

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESTUDO E MAXIMIZAÇÃO DA TENACIDADE EM
FERROS NODULARES FERRÍTICOS BRUTOS DE FUNDIÇÃO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

JEFERSON ALEXANDRE BRZOSTEK

FLORIANÓPOLIS, DEZEMBRO DE 2000

ESTUDO E MAXIMIZAÇÃO DA TENACIDADE EM
FERROS NODULARES FERRÍTICOS BRUTOS DE FUNDIÇÃO

JEFERSON ALEXANDRE BRZOSTEK

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS
E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ORIENTADOR:

PEDRO BERNARDINI - UFSC

CO-ORIENTADOR:

WILSON GUESSER – TUPY FUNDIÇÕES LTDA / FEJ

COORDENADOR DO CURSO:

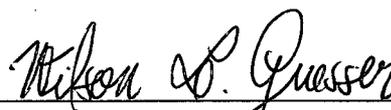
DACHAMIR HOTZA - UFSC

BANCA EXAMINADORA:



INGEBORG KÜHN - PRESIDENTE

PGMAT - UFSC



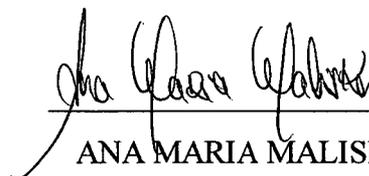
WILSON GUESSER

TUPY FUNDIÇÕES / FEJ



CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA

PGMAT - UFSC



ANA MARIA MALISKA

PGMAT - UFSC

*À minha família e amigos
pelo apoio e compreensão na ausência.*

Agradecimentos

Meus sinceros agradecimentos ao Prof. Dr. Pedro Bernardini, ao Prof. Dr. Wilson Guessser e ao M. Eng. Pedro Duran pelo apoio, estímulo e orientação na elaboração deste trabalho;

Ao Eng. Isaías Masiero pelo auxílio sempre disponível;

À Tupy Fundições Ltda pelo apoio e financiamento da pesquisa desde a obtenção das amostras até a execução dos ensaios;

Aos colegas e amigos da Tupy que auxiliaram de forma eficiente e indispensável em todas as etapas do trabalho:

Eduardo Vicenzi, Marcos Bonanini, Adílson Silva e Odair Mathias pelo auxílio na elaboração das amostras;

Tarcízio Della Giustina e equipe pela execução dos ensaios metalográficos e mecânicos;

Fabiano Peixoto e equipe pela execução dos ensaios químicos;

Roseli Zolan pelo auxílio na busca das bibliografias;

Equipe de colegas de Desenvolvimento de Produtos da Tupy pela amizade, idéias e sugestões;

À UFSC pelas análises em MEV;

À equipe da FEJ Júnior pela execução dos ensaios Charpy;

Esta conquista é nossa!

Resumo

Este trabalho apresenta um estudo sobre o efeito de variações de Si, de teores residuais de Cu e Mn e da prática de pós-inoculação sobre a tenacidade em ensaio Charpy de Ferros Nodulares Ferríticos no estado bruto de fundição. Também são discutidos os efeitos sobre a microestrutura e demais propriedades mecânicas.

Adotou-se o método Taguchi (DOE) para o projeto dos experimentos e a técnica ANOVA para interpretação dos resultados.

Estudou-se o efeito de variações de Si entre 2,2-2,4% e 2,1-2,7%, Cu entre 0,04-0,08% e 0,05-0,12%, Mn entre 0,13-0,20% e 0,15-0,30% e da adição de 0,1% de pós-inoculante.

Si e pós-inoculação apresentaram forte efeito ferritizante e de aumento no número de nódulos. Cu e Mn apresentaram efeito perlitizante. Apesar do efeito fragilizante, o aumento nos teores de Si contribuíram para a elevação da energia absorvida. A pós-inoculação apresentou efeito mais significativo no aumento da energia absorvida em temperaturas de ensaio mais baixas. Aumentos nos teores de Cu e Mn resultaram em redução da energia absorvida.

Com os resultados obtidos constatou-se que propriedades de tenacidade otimizadas podem ser alcançadas com baixos teores de elementos residuais, teores de Si em uma faixa de 2,4 a 2,7% de forma a garantir uma estrutura predominantemente ferrítica, além de uma eficiente prática de pós-inoculação que resulte em um elevado número de nódulos.

Abstract

This work presents a study regarding the effect of different contents of Si, trace elements as Cu and Mn, and late inoculation on the toughness of as cast ferritic nodular cast iron measured by Charpy impact test.

Taguchi method (DOE) and Analysis of variances (ANOVA) were used to design the experiments and analyze the results.

The effect of Si was studied between 2,2-2,4% and 2,1-2,7%, Cu between 0,04-0,08% and 0,05-0,12%, Mn between 0,13-0,20% and 0,15-0,30% and the addition of 0,1% of late inoculant.

Si and late inoculant had a strong effect on increasing the nodule count, also acting as ferritizing elements, while Cu and Mn had a perlitizing effect. Despite the embrittlement effect, higher contents of Si increased the absorbed energy prior to fracture on the Charpy test. The effect of late inoculation on increasing the energy prior to fracture was stronger at lower temperatures. Higher contents of Cu and Mn reduced the absorbed energy prior to fracture.

Considering the results obtained, it was concluded that higher toughness at low temperatures can be reached using low trace elements content, a Si level between 2,4 and 2,7% that guarantees a ferritizing effect stronger than the embrittlement effect and a efficient late inoculation to result on a high nodule count.

Sumário de Capítulos

1. Introdução / Objetivo.....	9
2. Revisão Bibliográfica.....	11
2.1. Ferros Nodulares Ferríticos Brutos de Fundição.....	11
2.2. Técnicas de Fabricação de Ferros Nodulares Ferríticos.....	12
2.2.1. Fusão.....	12
2.2.2. Tratamento de Nodularização.....	13
2.2.3. Tratamento de Inoculação.....	13
2.3. Metalurgia dos Ferros Nodulares Ferríticos.....	14
2.3.1. Solidificação.....	14
2.3.2. Reação Eutetóide.....	18
2.3.3. Quantidade, Forma e Distribuição da Grafita.....	21
2.4. Mecanismos de Fratura em FNF.....	25
2.5. Obtenção de Matrizes Ferríticas com Elevada Ductilidade.....	31
2.5.1. Taxa de Resfriamento.....	31
2.5.2. Composição Química.....	31
2.5.3. Quantidade, Forma e Distribuição da Grafita.....	34
2.5.4. Matriz Metálica.....	36
3. Materiais e Métodos.....	38

4. Apresentação e Discussão dos Resultados.....	44
4.1. Composição Química e Características Microestruturais.....	44
4.2. Energias Absorvidas ao Impacto.....	53
4.3. Propriedades Mecânicas.....	56
4.4. Fractografias.....	72
4.5. Considerações Finais.....	86
5. Conclusões.....	88
6. Sugestões para Próximos Trabalhos.....	91
7. Referências Bibliográficas.....	92
8. Lista de Figuras, Tabelas e Equações Matemáticas.....	99
9. Apêndices.....	106
Apêndice A - Método Estatístico.....	106
Apêndice B - Tabelas de Especificação de Material.....	111

1. Introdução / Objetivo

Produtos de qualidade a um baixo preço tornaram-se uma exigência do mercado, de tal forma que componentes de segurança para os setores automotivos anteriormente confeccionados exclusivamente em aços forjados, com um elevado custo, vem sendo adaptados para o uso em Ferro Fundido Nodular Ferrítico (FNF). Como exemplo mais marcante tem-se os suportes da manga de eixo para veículos de transporte de passageiros.

As propriedades de tenacidade a baixas temperaturas exigidas para estas aplicações podem ser obtidas com matrizes predominantemente ferríticas, normalmente obtidas através da prática de tratamentos térmicos de ferritização. Entretanto, recentes esforços vem sendo despendidos na tentativa de produzir-se FNF com reduzidas quantidades de perlita e elevada tenacidade no estado bruto de fundição^(1,2). Esta nova condição de produção traz uma série de vantagens que repercutem em toda a cadeia produtiva, como a redução dos custos, uma maior precisão dimensional e a prevenção à formação de óxidos na superfície da peça⁽²⁾.

Objetivando-se baixas temperaturas de transição em FNF brutos de fundição é essencial que sejam considerados fatores tais como quantidade, forma e distribuição dos nódulos de grafita, quantidade de perlita, presença de segregações e de carbonetos em contornos de células eutéticas, bem como a composição química base e os teores de elementos dissolvidos na matriz. Também devemos considerar que é requerido um entendimento preciso das variáveis que controlam o processo e os efeitos que variações nas práticas produtivas podem ter sobre as propriedades do produto.

Assim sendo, o objetivo principal deste trabalho é realizar uma análise quantitativa da influência de variáveis de processo selecionadas na tenacidade de FNF brutos de fundição, bem como desenvolver, em um primeiro estágio, um processo tal que garanta as propriedades requeridas de tenacidade a baixas temperaturas conforme especificado em normas para aplicações de segurança.

Foi estudada a influência da prática de inoculação no jato de metal durante o vazamento no molde (aqui tratado como pós-inoculação), a influência da adição de teores variados de Si, Cu e Mn, bem como o efeito das interações destes fatores sobre as propriedades dos FNF brutos de fundição.

As demais variáveis de processo foram fixadas em níveis similares ao de processos produtivos industriais.

Os experimentos foram projetados utilizando-se o método Taguchi (DOE) e os resultados analisados através da técnica estatística de Análise de variâncias (ANOVA).

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Ferros Nodulares Ferríticos Brutos de Fundição

Tendo sua concepção em meados de 1940⁽³⁾, o Ferro Fundido Nodular (FN) desenvolveu-se a partir dos Ferros Cinzentos e tem em comum com estes as faixas de composições químicas, bem como os constituintes presentes em sua microestrutura: grafita, ferrita, perlita e, eventualmente, carbonetos eutéticos e steadita⁽⁴⁾.

Um dos motivos para o amplo emprego dos FN é a flexibilidade com relação às propriedades mecânicas que podem ser obtidas com este material. De fato são freqüentes combinações de propriedades como limite de resistência (LR) de 400 MPa com alongamento de 20% para as classes ferríticas (FNF) e LR de 700 MPa com alongamento de 3% para as classes perlíticas⁽⁴⁾. O FNF apresenta bons resultados quando comparado com outras classes de FN em aplicações que exigem tenacidade, isto é, quando o fato de o componente se deformar previamente à fratura apresenta vantagens^(5,6).

Além de propriedades de tração, alongamento e dureza, em classes de FNF destinadas a aplicações de segurança também é exigida propriedade de tenacidade mínima, geralmente medida em baixas temperaturas através do ensaio de impacto Charpy.

As propriedades exigidas para estas classes apresentam LR e dureza Brinell (HB) reduzidos, em contraposição a um alongamento elevado. Especificam-se propriedades na ordem de 350 a 450 MPa de LR mínimo, associados a um alongamento mínimo de 12 a 22%, com uma faixa de dureza de 140 a 200 HB e uma estrutura predominantemente ferrítica. A tenacidade, quando avaliada através do ensaio Charpy, geralmente é medida em corpos de prova padronizados com entalhe em U, em baixas temperaturas de até -40°C , exigindo-se, tradicionalmente, valores de energia absorvida (Eabs) na ordem de 12 J nesta temperatura.

A literatura menciona que a produção de FNF com elevada ductilidade depende fortemente das variáveis do processo, sendo que as mesmas devem ser controladas em uma estreita faixa tal que garanta a qualidade do produto sem incorrer em custos adicionais de produção. Este controle pode ser favorecido pelo uso de matérias primas de alta qualidade^(4,7,8).

2.2. Técnicas de Fabricação de Ferros Nodulares Ferríticos

De modo geral, as técnicas de fabricação de FNF procuram garantir a solidificação das ligas Fe-Si-C segundo o sistema Eutético Estável, com a formação de grafita em nódulos fundamentando-se nos tratamentos do banho líquido. A seleção dos materiais de carga objetiva minimizar variações na composição química do banho metálico, bem como evitar a contaminação com elementos químicos indesejáveis^(4,7,8,9). As técnicas de nodularização visam garantir que a grafita precipite segundo a forma esferoidal, em contraposição à lamelar⁽⁴⁾, enquanto que as técnicas de inoculação auxiliam para que a solidificação ocorra segundo o Eutético Estável, em contraposição ao Eutético Metaestável⁽⁴⁾. Um controle adequado nestas etapas do processo é de fundamental importância para evitar processamentos secundários ou rejeição do produto.

Assim sendo, as técnicas de obtenção de FNF podem ser resumidas da seguinte forma:

2.2.1. Fusão

Dentre as classes de FN, o FNF é o que exige maior controle na seleção dos materiais adicionados ao banho pois em sua composição deve-se evitar a presença de elementos deletérios à forma da grafita, elementos estabilizadores de perlita^(7,8) ou que promovam a formação de carbonetos e segregações nos contornos de grão.

De modo geral, o banho metálico é obtido através de uma composição de carga preestabelecida, sendo constituída de ferro gusa, retornos de FNF e sucata de aço carbono. Os retornos de FNF são provenientes dos sistemas de alimentação, compostos por canais e massalotes e peças rejeitadas durante o processo de fabricação, podendo representar 40 a 50% da carga total⁽⁴⁾. As sucatas de aço são as principais fontes de contaminantes pois a sua composição é mal conhecida⁽⁷⁾, devendo-se ter cuidado especial com a presença de teores elevados de Mn, P e Pb. O ferro gusa, em contraposição, tem sua composição conhecida⁽⁴⁾, sendo sua proporção na carga limitada pelos altos teores de Si e P presentes, bem como pelo seu alto custo e quantidade de retorno que deve ser usada para não provocar aumento dos estoques⁽⁴⁾.

2.2.2. Tratamento de Nodularização

Embora não seja o único elemento que promova a formação de grafita nodular, o Mg é o mais empregado no tratamento de nodularização na quase totalidade da produção industrial, sendo freqüente também a utilização de Ce e outras Terras Raras para complementação do seu efeito nodularizante⁽⁴⁾. São diversas as técnicas já desenvolvidas de incorporação do Mg ao ferro líquido, sendo que as já consagradas pela indústria são o processo “Panela coberta”, “Sanduíche”, “Imersão por sino” e o processo de “Nodularização no molde” utilizando ligas Fe-Si-Mg⁽⁴⁾. Embora associado a um maior custo, o processo de “Nodularização por arame” vem ganhando espaço no mercado devido à maior estabilidade dos resultados⁽¹⁰⁾.

Independente do processo empregado, o teor de Mg residual necessário para a obtenção de grafita esferoidal situa-se geralmente entre 0,03 e 0,06%. Esta faixa pode ser maior ou menor, dependendo de fatores como a composição química base, tendência à grafitação do banho, velocidade de resfriamento durante a solidificação⁽⁴⁾, dentre outros fatores.

Mesmo baixos teores residuais de elementos como Pb, Bi, As, Sb e Ti provocar degeneração da forma da grafita. Este efeito pode ser neutralizado pela presença de Ce e outras Terras Raras em teores de 0,02 a 0,03%⁽⁴⁾.

2.2.3. Tratamento de Inoculação

As técnicas de inoculação resumem-se à adição de compostos grafitizantes, geralmente ricos em Si, após o tratamento de nodularização e imediatamente antes do vazamento do metal nos moldes⁽⁴⁾. O objetivo da inoculação é fornecer ao banho metálico condições de nucleação para que a solidificação ocorra segundo o sistema Eutético Estável grafita-austenita (γ) com o aumento no número de nódulos^(2,4,11,12). Isto ocorre quando uma grande quantidade de núcleos em crescimento resulta em liberação de calor latente suficiente para que o processo se conclua acima da temperatura de início do Eutético Metaestável⁽⁴⁾. O inoculante mais utilizado pela indústria para a produção de FN é o FeSi(75%Si), contendo teores residuais de Ca e Al, que ampliam o seu efeito^(4,11,13).

De modo geral observa-se aumento no número de nódulos com maiores adições de inoculante^(2,11,12). Resultados obtidos por Goodrich⁽¹¹⁾ relacionaram uma redução do efeito da inoculação com o aumento do tempo entre este tratamento e a solidificação do metal no molde. Desta forma, conclui-se que o tratamento de inoculação realizado no jato de metal no momento do vazamento no molde, também denominado de pós-inoculação, resulta em aumento do efeito do inoculante⁽²⁾.

Stefanescu et al⁽²⁾ obtiveram bons resultados com o uso de inoculantes e/ou nodularizantes especiais, contendo elementos da coluna IA ou IIA da tabela periódica, o que resultou em acréscimos significativos nas propriedades mecânicas quando comparado com o mesmo material tratado com inoculante à base de Si. Resultados similares foram obtidos por Javaid⁽¹⁴⁾, que observou um incremento no número de nódulos utilizando inoculante FeSi(75%) contendo Bi e Terras Raras.

2.3. Metalurgia dos Ferros Nodulares Ferríticos

2.3.1. Solidificação

Em aplicações onde exige-se elevadas propriedades de tenacidade é comum o emprego de ligas eutéticas ou hipoeutéticas com baixos teores de elementos residuais, onde o Carbono Equivalente (CE) é igual ou inferior a 4,3 sendo que, de forma simplificada^(2,11):

$$CE = \%C + 1/3\%Si \quad (1)$$

O diagrama de equilíbrio Fe-C é apresentado na Figura 1⁽¹⁵⁾.

A solidificação de ligas hipoeutéticas pode ser dividida em dois estágios. No primeiro estágio ocorre a formação e crescimento de dendritas de austenita até que o líquido remanescente atinja a composição eutética⁽¹⁶⁾. Dependendo das condições de processo, no próximo estágio pode ocorrer a reação Eutética Estável (grafita- γ), ou a reação Eutética Metaestável (carbonetos- γ)⁽¹⁶⁾. Procedendo a solidificação segundo a reação Eutética Estável, os nódulos de grafita nucleiam-se em

sítios preferenciais⁽¹¹⁾ à partir do banho e se desenvolvem até um estágio onde tornam-se encapsulados por um anel de austenita formando uma célula eutética⁽¹⁶⁾. Segundo Wetterfall et al⁽¹⁷⁾, o crescimento da célula eutética seria controlado pela difusão do C através da interface líquido/austenita e através do anel de austenita formado, sendo que este último seria o mais importante dos dois processos. Com o crescimento da célula aumentam-se as distâncias para difusão do C na austenita, dificultando a solidificação segundo o Eutético Estável.

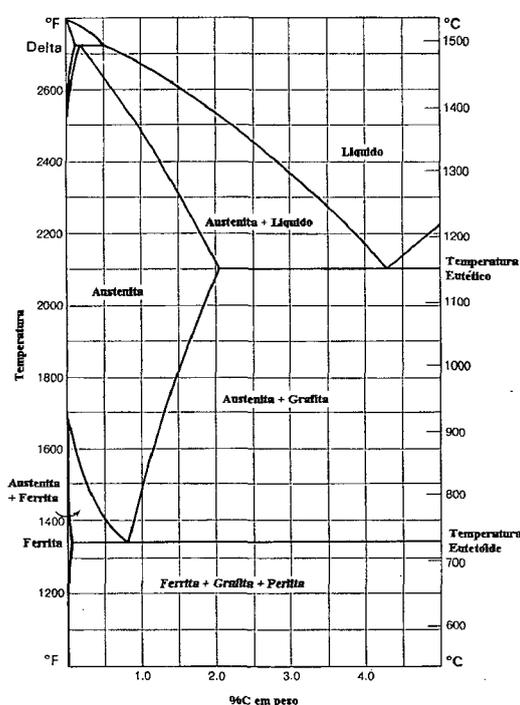


Figura 1 - Diagrama Fe-C⁽¹⁵⁾.

Durante o processo de solidificação elementos com coeficiente de segregação positivo, tais como Mn, Ti, Cr e P são segregados pela frente de solidificação, aumentando sua concentração no líquido e podem originar segregações nos contornos das células eutéticas. Elementos com coeficiente de segregação negativo, tais como Si e Ni, segregam-se para o sólido, aumentando a sua concentração na austenita^(16,18,19).

Através de resultados experimentais, Fellini⁽¹⁶⁾ concluiu que o Sn apresenta forte tendência de segregar-se nos contornos de células eutéticas, resultando em marcante efeito nas propriedades do material.

O P, no entanto, é o elemento de liga que segrega de forma mais intensa nos Ferros Fundidos⁽¹⁸⁾, tendo forte tendência de segregar nas regiões intercelulares e formar compostos eutético fosforosos⁽³¹⁾ que reduzem drasticamente as propriedades do material.

Taxas de resfriamento elevadas e/ou a presença de elementos estabilizadores de carbonetos favorecem a reação Eutética Metaestável visto que a difusão do C até o nódulo de grafita fica prejudicada, criando condições para a formação e crescimento de carbonetos eutéticos⁽²⁰⁾.

A operação de inoculação favorece a transformação Eutética Estável por fornecer substratos que agem como núcleos para o crescimento da grafita durante a solidificação⁽²¹⁾, reduzindo o super-resfriamento necessário para a nucleação de grafita à partir do C em solução no líquido. Além disto, a precipitação de grafita libera calor latente que reduz a velocidade de resfriamento, favorecendo a transformação Eutética Estável.

O C e o Si são os dois elementos que têm maior influência sobre o modo como se procede a reação Eutética⁽²²⁾. Teores maiores de C ou maiores CE diminuem a tendência ao coquilhamento do banho, tornando o processo de grafitização dominante⁽¹⁴⁾ pelo aumento no número de nódulos, o que facilita o processo de difusão do C em solução^(11,12).

A presença de teores mais elevados de Si no banho metálico favorece a transformação Eutética Estável através de dois mecanismos:

1. Aumento da atividade do C no metal, que resulta em maiores velocidades de difusão e provoca a sua precipitação sob a forma de grafita^(21,23,24). Terrel⁽²¹⁾ propõe que para cada átomo de Si em solução aproximadamente 1000 átomos de C precipitam sob a forma de C livre;
2. Ampliação da faixa de temperaturas na qual a transformação Eutética Estável ocorre, conforme apresentado na Figura 2⁽¹⁴⁾. Percebe-se que na liga binária Fe-C a diferença entre o Eutético Estável e o Metaestável é de 6°C. A adição de 2%Si aumenta esta diferença para aproximadamente 35°C, promovendo uma região térmica que é favorável à transformação Estável⁽²⁵⁾.

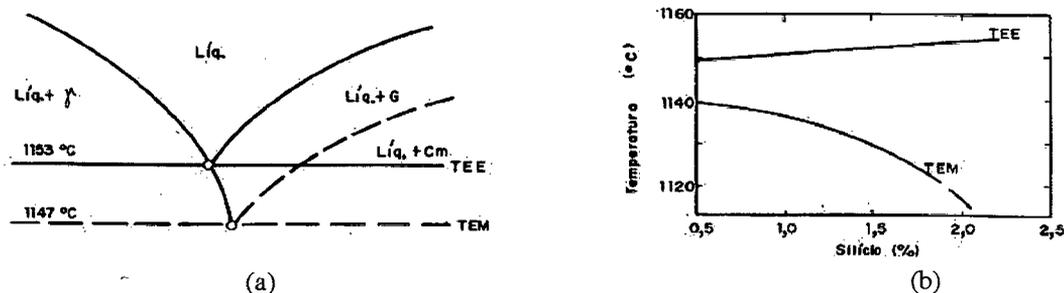


Figura 2 – A Figura (a) mostra detalhe do diagrama Fe-C e a Figura (b) a influência da adição de Si sobre o aumento da faixa entre a transformação Eutética Estável (TEE) e Metaestável (TEM)⁽¹⁴⁾.

Por outro lado, a adição de elementos formadores de carbonetos tais como Cr, V, Mo, Mn e W tornam a faixa de temperaturas em que ocorre o Eutético Estável mais estreita, favorecendo a transformação Metaestável⁽¹⁴⁾.

O Mn também é considerado um elemento formador de carbonetos eutéticos⁽¹⁶⁾ por apresentar a tendência de segregar-se no líquido e diminuir a velocidade de difusão do C^(5,16,19,26). O seu efeito acentua-se com o aumento da distância de difusão até o nódulo com o avanço da frente de solidificação, provocando a diminuição da velocidade de crescimento do Eutético com conseqüente diminuição da evolução de calor latente, o que resulta em maior velocidade de resfriamento^(5,16).

Estudos anteriores propuseram-se a relacionar o efeito grafitizante, estabilizador de carbonetos ou efeito dual de acordo com a posição dos elementos na tabela periódica. Estabilização de carbonetos provocada por elementos à esquerda do Fe na tabela periódica é supostamente obtida porque, com um raio similar ao do Fe, estes elementos são capazes de substituir átomos individuais na matriz da cementita, formando carbonetos do tipo $(Fe,X)_3C$ mais estáveis. É postulado que com esta substituição as ligações Fe-C são reforçadas e o coquilhamento é promovido⁽¹⁹⁾.

Elementos grafitizantes tais como Ni e Si supostamente têm um efeito similar na matriz da cementita. No entanto, por apresentarem um raio maior que o do Fe, as ligações Fe-C são enfraquecidas na presença destes elementos⁽¹⁹⁾, o que facilita a decomposição dos carbonetos formados resultando em um efeito grafitizante.

2.3.2. Reação Eutetóide

A reação Eutetóide é considerada um processo competitivo entre a reação Estável e a Metaestável, sendo dependente da composição química do metal, do número de nódulos de grafita e da velocidade de resfriamento através da faixa de temperaturas em que ocorre a reação Eutetóide^(12,26).

A presença de um determinado elemento de liga pode aumentar ou retardar a difusão do C da austenita saturada até os nódulos de grafita durante o resfriamento, bem como alterar a faixa de temperaturas em que ocorrem as reações Eutetóide Estável e Metaestável⁽⁴⁾.

Apesar do aumento no teor de elementos perlitizantes retardar o processo difusional, curvas de transformação obtidas por Lalich et al⁽¹⁹⁾ indicaram que o tempo para decomposição da austenita, uma vez iniciada, não é apreciavelmente afetada pelo aumento no teor destes elementos. Portanto, elementos tais como Mn, As, Sn e Cu não alteram significativamente o tempo no qual a reação de decomposição da austenita ocorre, mas influenciam o momento em que a reação se inicia⁽¹⁹⁾.

De modo simplificado, pode-se descrever os mecanismos que ocorrem durante a reação Eutetóide em duas etapas principais^(23,26):

- ✓ Etapa 1: Formação de α em torno do nódulo de grafita simultaneamente à precipitação de C pela sua difusão através da γ supersaturada até a grafita adjacente;
- ✓ Etapa 2: Formação de α na interface γ/α com difusão do C através da interface γ/α e do anel de α formado. O processo é finalizado com a precipitação do C sobre a grafita preexistente.

Estudos sugerem que a Etapa 2 é controlada pela difusão do C na α ^(1,2,23). Este processo difusional irá controlar, em grande parte, o crescimento dos anéis de ferrita nos FN⁽¹⁹⁾.

A reação de formação da ferrita está essencialmente completa antes que significativas quantidades de perlita nucleiem e cresçam⁽¹⁹⁾. Uma vez nucleada a fase cementita verifica-se um rápido crescimento desta fase^(19,23), visto que a reação Metaestável é muito mais veloz por ser um processo de crescimento cooperativo, enquanto que a reação Estável se desenvolve por um processo de crescimento divorciado, de característica mais lenta. A nucleação da cementita ocorre geralmente nas regiões intercelulares, distantes dos nódulos de grafita. Isto se deve à maior distância para difusão do C e à segregação de elementos perlitizantes nestas regiões⁽¹⁹⁾.

Silício - O Si é o elemento que tem maior influência sobre a formação do Eutetóide Estável^(2,23,27), e o seu efeito compreende três princípios:

1. A presença do Si em ligas ternárias Fe-C-Si eleva a temperatura de início da reação Eutetóide⁽²³⁾, ampliando a região trifásica estável de γ , α e grafita que constitui na faixa de temperaturas críticas para a reação Eutetóide Estável^(2,19,23), favorecendo a difusão do C conforme apresentado na Figura 3⁽¹⁵⁾;
2. O Si aumenta a atividade do C em solução sólida na γ , o que reduz a sua solubilidade promovendo aumento da velocidade de difusão com a precipitação de C na grafita preexistente e formação de α na matriz metálica a partir da γ saturada⁽²⁾;
3. Aumentos do teor de Si provocam elevação do número de nódulos, promovendo a formação de ferrita visto que as distâncias para difusão do C são reduzidas⁽²⁾;

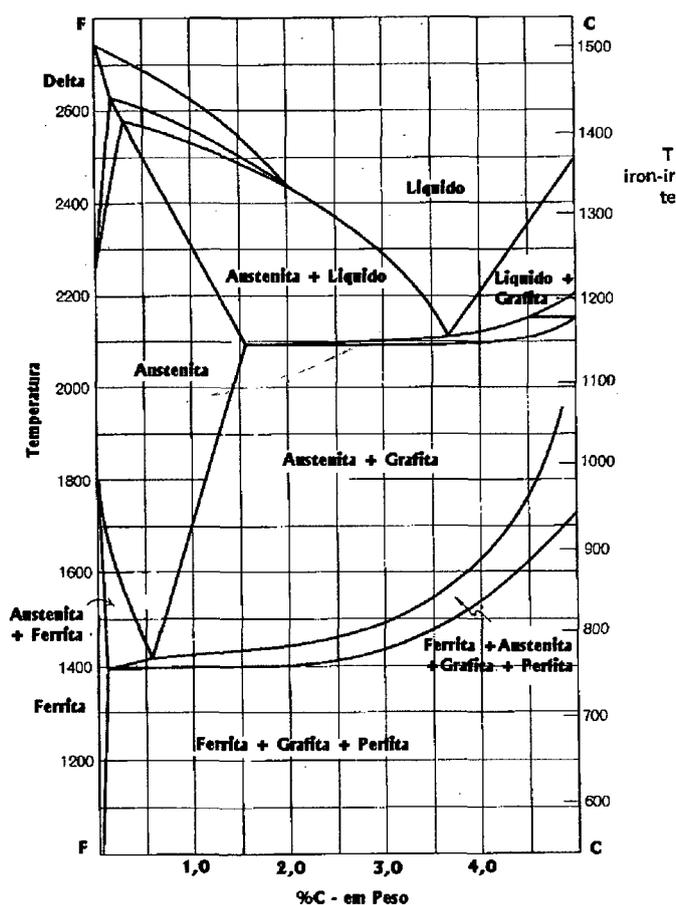


Figura 3 - Diagrama Fe-C-Si com 2%Si⁽¹⁵⁾

Cobre - O Cu tem conhecido efeito perlitizante, no entanto é usualmente considerado como não participante da reação Eutetóide⁽¹⁹⁾. Existem controvérsias sobre os mecanismos de ação deste elemento. A teoria mais aceita apresenta que as grandes concentrações de Cu imediatamente adjacentes aos nódulos de grafita dificultam o processo difusional do C, retardando o início da formação de ferrita^(9,16,19,20). Conforme mencionado pela literatura⁽¹⁶⁾, este efeito pode ser devido à redução da amplitude das vibrações atômicas do C em solução sólida na austenita na presença de Cu.

