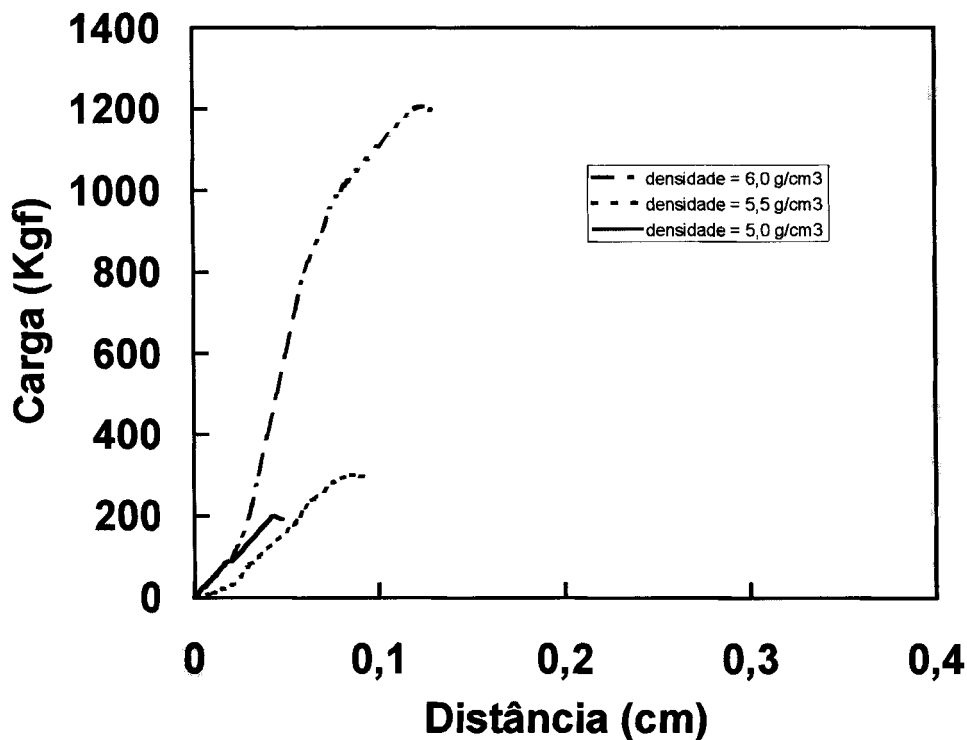


Figura 75 - Comparação entre curvas de tração de Fe sinterizado

Analisando-se os resultados dos ensaios realizados com corpos-de-prova sinterizados de pó de ferro puro nas densidades $5,0 \text{ g/cm}^3$, $5,5 \text{ g/cm}^3$ e $6,0 \text{ g/cm}^3$ com os resultados realizados para os corpos-de-prova dos materiais da siderúrgicos, ferro comercial de porosidade nula - LI (Livre intersticial), aço ASTM 1045 e liga de alumínio X6221 T6C, pode-se concluir que as propriedades mecânicas dos sinterizados de pó de ferro puro são influenciadas pela porosidade residual. Esta redução pode ser avaliada em até 98% se comparado o ferro LI com o Fe sinterizado.

A presença de poros nos sinterizados provoca uma redução nos valores da energia total absorvida durante o impacto. Conforme mostrado nas Figuras 46 e 50, as energias envolvidas no ensaio aumentam com o aumento da densidade, independente da temperatura de ensaio. O Fe sinterizado apresenta superfícies de fratura com todas as características de fratura dúctil, como pode ser observado através das superfícies fraturadas. Figuras 14, 15, 16, 23, 24 e 25.

A dispersão dos resultados é grande em função da heterogeneidade da microestrutura do Fe sinterizado, Figuras 19, 22 e 23. A distribuição volumétrica, a forma e o tamanho dos poros ao longo do volume do material ocorre de maneira extremamente heterogênea e irregular, como pode ser observado nas micrografias. Figuras de 8 a 10.

Os valores da densidade indicados são valores médios entre os dois corpos-de-prova, utilizados em cada ensaio. A densidade pode variar bastante ao longo do corpo-de-prova. Tal observação pode ser retida da observação da variação do perfil de dureza, Figura 61. Esta heterogeneidade, Figuras 19, 22 e 23, provoca variação dos valores medidos para as cargas e energias absorvidas pelos corpo-de-prova no ensaio de impacto.