Manganês - Elementos formadores de carbonetos tais como Mn, Cr, Mo e V reduzem a taxa de difusão do C^(16,26), retardando o início da reação Eutetóide e estabilizando a austenita até temperaturas mais baixas, o que reduz a faixa de temperaturas em que a reação Eutetóide Estável ocorre, dificultando ainda mais o processo difusivo do C até os nódulos de grafita^(5,16,19).

Segundo apresentado pela literatura, a presença de Mn na matriz também provoca retardamento da nucleação de ferrita na interface grafita/austenita⁽²⁶⁾ com aumento da tendência à formação de carbonetos mais estáveis do tipo $(Fe,X)_3C$ na fase perlita^(16,19,26), provocando maior estabilidade termodinâmica da cementita⁽²⁶⁾.

Estanho – O mecanismo com que o Sn atua na matriz de um FN ainda é muito discutido na literatura. Teorias especulam que o Sn forma um composto Fe-Sn na interface grafita- α , o que dificulta a deposição do C nos nódulos de grafita, retardando a formação dos anéis de ferrita^(19,26). Desde que a nucleação de novas partículas de grafita é extremamente difícil, a transformação da austenita nestas condições tende a ocorrer segundo a reação Eutetóide Metaestável com formação de perlita⁽²⁶⁾. O Sn também apresentaria a tendência de estabilizar a fase cementita na perlita^(19,28), retardando o processo difusional do C, que é o principal mecanismo envolvido na reação Eutetóide⁽¹⁹⁾. Skaland et al⁽²⁶⁾ mencionam que mesmo pequenas adições de Sn e/ou Sb já são suficientes para suprimir a formação de ferrita, não importando a taxa de resfriamento.

Fósforo - O P é considerado um elemento perlitizante com alta taxa de segregação^(28,29,30). Mesmo em materiais totalmente recozidos a presença de P provoca variação nas propriedades mecânicas, estando este efeito relacionado ao P em solução sólida na ferrita⁽²⁹⁾. Em fundidos de grande

espessura o efeito provocado pela segregação do P é mais pronunciado^(29,31). Outro efeito deletério associado ao P é o fato dele acentuar os problemas causados pela fragilização ao revenido quando o material resfria lentamente entre as temperaturas de 500° a 300°C, pois a concentração de P nos contornos de grão é enriquecida devido sua alta taxa de difusão na matriz⁽³¹⁾. Com o objetivo de reduzir este efeito, recomenda-se a desmoldagem da peça fundida em temperaturas superiores a 500°C para que a taxa de resfriamento seja maior nesta faixa de temperaturas.

2.3.3. Quantidade, Forma e Distribuição da Grafita

Conforme visto anteriormente, para a ferrita se formar durante o transformação Eutetóide o C deve difundir da matriz metálica saturada para os nódulos de grafita. A taxa com que esta difusão ocorre e o tempo permitido para a difusão irão determinar a quantidade de ferrita e de perlita na matriz^(1,2,26).

Para pequenos números de nódulos (na ordem de 100 nódulos/mm²) as distâncias para difusão são longas e a matriz fica sensível à velocidade de resfriamento através da reação Eutetóide e a variações no número de nódulos. Entretanto, matrizes com maiores quantidades de nódulos (acima de 300 nódulos/mm²) possuem menores distâncias para difusão e são, portanto, menos sensíveis à taxa de resfriamento⁽¹⁾. Não apenas a formação de ferrita pode ser promovida com um maior número de nódulos na matriz, mas também a formação de carbonetos e/ou grafita degenerada podem ser evitados^(1,2,11).

Entretanto, o efeito de redução da quantidade de perlita com o aumento do número de nódulos diminui para quantidades mais elevadas de nódulos. Este fato pode ser melhor entendido examinando-se as distâncias requeridas para a difusão do C. Por exemplo, se o número de nódulos for aumentado de 100 para 200 nódulos/mm², o espaçamento interparticular, ou a distância para difusão, será reduzida em 50%. Entretanto, um acréscimo no número de nódulos de 600 para 700 nódulos/mm² irá reduzir esta distância em apenas 13%⁽¹⁾.

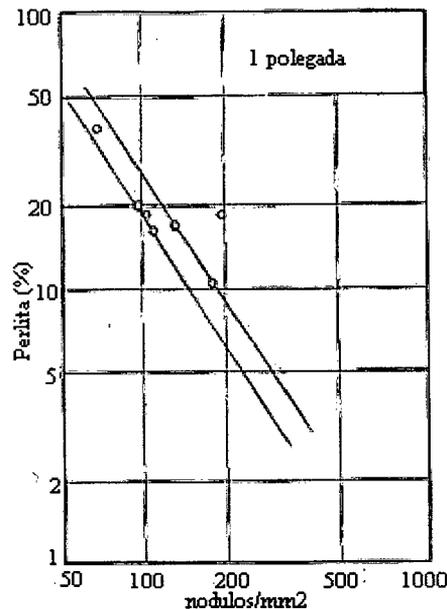


Figura 4 – Efeito do número de nódulos sobre a quantidade de perlita em Blocos Y de 1 polegada⁽¹⁾.

Conforme resultados obtidos por Askeland⁽¹⁾ apresentados na Figura 4⁽¹⁾, a redução da quantidade de perlita quando em teores abaixo de 10% é muito difícil, mesmo com a prática de uma boa técnica de inoculação e um ótimo controle térmico. Portanto, para elevados números de nódulos alguns outros fatores tais como segregação de elementos de liga e elementos residuais em regiões intercelulares devem tornar-se os fatores predominantes que controlam a estrutura da matriz⁽¹⁾.

Inoculação - Durante a transformação Eutética os nódulos de grafita nucleiam-se a partir do banho supersaturado de C de forma heterogênea em sítios preferenciais no metal líquido⁽¹¹⁾. A quantidade destes sítios é aumentada com o processo de inoculação, resultando em um aumento no número de nódulos^(11,12).

Estes sítios preferenciais formados promovem uma superfície sólida onde a grafita pode nuclear-se mais facilmente, com menor energia devido à superfície de contato entre o líquido e o substrato reduzindo o super-resfriamento necessário para a formação dos núcleos de grafita diretamente no líquido⁽¹¹⁾. Um menor super-resfriamento requerido para a nucleação da grafita favorece a transformação Eutética Estável, reduzindo a tendência à formação de carbonetos⁽¹¹⁾.

O processo de inoculação também aumenta o grau de nodularização pela diminuição da tendência à formação de grafita explodida devido à redução do tamanho dos nódulos com o aumento da quantidade destes^(2,11).

Conforme visto anteriormente, com o aumento do tempo após a inoculação observa-se um decréscimo no seu efeito⁽¹¹⁾, de tal forma que a inoculação no molde (ou pós-inoculação) é uma prática recomendável para o aumento da eficiência deste tratamento⁽²⁾.

Composição Química - O C e o Si são os elementos propositalmente adicionados ao banho que mais influenciam no número de nódulos⁽¹¹⁾. Maiores CE produzem um maior número de nódulos, embora não seja um fator tão significativo como outras variáveis, tais como taxa de resfriamento e tratamento de inoculação^(11,12).

Em estudo realizado, Wallace⁽¹²⁾ observou aumento no número de nódulos com o aumento do teor residual de Mg de 0,03% para 0,065%. Da mesma forma, Stefanescu⁽¹³⁾ observou um aumento no número de nódulos com teores residuais de Ce até certo nível. Goodrich⁽¹¹⁾, em estudo similar, observou aumento no número de nódulos com um maior teor de S no metal base e adição de teor equivalente de Mg. Este autor considera que sulfetos de cério e sulfetos de magnésio agem como núcleos para a formação de nódulos de grafita⁽¹¹⁾. Também deve ser considerado que o Mg aumenta a taxa de resfriamento, favorecendo o aumento no número de nódulos.

Taxa de resfriamento - Estudos anteriores observaram que taxas de resfriamento mais elevadas durante a transformação Eutética provocam aumento no número de nódulos^(1,11,12,26), conforme apresentado na Figura 5⁽¹⁾. Este efeito deve-se ao fato de um maior super-resfriamento criar condições termodinâmicas mais favoráveis à ativação de substratos para a nucleação de grafita durante a solidificação^(11,12).

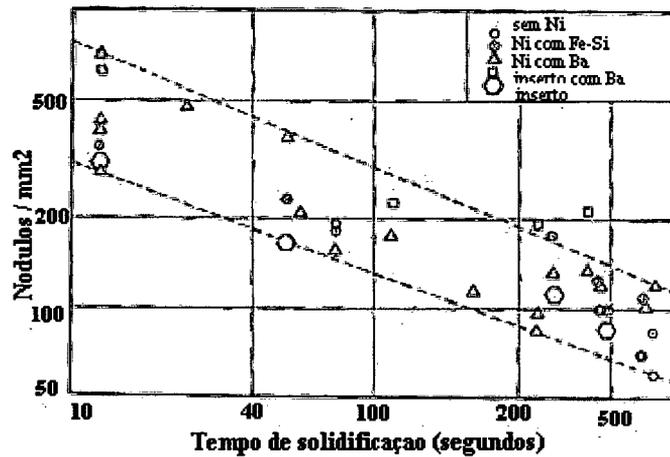


Figura 5 - Efeito da taxa de resfriamento sobre o número de nódulos em FN utilizando-se diversos inoculantes⁽¹⁾.

Askeland⁽¹⁾ propõe que, para uma dada taxa de resfriamento na faixa Eutetóide, a quantidade de perlita na matriz pode ser calculada pela seguinte expressão⁽¹⁾:

$$\text{Quantidade de Perlita} = K(NN)^{-n} \quad (2)$$

onde K e n dependem principalmente da taxa de resfriamento através da faixa de temperaturas em que ocorre a transformação Eutetóide e NN é o número de nódulos na matriz. Esta relação é apresentada na Figura 6⁽¹⁾.

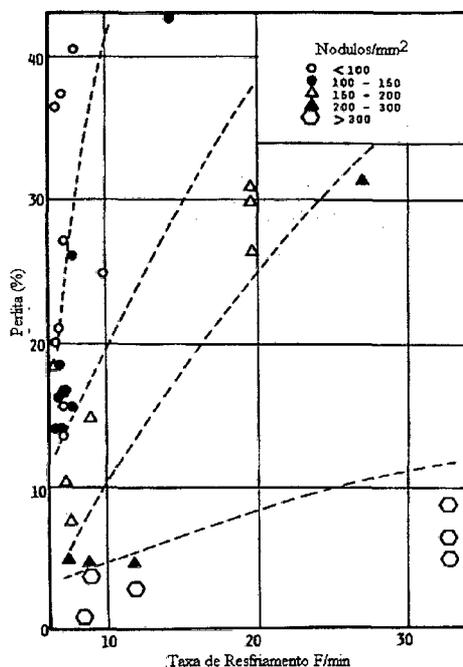


Figura 6 - Efeito da taxa de resfriamento através da reação Eutetóide para diversos números de nódulos sobre a quantidade de perlita formada⁽¹⁾.

2.4. Mecanismos de Fratura em FNF

A resistência dos FNF à formação e crescimento de trincas está intimamente relacionada à microestrutura destes materiais, sendo os fatores de maior influência a quantidade, forma e distribuição dos nódulos de grafita e características da matriz como a quantidade de perlita, elementos dissolvidos, presença de carbonetos primários e segregações nos contornos das células eutéticas. As condições de ensaio também exercem forte influência sobre o modo como o material irá romper, sendo os principais fatores mencionados pela literatura o modo de tensões aplicado, a temperatura de ensaio e a velocidade de carregamento⁽³²⁾.

Autores^(33,34) têm considerado que o início e a propagação de trincas dúcteis ocorre pela união de nódulos em áreas de elevada densidade destes, com trincas se propagando por caminhos de menor energia após extensiva deformação plástica, tendo associadas consigo grandes energias

absorvidas até o rompimento. A intensa deformação da matriz e grande exposição de nódulos conferem um aspecto cinza escuro à superfície da fratura^(32,35,36,37,38,39).

A literatura propõe que a deformação plástica dos cristais ou grãos que formam a estrutura de um metal ocorre por um processo de movimento de discordâncias quando a tensão cisalhante aplicada excede o limite de escoamento (LE) do material^(30,32). Neste caso, percebem-se deformações dos nódulos no sentido longitudinal à aplicação da força devido seu efeito de concentração de tensões⁽³³⁾, com estreitamento da matriz internodular, decoesão dos nódulos e formação de vazios nucleados em finos precipitados na matriz metálica⁽³³⁾.

Extensiva deformação plástica finalmente resulta no rasgamento da matriz entre os nódulos no sentido do menor eixo do vazio elíptico, onde a deformação é mais severa, originando uma microtrinca⁽³³⁾. Devido ao menor fator de concentração de tensões, os vazios nucleados em finos precipitados na matriz requerem maior energia para a propagação, sendo geralmente ancorados⁽³³⁾.

A união dos nódulos adjacentes alivia de forma efetiva a concentração das tensões no vazio por aumentar o raio de curvatura perpendicular à direção de aplicação da tensão trativa⁽³³⁾.

Enquanto que aparentemente a fratura é facilitada pela presença de estreitos espaçamentos internodulares, como o observado em matrizes com elevado números de nódulos, deve ser notado que estas matrizes apresentam elevada resistência ao escoamento antes da fratura devido à sua capacidade de absorver grandes quantidades de deformação plástica⁽³⁰⁾.

Devido ao fato de a deformação endurecer a matriz ferrítica ligada ao Si, são necessários cada vez maiores tensões para dar continuidade à deformação plástica em uma dada região internodular. Isto significa que deformações plásticas iniciais com baixas tensões estarão se formando em regiões adiante da zona severamente deformada de uma trinca. É possível observar-se decoesão dos nódulos em uma região de até 20 nódulos à frente da zona de formação da trinca e até 10 nódulos à frente da trinca primária na zona plasticamente deformada^(33,40). A literatura⁽⁴⁰⁾ menciona que a zona deformada é sensivelmente maior para materiais mais dúcteis.

Com o aumento da tensão aplicada o número de microtrincas formadas na zona de deformação plástica aumenta. Quando uma destas microtrincas supera a ação de ancoramento em uma região internodular larga e se propaga ocorre a nucleação de uma trinca primária⁽³³⁾. Mais de uma trinca primária podem se formar inicialmente e propagar-se por uma distância limitada de 3 a 4 nódulos através da união de microtrincas adjacentes, podendo ser posteriormente bloqueadas pela

matriz metálica dúctil. Finalmente uma das trincas com orientação preferencial torna-se a trinca primária dominante e se propaga⁽³³⁾.

O processo de propagação da trinca ocorre da mesma forma que o processo de nucleação, com o crescimento de microtrincas à frente da trinca primária⁽³³⁾.

O estágio final da propagação da trinca dúctil ocorre quando microtrincas individuais selecionadas na zona plástica se unem com a trinca primária causando progressão da trinca até a ruptura final ou alívio da tensão aplicada para níveis inferiores ao LE do material⁽³³⁾.

Nem todas as trincas irão se unir com a trinca primária conforme esta se propaga visto que ela segue o caminho de menor energia⁽³³⁾, sendo que as trincas que seguem um caminho menos favorável para a propagação são ancoradas geralmente na matriz metálica dúctil de um FNF^(33,40).

Resumidamente, o processo de nucleação e propagação de trincas dúcteis em FNF pode ser descrito por 6 passos distintos e consequentes, conforme segue^(33,41):

- ✓ Decoção dos nódulos;
- ✓ Deformação plástica localizada da matriz ferrítica internodular;
- ✓ Ruptura da ferrita internodular com formação de microtrincas;
- ✓ União de nódulos adjacentes com formação da trinca primária;
- ✓ União de microtrincas selecionadas com a frente de trinca primária;
- ✓ Propagação da trinca até a ruptura final;

No entanto, sob condições adversas, quando a composição química e microestrutura são insatisfatórias, na presença de entalhe, em baixas temperaturas de ensaio ou quando a velocidade de carregamento é elevada, a fratura pode ocorrer por mecanismos frágeis^(32,34,42). Tais mecanismos são de natureza catastrófica, ocorrendo quando a tensão normal ao plano de clivagem excede a resistência coesiva do material, causando a separação dos planos sem considerável deformação plástica. Fraturas frágeis estão associadas a baixas energias absorvidas até a ruptura final do material.

Materiais que rompem por mecanismos de fratura frágil têm associados à sua matriz LE maiores que a resistência coesiva entre os planos de clivagem, inibindo deformações plásticas na ponta da trinca que poderiam bloquear a sua propagação por reduzir o efeito de concentração de

tensões. Isto resultaria em aumento da energia absorvida ao impacto, visto que maiores tensões seriam necessárias para dar continuidade à propagação da trinca.

Ao contrário das fraturas dúcteis, a nucleação de trincas frágeis não está associada aos nódulos de grafita, mas apresenta forte dependência aos contornos de célula. Tem sido sugerido que a nucleação de trincas frágeis está associada ao empilhamento de discordâncias contra alguma barreira, à interseção de discordâncias ou a carbonetos e segregações nos contornos de células eutéticas⁽³⁴⁾.

A tensão necessária para clivar um material não é grandemente influenciada pelas mudanças de temperatura ou deformações plásticas prévias, mas a tensão crítica de cisalhamento aumenta com a redução da temperatura ou com deformações plásticas⁽³²⁾. Em cristais de Fe, com o decréscimo da temperatura, a tensão crítica para causar movimento de discordâncias pode elevar-se até acima daquela requerida para causar fratura por clivagem e conseqüentemente ocorrerá mudança do mecanismo de fratura de dúctil para frágil⁽³²⁾, conforme demonstrado no esquema da Figura 7⁽³²⁾. A temperatura em que esta mudança de mecanismo ocorre é denominada de temperatura de transição (TDF).

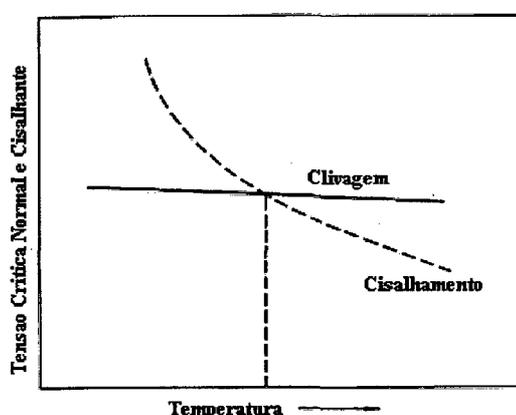


Figura 7 - Efeito da temperatura sobre o mecanismo de fratura em FN⁽³²⁾

Durante o processo de propagação da trinca certos grãos estarão orientados de forma diferente de outros, e as tensões cisalhante e normal resultantes irão variar de grão para grão. Conseqüentemente alguns destes irão romper por mecanismos de movimento de discordâncias, enquanto que outros irão romper por clivagem e a transição entre estes mecanismos ocorrerá em uma faixa de temperaturas⁽³⁴⁾.

Em um FN a temperatura em que ocorre a mudança de comportamento dúctil para frágil pode ser afetada pela⁽³²⁾:

Composição química da matriz – Elementos dissolvidos na matriz provocam endurecimento da ferrita e aumento de sua resistência à deformação plástica, de tal forma que mecanismos de fratura frágil são favorecidos^(2,27,32), elevando a temperatura de transição do material^(27,32);

Quantidade, forma e distribuição dos nódulos de grafita – A literatura sugere que os nódulos de grafita agem como bloqueadores de trincas durante o processo de fratura frágil^(34,36,43), reduzindo as tensões associadas à ponta da trinca. Esta teoria pode explicar o fato de a curva de transição de um FNF situar-se a temperaturas inferiores àquelas correspondentes a um aço com composição química idêntica à matriz deste FNF⁽⁴³⁾;

Quantidade de perlita na matriz – O aumento da quantidade de perlita na matriz metálica provoca redução do tamanho da zona plasticamente deformada e da capacidade da matriz bloquear trincas⁽⁴⁰⁾, resultando em redução da Eabs pelo material e aumento da TDF⁽⁴⁶⁾. Em estruturas mistas, com quantidades variáveis de ferrita e perlita, percebe-se o surgimento de mecanismos complexos de fratura devido às diferentes propriedades destes microconstituintes⁽⁴⁰⁾. São associados aumentos na energia absorvida com teores de até 5% de perlita visto que pode ocorrer bloqueio das trincas nas colônias de perlita⁽²⁸⁾;

Presença de carbonetos e segregações em contornos de célula – A presença de carbonetos ou segregações nos contornos de célula desempenha um importante papel no modo de fratura resultante, podendo agir como núcleos para a propagação de trincas frágeis, visto que reduzem a resistência coesiva do material^(31,34);

Velocidade de carregamento – Observa-se que menores velocidades de carregamento favorecem mecanismos de fratura dúcteis. Se a velocidade de propagação exceder um determinado valor crítico pode ocorrer transição do modo de fratura dúctil para frágil⁽³²⁾. Tal característica pode ser observada quando corpos de prova sem entalhe são ensaiados. Neste caso a fratura pode iniciar de modo dúctil

e, com o alívio da energia elástica estocada no corpo de prova, a velocidade de propagação aumenta, podendo resultar em uma fratura de aparência mista^(32,44);

Presença de entalhe – Fraturas frágeis são favorecidas pela presença de entalhe, visto que o mesmo cria um estado triaxial de tensões que restringe a deformação plástica da matriz. Observa-se aumento da temperatura de transição com a presença de entalhe^(30,44,45). Na execução do ensaio Charpy considera-se que corpos de prova sem entalhe absorvem a energia requerida para a nucleação e propagação da trinca, enquanto que corpos de prova com entalhe absorvem basicamente a energia requerida para a propagação da trinca⁽³³⁾.

2.5. Obtenção de Matrizes Ferríticas com Elevada Ductilidade

2.5.1. Taxa de Resfriamento

Baixas velocidades de resfriamento através da temperatura de reação Eutetóide são recomendadas para a obtenção de FNF por favorecerem o processo difusional do C na matriz metálica^(1,2,26). Resultados experimentais obtidos por Askeland⁽¹⁾ para diferentes números de nódulos são apresentados na Figura 6⁽¹⁾. Observa-se que menores taxas de resfriamento resultam em menores quantidades de perlita.

2.5.2. Composição Química

Na produção de FNF brutos de fundição geralmente não se adicionam elementos de liga e os teores residuais de elementos perlitizantes são mantidos aos mais baixos níveis possíveis. Assim sendo, os principais elementos que influenciam na tenacidade de FNF são o Si, C e elementos perlitizantes residuais no banho.

Silício - Além da influência do Si sobre as transformações Eutética e Eutetóide e sobre a formação de grafita conforme descrito anteriormente, também devemos considerar o seu efeito quando em solução na matriz.

O Si apresenta efeito dual de redução da quantidade de perlita e de endurecimento da matriz metálica por solução sólida^(2,5,27). O efeito de endurecimento resulta em aumento das propriedades de resistência com diminuição no alongamento e tenacidade em baixas temperaturas, provocando elevação da temperatura de transição⁽²⁷⁾.

Estudos revelam que a adição de 1%Si pode elevar a temperatura de transição em até 45°C se considerarmos apenas o efeito do elemento em solução sólida^(5,28,30).

Este efeito deve-se à elevação do LE da matriz metálica na presença de Si em solução sólida até níveis superiores à resistência coesiva da matriz, não permitindo que as tensões na ponta da trinca sejam aliviadas através de deformações plásticas.

No entanto, quando em ensaio à temperatura ambiente, adições de até 3% de Si provocam aumento da tenacidade, sendo associados ótimos resultados de energia absorvida ao impacto nestas condições^(2,46).

A Figura 8⁽³²⁾ apresenta valores de energia absorvida obtidos para diversos teores de Si. Observa-se aumento da temperatura de transição com o aumento do teor de Si.

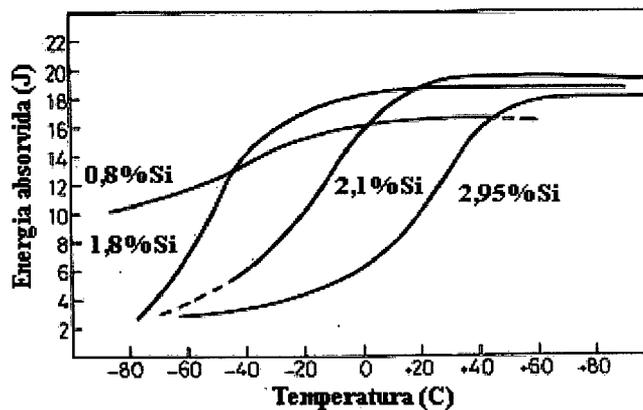


Figura 8 – Efeito do Si sobre a temperatura de transição de FNF recozido em ensaio de impacto Charpy com corpos de prova entalhados⁽³²⁾.

Carbono - O C apresenta pequeno efeito sobre a variação da energia absorvida. A redução observada no patamar superior e na temperatura de transição devem-se ao aumento no número de nódulos para maiores teores de C. A Figura 9⁽³²⁾ apresenta resultados de energia absorvida obtidos por Barton⁽³²⁾ para teores variados de C.

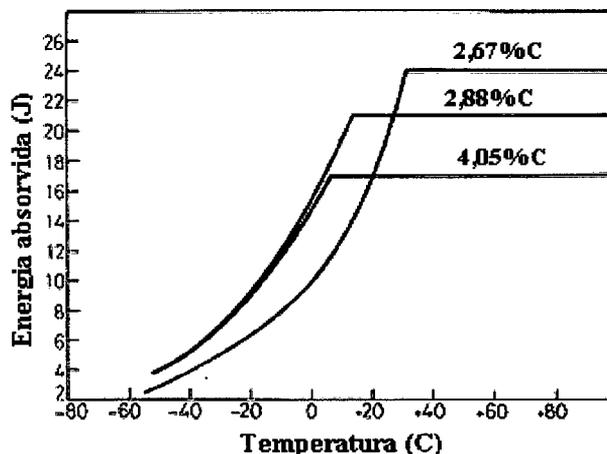


Figura 9 – Efeito do C sobre a energia absorvida de FNF recozido em ensaio Charpy com corpos de prova entalhados⁽³²⁾.

Elementos Perlitizantes - A presença de elementos perlitizantes como Mn, Cu, Cr e P favorecem a reação Eutetóide Metaestável, promovendo a formação de perlita e conseqüente redução da energia absorvida e devem ser mantidos aos mais baixos níveis possíveis^(2,5,30). A literatura menciona alterações nas propriedades mecânicas com teores na faixa de 0,2%Mn, 0,05%Cr e 0,05%Cu⁽⁸⁾.

A Figura 10⁽⁴⁴⁾ apresenta resultados obtidos por Rickards⁽⁴⁴⁾, onde verifica-se redução da energia absorvida e aumento da temperatura de transição para maiores teores de Mn. A Figura 11⁽⁴⁷⁾ apresenta o efeito do Cu sobre a redução da energia absorvida e aumento da temperatura de transição conforme resultados obtidos por Gilbert⁽⁴⁷⁾.

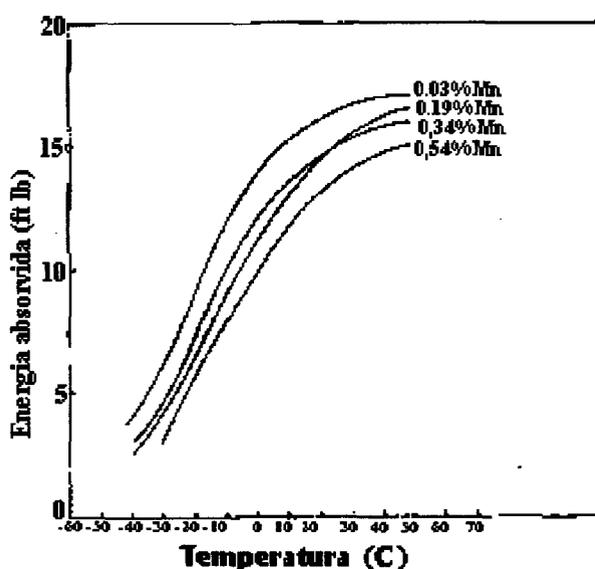


Figura 10 – Efeito do Mn na energia absorvida de FNF bruto de fundição em corpos de prova entalhados em V⁽⁴⁴⁾.

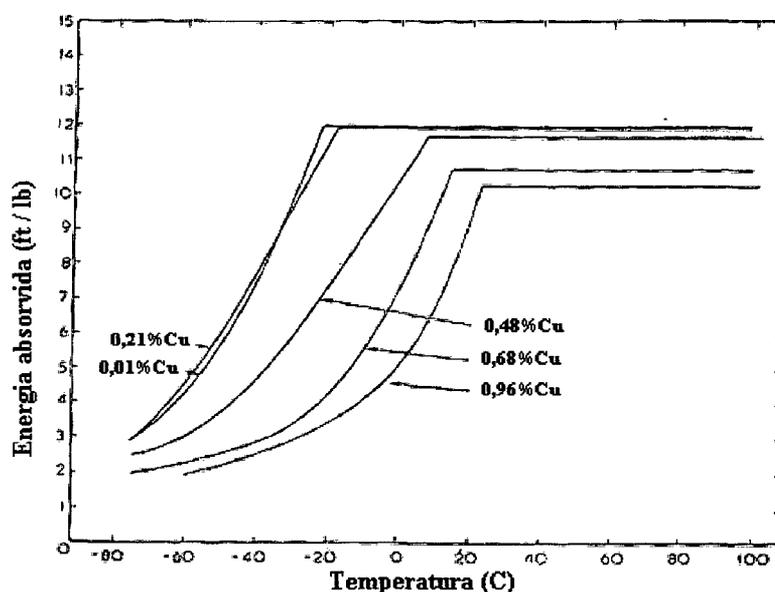


Figura 11 – Efeito do Cu na energia absorvida de FNF recozido em corpos de prova entalhados em V⁽⁴⁷⁾.

2.5.3. Quantidade, Forma e Distribuição da Grafita

O aumento no número de nódulos provoca redução da energia absorvida no patamar dúctil visto que aumentam a quantidade de núcleos para a formação de alvéolos. No entanto, matrizes com maiores números de nódulos apresentam menores temperaturas de transição devido ao fato destes nódulos agirem como bloqueadores de trincas de clivagem^(43,48), além de favorecerem a reação Eutetóide Estável^(1,2,11,12), promovendo a formação de uma matriz ferrítica.

Mogford⁽⁴⁸⁾ verificou que a temperatura de transição de ligas Fe-C-Si decresce de 4 para -47°C quando a quantidade de grafita varia de 11 para 16% em volume. O autor propõe ainda que espaçamentos internodulares menores estão relacionados a maiores tamanhos críticos de trinca para fratura frágil, o que ajudaria a explicar a redução na TDF provocado pelo aumento do número de nódulos⁽⁴⁸⁾.

A Figura 12⁽³²⁾ apresenta valores de energia absorvida obtidos com materiais contendo diferentes números de nódulos. Verifica-se queda da energia absorvida no patamar dúctil e redução da temperatura de transição com o aumento do número de nódulos⁽³²⁾.

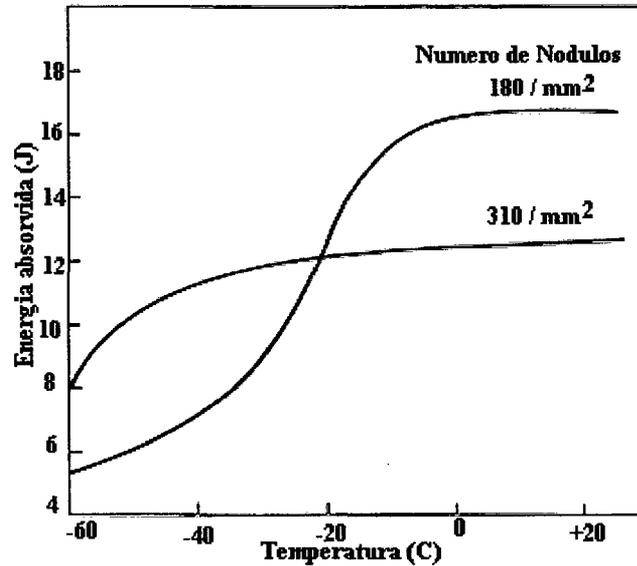


Figura 12 – Efeito do número de nódulos sobre a energia absorvida de FNF recozido no ensaio Charpy com corpos de prova entalhados em V⁽³²⁾.

De modo geral observa-se redução na energia absorvida quando a quantidade de grafita degenerada e/ou alinhada aumenta^(46,49,50). A Figura 13⁽³²⁾ apresenta o efeito provocado pelo decréscimo do grau de nodularização sobre a energia absorvida segundo resultados obtidos por Barton⁽³²⁾.

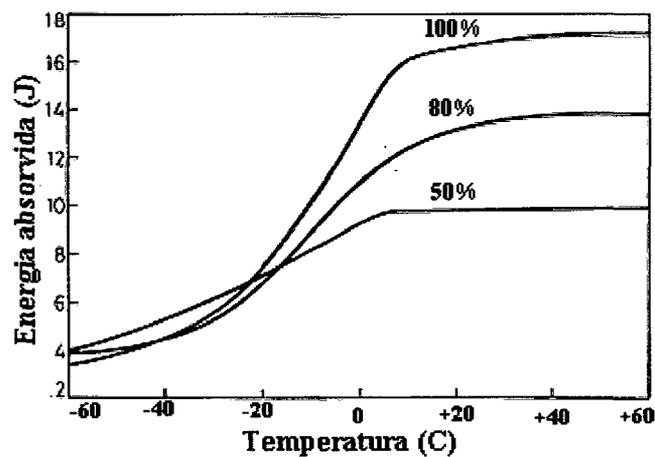


Figura 13 – Efeito do grau de nodularização sobre a energia absorvida de FNF em ensaio Charpy com corpos de prova entalhados em V⁽³²⁾.

2.5.4. Matriz Metálica

Teores crescentes de perlita provocam uma queda na energia absorvida e um aumento na temperatura de transição no ensaio Charpy⁽⁴⁶⁾ por restringirem a deformação da matriz, criando condições favoráveis para a propagação de trincas de clivagem. Resultados obtidos por Pellini⁽⁴³⁾ indicaram que menores temperaturas de transição foram obtidas com quantidades de perlita na faixa de 5%, não se obtendo melhorias adicionais para menores teores deste constituinte. Segundo Cox⁽²⁸⁾, pequenas porcentagens de perlita poderiam ter um efeito benéfico como partícula de segunda fase por serem capazes de bloquear trincas que estariam se propagando na matriz ferrítica. No mesmo estudo também observou-se que quantidades de perlita na faixa de 10% provocaram elevação significativa na temperatura de transição⁽²⁸⁾. A Figura 14⁽⁴⁴⁾ apresenta o efeito da quantidade de perlita na matriz sobre a energia absorvida.

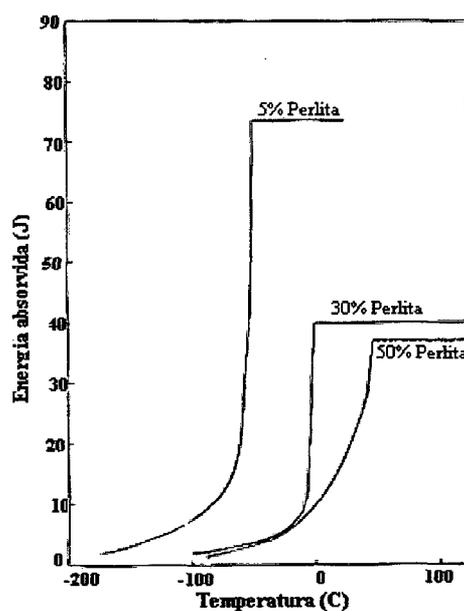


Figura 14 – Efeito da quantidade de perlita na matriz sobre a energia absorvida com CP sem entalhe⁽⁴⁴⁾.

Em geral, elementos dissolvidos na matriz resultam em endurecimento com fragilização do material diante de solicitações dinâmicas^(2,27). O principal elemento presente em solução sólida nos FNF é o Si. Conforme visto anteriormente, com a adição de 1%Si é atribuído um aumento de 45°C na temperatura de transição^(5,28,30). No entanto, deve ser considerado que o Si tem ação ferritizante e sua contribuição final será uma combinação destes dois efeitos. Assim sendo, para a obtenção de elevadas propriedades de impacto em baixas temperaturas de ensaio o teor de Si deve ser mantido ao mais baixo nível possível desde que se tenha uma matriz predominantemente ferrítica.

Segregações contribuem para a formação do Eutetóide Metaestável pelo aumento da concentração de elementos perlitizantes em regiões intercelulares ou junto aos nódulos de grafita. Além deste efeito, segregações nos contornos de célula provocam a formação de compostos intermetálicos que reduzem a resistência coesiva da matriz facilitando a nucleação e crescimento de trincas intercelulares de características frágeis^(5,31).

É postulado que a segregação de P desempenha um importante papel no modo de fratura resultante⁽³¹⁾. Em resultados experimentais, Rickards⁽⁴⁴⁾ concluiu que em materiais contendo 2,1% de Si teores acima de 0,05% de P são suficientes para provocar redução considerável na energia absorvida ao impacto. O mesmo autor⁽⁴⁴⁾ também menciona que em materiais contendo teores maiores de Si, como por exemplo 2,65%, salientam o efeito fragilizante do P, que deve ser mantido a teores ainda mais baixos, na ordem de 0,02%, a fim de não provocar considerável elevação da temperatura de transição.

3. Materiais e Métodos

Os experimentos foram projetados e analisados segundo o método Taguchi (DOE) utilizando-se o método estatístico ANOVA para a análise dos resultados. O detalhamento destes dois métodos é apresentado no “Apêndice A”.

Abaixo segue descrita a metodologia adotada para a elaboração dos experimentos do presente trabalho.

Passo 1 - Seleção dos fatores e/ou interações a serem avaliados - Foram selecionados os fatores que, segundo a literatura e experiências na fundição, têm forte influência sobre os resultados de energia absorvida:

Fatores:

- A. Cobre***
- B. Silício***
- C. Pós-Inoculação***
- D. Manganês***

Interações:

- AxB. Cobre x Silício***
- AxC. Cobre x Pós-Inoculação***
- BxC. Silício x Pós-Inoculação***

Passo 2 - Seleção do número de níveis para os fatores - Foram selecionados dois níveis para cada fator. Os níveis foram definidos com base nas composições médias obtidas com matérias-primas comerciais, sendo que ao Nível 1 foi proposta uma composição que se aproximasse dos menores teores que poderiam ser obtidos em produção normal e ao Nível 2 foi estipulada uma composição com base em citações da literatura e experiências anteriores, conforme apresentado na Tabela I.

Tabela I – Fatores e níveis selecionados – Série A

<i>Nível</i>	<i>Cu</i>	<i>Si</i>	<i>Pós-Inoculação</i>	<i>Mn</i>
1	0,04	2,2	Sem	0,13
2	0,08	2,4	0,1% no jato	0,20

Passo 3 - Seleção da matriz ortogonal apropriada - Foi selecionada a matriz ortogonal de experimentos L8, apresentado na Tabela II, como a mais adequada para o estudo do efeito destes fatores.

Tabela II – Matriz ortogonal L8 com os fatores inseridos

Material	Fatores/Interações						
	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>A x B</i>	<i>C</i>	<i>A x C</i>	<i>B x C</i>	<i>D</i>
	<i>Cu</i>	<i>Si</i>	<i>CuxSi</i>	<i>Pós</i>	<i>CuxPós</i>	<i>SixPós</i>	<i>Mn</i>
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

Passo 4 - Inserção dos fatores e/ou interações nas colunas – Foram inseridos os fatores e interações nas colunas da matriz ortogonal L8 conforme apresentado na Tabela II.

Passo 5 - Condução dos testes

Confeção dos Materiais - Os materiais foram confeccionados de acordo com o projeto. A fusão foi realizada em forno de média frequência com capacidade de 2200 Kg e com revestimento de silicato. A composição aproximada da carga utilizada é apresentada na Tabela III.

Tabela III – Peso e composição aproximada da carga utilizada

	Peso (Kg)	%C	%Si	%Mn	%P	%S
Sucata	1.000	0,05	-	0,25	0,0186	0,0138
Gusa	1.200	4,41	0,88	0,04	0,065	0,012

A composição final foi obtida através de adições de ferro-ligas no forno com todos os fatores ao Nível 1. Buscou-se manter os demais residuais em faixas semelhantes às mínimas obtidas em condições de produção normal.

Seguiu-se superaquecimento a 1520°C durante 10 minutos para homogeneização do banho.

Após o metal foi transferido para a panela de nodularização à 1480°C onde procedeu-se o tratamento pelo processo “Panela coberta” com adição de 1,7% FeSiMg. Neste momento também foram feitas adições de Cu eletrolítico e Fe-Mn quando da obtenção dos materiais com os fatores Cu e Mn ao Nível 2. A correção do Si até o Nível 2 foi realizada no forno, após vazamento de todos os materiais com este fator ao Nível 1.

Na transferência do banho metálico para a panela de vazamento foi realizada inoculação com 0,5% FeSi granulado para os materiais sem tratamento de pós-inoculação e 0,4% FeSi granulado para os materiais com tratamento de pós-inoculação. Este procedimento foi adotado com o objetivo de não alterar o %Si com o tratamento de pós-inoculação, visto que neste tratamento foi adicionado 0,1% de FeSi em pó.

A Tabela IV apresenta a composição aproximada das ligas nodularizante e inoculante utilizadas nestes ensaios.

Tabela IV – Composição aproximada das ligas nodularizante e inoculante

Liga Nodularizante		Liga Inoculante	
Mg	5-7%	Si	70%
Si	43-48%	Al	0,8-1,2%
TR	0,8-1,2%	Ca	0,8-1,2%
Ca+Ba	0,9-1,5%	Fe	balanço
Al	0,6% máx		
Fe	balanço		

O vazamento foi realizado à 1400°C em moldes em areia Pep-set com moldes do tipo Bloco Y com 1 polegada de espessura. Aos materiais projetados com pós-inoculação foi adicionado 0,1% FeSi em pó no jato de metal no momento do vazamento. O resfriamento procedeu dentro dos moldes até a temperatura ambiente.

Foram retirados corpos de prova (CP's) para ensaios mecânicos e metalografia das 2 primeiras fatias de 10 a 12 mm do Bloco Y.

Análise Metalográfica - Procedeu-se análise metalográfica nas seções transversais das fatias extraídas dos Blocos Y e seguindo Normas ABNT em microscópio ótico. Os CP's foram preparados de maneira convencional com polimento em alumina.

A contagem dos nódulos foi realizada com CP's polidos e sem ataque químico, conforme a Norma MB-1512 de Maio/1990 com aumento de 100X e auxílio de retículo. Foram analisados, pelo menos, 6 campos em cada CP. O resultado de cada material foi obtido através da média das leituras de 4 CP's.

A forma e tamanho dos nódulos foi avaliada com CP's polidos e sem ataque químico conforme Norma NBR 6593 de Abril/1981 em microscópio ótico. O grau de nodularização foi determinado comparando-se as amostras com tabelas padronizadas.

A quantidade de perlita foi analisada em CP's polidos e com ataque químico em Nital 5% com o auxílio de reticulado em aumento de 100X. Foram analisados, pelo menos, 6 campos em cada CP. O resultado de cada material foi obtido através da média das leituras de 4 CP's.

Ensaio Mecânico - A dureza Brinell foi medida aplicando-se carga de 300 Kg com esfera de 10 mm, conforme Norma NBR 6394 de Dezembro/1980. A leitura das impressões foi realizada em microscópio ótico. Foram analisados 4 CP's por material.

Os ensaios de tração foram realizados com CP's de 6 mm de diâmetro em máquina universal de ensaios hidráulica marca Kratos, de acordo com a Norma ASTM A370-96. O limite de escoamento foi determinado utilizando-se extensômetro MTS 632.12.-20 em uma distância de 30 mm. Considerou-se a tensão após uma deformação plástica limite de 0,2%. O alongamento foi medido após a união do CP rompido e calculado com base em uma distância original de 30 mm.

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados de acordo com a Norma ABNT NBR6157 de Dezembro/1980. Para os ensaios foi utilizada máquina Werkstoffprüfmaschinen com martelo de 30 Kg em temperaturas que variaram entre 60°C e -80°C. As temperaturas abaixo da ambiente foram obtidas com o uso de Nitrogênio líquido e Álcool etílico. A temperatura de 60°C foi obtida aquecendo-se os CP's em água quente.

Foram utilizados CP's usinados e retificados com 10x10x55 mm com e sem entalhe. O entalhe adotado foi do tipo U com 3 mm de profundidade e 1 mm de raio, sendo confeccionado com ferramenta do tipo brochadeira. O aspecto e dimensões do entalhe foram inspecionadas por amostragem em máquina projetora de perfis e em microscópio estereográfico. Os ensaios de impacto com corpos de prova sem entalhe foram realizados por terem maior sensibilidade às variações da quantidade de perlita na matriz⁽²⁷⁾, desta forma podem fornecer melhores condições para a avaliação dos efeitos dos fatores em estudo.

Passo 6 - Análise dos resultados - Todos os resultados quantificados foram avaliados através de análise estatística ANOVA utilizando-se o software ANTM 000520 (Analysis of Variance using Taguchi methods).

Foram adotados como meios de interpretação dos resultados fornecidos pelo ANOVA a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição dos fatores e interações. Por convenção adotou-se valores positivos indicando contribuição para o aumento da variável dependente e valores negativos indicando contribuição para a redução desta variável.

Foram utilizadas ferramentas de Análise de regressão e Correlação (R^2) disponíveis no software Excel versão 97 fornecido pela Microsoft. O valor de R^2 é a medida da variabilidade da variável dependente no modelo de regressão. Um perfeito ajuste, ou interpretação dos dados pela equação gerada irá produzir um R^2 de valor em módulo 1 ($/1$). Um valor de R^2 igual a zero indica que nenhuma correlação foi observada entre as variáveis. No presente trabalho foi adotado:

$1,0 > R^2 \geq 0,7$ – Correlação forte

$0,7 > R^2 \geq 0,4$ – Correlação média

$0,4 > R^2 \geq 0,2$ – Correlação fraca

$0,2 > R^2 \geq 0,0$ – Correlação nula

Passo 7 - Experimento de confirmação - Após análise dos resultados obtidos na Série A foi projetada uma nova série de experimentos com o objetivo de confirmar os resultados obtidos. Seguiram-se os mesmos procedimentos descritos para a Série A. Foram estabelecidos novos valores para os Níveis 1 e 2 de cada fator, buscando manter-se todas as demais variáveis fixas. A Tabela V apresenta os níveis selecionados para a Série B.

Tabela V – Fatores e níveis selecionados – Série B

<i>Nível</i>	<i>Cu</i>	<i>Si</i>	<i>Pós-Inoculação</i>	<i>Mn</i>
<i>1</i>	<i>0,05</i>	<i>2,1</i>	Sem	<i>0,15</i>
<i>2</i>	<i>0,12</i>	<i>2,7</i>	0,1% no jato	<i>0,30</i>

4. Apresentação e Discussão dos Resultados

4.1 – Composição Química e Características Microestruturais

As Tabelas VI e VII apresentam, respectivamente, as composições químicas e as características microestruturais dos materiais obtidos na Série A. Os resultados representam a média de 4 CP's. As Figuras 15 a 22 apresentam as metalografias dos materiais desta série.

Tabela VI - Composição química dos materiais da Série A

Composição Química - Série A

<i>Material</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cu</i>
1A	3,5	2,15	0,13	0,04
2A	3,5	2,2	0,20	0,04
3A	3,5	2,4	0,20	0,04
4A	3,5	2,4	0,13	0,04
5A	3,4	2,3	0,20	0,08
6A	3,4	2,2	0,13	0,08
7A	3,3	2,4	0,15	0,08
8A	3,4	2,4	0,20	0,08

Para todos os materiais os demais elementos são residuais:

<i>Sn</i>	<i>P</i>	<i>Pb</i>	<i>Cr</i>	<i>Mg</i>	<i>S</i>	<i>As</i>	<i>Sb</i>
0,006	0,04	0,0005	0,009	0,037 a 0,042	0,010	<0,0018	<0,001

Tabela VII – Características microestruturais dos materiais da Série A

Características Microestruturais - Série A

<i>Material</i>	<i>Perlita (%)</i>	<i>Número de Nódulos/mm²</i>	<i>Nodularização (%)</i>	<i>Tamanho dos Nódulos</i>
1A	36	77	>90	6
2A	23	121	>90	6 e 7
3A	13	118	>90	6 e 7
4A	8	138	>90	6 e 7
5A	32	75	>90	6
6A	19	136	>90	6 e 7
7A	28	121	>90	5 e 6
8A	11	150	>90	6 e 7

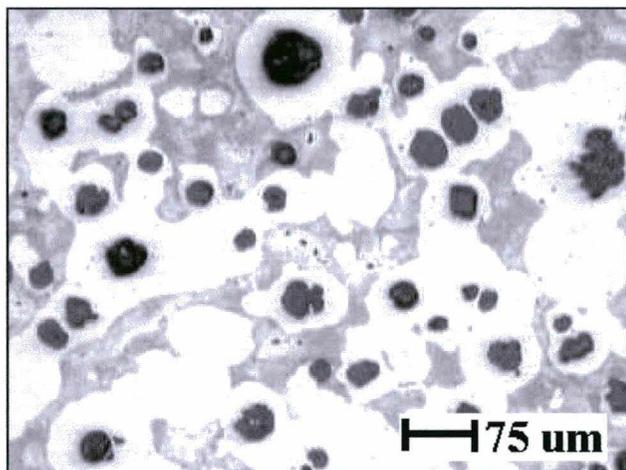


Figura 15 - Metalografia do material 1A com 36% de perlita, 77 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

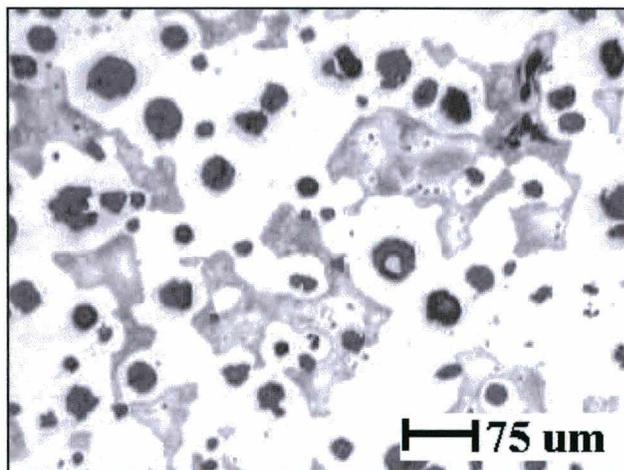


Figura 16 - Metalografia do material 2A com 23% de perlita, 121 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 a 7 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

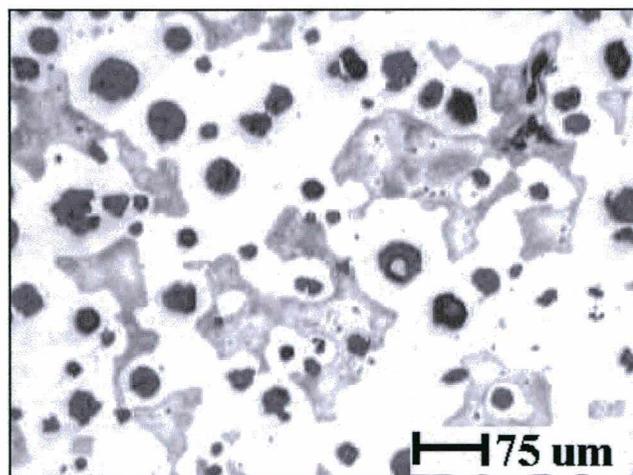


Figura 17 - Metalografia do material 3A com 13% de perlita, 118 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 a 7 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

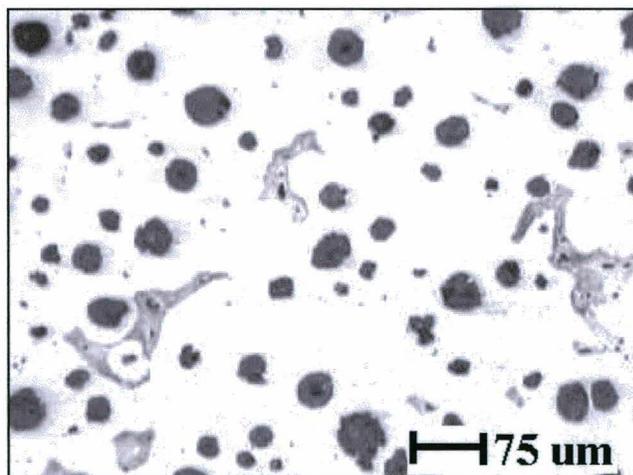


Figura 18 - Metalografia do material 4A com 8% de perlita, 138 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 a 7 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

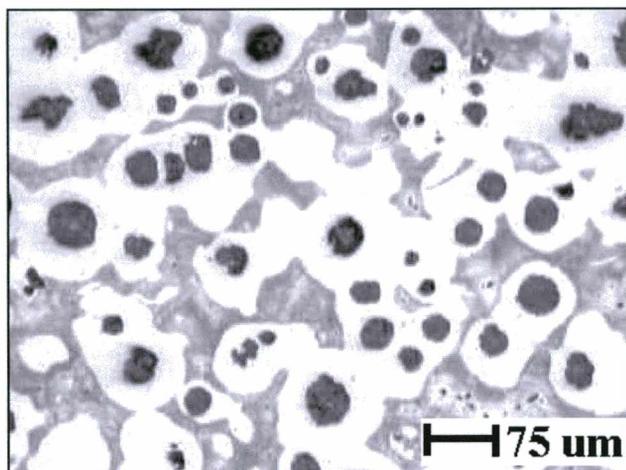


Figura 19 - Metalografia do material 5A com 32% de perlita, 75 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

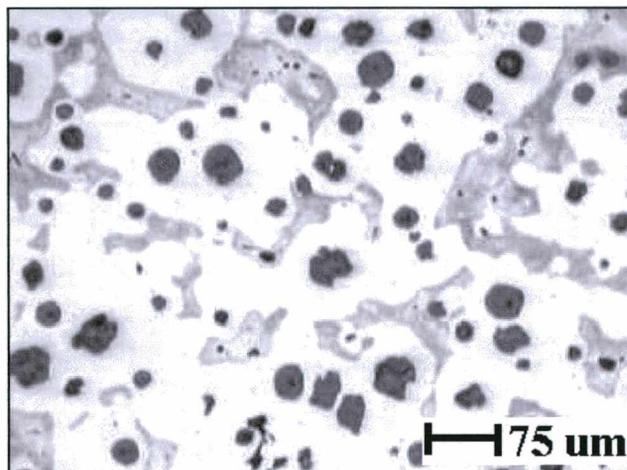


Figura 20 - Metalografia do material 6A com 19% de perlita, 136 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 a 7 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

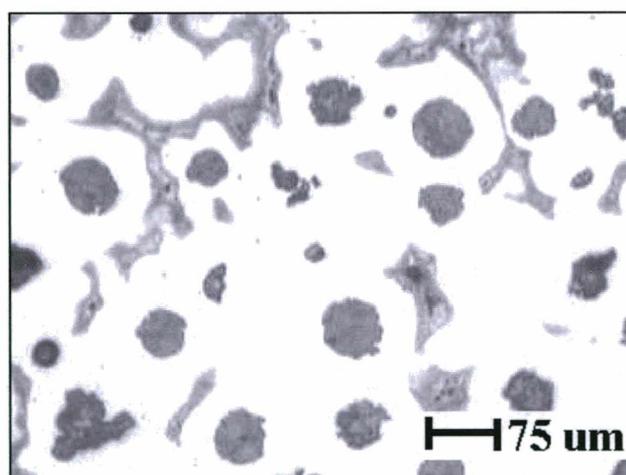


Figura 21 - Metalografia do material 7A com 28% de perlita, 121 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 a 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

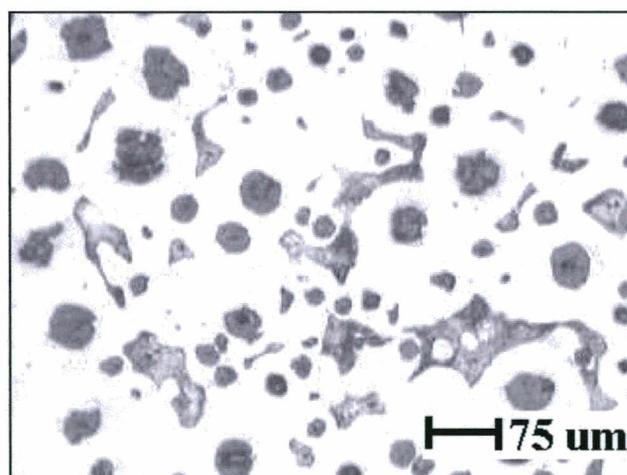


Figura 22 - Metalografia do material 8A com 11% de perlita, 150 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

As Tabelas VIII e IX apresentam, respectivamente, as composições químicas e as características microestruturais dos materiais obtidos na Série B. Os resultados representam a média de CP's. As Figuras 23 a 30 apresentam as metalografias dos materiais desta série.