A influência dos poros no comportamento mecânico de materiais sob impacto fica evidente através da análise dos resultados de ensaios Charpy de corpos-de-prova de ferro LI de porosidade nula, com entalhe à temperatura ambiente $22,5^\circ\text{C}$, conforme mostrado na Tabela 12, para o corpo-de-prova 01. A energia total absorvida neste material foi da ordem de 132 J, enquanto as energias do ferro sinterizado tem valores da ordem de 0,55 a 0,66 J, para uma temperatura de $22,5^\circ\text{C}$, Tabela 8, corpos-de-prova números 25ce e 30ce. A porosidade residual provocou uma queda de cerca de 99,5% dos valores de energia total absorvida para o material sinterizado durante o impacto. Este resultado está de acordo com a literatura conforme mostrado por Straffellini et al, 1995.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

A presença de entalhes externos em corpos-de-prova de Fe sinterizado não alteram as energias absorvidas durante o ensaio de impacto como mostra uma análise entre os valores de energias da Tabela 8, corpos-de-prova 25ce e 30ce com os valores da Tabela 10, corpos-de-prova 40se e 45se. Os inúmeros microentalhes internos representados pelos poros dominam completamente o processo, de tal forma que o entalhe “V” externo exerce pouca ou nenhuma influência para estes corpos-de-provas no ensaio de impacto.

A Figura 63 mostra a influência da temperatura sobre a energia total absorvida pelo ferro LI de porosidade nula. O ferro sinterizado é menos sensível às variações de temperatura do que o ferro de porosidade nula, como mostra uma análise comparativa entre as Figuras 62 e 63, respectivamente. O Fe sinterizado apresentou variações de energia total absorvida entre 0,55 J e 0,56 J, enquanto a variação ocorrida no Fe LI foi entre 132 J e 148 J (diferença de 16 J) na faixa de temperatura ensaiada. Este fato é explicado de maneira semelhante à influência de entalhe em “V” externos, ou seja, os poros determinam de maneira predominante o comportamento mecânico do Fe sinterizado sob o ensaio de impacto.

11 CONCLUSÕES

Baseando-se nos resultados experimentais apresentados e à luz das literaturas consultadas, pode-se concluir que:

1. A dispersão dos resultados dos ensaios de impacto Charpy foi grande em função da distribuição heterogênea dos poros e da própria característica do ensaio de impacto.
2. Os valores de energia absorvida no impacto aumentam com a densidade do ferro sinterizado.
3. A presença dos poros no Fe sinterizado provocam uma queda de cerca de 99% da energia total absorvida em relação ao ferro LI, de porosidade nula.
4. Os entalhes em “V”, utilizados no ensaio Charpy, exercem pouca influência no comportamento mecânico sob impacto nos ferros sinterizados aqui estudados, porque os inúmeros poros, distribuídos aleatoriamente, comportam-se como microentalhes internos, que somados dominam o processo de concentração de tensões.
5. Analisando os resultados dos ensaios de impacto dos materiais Fe LI e do sinterizado de Fe puro, quando submetidos à variações de temperatura, Figuras 62 e 63, concluímos que os sinterizados de ferro puro são menos sensíveis à variação de temperatura do que o ferro LI, de porosidade nula.
6. Os ensaios de tração de Fe sinterizado são influenciados pela porosidade residual, devido à diminuição da seção da área útil de resistência do corpo-de-prova e, principalmente, devido ao efeito de microentalhes dos poros.
7. Os ensaios podem ser realizados com corpos-de-prova sem entalhes, visto que ficou evidenciado neste trabalho, que não há contribuição decisiva do entalhe externo “V”, no comportamento dos corpos-de-prova de pó ferro puro sinterizados, quando submetidos ao ensaio de impacto Charpy.

12 SUGESTÕES

Este trabalho forneceu dados suficientes para se comparar o comportamento das propriedades estudadas, para o ferro sinterizado, utilizando o pó de ferro puro, com ferro sinterizado a partir de pó de ferro pré ligado ou com adição de elementos de liga ao pó puro. Este estudo permitirá observações entre materiais com propriedades semelhantes, facilitando, assim, as variações de comportamentos de propriedades mecânicas com às variações de porosidade.