Tabela VIII - Composição química dos materiais da Série B

Composição Química - Série B

<i>Material</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cu</i>
1B	3,3	2,1	0,15	0,05
2B	3,4	2,1	0,29	0,05
3B	3,4	2,7	0,30	0,05
4B	3,4	2,7	0,15	0,05
5B	3,4	2,1	0,30	0,12
6B	3,4	2,1	0,15	0,12
7B	3,4	2,7	0,15	0,12
8B	3,3	2,7	0,30	0,12

Para todos os materiais os demais elementos são residuais:

<i>Sn</i>	<i>P</i>	<i>Pb</i>	<i>Cr</i>	<i>Mg</i>	<i>S</i>	<i>As</i>	<i>Sb</i>
0,007	0,04	0,0006	0,015	0,040 a 0,045	0,010	<0,0025	<0,001

Tabela IX – Características microestruturais dos materiais da Série B

Características Microestruturais - Série B

<i>Material</i>	<i>Perlita (%)</i>	<i>Número de Nódulos/mm²</i>	<i>Nodularização (%)</i>	<i>Tamanho dos Nódulos</i>
1B	40	89	>90	5 e 6
2B	50	102	>90	5 e 6
3B	29	100	>90	5 e 6
4B	9	121	>90	6
5B	57	84	>90	5 e 6
6B	43	103	>90	5 e 6
7B	25	99	>90	5 e 6
8B	20	106	>90	6

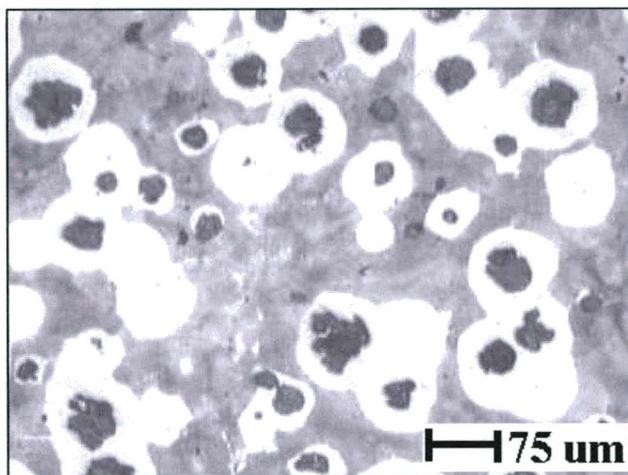


Figura 23 - Metalografia do material 1B com 40% de perlita, 125 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 e 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

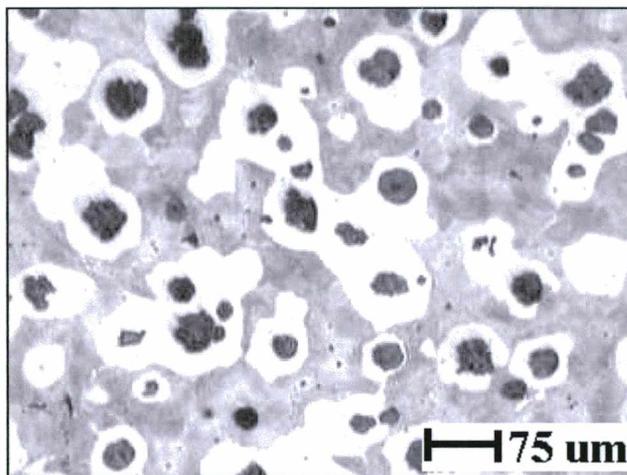


Figura 24 - Metalografia do material 2B com 50% de perlita, 103 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 e 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

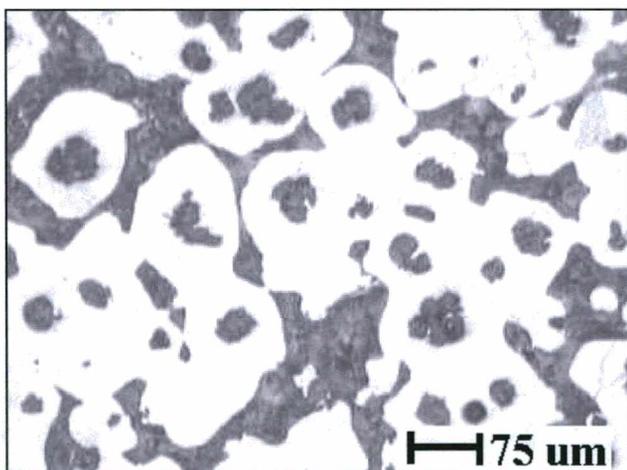


Figura 25 - Metalografia do material 3B com 29% de perlita, 132 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 e 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

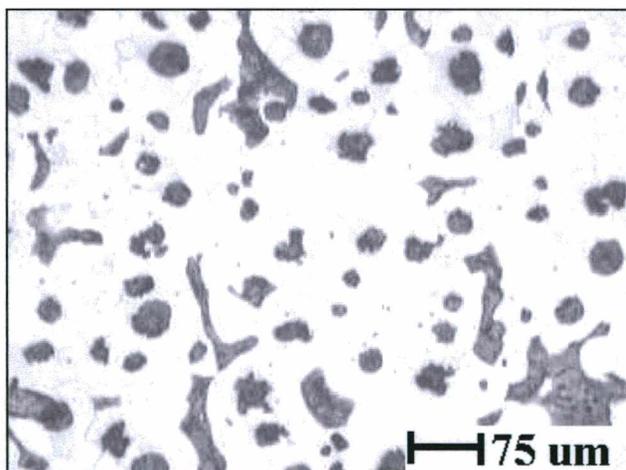


Figura 26 - Metalografia do material 4B com 9% de perlita, 136 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

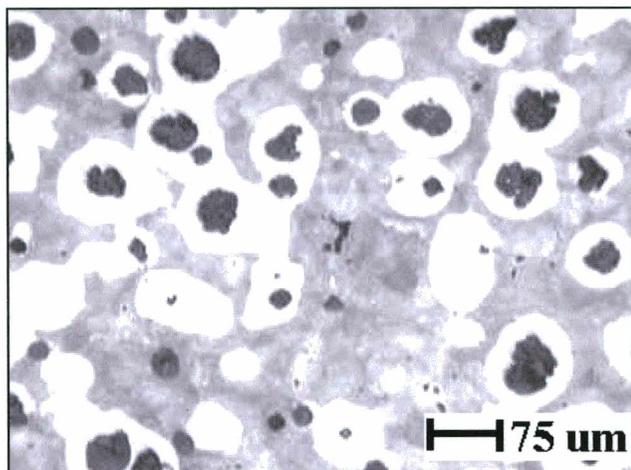


Figura 27 - Metalografia do material 5B com 57% de perlita, 132 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 e 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

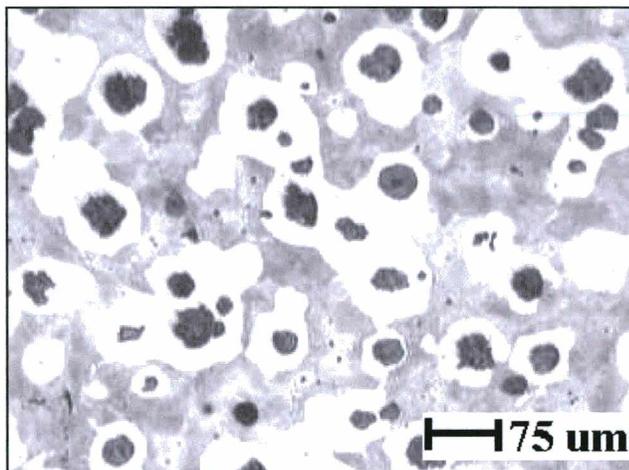


Figura 28 - Metalografia do material 6B com 43% de perlita, 107 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 e 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

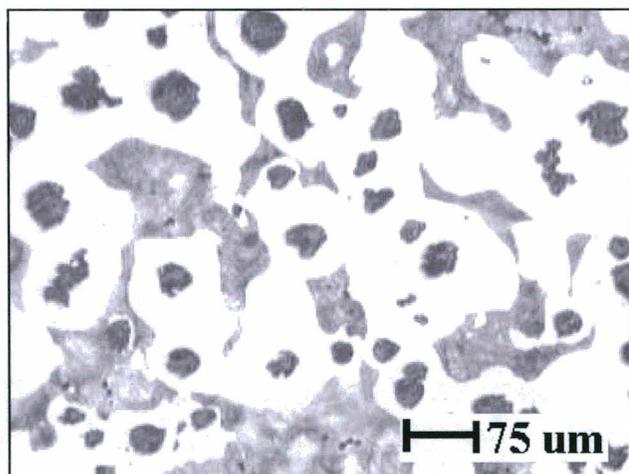


Figura 29 - Metalografia do material 7B com 25% de perlita, 116 nódulos/mm², nódulos tamanho 5 e 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

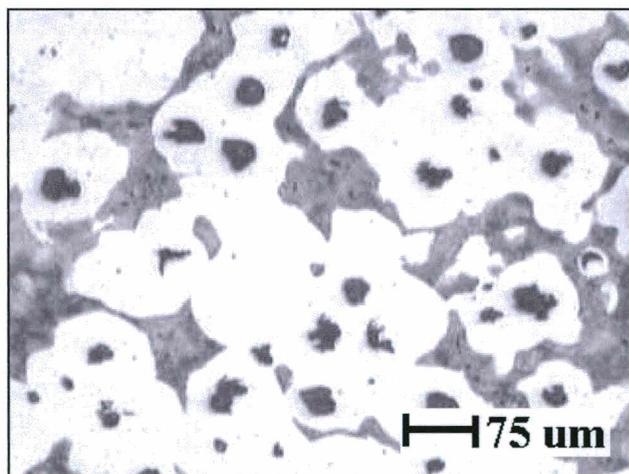


Figura 30 - Metalografia do material 8B com 20% de perlita, 122 nódulos/mm², nódulos tamanho 6 e nodularização >90%. Ataque Nital 5%.

A Tabela X apresenta os fatores e níveis selecionados para as Séries A e B.

Tabela X - Fatores e níveis das Séries A e B

<i>Fatores e Níveis</i>					
<i>Séries</i>	<i>Níveis</i>	<i>Fatores</i>			
		<i>%Si</i>	<i>%Mn</i>	<i>%Cu</i>	<i>Pós</i>
<i>A</i>	<i>1</i>	2,2	0,13	0,04	Sem
	<i>2</i>	2,4	0,20	0,08	Com
<i>B</i>	<i>1</i>	2,1	0,15	0,05	Sem
	<i>2</i>	2,7	0,30	0,12	Com

A Figura 31 apresenta a Média dos níveis dos fatores para ambas as séries. A Figura 32 apresenta a Porcentagem de contribuição dos fatores sobre a variação dos resultados quando levados do Nível 1 ao Nível 2. A construção e interpretação destes gráficos é apresentada no “Apêndice B”.

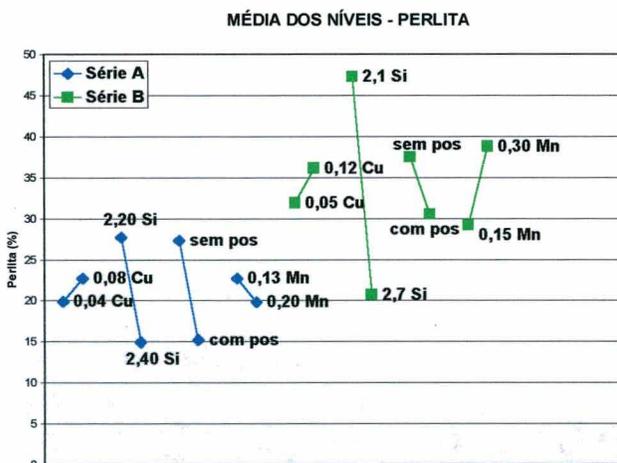


Figura 31 - Média dos níveis
Quantidade de perlita (%)

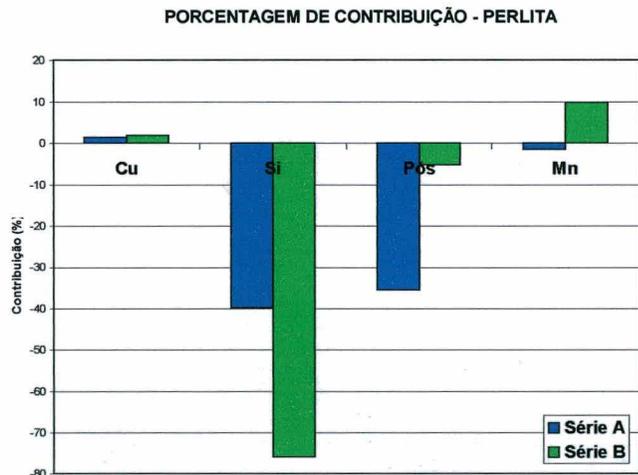


Figura 32 - Porcentagem de contribuição
Quantidade de perlita (%)

Os resultados revelam o forte efeito do Si sobre a redução da quantidade de perlita da microestrutura. Na Série A, o aumento de 0,2%Si (de 2,2 para 2,4%) foi responsável pela redução de 13% na quantidade de perlita, representando uma contribuição de 40% na variação dos resultados

desta série. Na Série B, o aumento de 0,6%Si (de 2,1 para 2,7%) provocou uma redução de 27% na quantidade de perlita, sendo responsável por 75% da variação dos resultados.

A adição de 0,1% em peso de pós-inoculante na Série A provocou uma redução de aproximadamente 12% na quantidade de perlita, representando uma contribuição de 35% sobre a variação dos resultados. A mesma adição de pós-inoculante na Série B reduziu a quantidade de perlita em 7%, representando uma contribuição de 5% na variação dos resultados nestas condições.

Na Série A, o aumento de 0,07%Mn (de 0,13 para 0,20%) não apresentou efeito significativo, enquanto que o aumento de 0,15%Mn na Série B (de 0,15 para 0,30%) representou um incremento de 10% na quantidade de perlita.

Para os aumentos no teor de Cu realizados na Série A (de 0,04 para 0,08%) e na Série B (de 0,05 para 0,12%) o efeito observado foi pequeno, sendo que o aumento na quantidade de perlita relacionado a estas adições foi inferior a 5% em ambas as séries.

As Figuras 33 e 34 apresentam a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição dos fatores sobre a variação do número de nódulos nas Séries A e B. Observa-se que o tratamento de pós-inoculação foi o fator com maior efeito, sendo responsável por aproximadamente 45% das variações dos resultados na Série A e 50% na Série B.

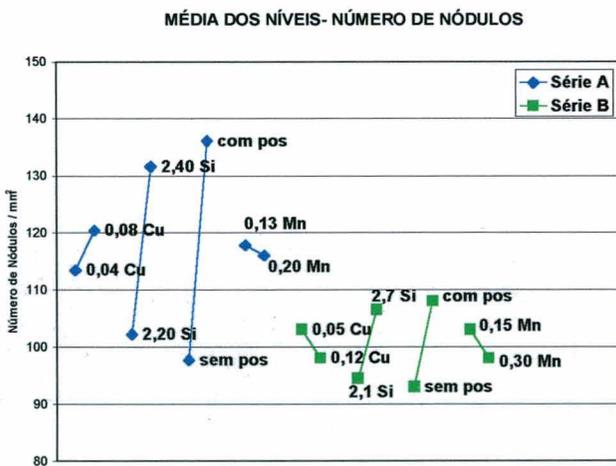


Figura 33 - Média dos níveis
Número de nódulos/mm²

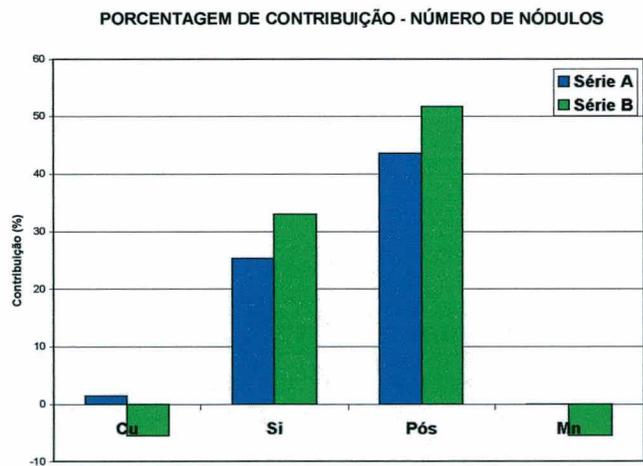


Figura 34 - Porcentagem de contribuição
Número de nódulos/mm²

O efeito apresentado pelo Si sobre o número de nódulos também foi forte, sendo associada uma contribuição de 26% sobre a variação dos resultados com o aumento de 0,2%Si na Série A e uma contribuição de 33% com o aumento de 0,6%Si na Série B.

Não foram observadas variações no número de nódulos devido aos aumentos nos teores de Cu e Mn aplicados nas Séries A e B.

A Figura 35 apresenta a correlação existente entre o número de nódulos e a quantidade de perlita para os materiais das Séries A e B. Observa-se que em ambas as séries ocorreu redução na quantidade de perlita com o aumento do número de nódulos.

A maior inclinação da reta de correlação da Série B é devida à maior variação de Si que resultou em menores quantidade de perlita e maiores número de nódulos.

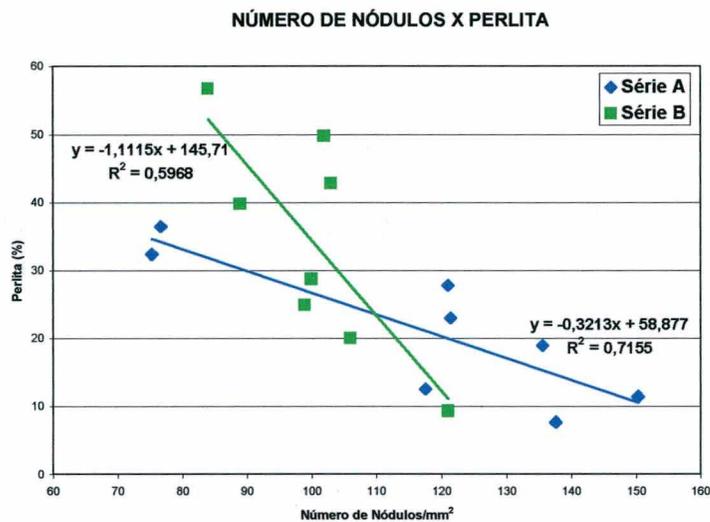


Figura 35 - Correlação entre número de nódulos/mm² e quantidade de perlita

4.2 - Energias Absorvidas ao Impacto

A Tabela XI apresenta as energias absorvidas ao impacto (Eabs) em Joules (J) para os materiais da Série A.

Tabela XI - Energias absorvidas ao impacto - Série A

<i>Material</i>	<i>Eabs com CP's sem entalhe (J)</i>			<i>Eabs com CP's entalhados (J)</i>			
	<i>20°C</i>	<i>-40°C</i>	<i>-80°C</i>	<i>20°C</i>	<i>0°C</i>	<i>-40°C</i>	<i>-80°C</i>
1A	100,6	85,8	32,0	12,8	9,9	5,7	3,9
2A	112,5	110,3	33,0	13,3	11,3	7,9	4,9
3A	140,3	106,0	54,3	16,3	12,3	8,0	4,3
4A	150,3	162,0	61,3	18,0	17,7	13,0	4,2
5A	125,5	81,6	29,8	12,0	7,9	5,3	4,0
6A	117,8	115,9	71,5	14,8	13,0	7,0	4,6
7A	117,2	52,0	27,0	16,0	10,3	6,8	3,0
8A	127,0	102,5	31,0	16,3	11,1	7,1	4,2

As Figuras 36 e 37 apresentam as Eabs (J) na Série A, com corpos de prova (CP's) sem entalhe e entalhados, respectivamente. Verifica-se que as maiores Eabs à temperatura ambiente (Tamb) estão relacionadas aos materiais com as menores quantidades de perlita, obtidos através de maiores teores de Si.

O material 4A, elaborado com os menores %Cu e %Mn, com tratamento de pós-inoculação e com 2,4%Si e que resultou no material com menor quantidade de perlita e maior número de nódulos, apresentou as maiores Eabs ao impacto nas temperaturas de 20°C e -40°C. Sua temperatura de transição (TDF) foi inferior a -40°C com CP's sem entalhe, e inferior a 0°C com CP's entalhados. Este material apresentou propriedades de tenacidade em acordo com o especificado para aplicações de segurança que é de 12 J mínimos na temperatura de -40°C com CP entalhado em U. As demais propriedades mecânicas também estão de acordo com o especificado em norma

Comparando-se os resultados obtidos pelos materiais com e sem pós-inoculação percebe-se o forte efeito desta prática na redução da TDF, tendo sido o fator que mais influenciou nesta característica, conforme será visto a seguir.

Qualitativamente os resultados dos ensaios realizados com CP's com e sem entalhe foram bastante similares, tendo sido observado que a presença de entalhe resultou em aumento da TDF.

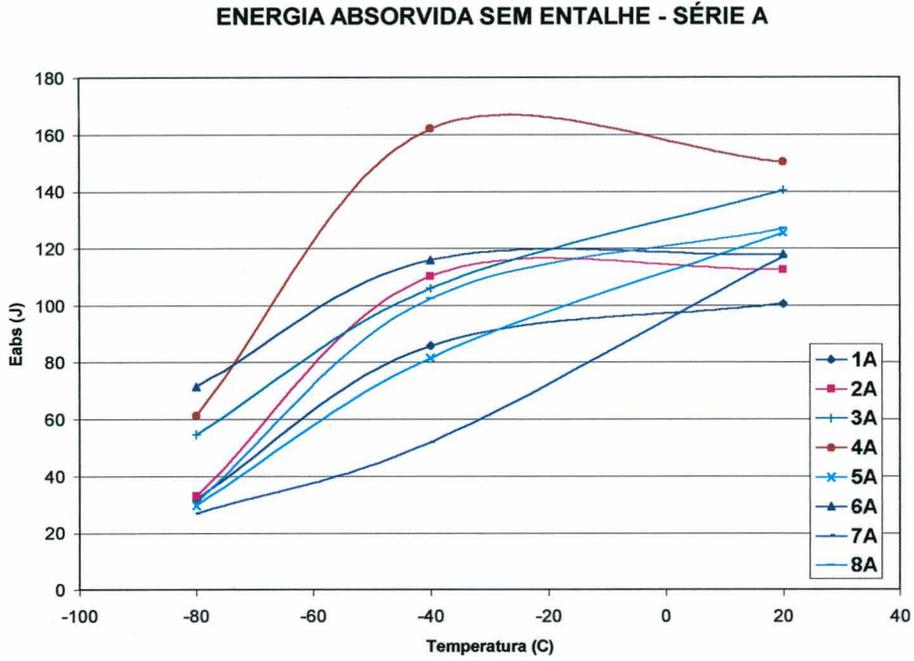


Figura 36 - Energias absorvidas sem entalhe (J) - Série A

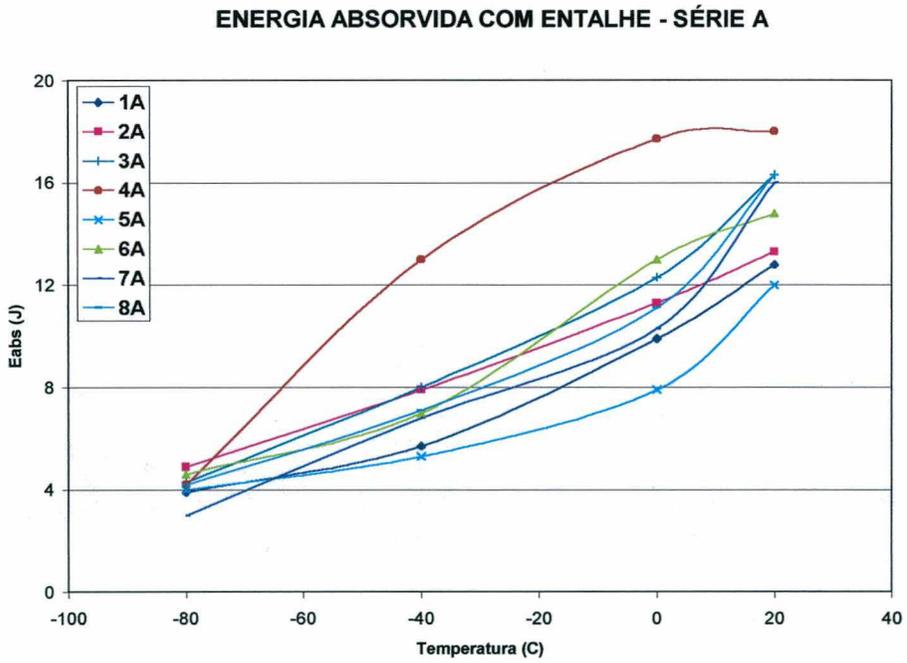


Figura 37 - Energias absorvidas com entalhe (J) - Série A

As Figuras 38 e 39 apresentam a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição dos fatores sobre as variações das Eabs com CP's sem entalhe para a Série A.

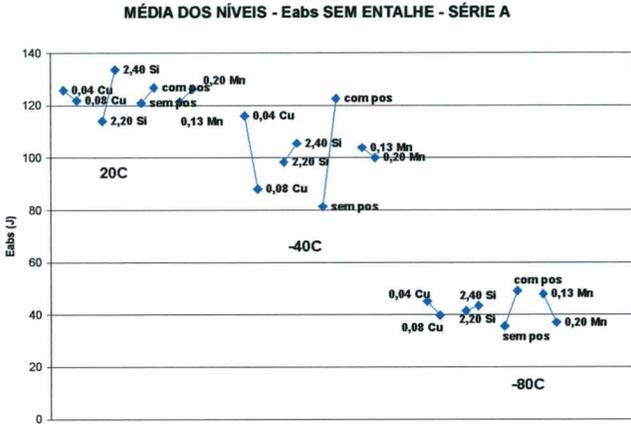


Figura 38 - Média dos níveis Eabs com CP's sem entalhe - Série A

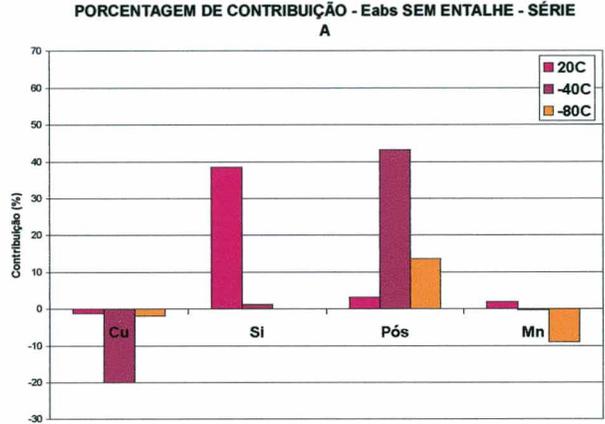


Figura 39 - Porcentagem de contribuição Eabs com CP's sem entalhe - Série A

As Figuras 40 e 41 apresentam a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição dos fatores sobre as variações das Eabs com CP's entalhados para a Série A.

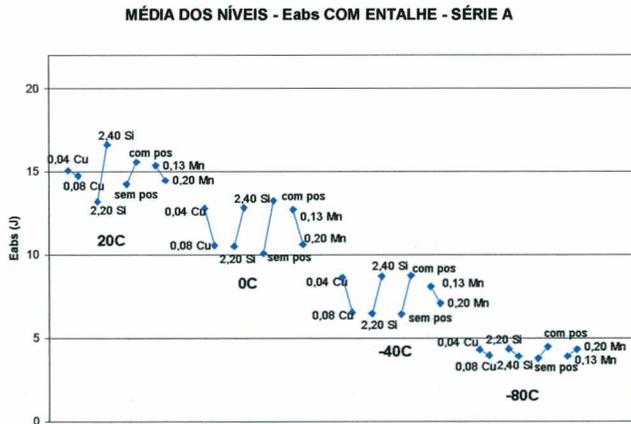


Figura 40 - Média dos níveis Eabs com CP's entalhados - Série A

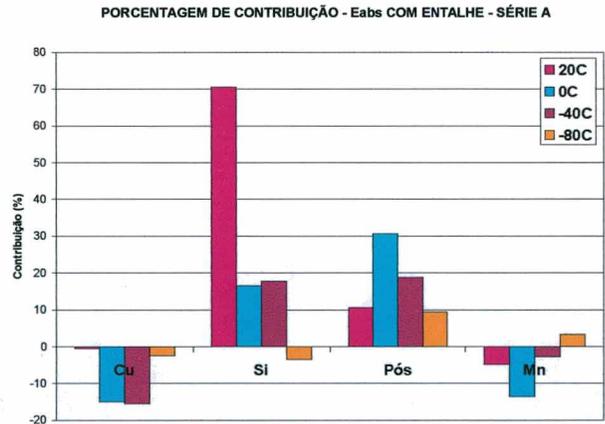


Figura 41 - Porcentagem de contribuição Eabs com CP's entalhados - Série A

A Tabela XII apresenta o efeito dos fatores quando levados do Nível 1 ao Nível 2 sobre a variação dos resultados, conforme valores plotados nas Figuras 38 a 41.

Tabela XII - Efeito dos fatores quando levados do Nível 1 ao Nível 2 sobre a variação da Eabs com CP's sem entalhe e entalhados – Série A

Efeito dos Fatores sobre a Eabs com CP's sem entalhe e com CP's entalhados – Série A							
Fatores		Temp. (°C)	Efeito (sem entalhe)		Temp (°C)	Efeito (com entalhe)	
Nível 1	Nível 2		(J)	(%)		(J)	(%)
0,04%Cu	0,08%Cu	20°C	-4,0	-1,2	20°C	-0,33	-0,5
		-	-	-	0°C	-2,21	-15,0
		-40°C	-28,0	-20,0	-40°C	-2,09	-15,4
		-80°C	-5,4	-2,0	-80°C	-0,36	-2,3
2,2%Si	2,4%Si	20°C	+19,6	+38,0	20°C	+3,42	+71,0
		-	-	-	0°C	+2,33	+17,0
		-40°C	+7,2	+1,3	-40°C	+2,24	+18,0
		-80°C	+1,86	0	-80°C	-0,43	-3,5
Sem pós	Com pós	20°C	+6,0	+3,1	20°C	+1,33	+11,0
		-	-	-	0°C	+3,17	+31,0
		-40°C	+41,3	+43,0	-40°C	+2,30	+19,0
		-80°C	+13,4	+14,0	-80°C	+0,69	+9,5
0,13%Mn	0,20%Mn	20°C	+4,8	+1,5	20°C	-0,92	-5,0
		-	-	-	0°C	-2,10	-13,5
		-40°C	-3,8	-0,3	-40°C	-1,01	-2,8
		-80°C	-10,9	-9,0	-80°C	+0,42	+3,3

Os resultados mostram o forte efeito do Si no aumento da Eabs à Tamb. Nestas condições de ensaio o aumento de 0,2%Si resultou em uma contribuição de 38% sobre a variação dos resultados obtidos com CP's sem entalhe e 71% sobre a variação dos resultados obtidos com CP's entalhados. Estes resultados apresentam boa correlação com a contribuição do Si sobre a redução na quantidade de perlita, que foi de 40% para a Série A conforme apresentado na Figura 32, demonstrando que nesta temperatura sobressai a ação ferritizante do Si.

No entanto, em temperaturas de ensaio mais baixas verificou-se acentuada redução da contribuição do aumento do teor de Si na elevação da Eabs, evidenciando que houve sobreposição do seu efeito de fragilização da ferrita sobre o seu efeito ferritizante com a redução da temperatura

de ensaio, reduzindo o seu efeito total, a tal ponto que apresentou efeito praticamente nulo na temperatura de -80°C .

A pós-inoculação teve efeito menos relevante nos ensaios realizados à Tamb. Observa-se que, embora tenha apresentado uma contribuição de 35% sobre a redução da quantidade de perlita, o seu efeito sobre o aumento da Eabs foi de apenas 3,1% nos ensaios realizados à Tamb com CP's sem entalhe e 11% com CP's entalhados. Considerando que os nódulos de grafita agem como núcleos para a formação de alvéolos em fraturas dúcteis, predominantes nesta temperatura de ensaio, o aumento no número de nódulos devido à pós-inoculação estaria diminuindo a energia requerida para a fratura no patamar superior, conforme mencionado pela literatura^(11,46,48). Assim sendo, a sobreposição do efeito de nucleação de alvéolos sobre o efeito ferritizante estaria reduzindo a contribuição final devida à pós-inoculação na Tamb.

No entanto, observa-se que com a redução da temperatura de ensaio a fratura tende a ocorrer por mecanismos mais frágeis e os nódulos de grafita passam a agir como barreiras à propagação de trincas de clivagem, resultando em aumento do efeito da pós-inoculação sobre a Eabs. Considerando estes aspectos e conforme mencionado pela literatura, o aumento do número de nódulos resulta em redução na TDF^(46,48).

Os aumentos nos teores de Cu e Mn apresentaram efeito de reduzir a Eabs principalmente em temperaturas de ensaio mais baixas. Os efeitos foram similares entre os ensaios realizados com CP's sem entalhe e entalhados. Observa-se que o efeito do aumento de 0,04%Cu sobre as variações da Eabs foi praticamente nulo à Tamb. No entanto, o seu efeito foi considerável em temperaturas de ensaio mais baixas. O aumento de 0,07%Mn, por sua vez, apresentou pequeno efeito sobre a variação dos resultados, tanto nos ensaios realizados à Tamb quanto em temperaturas mais baixas.

A correlação entre quantidade de perlita e Eabs é apresentada nas Figuras 42 e 43. Observa-se correlação entre média e forte nos ensaios realizados à Tamb indicando dependência da Eabs com a quantidade de perlita na matriz. No entanto, esta correlação diminui com a redução da temperatura de ensaio, sendo um possível indicativo de que outro fator, tal como o efeito fragilizante provocado pelo Si, esteja aumentando sua influência sobre a Eabs.

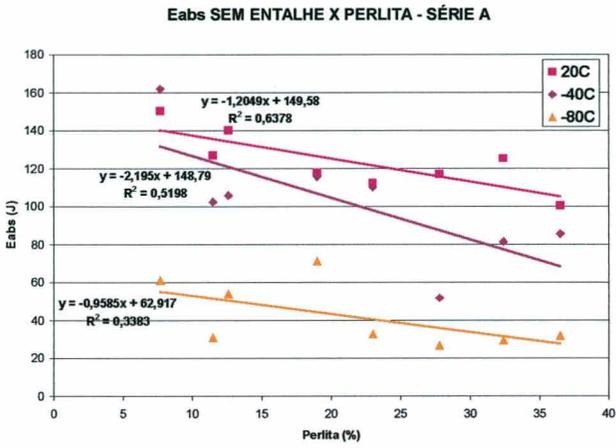


Figura 42 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's sem entalhe Série A

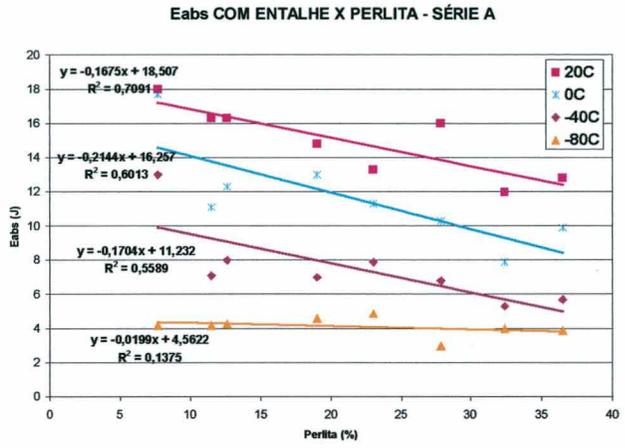


Figura 43 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's entalhados Série A

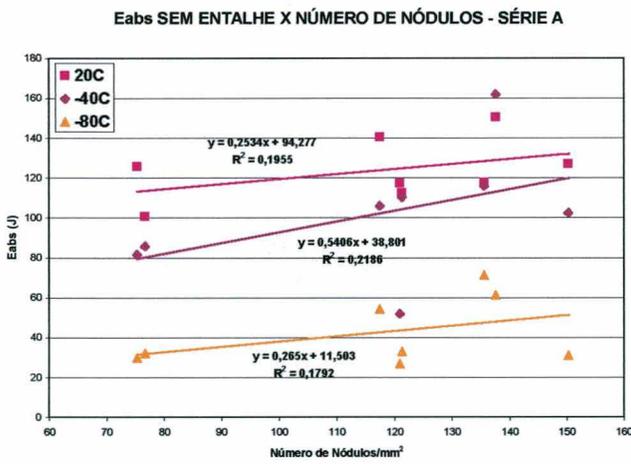


Figura 44 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's sem entalhe Série A

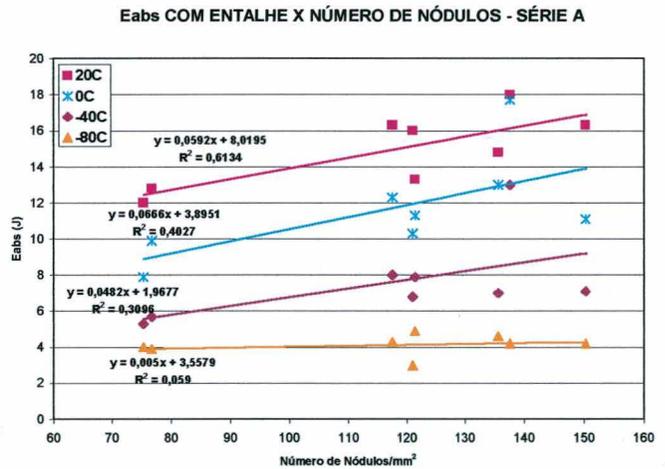


Figura 45 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's entalhados Série A

Da mesma forma é apresentada a correlação entre o aumento da Eabs para maiores números de nódulos nas Figuras 44 e 45. Percebe-se que a correlação foi média nos ensaios realizados com CP's entalhados à Tamb e decresce com a diminuição da temperatura de ensaio. Para os ensaios realizados com CP's sem entalhe a correlação foi praticamente nula em todas as temperaturas de ensaio. Considerando estes resultados percebe-se a importância da prática de inoculação para a obtenção de materiais com elevada Eabs.

A correlação entre os resultados de Eabs com CP's sem entalhe e CP's entalhados mostrou ser média, com exceção dos ensaios realizados a -80°C . A Figura 46 apresenta esta correlação para a Série A.

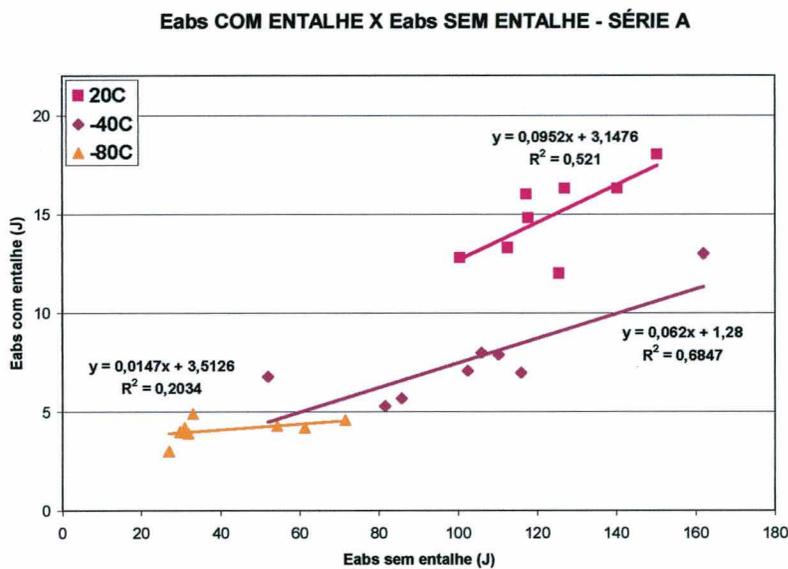


Figura 46 - Correlação entre Eabs com CP's sem entalhe e Eabs com CP's entalhados Série A

A Tabela XIII apresenta as Eabs (J) para os diversos materiais na Série B.

Tabela XIII - Energias absorvidas ao impacto - Série B

Energia Absorvida ao Impacto - Série B

Material	Eabs com CP's sem entalhe (J)			Eabs com CP's entalhados (J)				
	20°C	-40°C	-80°C	60°C	20°C	0°C	-40°C	-80°C
1B	95,8	76,8	28,3	16,5	13,9	12,1	8,5	5,3
2B	93,0	39,7	15,3	15,3	11,6	10,5	7,8	5,5
3B	108,7	42,3	15,0	19,5	17,1	14,1	7,4	5,4
4B	160,0	84,0	39,0	21,0	20,5	19,5	10,3	6,0
5B	79,8	36,3	13,8	15,0	10,3	8,4	5,9	4,8
6B	87,0	56,5	20,4	16,5	13,3	9,9	6,4	5,9
7B	126,7	76,8	22,5	19,9	16,0	11,2	8,1	5,5
8B	134,5	80,7	24,5	19,0	16,8	12,7	7,4	5,5

As Figuras 47 e 48 apresentam as Eabs na Série B, com CP's sem entalhe e entalhados, respectivamente.

As maiores Eabs foram obtidas pelo material 4B, elaborado com os menores teores de Cu e Mn, com tratamento de pós-inoculação e com 2,7% Si, resultando nas menores quantidades de perlita e maiores números de nódulos, a exemplo do que foi observado na Série A.

Observa-se que as maiores Eabs à Tamb estão relacionadas aos materiais com as menores quantidades de perlita, que foram obtidos com %Si mais alto. Estes resultados estão de acordo com o apresentado por Pan⁽²⁾ que menciona que uma ótima resistência ao impacto à Tamb pode ser obtida com teores de até 3%Si.

Com exceção do material 4B, percebe-se que os materiais com 2,7%Si tiveram queda acentuada da Eabs entre as temperaturas de 20 e 0°C, evidenciando um aumento da TDF com o aumento do teor de Si. No material 4B observa-se o mesmo entre as temperaturas de 0 e -40°C. A menor TDF deste material deve-se à sua menor quantidade de perlita e maior número de nódulos. Considerando os resultados obtidos, nenhum material desta série atingiu as propriedades mínimas de tenacidade exigidas para aplicações em peças de segurança, que é de 12 J à -40°C com CP entalhado em U.

ENERGIA ABSORVIDA SEM ENTALHE - SÉRIE B

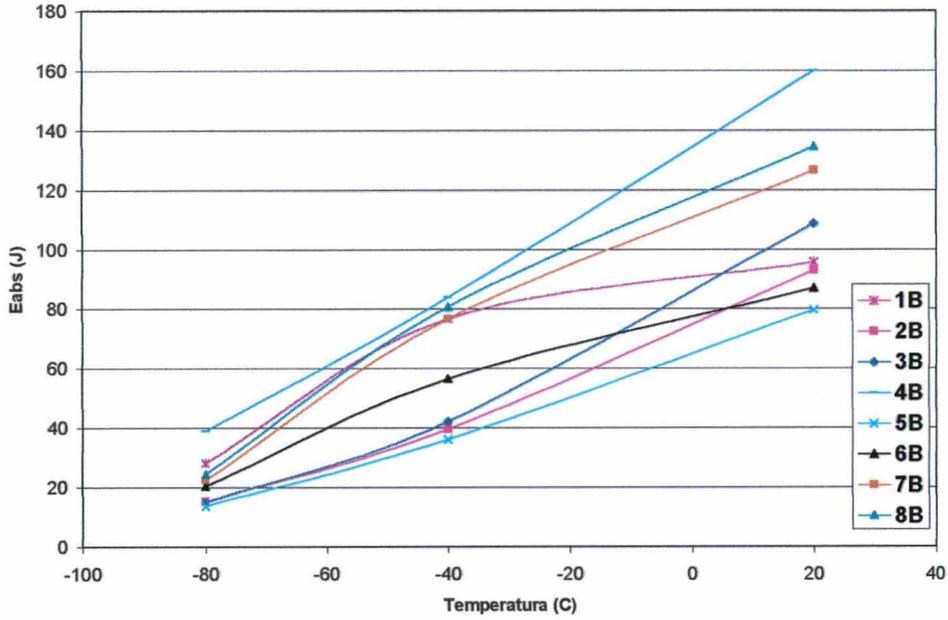


Figura 47 - Energias absorvidas sem entalhe (J) - Série B

ENERGIA ABSORVIDA COM ENTALHE - SÉRIE B

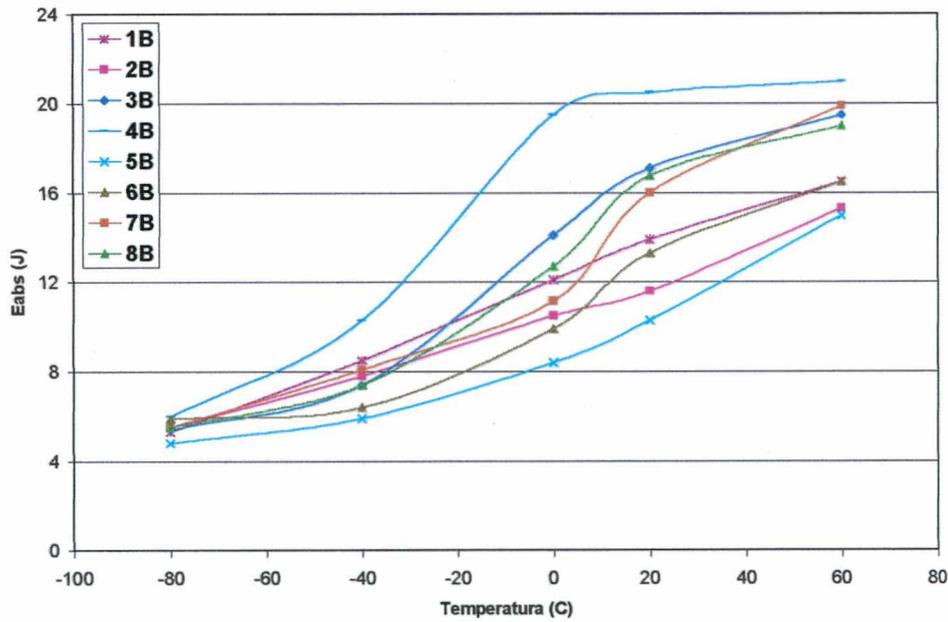


Figura 48 - Energias absorvidas com entalhe (J) - Série B

As Figuras 49 e 50 apresentam a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição dos fatores sobre as variações das Eabs com CP's sem entalhe para a Série B.

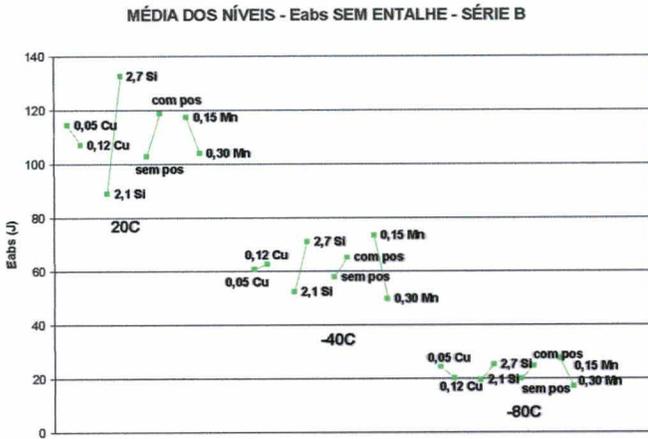


Figura 49 - Média dos níveis Eabs com CP's sem entalhe - Série B

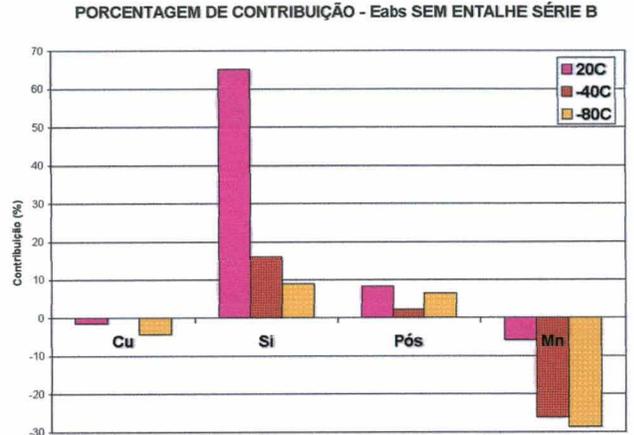


Figura 50 - Porcentagem de contribuição Eabs com CP's sem entalhe - Série B

As Figuras 51 e 52 apresentam a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição dos fatores sobre as variações das Eabs em CP's entalhados para a Série B.

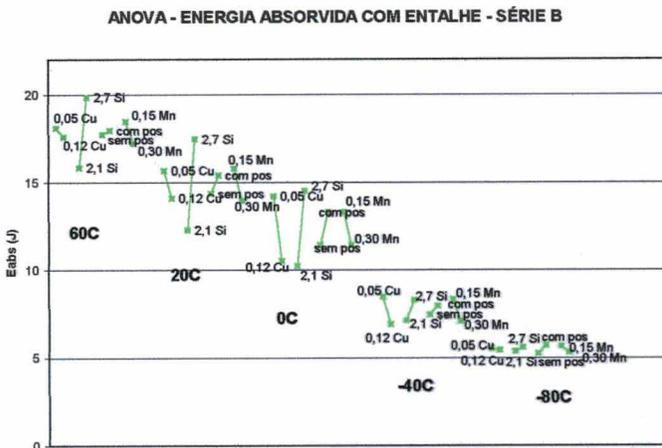


Figura 51 - Média dos níveis Eabs com CP's entalhados - Série B

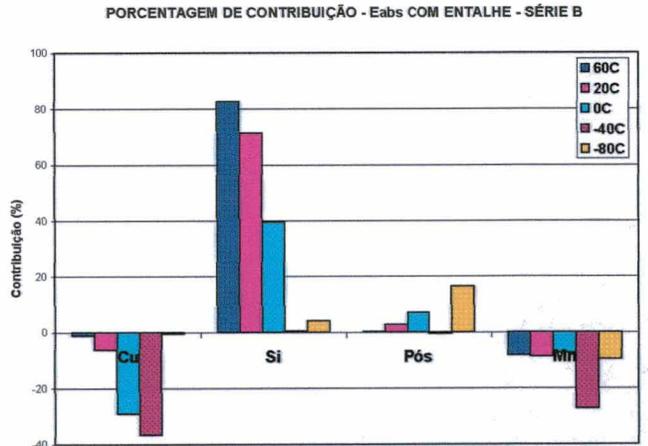


Figura 52 - Porcentagem de contribuição Eabs com CP's entalhados - Série B

A Tabela XIV apresenta o efeito dos fatores quando levados do Nível 1 ao Nível 2 sobre a variação dos resultados, conforme valores plotados nas Figuras 49 a 52.

Tabela XIV - Efeito dos fatores quando levados do Nível 1 ao Nível 2 sobre a variação da Eabs com CP's sem entalhe e com CP's entalhados – Série B

<i>Efeito dos Fatores sobre a Eabs com CP's sem entalhe e com CP's entalhados – Série B</i>							
<i>Fatores</i>		<i>Temp. (°C)</i>	<i>Efeito (sem entalhe)</i>		<i>Temp (°C)</i>	<i>Efeito (com entalhe)</i>	
<i>Nível 1</i>	<i>Nível 2</i>		<i>(J)</i>	<i>(%)</i>		<i>(J)</i>	<i>(%)</i>
0,05%Cu	0,12%Cu	-	-	-	60°C	-0,49	-1,2
		20°C	-7,4	-1,5	20°C	-1,57	-6,3
		-	-	-	0°C	-3,68	-29,0
		-40°C	+1,9	0	-40°C	-1,56	-36,6
		-80°C	-4,1	-4,4	-80°C	-0,10	-0,5
2,1%Si	2,7%Si	-	-	-	60°C	+4,01	+83,0
		20°C	+43,6	+65	20°C	+5,18	+71,0
		-	-	-	0°C	+4,30	+39,0
		-40°C	+18,6	+16	-40°C	+1,18	+0,4
		-80°C	+5,8	+8,9	-80°C	+0,23	+4,0
Sem pós	Com pós	-	-	-	60°C	+0,24	+0,3
		20°C	+15,9	+8,3	20°C	+1,08	+2,8
		-	-	-	0°C	+1,86	+7,2
		-40°C	+7,2	+2,3	-40°C	+0,50	0
		-80°C	+4,9	+6,4	-80°C	+0,47	+17,0
0,15%Mn	0,30%Mn	-	-	-	60°C	-1,26	-8,1
		20°C	-13,4	-5,8	20°C	-1,83	-8,6
		-	-	-	0°C	-1,89	-7,5
		-40°C	-23,8	-26,3	-40°C	-1,24	-27,3
		-80°C	-10,3	-28,7	-80°C	-0,36	-9,5

Os resultados mostram o forte efeito do Si no aumento da Eabs à Tamb. Nestas condições de ensaio o aumento de 0,6%Si resultou em uma contribuição de 65% sobre a variação dos resultados de Eabs em CP's sem entalhe e 71% nos ensaios com CP's entalhados. Estes resultados apresentam forte correlação com a contribuição do Si sobre a redução na quantidade de perlita que foi de 75% para a Série B, conforme apresentado na Figura 32.

No entanto, o efeito do Si reduziu significativamente com a diminuição da temperatura de ensaio. Apesar de ter provocado aumento da TDF, o aumento de 0,6%Si contribuiu para a elevação da Eabs conforme resultados apresentados. Deve-se considerar que, nesta análise, estamos comparando os resultados obtidos com 2,1 e 2,7%Si. Assim sendo, as Eabs obtidas com 2,7%Si foram superiores às obtidas com 2,1%Si devido à redução da quantidade de perlita e aumento do número de nódulos com o aumento do teor de Si.

A pós-inoculação teve pequeno efeito sobre a variação da Eabs em todas as temperaturas de ensaio na Série B.

De modo geral percebe-se que o Cu e o Mn têm efeito mais significativo em temperaturas de ensaio mais baixas devido ao aumento da quantidade de perlita, que favorece o modo de fratura por clivagem.

A correlação entre quantidade de perlita e Eabs é apresentada nas Figuras 53 e 54. Os resultados demonstram forte dependência da Eabs com a quantidade de perlita na matriz.

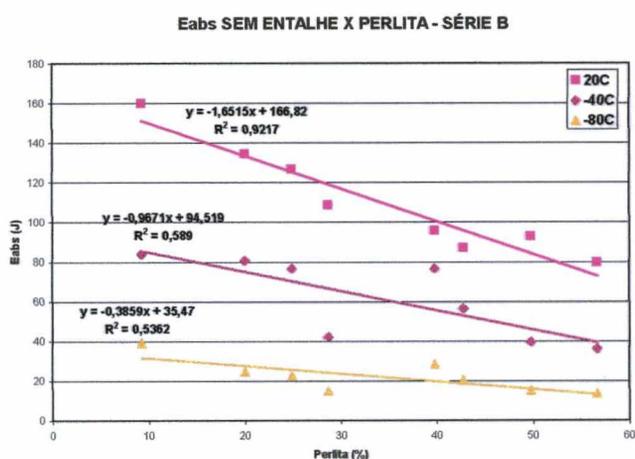


Figura 53 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's sem entalhe Série B

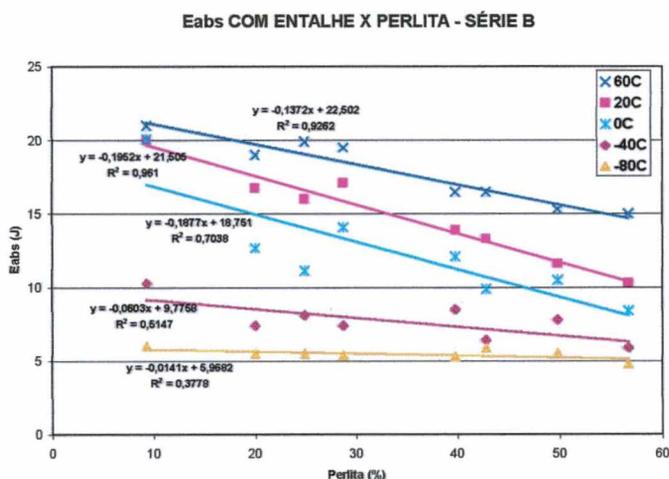


Figura 54 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's entalhados Série B

As Figuras 55 e 56 apresentam a correlação entre Eabs e número de nódulos. Observa-se aumento da Eabs para maiores números de nódulos, mostrando a importância do tratamento de pós-inoculação na obtenção de FNF com elevada Eabs.

Eabs SEM ENTALHE X NÚMERO DE NÓDULOS - SÉRIE B

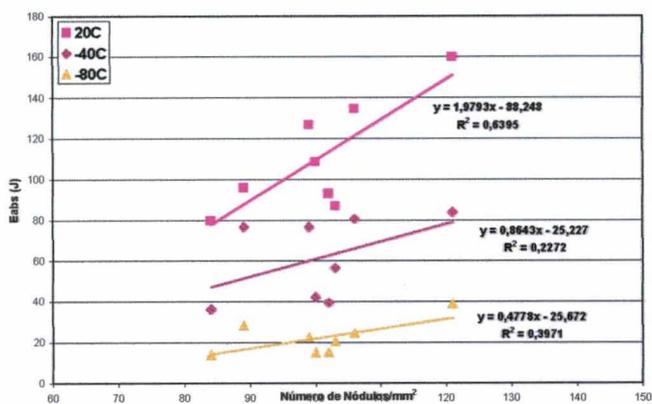


Figura 55 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's sem entalhe Série B

Eabs COM ENTALHE X NÚMERO DE NÓDULOS - SÉRIE B

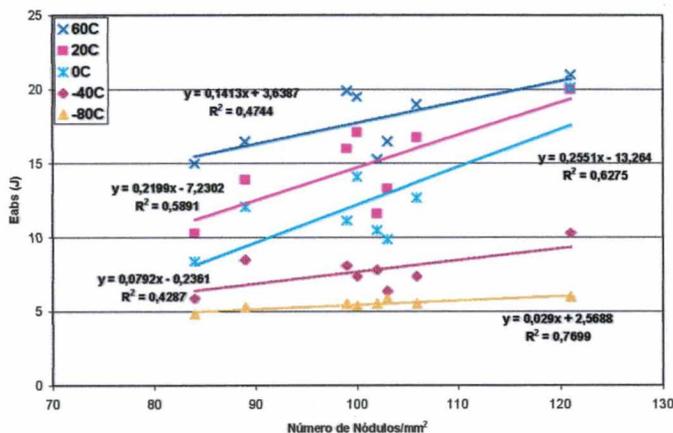


Figura 56 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's entalhados Série B

A correlação entre os resultados de Eabs com CP's sem entalhe e com CP's entalhados mostrou ser forte, com exceção dos ensaios realizados a -80°C, conforme apresentado na Figura 57.

Eabs COM ENTALHE X Eabs SEM ENTALHE - SÉRIE B

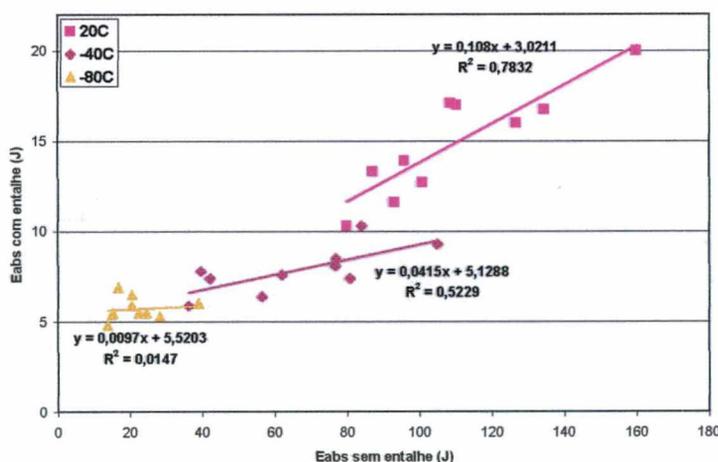


Figura 57 - Correlação entre Eabs em CP's sem entalhe e CP's entalhados Série B

4.3. Propriedades Mecânicas

As Tabelas XV e XVI apresentam as propriedades mecânicas obtidas com os materiais das Séries A e B, respectivamente. A discussão destes resultados será feita com base no estudo estatístico que segue.

Tabela XV - Propriedades mecânicas - Série A

Propriedades Mecânicas - Série A

<i>Material</i>	<i>Dureza (HB)</i>	<i>LR (MPa)</i>	<i>LE (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Hv ferrita Hv_{0,2}</i>
1A	191	522	332	15	149,6
2A	166	488	324	18	157,6
3A	161	473	325	20	157,2
4A	158	428	301	24	157,2
5A	186	530	344	16	163,6
6A	158	470	309	17	155,8
7A	172	518	337	16	159,4
8A	175	477	325	20	161,6

Tabela XVI - Propriedades mecânicas - Série B

Propriedades Mecânicas - Série B

<i>Material</i>	<i>Dureza (HB)</i>	<i>LR (MPa)</i>	<i>LE (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Hv ferrita Hv_{0,2}</i>
1B	180	540	333	14,3	195,3
2B	182	565	343	14,1	190,7
3B	183	532	364	14,5	211,3
4B	160	470	337	17,7	197,5
5B	199	619	360	12,2	182,3
6B	177	558	333	13,1	185,0
7B	174	528	357	15,9	215,5
8B	177	532	356	17,1	221,3

As Figuras 58 e 59 apresentam, respectivamente, a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição sobre as variações nos resultados de dureza Brinell (HB) para as Séries A e B.

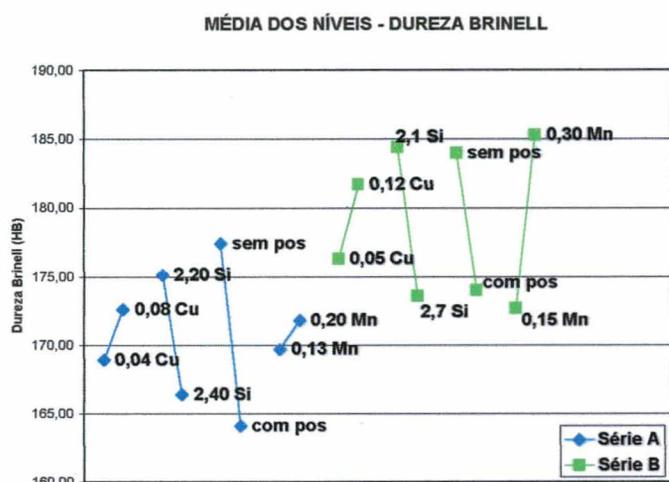


Figura 58 - Média dos níveis Dureza Brinell (HB)

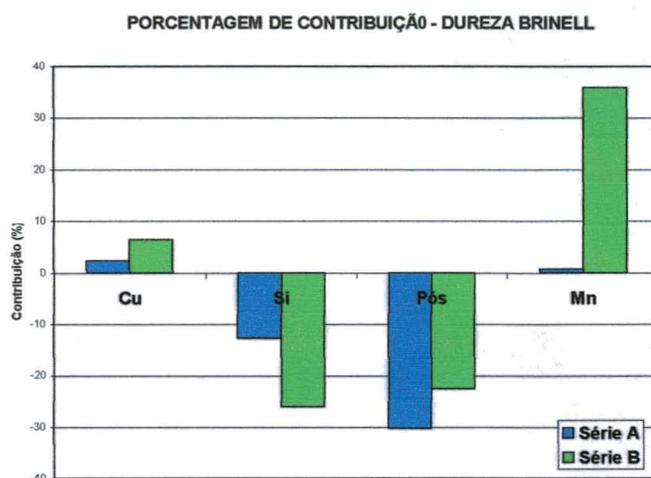


Figura 59 - Porcentagem de contribuição Dureza Brinell (HB)

Na Série A a pós-inoculação foi o fator com contribuição mais significativa, representando uma redução de 13 HB ou 30% na variação dos resultados. Nesta mesma série o aumento de 0,2%Si representou 12% das variações dos resultados, reduzindo a dureza em 8 HB. As adições de Cu e Mn realizadas na Série A apresentaram efeito desprezível.

Na Série B, o aumento de 0,6%Si resultou em uma contribuição de 25% sobre a variação nos resultados, provocando uma redução de 11 HB nestas condições de ensaio enquanto que a pós-inoculação representou 22% das variações nos resultados desta série.

O aumento de 0,15%Mn realizado na Série B apresentou forte efeito sobre a elevação da dureza Brinell, provocando um aumento de 12 HB nestas condições de ensaio. O aumento de 0,07%Cu não apresentou efeito significativo.

De modo geral, observou-se boa correlação entre o efeito destes fatores sobre as variações da quantidade de perlita e dureza Brinell, conforme apresentado na Figura 60. Observa-se, no entanto, que os elementos Cu e Mn apresentaram efeito maior sobre o aumento da dureza Brinell que sobre o aumento da quantidade de perlita. De modo análogo, o Si apresentou efeito menor na redução da dureza Brinell que sobre a redução da quantidade de perlita. Estes resultados indicam que além do efeito sobre a variação da quantidade de perlita estes elementos podem estar provocando endurecimento da matriz por solução sólida. Como será visto a seguir, esta observação também é válida para as demais propriedades mecânicas.