Com a utilização de microscopia eletrônica, além de se estudar a influência destes elementos nas propriedades mecânicas, poderá ser feito um estudo da estrutura do grão quanto a fraturas intergranulares, que, comparado com os resultados deste trabalho, poderão fornecer outros caminhos para maior compreensão do processo de fratura do ferro sinterizado ao ensaio de impacto.

13 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 23, *Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Philadelphia, 1996. 17p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 8, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Philadelphia, 1996. 20p.

Anderson, T.L. *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications*, 2ª ed., CRC Ptness, USA, 1995.

Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Kluwer, Academic Publishers; Dordrecht, Netherlands, 1986.

Cetlin, P.R. & Silva, P.S.P. da. *Análise de Fraturas*. Associação Brasileira de Metais. São Paulo, S.P.

Chiaverini, V. *Metalurgia do Pó - Técnica e Produtos*, ABM, 1982.

Dieter, G.E. *Metalurgia Mecânica*, 2ª ed., 653p. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.

Dieter, G.E. *Metalurgia Mecânica*, Cap. 14, 2ª ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.

Eudier, M. Proc. European PM Symp. Stuttgart, 1968.

Ewing, A., Raymond, L. Instrumented Impact Test of Titanium Alloys, In: ASTM. Instrumented Impact Testing - ASTM STP 563. Philadelphia: ASTM, 1974, 180-202p.

Fleck, N. A. E. Smith, R. A. e Smith, R. A. Use of Simple Models to Estimate of Density on Fracture Behaviour of Sintered Steel. *Powder Metallurgy*, 1981, Nº 3.

Ghoneim, M. M. et all. Instrumented Impact Properties of Some Advanced Nuclear Vessel Steels, *JMEP*, Vol. 5, 1996.

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

Godefroid, L.B. *Fundamentos de Mecânica de Fratura*. UFOP, Ouro Preto, MG, Segunda edição, 1995.

Hammiunddin, 1986, Kim and Kwom, 1993.

Haynes, R. Ver. Deform. Behv. Mater. 1981, 3 (4).

Haynes, R., Egediege, E.J.T. Effect of Porosity and Sintering Conditions on Elastic Constants of Sintered Irons., Powder Metallurgy, 1989, Vol. 32, Nº 1.

Haynes, R. Powder Metallurgy, 1989, Vol.32, Nº 2.

Leevers, P.S., Morgan, R.E. Impact Fracture of Polyetilene: a Non-Linear-Elastic Thermal Decohesion MODEL. Engineering Fracture Mechanics Vol. 52, Nº 6, pp999-1014, 1995.

M.N.C. Handbook, 1978, pp 117-121.

Pinto, L.C.M. *QUANTIKOV - Um Analisador Microestrutural para Ambiente Windows*, Tese de doutorado, USP, São Paulo, 1996.

Pompe, W.; Leitner, G.; Wetzig, K.; Zies, G. e Grabner, W. PM., Vol.. 27, Nº 1.

Quinan, M.A. Tese de Mestrado em Mecânica, E.E. UFMG, 1996.

Rolfe, S.T., & Barson, J. M. *Fracture and Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics*. Prentice Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1977.

**ANEXO
TABELAS**

Tabela 5 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova sinterizados de Fe puro, com entalhe (ce), $\rho = 5 \text{ g/cm}^3$, em diversas temperaturas.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
01ce	0,5280	0,2440	0,2840	90
02ce	0,4970	0,2180	0,2790	70
03ce	0,5420	0,3200	0,2220	50
04ce	0,5410	0,2300	0,3110	30
05ce	0,4980	0,2080	0,2900	-30
06ce	0,5430	0,2310	0,3120	-50
07ce	0,5320	0,3190	0,2130	-70
08ce	0,5321	0,3082	0,2239	-90

Tabela 6 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova sinterizados de pó de Fe puro, com entalhe (ce), $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, em diversas temperaturas.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
09ce	0,5586	0,2310	0,3276	90
10ce	0,5577	0,2190	0,3387	70
11ce	0,5608	0,2208	0,3400	50
12ce	0,5691	0,2079	0,3612	30
13ce	0,5470	0,3101	0,2369	-30
14ce	0,5408	0,2149	0,3259	-50
15ce	0,5694	0,3307	0,2284	-70
16ce	0,5409	0,3098	0,2311	-90