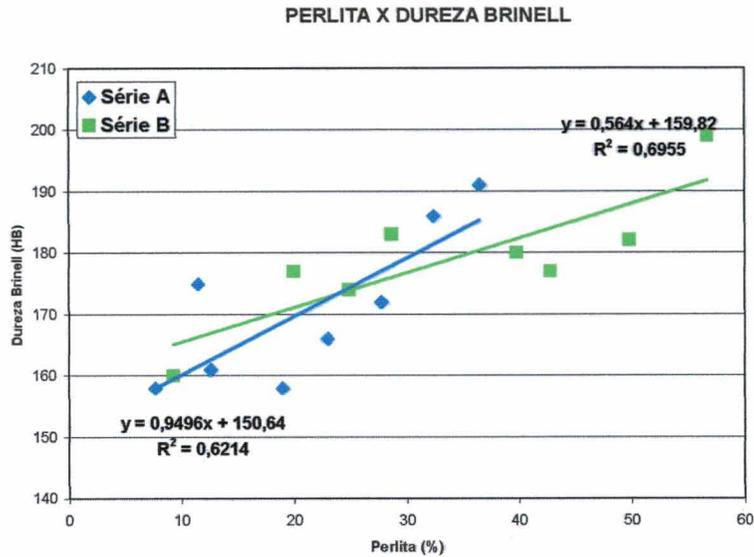


Figura 60 - Correlação entre quantidade de perlita e dureza Brinell

Os resultados de microdureza Vickers da ferrita revelaram o efeito de endurecimento por solução sólida provocado pelo aumento do teor de Si de 2,1 para 2,7% na Série B, sendo que a diferença entre as médias dos Níveis 1 e 2 foi de 92,3 Hv para este fator nesta série. Na Série A, o aumento no teor de Si de 2,2 para 2,4% não foi suficiente para provocar endurecimento significativo na ferrita, tendo resultado em uma diferença entre as médias dos níveis de 8,8 Hv.

As Figuras 61 e 62 apresentam, respectivamente, a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição de cada fator nas variações do limite de resistência nas Séries A e B.

Conforme observado para a dureza Brinell, a correlação entre o efeito dos fatores em estudo sobre a variação na quantidade de perlita e LR é boa.

Nas condições de ensaio da Série A a pós-inoculação foi o fator que apresentou maior efeito sobre a redução do LR, apresentando uma contribuição de 4,8% na variação dos resultados. O aumento do teor de Si na Série B representou aproximadamente 50% das variações dos resultados. Da mesma forma, os aumentos nos teores de Cu e Mn na Série B tiveram efeito mais significativo, representando respectivamente 17 e 23% das variações nos resultados desta série.

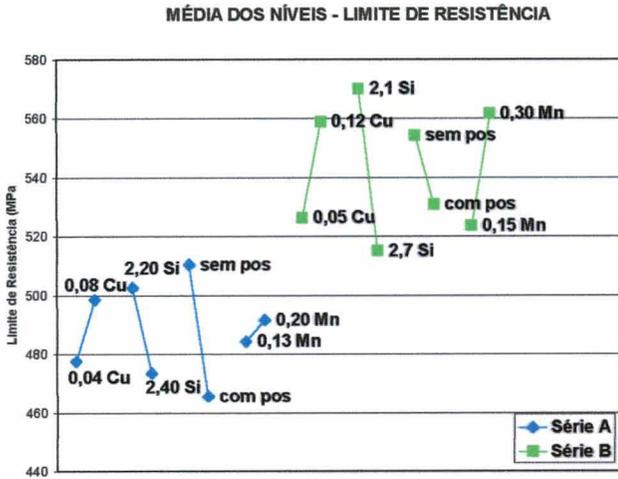


Figura 61 - Média dos níveis Limite de resistência (MPa)

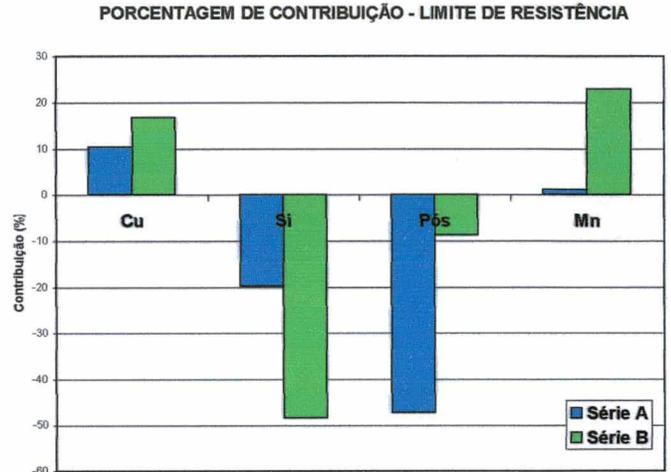


Figura 62 - Porcentagem de contribuição Limite de resistência (MPa)

A Figura 63 apresenta a correlação entre quantidade de perlita e LR. Observa-se que a correlação foi forte para ambas as séries.

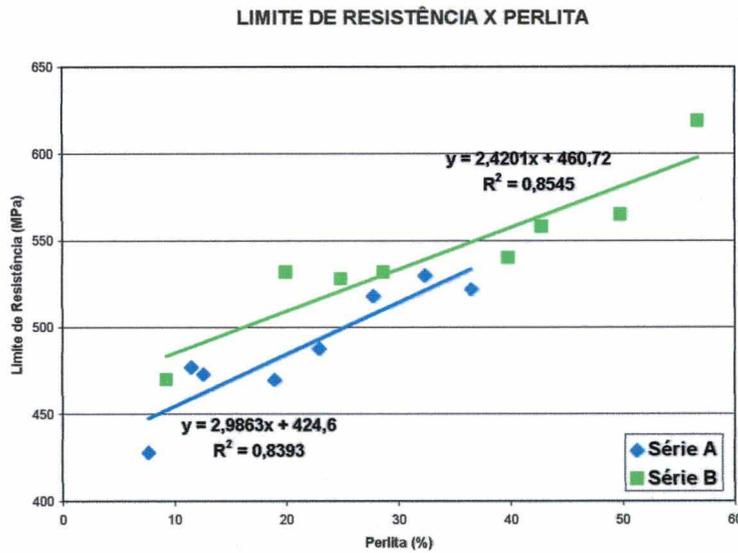


Figura 63 - Correlação entre quantidade de perlita e limite de resistência

As Figuras 64 e 65 apresentam, respectivamente, a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição de cada fator nas variações do limite de escoamento (LE) nas Séries A e B.

Observa-se que, embora o aumento de 0,6%Si na Série B tenha reduzido a quantidade de perlita, ocorreu aumento do LE devido ao efeito de endurecimento por solução sólida provocado por este elemento. Com o aumento de 0,2%Si na Série A sobressaiu o seu efeito ferritizante, com pequena redução no LE.

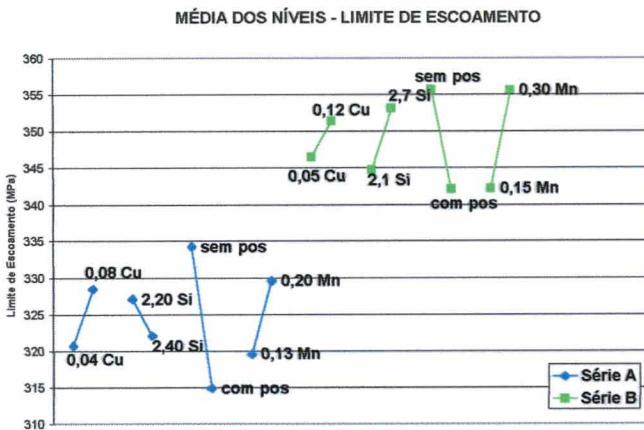


Figura 64 - Média dos níveis
Limite de escoamento (MPa)

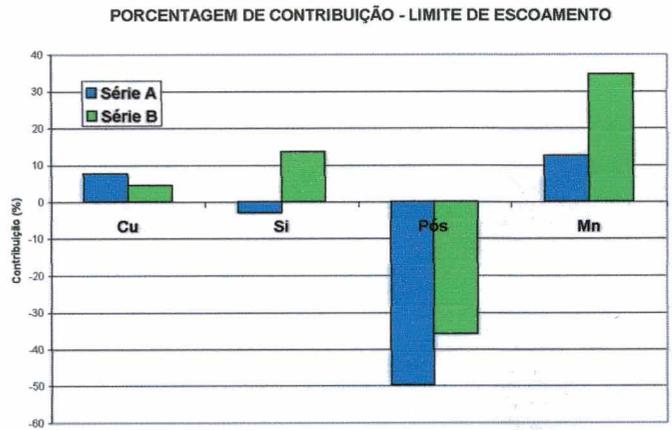
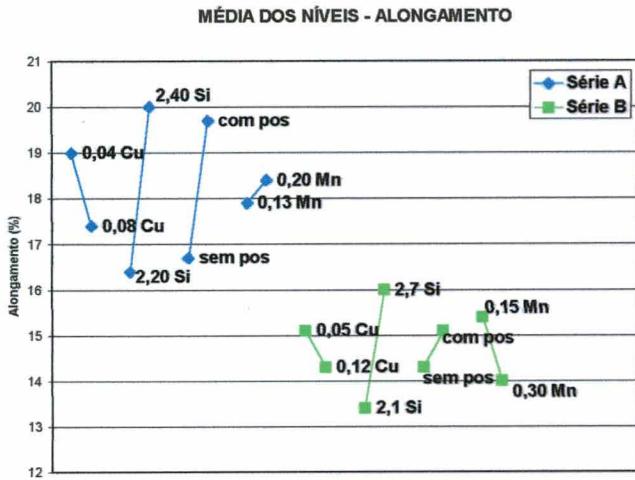


Figura 65 - Porcentagem de contribuição
Limite de escoamento (MPa)

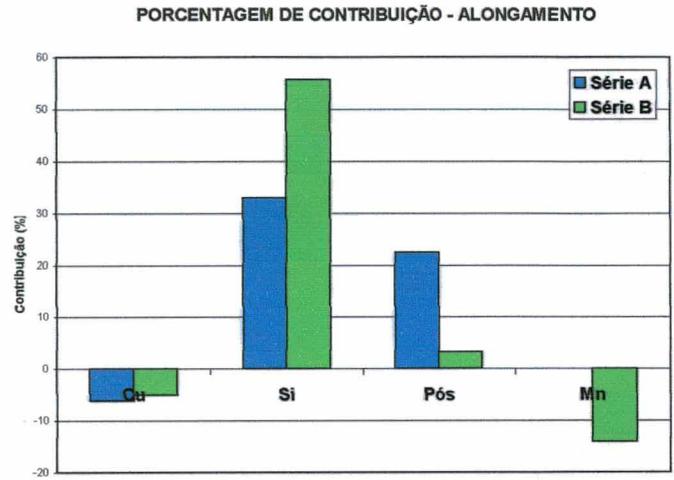
As Figuras 66 e 67 apresentam, respectivamente, a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição de cada fator sobre as variações no alongamento.

Verificou-se a mesma tendência observada anteriormente de a correlação entre o efeito dos fatores sobre as variações na quantidade de perlita e no alongamento ser forte. Observa-se que o Si foi o fator com maior efeito em ambas as séries.

O Mn também teve efeito considerável na Série B, sendo que com uma adição de 0,15%Mn foi responsável por 14% das variações dos resultados nesta série.



**Figura 66 - Média dos níveis
Alongamento (%)**



**Figura 67 - Porcentagem de contribuição
Alongamento (%)**

Observa-se que o efeito destes elementos na redução do alongamento foi bastante similar ao efeito sobre o aumento do LR, indicando a correlação entre estas propriedades. A correlação entre quantidade de perlita e alongamento é apresentada na Figura 68. Observa-se que a mesma foi forte para ambas as séries.

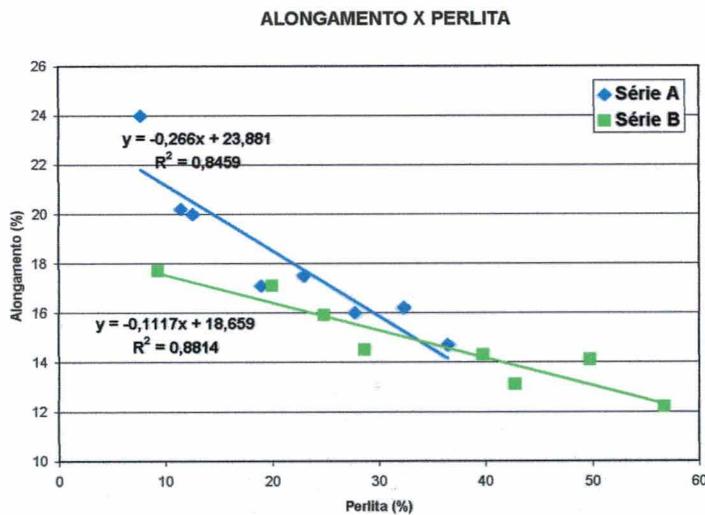


Figura 68 - Correlação entre quantidade de perlita e alongamento

Para os materiais analisados nas duas séries verificou-se que a maior quantidade de perlita presente na Série B resultou em maiores propriedades de dureza Brinell, limite de resistência e limite de escoamento e com redução no alongamento, o que está de acordo com o esperado devido à correlação existente entre microestrutura e propriedades mecânicas.

4.4. Fractografias

Foi realizada análise macroscópica e microscópica das fraturas por impacto dos materiais 4A, 5A, 4B, e 5B, visto que foram os que apresentaram os maiores e menores valores de Eabs em suas respectivas séries. A análise das fraturas foi realizada em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e a análise metalográfica da matriz no plano ortogonal à fratura foi realizado com o uso de microscópio ótico. As matrizes das amostras 1A, 4A, 4B e 5B rompidas no ensaio de tração à Tamb também foram analisadas metalograficamente no plano ortogonal à fratura com o uso de microscópio ótico. A ordem com que as micrografias estão dispostas favorece a análise do efeito da redução da temperatura de ensaio sobre o modo de fratura nos materiais ensaiados.

Fraturas dúcteis ocorreram com deformação da matriz metálica e decoesão dos nódulos de grafita, seguido de estreitamento da região internodular até a sua ruptura por cisalhamento, com planos orientados a 45° do sentido de aplicação da tensão conforme apresentado nas Figuras 69 e 70. A fratura tendeu a se propagar por caminhos de elevada densidade de nódulos, com pequenos espaçamentos internodulares e expondo grande quantidade de grafita na superfície da fratura. A Figura 69 apresenta a fratura de CP ensaiado a 60°C , onde observaram-se as mais severas deformações plásticas, sendo que a fratura ocorrer inteiramente por mecanismos dúcteis. Nesta temperatura regiões perlíticas romperam com a formação de alvéolos na ferrita entre as lamelas de cementita, que romperam de forma frágil, conforme apresentado nas Figuras 81 e 82.

Analisando-se as Figuras 71 e 72 é observado que não apenas os nódulos de grafita agiram como nucleadores de alvéolos nos ensaios a 60°C , mas também inclusões com tamanho de 2 a $7\ \mu\text{m}$ concentraram tensões suficientes para nuclear vazios na matriz metálica.

A redução da temperatura de ensaio e a presença de entalhe provocaram restrição à deformação da matriz metálica, favorecendo o surgimento de mecanismos de fratura frágil. A transição do modo de fratura ocorreu em uma faixa de temperaturas, onde grãos com planos de clivagem orientados preferencialmente ao sentido de aplicação da tensão romperam de modo frágil, propagando por uma limitada distância enquanto que grãos sem orientação preferencial ou com maior densidade de nódulos, romperam de modo dúctil, conforme apresenta as Figuras 73 e 74. Com o abaixamento da temperatura de ensaio para -40°C ocorreu elevação do LE até valores acima da força coesiva do material, promovendo fraturas de características inteiramente frágeis nos materiais com menor tenacidade e fraturas mistas nos materiais mais tenazes. Exemplos são apresentados nas Figuras 75 e 80.

Com o abaixamento da temperatura de ensaio para -80°C verificaram-se fraturas frágeis mais irregulares, surgindo trincas ramificadas no sentido transversal da trinca principal, não tendo sido possível associar as mesmas aos contornos de grão ou interfaces da matriz metálica com as lamelas de cementita da perlita. Fraturas com estas características são apresentadas nas Figuras 79, 84 e 92.

Fraturas por clivagem também apresentaram decoesão dos nódulos de grafita apesar da matriz metálica ter deformado pouco. Facetas planas, características dos planos de clivagem, lhe conferiram um aspecto brilhoso, com pequena exposição de nódulos de grafita na superfície da fratura, conforme apresentam as Figuras 74 e 91.

Em temperaturas de ensaio acima de 20°C inclusive, CP's sem entalhe tenderam a apresentar mudança do mecanismo de fratura ao longo de sua propagação. Na região de nucleação da trinca a fratura tendeu a ocorrer por mecanismos dúcteis, conforme apresentado na Figura 76. Com o avanço da trinca o aumento da velocidade de propagação resultou em fratura predominantemente frágil, conforme mostra a Figura 77. No entanto, esta tendência à mudança do mecanismo de fratura reduziu-se para temperaturas de ensaio mais baixas, onde o modo de fratura frágil foi predominante em toda a sua extensão, conforme apresenta a Figura 78.

O mesmo não foi observado em corpos de prova com entalhe que não apresentaram mudança do mecanismo de fratura ao longo de sua propagação, visto que o entalhe cria condições similares à da trinca nucleada reduzindo a energia requerida para nucleação da mesma e fazendo com que a velocidade de crescimento na região de início da trinca fosse similar à da região de propagação.

Conforme observado nas micrografias apresentadas nas Figuras 69 a 86, o material 5B, com 57% de perlita, apresentou maior tendência à fratura frágil que o material 4B, com 9% de perlita, em todas as temperaturas de ensaio realizadas. Enquanto que o material 4B ensaiado com entalhe apresentou fratura inteiramente dúctil à 60°C e fratura predominante dúctil até 0°C , o material 5B ensaiado nas mesmas condições apresentou fratura mista nos ensaios a 60°C e fratura frágil predominante nos ensaios abaixo de 20°C inclusive.

Por sua vez, o material 4A, com 8% de perlita, apresentou a menor TDF, tendo-se verificado fratura predominantemente dúctil, com grande deformação da matriz, até a temperatura de 0°C com CP entalhado. Nos ensaios realizados a -40°C observou-se fratura mista com regiões que romperam por mecanismos frágeis e regiões que romperam por mecanismos dúcteis com coalescência de microcavidades. Na temperatura de -80°C observou-se fratura inteiramente frágil, com uma superfície bastante irregular.

O material 5A, com 32% de perlita e menor número de nódulos se comparado com o 4A, apresentou fratura predominantemente dúctil apenas em temperaturas acima de 20°C, revelando menor tenacidade que o material 4A, conforme observa-se nas micrografias apresentadas nas Figuras 87 a 92.

De modo geral, observou-se que materiais com maior quantidade de perlita na matriz apresentaram maior tendência ao modo de fratura frágil, resultando em menores Eabs e maior TDF, enquanto que a presença de entalhe resultou em aumento da TDF.

Na análise macrográfica apresentada na Figura 93 observa-se o aumento da tendência à fratura frágil com a redução da temperatura de ensaio para os materiais da Série A, sendo que o material 4A apresentou fratura mais dúctil que o material 5A. A Figura 94 apresenta as macrografias para os materiais da série B. Observa-se a grande deformação lateral do material 4B quando ensaiado a 20°C sem entalhe, tendo visivelmente associada uma fratura dúctil mais escura na região de início da trinca, sendo que após a sua nucleação, com o aumento da velocidade de propagação, a trinca assumiu aspecto mais frágil.

As micrografias ortogonais apresentadas nas Figuras 95 a 100 ilustram aspectos importantes dos mecanismos de formação e propagação das trincas. Na figura 95 observa-se decoesão dos nódulos de grafita devido à deformação da matriz, originando provável sítio para nucleação de trinca na superfície do CP. A Figura 96 apresenta uma fratura dúctil com grande deformação da matriz, observando-se que a trinca se propagou com a união de nódulos de grafita vizinhos seguindo regiões de pequeno espaçamento internodular acompanhado de considerável deformação plástica da matriz mesmo em regiões afastadas da trinca. A Figura 97 apresenta a fratura do material 4A ensaiado a -40°C. A sua fratura apresentou-se de forma mista nesta temperatura, tendo sido o material com a mais alta tenacidade. Apesar da pequena deformação da matriz metálica, percebe-se que a trinca se propagou pelo caminho dos nódulos mais próximos. A Figura 98 apresenta a metalografia ortogonal do material 1A ensaiado a -80°C. Percebe-se que ocorreu pequena deformação da matriz sendo que o caminho de propagação da trinca não esteve relacionado com os nódulos de grafita. As Figuras 99 e 100 apresentam detalhe de uma microtrinca sendo bloqueada por uma região da matriz com maior espaçamento internodular após ter se propagado por uma distância de 15 a 20 tamanhos de nódulos. Deve-se considerar que outra trinca se propagou por um caminho de menor energia até a ruptura do CP.

As Figuras 101 a 104 apresentam micrografias ortogonais à fratura dos CP rompidos por tração. As Figuras 101 e 103 apresentam matriz pouco deformada devido à grande quantidade de perlita, enquanto que as Figuras 102 e 104 apresentam microestruturas com menor quantidade de

perlita, tendo associadas maiores deformações e decoesão dos nódulos de grafita mesmo em regiões mais afastadas da fratura. Observa-se também que a fratura tendem a seguir caminho unindo nódulos de grafita.

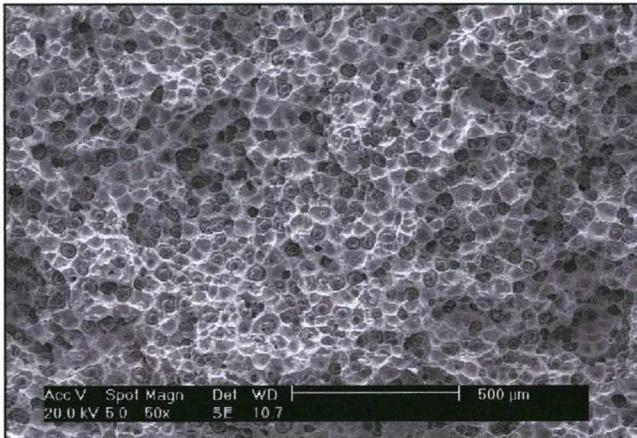


Figura 69 – Aspecto da fratura na região de início da trinca.

Material 4B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 60°C

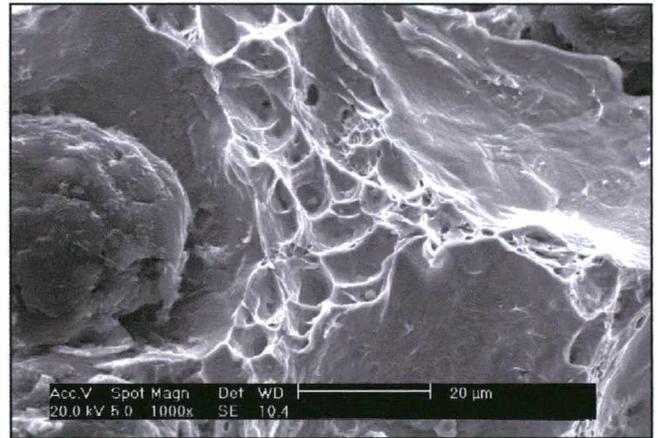


Figura 70 – Detalhe da matriz internodular que rompeu por cisalhamento.

Material 4B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 60°C

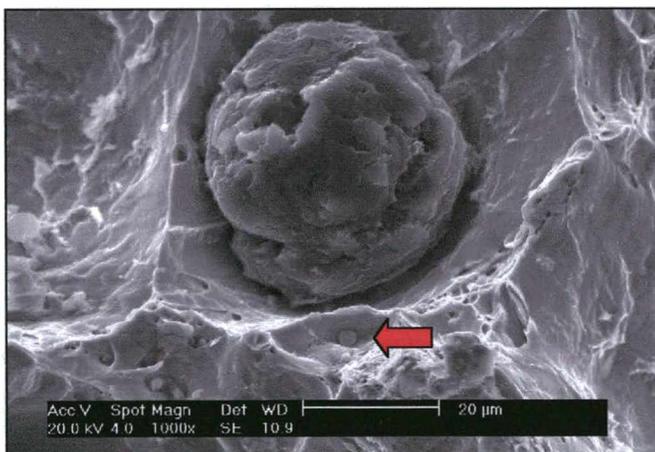


Figura 71 – Detalhe mostrando a nucleação de alvéolo em inclusão de sulfeto de magnésio, conforme análise de EDX apresentada na Figura 72.

Material 4B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 60°C

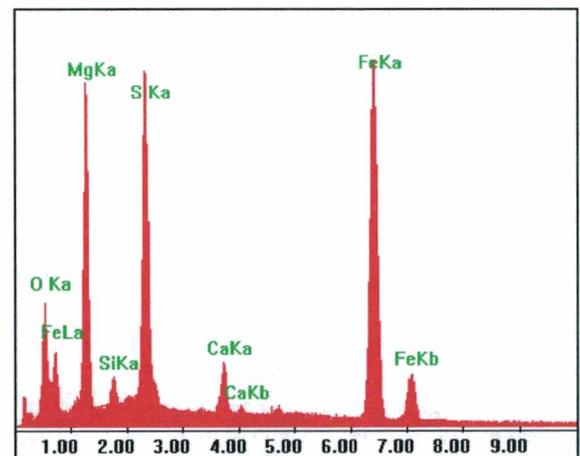


Figura 72 – Análise química por EDX da inclusão observada na Figura 71. A análise revelou ser um sulfeto de magnésio.

Material 4B – Análise por EDX

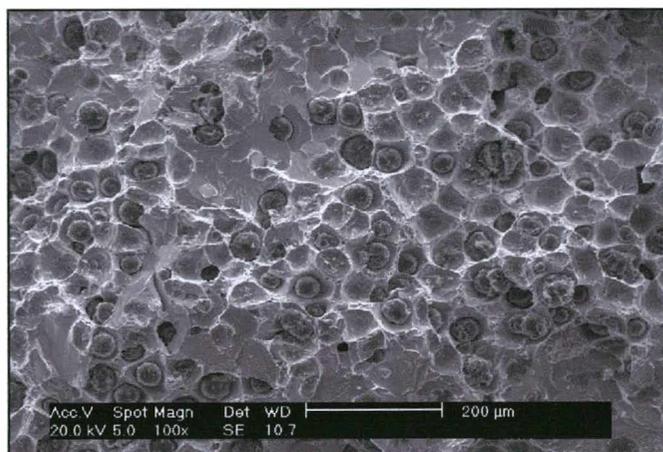


Figura 73 – Aspecto de fratura mista.

Material 4B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 0°C

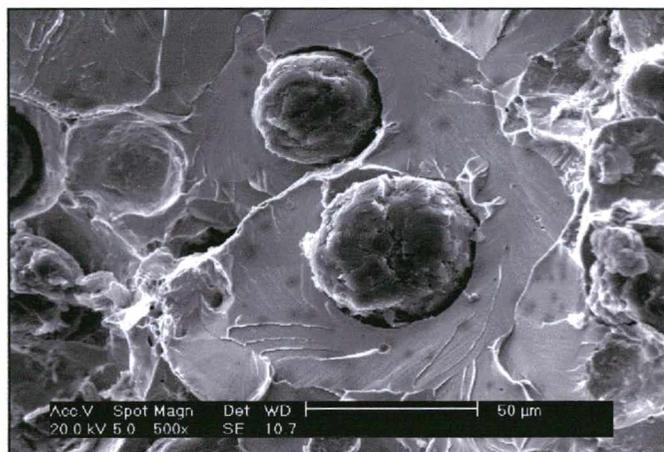


Figura 74 – Aspecto de fratura frágil.

Material 4B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 0°C

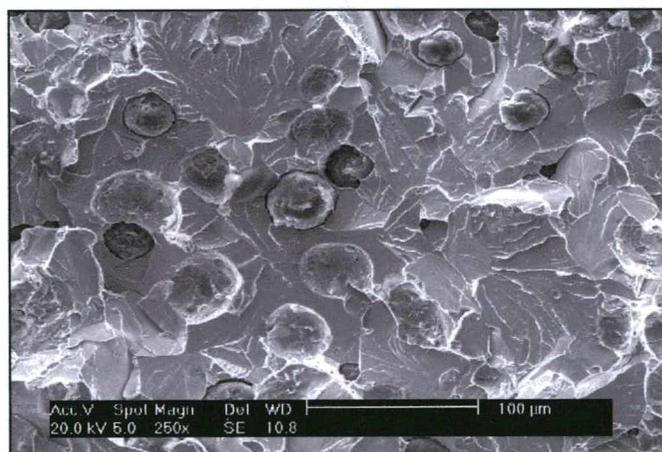


Figura 75 – Aspecto de fratura frágil.

Material 4B - CP entalhado
Ensaio Charpy a -40°C

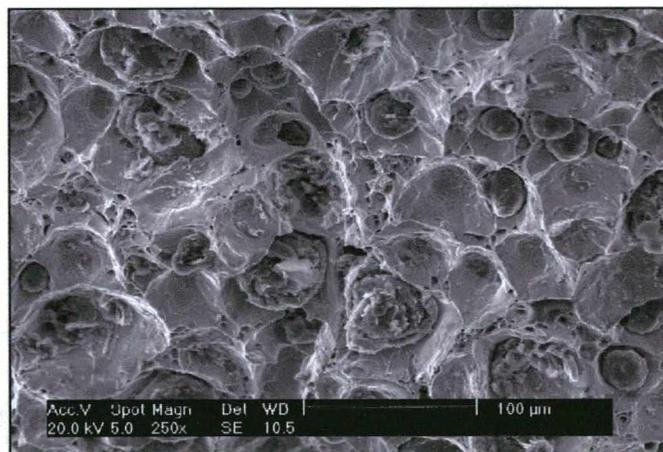


Figura 76 – Aspecto da fratura na região de nucleação da trinca.

Material 4B - CP sem entalhe
Ensaio Charpy a 20°C

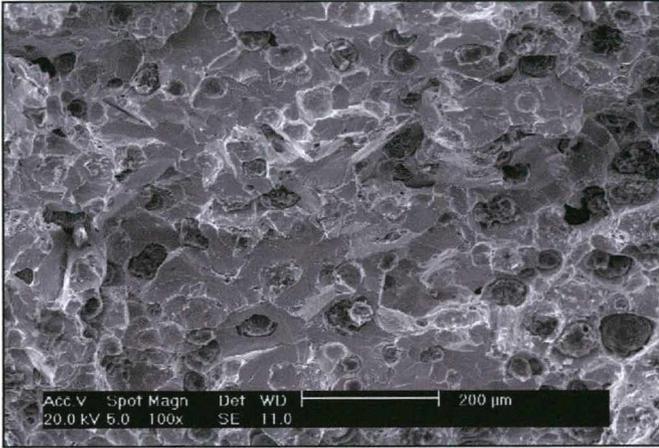


Figura 77 – Aspecto da fratura na região de propagação da trinca.

Material 4B - CP sem entalhe
Ensaio Charpy a 20°C

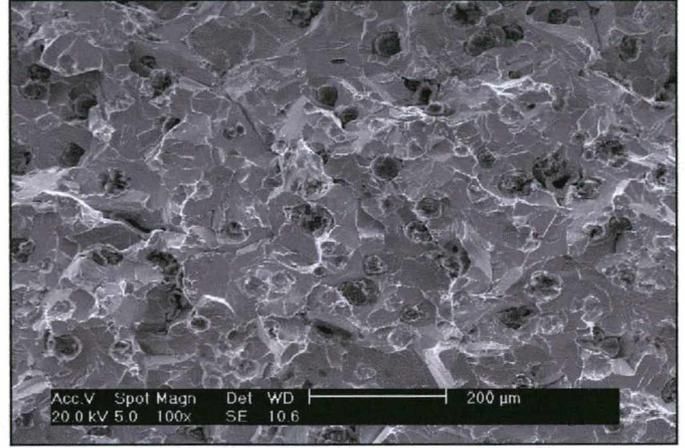


Figura 78 – Aspecto de fratura frágil sem variação do modo de fratura entre a região de início e de propagação da trinca.

Material 4B - CP sem entalhe
Ensaio Charpy a -40°C

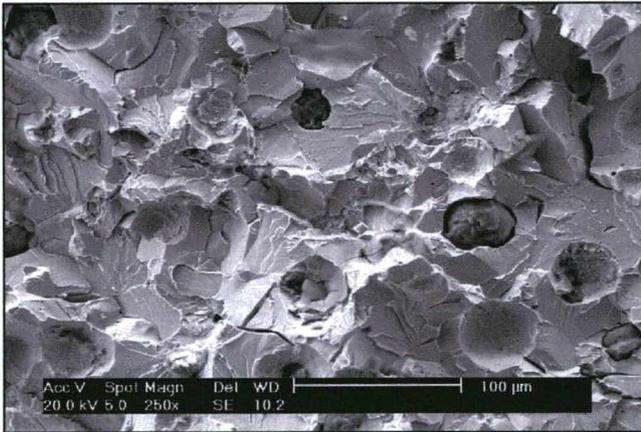


Figura 79 – Aspecto de fratura frágil.

Material 4B - CP sem entalhe
Ensaio Charpy a -80°C

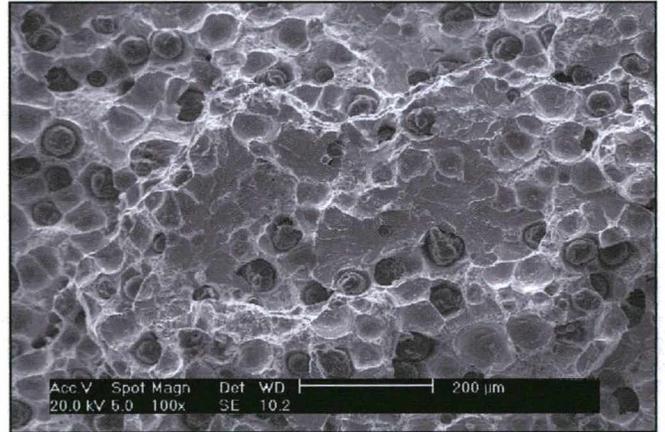


Figura 80 – Aspecto de fratura mista na região de início da trinca.

Material 5B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 60°C



Figura 81 – Micrografia da região perlítica. Detalhe desta fratura é apresentado na Figura 82. Os pequenos pontos mais escuros são óxidos formados na superfície.

Material 5B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 60°C

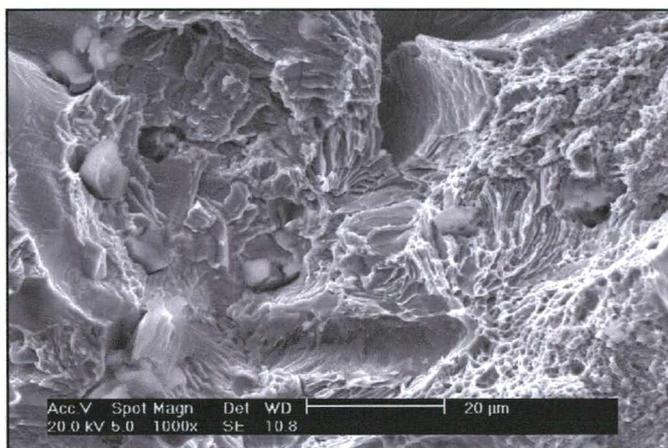


Figura 82 – Detalhe da Figura 81 com fratura em colônia de perlita.

Material 5B - CP entalhado
Ensaio Charpy a 60°C

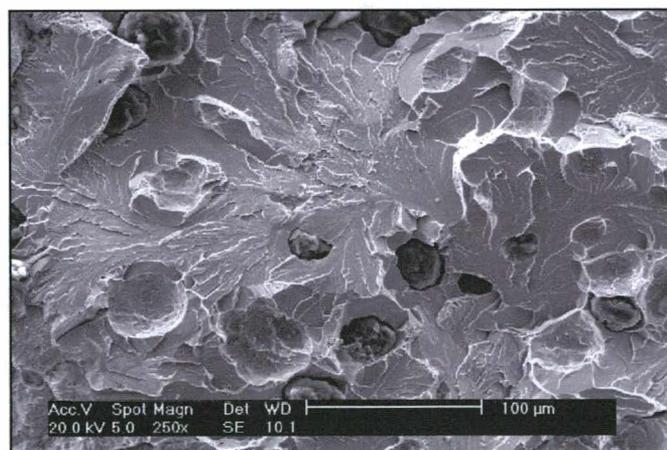


Figura 83 – Aspecto de fratura frágil.

Material 5B - CP entalhado
Ensaio Charpy a -40°C

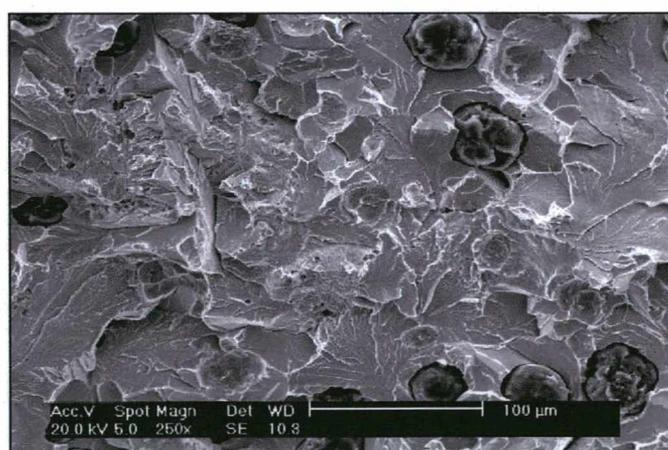


Figura 84 – Aspecto de fratura frágil.

Material 5B - CP entalhado
Ensaio Charpy a -80°C

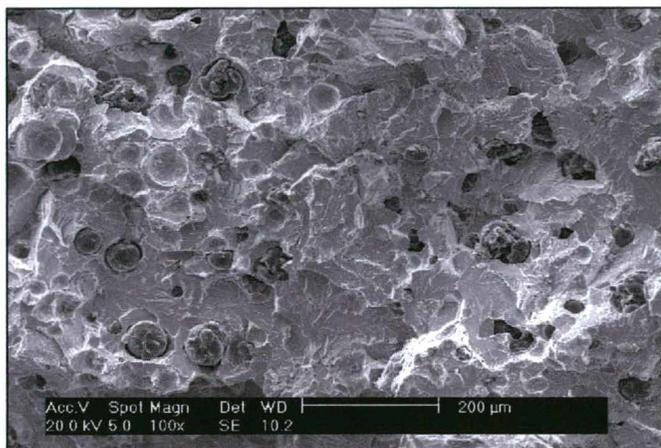


Figura 85 – Aspecto de fratura frágil na região de início da trinca.

Material 5B - CP sem entalhe
Ensaio Charpy a 20°C

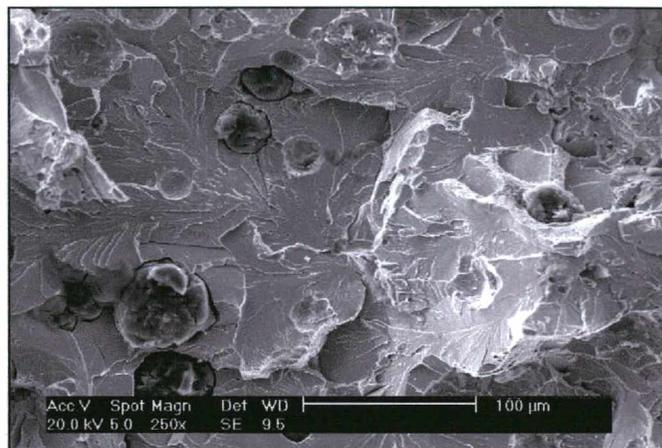


Figura 86 – Aspecto de fratura frágil.

Material 5B - CP sem entalhe
Ensaio Charpy a -40°C

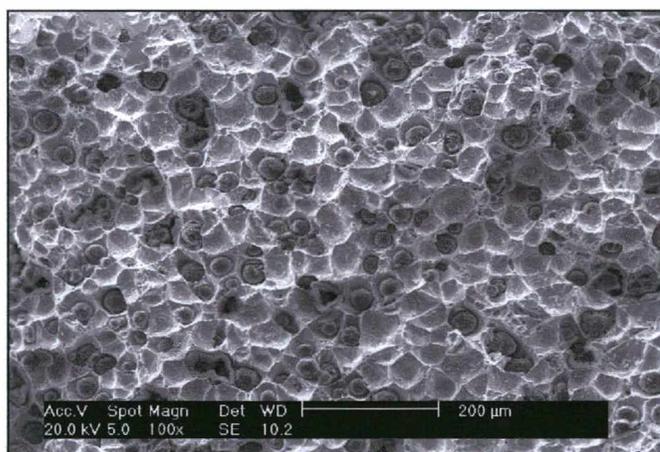


Figura 87 – Aspecto da fratura predominantemente dúctil.

Material 4A - CP entalhado
Ensaio Charpy a 0°C

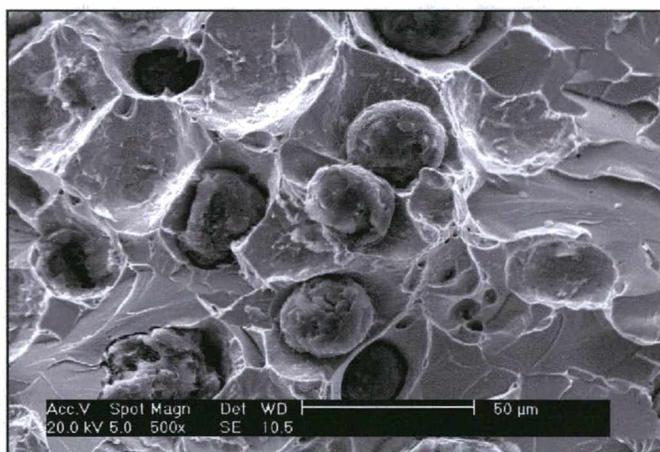


Figura 88 – Aspecto de fratura mista.

Material 4A - CP entalhado
Ensaio Charpy a -40°C

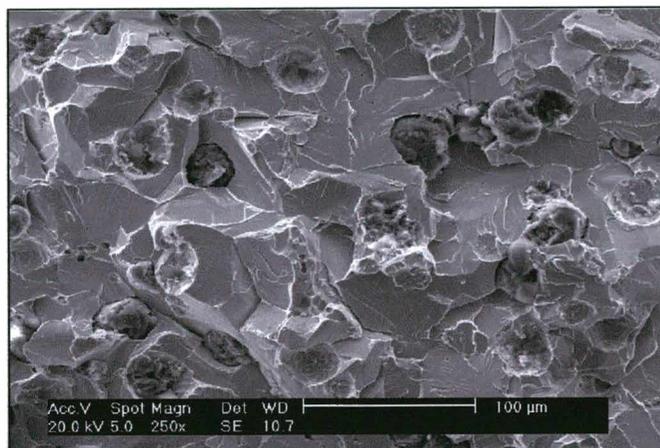


Figura 89 – Aspecto de fratura frágil.

Material 4A - CP entalhado
Ensaio Charpy a -80°C

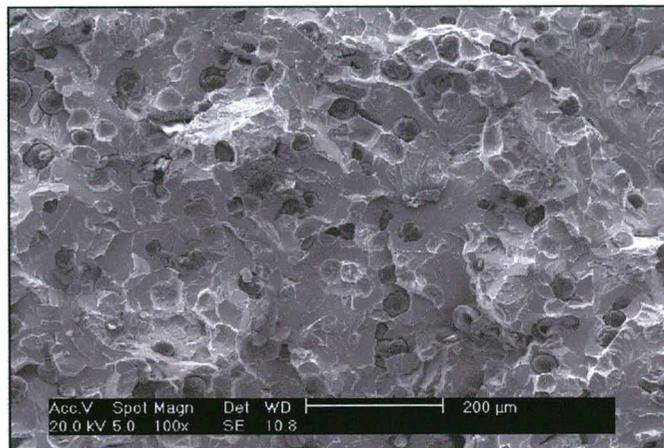


Figura 90 – Aspecto de fratura mista.

Material 5A - CP entalhado
Ensaio Charpy a 0°C

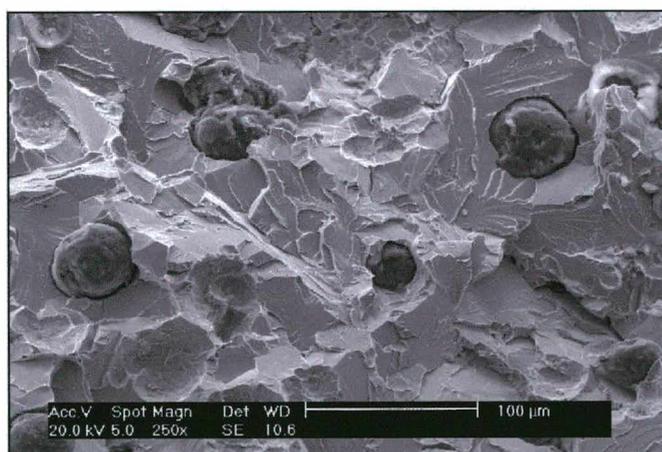


Figura 91 – Aspecto de fratura frágil

Material 5A - CP entalhado
Ensaio Charpy a -40°C

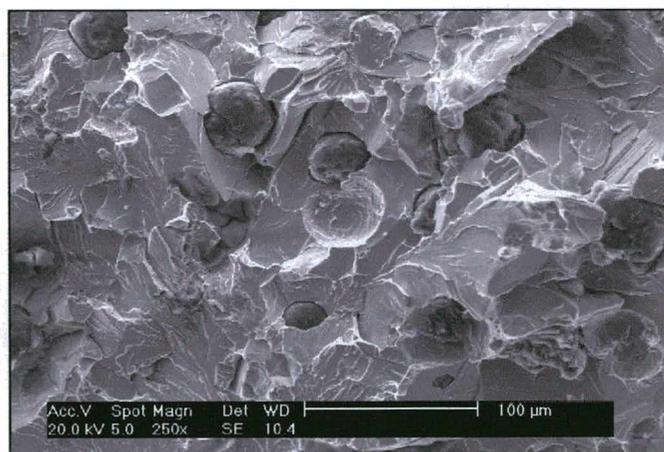


Figura 92 – Aspecto de fratura frágil.

Material 5A - CP entalhado
Ensaio Charpy a -80°C

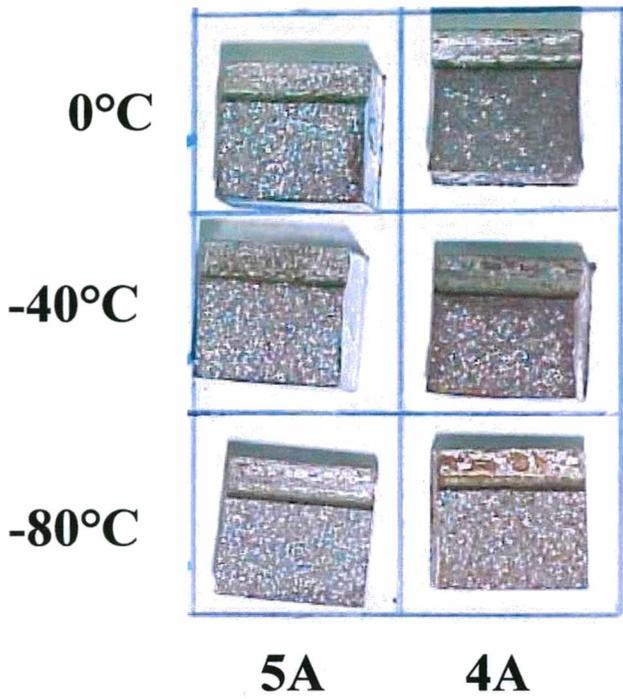


Figura 93 – Macrografia da superfície da fratura das amostras 5A e 4A com entalhe.

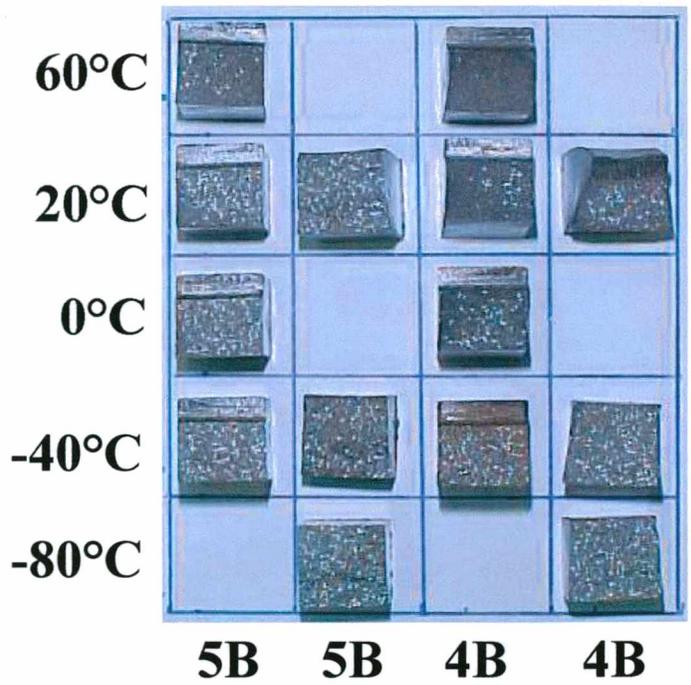


Figura 94 - Macrografia da superfície da fratura das amostras 5B e 4B com e sem entalhe.

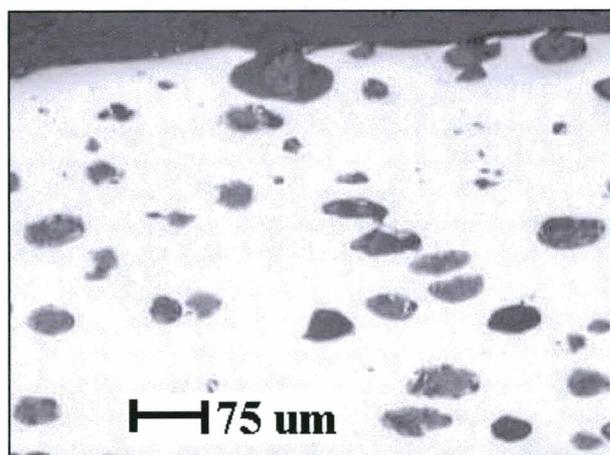


Figura 95 – Aspecto de matriz deformada característico de fratura dúctil.

Material 4A – CP sem entalhe
 Ortogonal à fratura
 Ensaio Charpy a 20°C

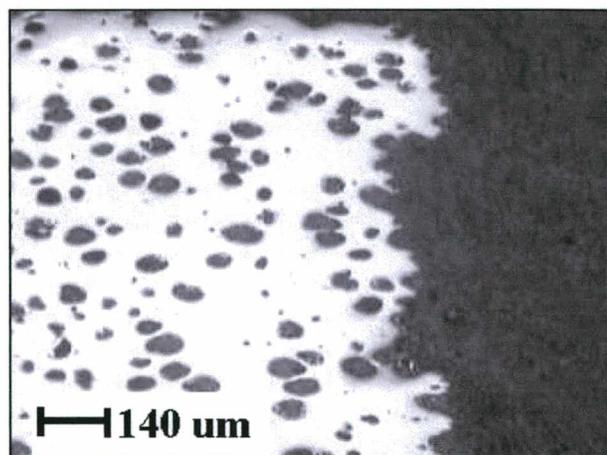


Figura 96 - Aspecto de fratura dúctil.

Material 4A - CP sem entalhe
 Ortogonal à fratura
 Ensaio Charpy a 20°C

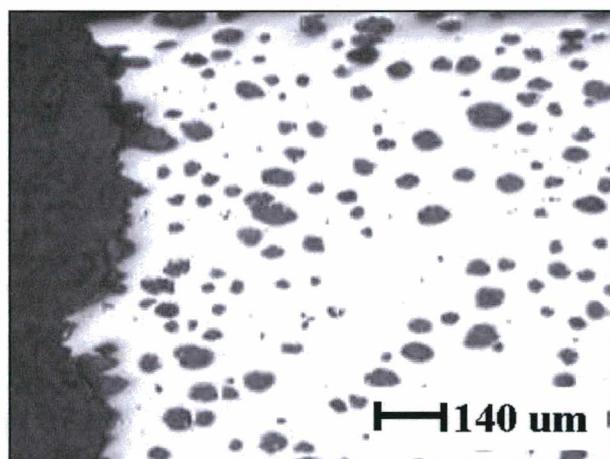


Figura 97 - Aspecto de fratura mista.

Material 4A - CP sem entalhe
 Ortogonal à fratura
 Ensaio Charpy a -40°C

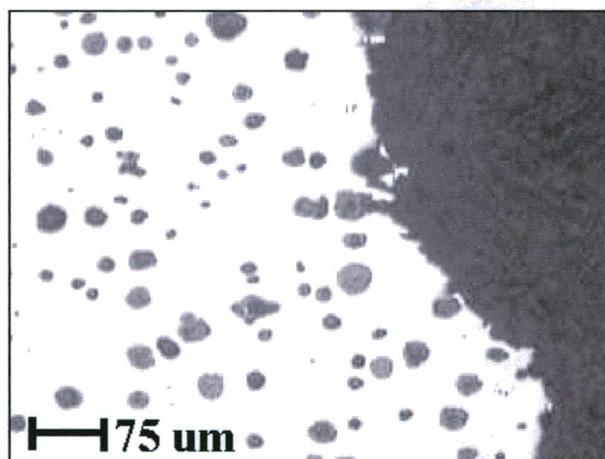


Figura 98 - Aspecto de fratura frágil.

Material 1A - CP sem entalhe
 Ortogonal à fratura
 Ensaio Charpy a -80°C



Figura 99 - Micrografia mostrando o bloqueio de uma microtrinca.

Material 1A - CP sem entalhe
 Ortogonal à fratura
 Ensaio Charpy a 20°C

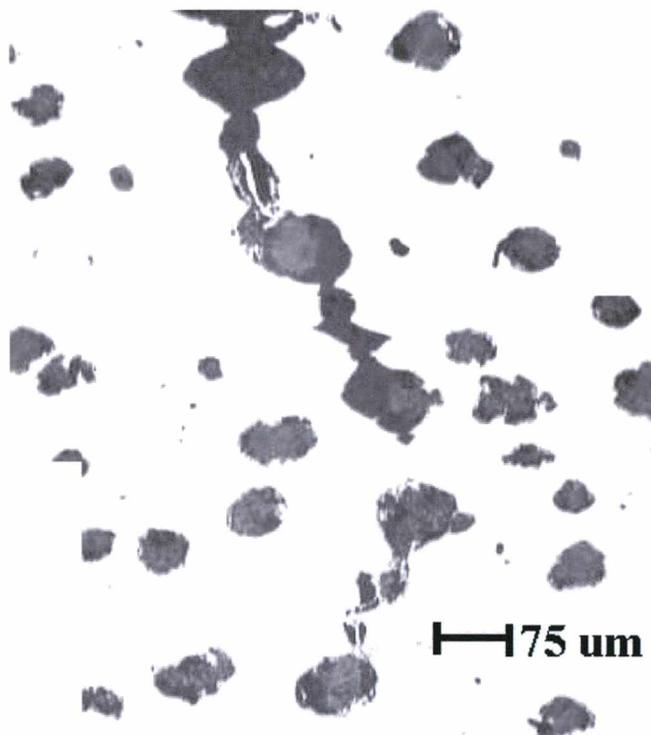


Figura 100 - Detalhe da Figura 99 mostrando o bloqueio de trinca.

Material 1A - CP sem entalhe
 Ortogonal à fratura
 Ensaio Charpy a 20°C

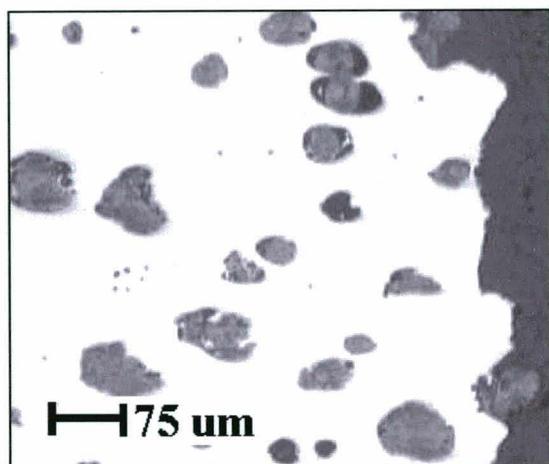


Figura 101 – Aspecto de fratura frágil.

Material 1A
 Ortogonal à fratura
 Tração à Tamb

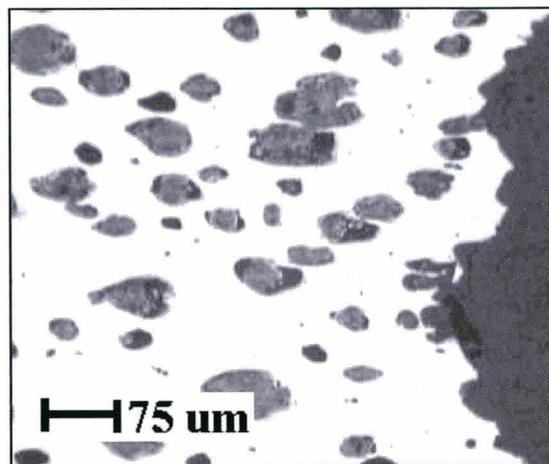


Figura 102 – Aspecto de fratura dúctil.

Material 4A
 Ortogonal à fratura
 Tração à Tamb

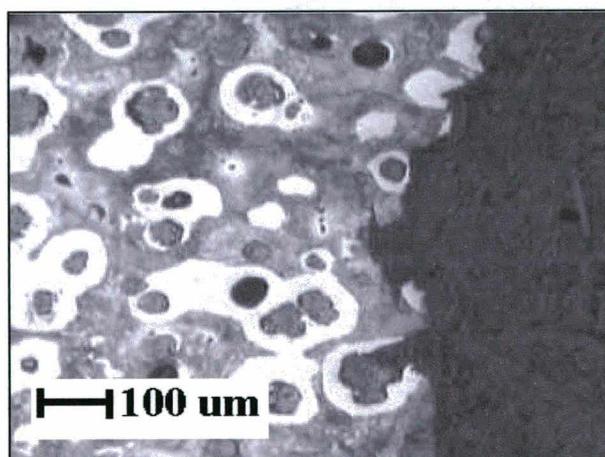


Figura 103 – Aspecto de fratura frágil.

Material 5B
 Ortogonal à fratura
 Tração à Tamb

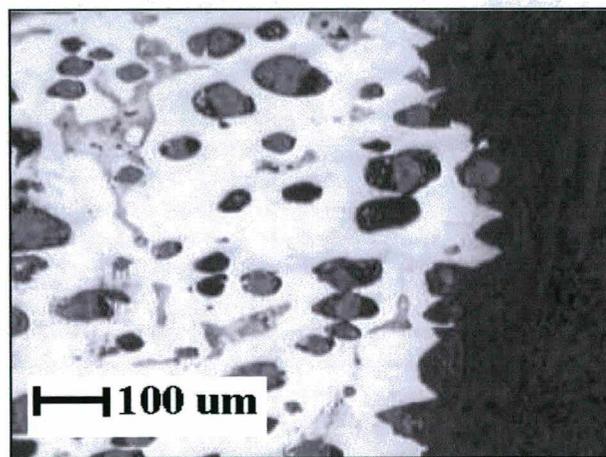


Figura 104 – Aspecto de fratura dúctil.

Material 4B
 Ortogonal à fratura
 Tração à Tamb

4.5. Considerações finais

Observou-se que aumentos nos teores de Si contribuíram significativamente para a redução da quantidade de perlita, sendo que a maior variação no teor de Si da Série B resultou em maior efeito. A prática de pós-inoculação também provocou redução significativa da quantidade de perlita devido ao seu efeito de aumento do número de nódulos.

O aumento no teor de Mn na Série B resultou em aumento na quantidade de perlita, evidenciando o seu efeito perlitizante. As adições de Cu realizadas nas Séries A e B revelaram não ser suficientes para provocar aumento significativo na quantidade de perlita.

A pós-inoculação foi o fator com maior influência no aumento no número de nódulos. O aumento no teor de Si também resultou em aumento significativo do número de nódulos. Para as Séries A e B observou-se boa correlação entre o número de nódulos e a quantidade de perlita, evidenciando a ação dos nódulos como sumidouros de Carbono durante a reação Eutetóide, favorecendo a formação de ferrita.

Nos ensaios de impacto à temperatura ambiente verificou-se que o Si foi o fator com maior efeito sobre a Eabs quando acima da temperatura de transição, indicando que nestas condições de ensaio sobressaiu o seu efeito ferritizante. No entanto, para temperaturas de ensaio mais baixas, verificou-se queda acentuada da contribuição devida à adição de Si visto a sobreposição de seu efeito de fragilização da ferrita sobre o seu efeito ferritizante.

Na Série A, o aumento de 0,2% no teor de Si não provocou aumento da temperatura de transição. No entanto, o aumento de 0,6% no teor de Si na Série B elevou consideravelmente a temperatura de transição. Apesar deste efeito, a contribuição final do Si foi favorável, resultando em aumento da Eabs para todas as temperaturas de ensaio, com efeito praticamente nulo na temperatura de ensaio de -80°C . Assim sendo, conclui-se que o efeito ferritizante e de aumento do número de nódulos provocado pelo aumento no teor de Si foi mais significativo que o seu efeito fragilizante da matriz.

A prática de pós-inoculação resultou em aumento da Eabs sendo que o seu efeito aumentou com o abaixamento da temperatura de ensaio, tendo sido o fator que mais influenciou na variação dos resultados de Eabs abaixo de 0°C na Série A. A mudança de seu efeito de nucleador de alvéolos para bloqueador de trincas de clivagem deve ter sido a principal causa para tal tendência. Deve-se considerar também que, sendo esta análise comparativa, a redução do efeito do Si em temperaturas de ensaio mais baixas também repercutiu em aumento da contribuição final da pós-inoculação.