Tabela 7 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova sinterizados de pó de Fe puro, com entalhe (ce), $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, em diversas temperaturas.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
17ce	0,6161	0,3870	0,2291	90
18ce	0,6077	0,2810	0,3267	70
19ce	0,6261	0,3360	0,2901	50
20ce	0,5901	0,2979	0,2922	30
21ce	0,6478	0,3630	0,2848	-30
22ce	0,5997	0,3156	0,2841	-50
23ce	0,6348	0,3220	0,3128	-70
24ce	0,6451	0,3530	0,2921	-90

Tabela 8 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova sinterizado de pó Fe puro, com entalhe (ce), $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$ e $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$, respectivamente. $T = 22,5^\circ\text{C}$.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
25ce	0,5476	0,2708	0,2768	22,5
26ce	0,5329	0,3194	0,2135	22,5
27ce	0,5671	0,2648	0,3023	22,5
28ce	0,5605	0,2376	0,3229	22,5
29ce	0,6255	0,2986	0,3269	22,5
30ce	0,6608	0,1437	0,5171	22,5

**INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO**

Tabela 9 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova sinterizado de pó de Fe puro, sem entalhe (se), $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$, em diversas temperaturas.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
31se	0,5480	0,2740	0,2940	90
32se	0,5270	0,2280	0,2990	70
33se	0,5720	0,3400	0,2320	50
34se	0,5610	0,2400	0,3210	30
35se	0,5280	0,2580	0,2900	-30
36se	0,5730	0,2410	0,3320	-50
37se	0,5820	0,3490	0,2230	-70
38se	0,5621	0,3282	0,2339	-90
39se	0,5530	0,3031	0,2499	22,5

Tabela 10 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova sinterizado de pó de Fe puro, sem entalhe, com $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$, $5,5 \text{ g/cm}^3$ e $6,0 \text{ g/cm}^3$, respectivamente. $T = 22,5^\circ\text{C}$.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
40se $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$	0,5548	0,2708	0,2768	22,5
41se $\rho = 5,0 \text{ g/cm}^3$	0,5632	0,3194	0,2135	22,5
42se $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$	0,5738	0,2648	0,3023	22,5
43se $\rho = 5,5 \text{ g/cm}^3$	0,5934	0,2376	0,3229	22,5
44se $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$	0,6447	0,3978	0,2469	22,5
45se $\rho = 6,0 \text{ g/cm}^3$	0,6778	0,4010	0,2768	22,5

Tabela 11 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova de aço ASTM 1045, em diversas temperaturas.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
45A	11,50	7,19	4,36	-10
51A	5,57	3,52	2,05	-30
50A	4,88	2,87	2,01	-50
48A	3,38	2,47	0,91	-70
44A	11,40	6,16	5,24	10
47A	12,96	6,56	6,40	30
46A	13,57	6,67	8,90	50
42A	14,59	10,29	4,30	70

Tabela 12 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova de ferro LI (Livre Intersticial), em diversas temperaturas.

Corpo-de-Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
01	132	Não fraturou	-	22,5
02	138	Idem	-	50
03	143	Idem	-	100
04	150	Idem	-	150
05	100	Fratura Parcial	-	-51
06	26,9	10,45	16,45	-61
07	8,4	6,53	1,87	-90
08	8,0	6,08	2,0	-120

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
SINTERIZADO QUANDO SUBMETIDO A ENSAIOS DE IMPACTO

Tabela 13 – Ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova de liga de Alumínio X6221 - T6C, em diversas temperaturas.

Corpo de Prova	E_{tc}	E_{ic}	E_{pc}	Temperatura [°C]
Al-22	32,26	12,67	19,59	-10
Al-27	38,34	14,43	23,91	-30
Al-11	34,92	7,69	27,23	-50
Al-16	38,25	12,79	26,45	-70
Al-23	38,31	12,88	25,43	10
Al-24	29,88	12,34	17,54	30
Al-05	29,93	12,32	17,61	50
Al-08	29,92	7,64	22,26	70