As adições de Cu e Mn resultaram em diminuição da Eabs, tendo aumentado a sua contribuição sobre os resultados com a redução da temperatura de ensaio. O efeito destes elementos foi maior com adições realizadas na Série B. Assim sendo, conclui-se que os teores de Cu e Mn devem ser mantidos aos mais baixos níveis para a obtenção de elevadas Eabs.

As maiores Eabs em temperaturas subcríticas foram obtidas pelos materiais 4A e 4B, confeccionados com os menores teores de Cu e Mn, com tratamento de pós-inoculação e com 2,4 e 2,7%Si respectivamente, resultando nas menores quantidades de perlita e maiores números de nódulos.

Não foram verificadas interações significativas entre os fatores em estudo sobre as propriedades analisadas. O efeito observado destas interações foi inferior aos efeitos individuais dos fatores, de tal forma que foram desconsiderados no presente estudo.

Os resultados de correlação obtidos indicam que existe forte dependência da Eabs com a quantidade de perlita e número de nódulos. A mesma correlação foi observada entre as demais propriedades mecânicas e quantidade de perlita de tal forma que o efeito dos fatores analisados sobre a dureza Brinell, limite de resistência, limite de escoamento e alongamento foi bastante similar ao efeito destes fatores sobre a microestrutura. Deve-se observar também o efeito de endurecimento por solução sólida causado pelo Si, provocando elevação do limite de escoamento mesmo com redução na quantidade de perlita. De modo geral observa-se que Si e pós-inoculação provocaram redução na dureza e limite de resistência com incremento no alongamento, enquanto que as adições de Cu e Mn tiveram efeito contrário. Os resultados de microdureza Vickers da ferrita revelaram o efeito endurecedor provocado pelo aumento de 0,6% no teor de Si na Série B, enquanto que o aumento de 0,2% no teor de Si na Série A não apresentou efeito endurecedor significativo.

Embora não tenha sido o objetivo deste trabalho, verificou-se que o material 4A atingiu as propriedades mínimas requeridas de tenacidade para aplicações de segurança de acordo com normas consultadas e apresentadas nos “Apêndices”, tendo absorvido 13 J quando ensaiado com entalhe na temperatura de -40°C . Desta forma conclui-se que o processo bem como os parâmetros adotados para a elaboração do material 4A podem servir de base para o desenvolvimento de FNF brutos de fundição com elevada resistência ao impacto.

5. Conclusões

1) Dentre as variáveis inicialmente consideradas como tendo influência significativa na tenacidade (Cu, Si, Mn e Pós-inoculação), constatou-se que:

a) O teor de Si e a prática de pós-inoculação tiveram influência em toda a faixa de temperaturas testadas (-80°C a $+60^{\circ}\text{C}$):

a.1) Nestas temperaturas o aumento do %Si de 2,2 para 2,4% elevou a tenacidade, tendo prevalecido o seu efeito ferritizante. Da mesma forma, o aumento do teor de Si de 2,1 para 2,7% resultou em elevação da energia absorvida. No entanto, observou-se aumento significativo da temperatura de transição devido ao aumento do seu efeito endurecedor da ferrita, resultando em efeito praticamente nulo nas temperaturas abaixo de -40°C ;

a.2) A prática de pós-inoculação elevou a tenacidade por aumentar o número de nódulos, resultando em considerável efeito ferritizante;

b) Os teores residuais de Cu e Mn tiveram influência significativa na tenacidade apenas na faixa de temperaturas entre -80°C e 0°C , provocando redução da energia absorvida. Acima de 0°C não se constatou influência significativa sobre esta propriedade;

c) Para a temperatura de ensaio Charpy de -40°C (conforme solicitado em normas) foram constatadas as seguintes influências:

c.1) Aumento do %Si de 2,2 para 2,4 resultou em aumento da energia absorvida;

c.2) Aumento do %Si de 2,1 para 2,7 não apresentou influência significativa pela sobreposição de seu efeito fragilizante sobre o seu efeito ferritizante;

c.3) Prática de pós-inoculação resultou em aumento da energia absorvida

c.4) Aumento do residual de Cu resultou em redução da energia absorvida

c.5) Aumento do residual de Mn resultou em redução da energia absorvida

d) A maior tenacidade a -40°C (13J) foi obtida nas seguintes condições:

- d.1) 2,4%Si;
- d.2) 0,13%Mn;
- d.3) 0,04%Cu;
- d.4) Adição de 0,1% de pós-inoculante FeSi em pó.

e) Nas condições do item (d), que resultaram na maior tenacidade, as demais propriedades mecânicas ensaiadas tiveram os seguintes resultados:

- e.1) 428 MPa de limite de resistência;
- e.2) 301 MPa de limite de escoamento;
- e.3) 24% de alongamento;

f) Considerando-se a especificação de engenharia com maior exigência de tenacidade para aplicações de segurança, onde é especificado:

- f.1) 12J de energia absorvida a -40°C com entalhe em U;
- f.2) 400 MPa de limite de resistência;
- f.3) 250 MPa de limite de escoamento;
- f.4) 12% de alongamento;

constata-se que, no presente trabalho, obtiveram-se propriedades que atenderam às exigências para peças de segurança no estado bruto de fundição, dispensando a prática de tratamento térmico;

2) Aumentos nos teores de Si e a prática de pós-inoculação resultaram em redução da quantidade de perlita, evidenciando o seu efeito ferritizante, enquanto que aumentos nos teores de Cu e Mn resultaram em efeito perlitizante nas faixas empregadas neste trabalho:

- a) Aumento no teor de Si de 2,1 para 2,7%Si resultou em considerável aumento de seu efeito ferritizante, se comparado com o aumento de 2,2 para 2,4%Si;
- b) Aumento no teor de Mn de 0,15 para 0,30%Mn resultou em considerável aumento de seu efeito perlitizante, se comparado com o aumento de 0,13 para 0,20%Mn;

3) Aumentos nos teores de Si e prática de pós-inoculação resultaram em aumento no número de nódulos;

- 4) Observou-se boa correlação entre o aumento no número de nódulos e a redução da quantidade de perlita, evidenciando o efeito ferritizante deste microconstituente;
- 5) Aumentos nos teores de Si e a prática de pós-inoculação resultaram em redução da dureza Brinell e limite de resistência e aumento do alongamento, enquanto que adições de Cu e Mn provocaram aumento da dureza Brinell e LR e redução do alongamento. Estes resultados apresentam boa correlação com a quantidade de perlita na matriz, evidenciando a influência da perlita nas propriedades ensaiadas;
- 6) Aumentos nos teores de Si de 2,2 para 2,4% resultaram em redução do LE, enquanto que aumentos de 2,1 para 2,7% Si elevaram esta propriedade devido ao efeito de endurecimento da ferrita. Estes resultados estão de acordo com o observado com a propriedade de tenacidade, onde o aumento no teor de Si de 2,1 para 2,7% resultou em aumento da temperatura de transição, conforme visto anteriormente;
- 7) Não foram observadas interações significativas entre os fatores estudados sobre as propriedades analisadas;
- 8) O método Taguchi mostrou ser eficiente no projeto dos experimentos por proporcionar uma metodologia que reduz custos e tempo;
- 9) A técnica estatística ANOVA permitiu a quantificação dos efeitos individuais e interações dos fatores estudados sobre as propriedades analisadas;

6. Sugestões para Próximos Trabalhos

O autor sugere que para próximos trabalhos que sejam desenvolvidos sobre o tema FNF brutos de fundição seja realizado estudo sobre a influência de teores intermediários de Si, como por exemplo 2,4 a 2,7%Si e técnicas de inoculação que garantam maiores números de nódulos, acima de 300 nódulos/mm². Também sugere-se que os residuais de P e Sn sejam mantidos a níveis mais baixos.

7. Referências Bibliográficas

1. Askeland, D.R.; Gupta, S.S. – Effect of nodule count and cooling rate on the matrix of nodular cast iron – AFS Transactions Vol. 75 – p. 313/20;
2. Pan, E.N.; Hsu, W.S.; Loper Jr, C.R. – Effects of some variables on the matrix and mechanical properties of ferritic ductile irons - AFS Transactions Vol. 88 – p. 645/60;
3. Smith, J.; Brown, L.; Marcus, H.L. – The influence of microstructure on the fracture of ductile iron - AFS Transactions Vol. 80 – p. 427/36;
4. Albertin, E. – Obtenção de ferro fundido nodular ferrítico de alta qualidade no estado bruto de fundição – Dissertação de Mestrado – Escola Politécnica da USP – SP – Ano 1975;
5. Sinátora, A.; Albertin, E.; Goldenstein, H.; Vatawuk, J.; Fuoco, R. – Contribuição para o estudo da fratura frágil de ferros fundidos nodulares ferríticos – ABM Metalurgia – Vol. 42 – Nº 339 – Fevereiro 1986 – p. 59/63;
6. Stefanescu, D. – Production of as-cast ferritic and ferritic-pearlitic ductile iron in green sand molds – AFS International Cast Metals Journal – Junho 1981 – p. 23/32;
7. Klaban, J. - Fabricación de fundición de hierro de grafito esferoidal com estructura de colada ferrítica a partir de chatarra de acero en hornos de crisol caletados por inducción – Colada; Ano 1977; Vol. 10; Nº 6 – p. 161/8;
8. Trudel, A.; Gagné, M.; Lavallée, F. - Counteracting the effect of steel scrap residuals in ductile iron castings - AFS Transactions Vol. 96 – p.123/32;
9. Neumeier, L.A.; Betts, B.A. – Ductile iron containing tin, copper and other contaminants – AFS Transactions Vol. 76 – p. 265/80;
10. Sugden, H.; Missol, D.; Best, K.J. – Empresa desenvolve método de obtenção direta de ferro fundido nodular – Fundição e Serviços – Julho 1998 – p. 51/58;

11. Goodrich, G.M.; Jones, D.P.– Factors affecting ductile iron nodule count: a literature review - AFS Transactions Vol. 93 – p. 1031/7;
12. Wallace, J.F.; Du, P.; Su, H.-Q.; Warrick, R.J.; Jenkins, L.R. – The influence of foundry variables on nodule count in ductile iron - AFS Transactions Vol. 85– p. 813/21;
13. Stefanescu, D.M.; Warrick, R.J.; Jenkins, L.R.; Chen, G.; Martinez, F. – Influence of the chemical analysis of alloys on the nodule count of ductile iron - AFS Transactions Vol. 85 – p. 835/45;
14. Pieske, A. – Metalurgia dos ferros fundidos cinzento e nodular –Publicação interna da Indústria de Fundições Tupy Ltda - Ano 1983;
15. Walton, C.F. – Gray and Ductile Iron Casting Handbook – Gray and Ductile Iron Founders' Society Inc. – 1971;
16. Fellini, R. – Estudo da segregação do manganês, cobre e estanho, e efeito nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular – Dissertação de Mestrado – PPGEEMM - UFRGS – Ano 1984;
17. Wetterfall, S.E. – Solidification process of nodular cast iron – Journal of the iron and steel institute – Maio 1972 – p. 323/32;
18. Liu, P.C.; Loper Jr., C.R. – Segregation of certain elements in cast irons – AFS Transactions Vol. 84 – p. 289/95;
19. Lalich, M.J.; Roper Jr., C.R. – Effects of pearlite-promoting elements on the kinetics of the eutectoid transformation in ductile cast irons – AFS Transactions Vol. 73 – p. 217/28;
20. Shea, M.M. – Influence of cooling rate and manganese and copper content on hardness of as-cast ductile iron – AFS Transactions Vol. 78 – p. 7/12;

21. Terrell, P.B. – A Influência dos aumentadores de carbono na produção do ferro fundido – Fundição e Serviços – Setembro 1998 – p. 24/8;
22. Campomanes, E. – A quantitative relationship between carbon and silicon in ductile iron – AFS Transactions Vol. 80 – p. 257/264;
23. Albertin, E. – Efeito da composição química e do número de nódulos na obtenção de ferros fundidos nodulares ferríticos – Seminário da ABM – Desenvolvimentos Tecnológicos em Fundição – 6 a 8 de Novembro de 1985 – Joinville – SC;
24. Flemings, M.C. – Solidification processing – Editora McGraw-Hill – 1^o Edição – Ano 1974;
25. A. B. Souza Santos C. Branco– Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares – IPT - Ano 1977
26. Skaland, T.; Grong, O. – Nodule distribution in ductile cast iron - AFS Transactions Vol. 91 – p. 153/7;
27. Pelleg, J. – Influence of silicon on ductile cast iron – AFS Transactions Vol. 63 – p. 108/16;
28. Cox, G.J. – The impact properties of different types of ferritic spheroidal graphite cast irons – The British Foundryman - Vol. 66 - Ano 1973 – p. 357/62;
29. Barton, R. – Effect of phosphorus on the pearlite content and tensile properties of as-cast nodular iron – BCIRA Report 1142 – Março 1974 – p. 145/8;
30. Kühn, R.; Mattar, C.J.; Cunha, G.S.; Branco, C.H.C. – Avaliação das propriedades de impacto de ferros fundidos nodulares produzidos na Fundição Tupy S.A. – Documento Técnico Nº 309 - Ano 1982 - Indústria de Fundição Tupy Ltda;
31. Chen, S.F.; Lui, T.S.; Chen, L.H. – The effect of phosphorus segregation on the intermediate-temperature embrittlement of ferritic, spheroidal graphite cast iron – Metallurgical and materials transactions – Vol. 25A – Março 1994 – p. 557/61;

32. Barton, R. – Embrittlement of nodular (SG) iron: its forms and prevention – BCIRA Report 1430 – Julho 1981 – p. 259/72;
33. Eldoky, L.; Voigt, R.C. – Fracture of ferritic ductile cast iron – AFS Transactions Vol. 85 – p. 621/30;
34. Rickards, P.J. – Ductile and brittle fracture in ferritic nodular-graphite irons – Journal of The iron and steel institute – Março 1971 – p. 190/6;
35. Adewara, J.O.T.; Loper Jr, C.R. – Crack initiation and propagation in fully ferritic ductile iron – AFS Transactions Vol. 76 – p. 527/34;
36. Adewara, J.O.T.; Loper Jr, C.R. – Effect of pearlite on crack initiation and propagation in ductile iron – AFS Transaction Vol. 76 – p. 513/26;
37. Voigt, R.C.; Eldoky, L. – Microstructural aspects of fracture in ductile cast irons – AFS Transactions – p. 153/65;
38. Gilbert, G.N.J. – Room temperature creep properties of a ferritic nodular iron – BCIRA Report 1166 – Novembro 1974 – p. 595/601;
39. Gilbert, G.N.J. – Room temperature creep properties of a pearlitic nodular iron – BCIRA Report 1154 – Julho 1974 – p. 357/63;
40. Voigt, R.C. – Fracture of cast irons – Technical Communication - 57th World Foundry Congress – Osaka - Setembro 1990;
41. Voigt, R.C.; Eldoky, L.M. – Crack initiation and propagation in as-cast and fully pearlitic ductile cast irons – AFS Transactions Vol. 86 – p. 637/44;
42. Smirnova, L.N.; Shcheglyuk, N.I. – Features of failure for ferritic cast iron with spheroidal graphite – Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – N^o 4 – Abril 1989 – p. 17/20;

43. Pellini, W.S.; Sandoz, G.; Bishop, H.F. – Notch ductility of nodular iron – Transactions of the ASM Vol. 46 - Ano 1954 – p. 418/45;
44. Rickards, P.J. – Review of the low temperature properties of ferritic and austenitic nodular irons – BCIRA Report 849 – Novembro 1966 – p. 685/717;
45. A370–96 – Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products – ASTM - 1996;
46. Komatsu, S.; Shiota, T.; Matsuota T.; Nakamura, K. – Effects of several main factors on ductile-brittle transition behavior of fracture toughness in SG cast iron – AFS Transactions Vol. 94 – p.121/5;
47. Gilbert, G. – Effect of copper on the mechanical properties of nodular cast iron – BCIRA Report 826 – Março 1966 – p. 157/69;
48. Mogford, I.L.; Brown, I.L.; Hull, D. – Fracture of nodular cast iron – Journal of The iron and steel institute – Julho 1967 – p. 729/32
49. Nanstad, R.K.; Worzala, F.J.; Loper Jr., R.C. – Static and dynamic toughness of ductile cast iron – AFS Transactions Vol. 75 – p. 245/56;
50. Lazardis, N.; Nanstad, R.K.; Worzala, F.J.; Loper Jr , R.C. – Determination of the fracture behavior of ductile cast irons for failure analysis purposes – AFS Transactions Vol. 77 – p. 277/88;
51. Ross, P.J. – Taguchi techniques for quality engineering – Editora McGraw-Hill– 1st Edição – Ano 1988;
52. Petry, C. – Avaliação das propriedades de impacto e dos mecanismos de fratura de ferros fundidos nodulares ferríticos – Tese de Mestrado em Engenharia Metalúrgica – PPGEM – UFRGS – Ano 1999;

53. Kobayashi, T. – The effect of notch shapes on the toughness of ductile cast irons – Transactions ISIJ – Vol. 19 – Ano 1979;
54. Baruch, T.; Stone, A.J.; Lownie Jr., H.W. – Influence of copper on properties of ductile iron – AFS Transactions Vol. 63 – p. 699/710;
55. Long, J.B.; Robbins, D.A. – Control of structure and properties of cast iron by the addition of tin – AFS Transactions Vol. 63 – p. 275/84;
56. Kühl, R.; Mattar, C.J.; Cunha, G.S.; Branco, C.H.C. – Avaliação de propriedades ao impacto de ferros fundidos nodulares ferríticos-perlíticos – Documento Técnico N° 303 - Ano 1982 - Indústria de Fundição Tupy Ltda;
57. BCIRA Broadsheet 192 – Effect of some residual or trace elements in cast iron – Ano 1981;
58. Jolley, G.; Belk, J.A. – Microsegregation in nodular cast iron and its relationship to mechanical properties in different section sizes after various heat treatments – BCIRA Report 757 – Setembro 1964 – p. 651/66;
59. Adewara, J.O.T.; Loper Jr., C.R. – Effect of carbides on crack initiation and propagation in ductile iron – AFS Transactions Vol. 76 – p. 507/12;
60. Sugiyama, N.; Goossens, L.J.M.; Pieske, A.; Chaves Fl, L.M. – Influência do manganês na produção de ferro fundido nodular – Metalurgia – Vol. 28 – N° 171 – Fevereiro 1972 – p. 149/57;
61. Levin, T. – Tin and copper in ductile iron – AFS Transactions Vol. 79 – p. 493/514;
62. MB 1512 – Ferro fundido nodular e ferro fundido maleável – Contagem de nódulos de grafita – ABNT – Maio 1990;
63. NBR 6593 – Morfologia de grafita em ferro fundido – ABNT – Abril 1981;

64. NBR 6394 – Determinação da dureza brinell de materiais metálicos – ABNT - Dezembro 1980;
65. NBR 6157 – Materiais metálicos – Determinação de resistência ao impacto em corpos de prova entalhados simplesmente apoiados – ABNT – Dez. 1980;
66. DIN EN 1563 – Spheroidal grafite cast iron
67. DIN 1693 - Spheroidal grafite cast iron
68. DIN 10045 – Charpy impact test on metallic materials – Test method – Abril 1991;
69. DIN 50115 – Notched bar impact testing of metallic materials – Using test pieces other than ISO test pieces - Abril 1991;

8. Lista de Figuras, Tabelas e Equações Matemáticas

Figura 1 - Diagrama Fe-C.

Figura 2 – A Figura (a) mostra detalhe do diagrama Fe-C e a Figura (b) a influência da adição de Si sobre o aumento da faixa entre a Transformação Eutética Estável (TEE) e Metaestável (TEM).

Figura 3 - Diagrama Fe-C-Si com 2%Si.

Figura 4 – Efeito do número de nódulos sobre a quantidade de perlita em Blocos Y de 1 polegada.

Figura 5 - Efeito da taxa de resfriamento sobre o número de nódulos em FN utilizando-se diversos inoculantes.

Figura 6 - Efeito da taxa de resfriamento através da reação Eutetóide para diversos números de nódulos sobre a quantidade de perlita formada.

Figura 7 - Efeito da temperatura sobre o mecanismo de fratura em FN.

Figura 8 – Efeito do Si sobre a temperatura de transição em ensaio de impacto Charpy com corpos de prova entalhados.

Figura 9 – Efeito do C sobre a energia absorvida em ensaio Charpy com corpos de prova entalhados.

Figura 10 – Efeito do Mn na energia absorvida em corpos de prova entalhados.

Figura 11 – Efeito do Cu na energia absorvida em corpos de prova entalhados.

Figura 12 – Efeito do número de nódulos sobre a energia absorvida no ensaio Charpy com corpos de prova entalhados.

Figura 13 – Efeito do grau de nodularização sobre a energia absorvida em ensaio Charpy com corpos de prova entalhados.

Figura 14 – Efeito da quantidade de perlita na matriz sobre a energia absorvida com corpos de prova sem entalhe.

Figura 15 - Metalografia do material 1A.

Figura 16 - Metalografia do material 2A.

Figura 17 - Metalografia do material 3A.

Figura 18 - Metalografia do material 4A.

Figura 19 - Metalografia do material 5A.

Figura 20 - Metalografia do material 6A.

Figura 21 - Metalografia do material 7A.

Figura 22 - Metalografia do material 8A.

Figura 23 - Metalografia do material 1B.

Figura 24 - Metalografia do material 2B.

Figura 25 - Metalografia do material 3B.

Figura 26 - Metalografia do material 4B.

Figura 27 - Metalografia do material 5B.

Figura 28 - Metalografia do material 6B.

Figura 29 - Metalografia do material 7B.

Figura 30 - Metalografia do material 8B.

Figura 31 - Média dos níveis - Quantidade de perlita (%).

Figura 32 - Porcentagem de contribuição - Quantidade de perlita (%).

Figura 33 - Média dos níveis - Número de nódulos/mm².

Figura 34 - Porcentagem de contribuição - Número de nódulos/mm².

Figura 35 - Correlação entre número de nódulos/mm² e quantidade de perlita.

Figura 36 - Energias absorvidas sem entalhe (J) - Série A.

Figura 37 - Energias absorvidas com entalhe (J) - Série A.

Figura 38 - Média dos níveis - Eabs com CP's sem entalhe - Série A.

Figura 39 - Porcentagem de contribuição - Eabs com CP's sem entalhe - Série A.

Figura 40 - Média dos níveis - Eabs com CP's entalhados - Série A.

Figura 41 - Porcentagem de contribuição - Eabs com CP's entalhados - Série A.

Figura 42 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's sem entalhe - Série A.

Figura 43 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's entalhados - Série A.

Figura 44 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's sem entalhe - Série A.

Figura 45 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's entalhados - Série A.

Figura 46 - Correlação entre Eabs com CP's sem entalhe e Eabs com CP's entalhados - Série A.

Figura 47 - Energias absorvidas sem entalhe (J) - Série B.

Figura 48 - Energias absorvidas com entalhe (J) - Série B.

Figuras 49 - Média dos níveis - Eabs com CP's sem entalhe - Série B.

Figura 50 - Porcentagem de contribuição - Eabs com CP's sem entalhe - Série B.

Figura 51 - Média dos níveis - Eabs com CP's entalhados - Série B.

Figura 52 - Porcentagem de contribuição - Eabs com CP's entalhados - Série B.

Figura 53 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's sem entalhe - Série B.

Figura 54 - Correlação entre quantidade de perlita e Eabs com CP's entalhados - Série B.

Figura 55 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's sem entalhe - Série B.

Figura 56 - Correlação entre número de nódulos/mm² e Eabs com CP's entalhados - Série B.

Figura 57 - Correlação entre Eabs em CP's sem entalhe e CP's entalhados - Série B.

Figura 58 - Média dos níveis - Dureza Brinell (HB).

Figura 59 - Porcentagem de contribuição - Dureza Brinell (HB).

Figura 60 - Correlação entre quantidade de perlita e dureza Brinell.

Figura 61 - Média dos níveis - Limite de resistência (MPa).

Figura 62 - Porcentagem de contribuição - Limite de resistência (MPa).

Figura 63 - Correlação entre quantidade de perlita e limite de resistência (MPa).

Figura 64 - Média dos níveis - Limite de escoamento (MPa).

Figura 65 - Porcentagem de contribuição - Limite de escoamento (MPa).

Figura 66 - Média dos níveis - Alongamento (%).

Figura 67 - Porcentagem de contribuição - Alongamento (%).

Figura 68 - Correlação entre quantidade de perlita e alongamento.

Figura 69 - Micrografia por SE do material 4B rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 60°C mostrando fratura dúctil na região de início da trinca.

Figura 70 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 60°C mostrando detalhe de fratura dúctil.

Figura 71 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 60°C mostrando detalhe da nucleação de alvéolo por inclusão de sulfeto de magnésio.

Figura 72 - Análise por EDX da inclusão de sulfeto de magnésio observada na Figura 71.

Figura 73 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 0°C mostrando fratura mista.

Figura 74 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 0°C mostrando detalhe de fratura frágil.

Figura 75 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -40°C mostrando detalhe de fratura frágil.

Figura 76 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP sem entalhe a 20°C mostrando detalhe de fratura dúctil na região de início da trinca.

Figura 77 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP sem entalhe a 20°C mostrando aspecto de fratura na região de propagação.

Figura 78 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP sem entalhe a -40°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 79 - Micrografia por SE do material 4B, rompido em ensaio Charpy com CP sem entalhe a -80°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 80 – Micrografia por SE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 60°C mostrando aspecto de fratura mista.

Figura 81 – Micrografia por BSE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 60°C mostrando detalhe de região perlítica.

Figura 82 – Micrografia por SE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 60°C mostrando detalhe de região perlítica.

Figura 83 – Micrografia por SE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -40°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 84 – Micrografia por SE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -80°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 85 – Micrografia por SE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP sem entalhe a 20°C mostrando aspecto de fratura frágil na região de início da trinca.

Figura 86 – Micrografia por SE do material 5B, rompido em ensaio Charpy com CP sem entalhe a -40°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 87 – Micrografia por SE do material 4A, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 0°C mostrando aspecto de fratura dúctil.

Figura 88 – Micrografia por SE do material 4A, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -40°C mostrando aspecto de fratura mista.

Figura 89 – Micrografia por SE do material 4A, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -80°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 90 – Micrografia por SE do material 5A, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a 0°C mostrando aspecto de fratura mista, revelando maior fragilidade que o material 4A.

Figura 91 – Micrografia por SE do material 5A, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -40°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 92 – Micrografia por SE do material 5A, rompido em ensaio Charpy com CP entalhado a -80°C mostrando aspecto de fratura frágil.

Figura 93 – Macrografia da fratura das amostras 5A e 4A com entalhe.

Figura 94 – Macrografia da fratura das amostras 5B e 4B com e sem entalhe.

Figura 95 – Micrografia ortogonal à fratura do material 4A rompido com CP sem entalhe em teste Charpy a 20°C.

Figura 96 – Micrografia ortogonal à fratura do material 4A rompido com CP sem entalhe em teste Charpy a 20°C.

Figura 97 – Micrografia ortogonal à fratura do material 4A rompido com CP sem entalhe em teste Charpy a -40°C.

Figura 98 – Micrografia ortogonal à fratura do material 1A rompido com CP sem entalhe em teste Charpy a -80°C .

Figura 99 – Micrografia ortogonal à fratura do material 1A rompido com CP sem entalhe em teste Charpy a 20°C .

Figura 100 – Micrografia ortogonal à fratura do material 1A rompido com CP sem entalhe em teste Charpy a 20°C .

Figura 101 – Micrografia ortogonal à fratura do material 1A rompido em teste de tração a 20°C .

Figura 102 – Micrografia ortogonal à fratura do material 4A rompido em teste de tração a 20°C .

Figura 103 – Micrografia ortogonal a fratura do material 5B rompido em teste de tração a 20°C com ataque químico em Nital 5%.

Figura 104 – Micrografia ortogonal à fratura do material 4B rompido em teste de tração a 20°C com ataque químico em Nital 5%.

Tabela I – Fatores e níveis selecionados – Série A.

Tabela II – Matriz ortogonal L8 com os fatores inseridos.

Tabela III – Peso e composição aproximada da carga utilizada.

Tabela IV – Composição aproximada das ligas nodularizante e inoculante.

Tabela V – Fatores e níveis selecionados – Série B.

Tabela VI - Composição química dos materiais da Série A.

Tabela VII - Microestrutura dos materiais da Série A.

Tabela VIII - Composição química dos materiais da Série B.

Tabela IX - Microestrutura dos materiais da Série B.

Tabela X - Fatores e níveis das Séries A e B.

Tabela XI - Energias absorvidas ao impacto - Série A.

Tabela XII - Efeito dos fatores quando levados do Nível 1 ao Nível 2 sobre a variação da Eabs com CP's sem entalhe e entalhados – Série A.

Tabela XIII - Energias absorvidas ao impacto - Série B.

Tabela XIV - Efeito dos fatores quando levados do Nível 1 ao Nível 2 sobre a variação da Eabs com CP's sem entalhe e com CP's entalhados – Série B.

Tabela XV - Propriedades mecânicas - Série A.

Tabela XVI - Propriedades mecânicas - Série B.

Tabela A-I – Experimento fatorial fracionado ao nível $1/8$.

Tabela A-II – Matriz ortogonal L8 construída através do FFE $1/16$

Tabela B-I - Norma DIN EN 1563 / 1997

Tabela B-II - Norma DIN1693 / 1973

Tabela B-III - Especificação de material para suportes da manga do eixo - Montadora A

Tabela B-IV - Especificação de material para suportes da manga do eixo - Montadora B

Tabela B-V - Especificação de FNF bruto de fundição para suportes da manga do eixo - Montadora C

Tabela B-VI - Especificação de FNF para suportes da manga do eixo - Montadora D

Equação 1 – Carbono Equivalente

$$CE = \%C + 1/3\%Si$$

Equação 2 – Quantidade de perlita

$$\text{Quantidade de Perlita} = K(NN)^{-n}$$

Equação A-1 – Média do Nível 1 do fator A

$$\Psi_{A1} = \frac{\Sigma(A1)}{N}$$

Equação A-2 – Média do Nível 2 do fator A

$$\Psi_{A2} = \frac{\Sigma(A2)}{N}$$

Equação A-3 – Variância do fator A

$$SA = \frac{(\Sigma A1 - \Sigma A2)^2}{N}$$

Equação A-4 – Variância total

$$ST = \Sigma(S_{\text{todos os fatores e interações}})$$

Equação A-5 – Porcentagem de contribuição do fator A

$$\%A = \frac{SA}{ST}$$

9. Apêndices

Apêndice A - Método Estatístico

Engenheiros e cientistas muitas vezes deparam-se com duas condições de desenvolvimento. Uma situação refere-se à procura de um parâmetro que irá melhorar alguma característica de performance a um nível aceitável ou ótimo. Uma segunda situação refere-se à procura por um projeto, material ou método mais barato que irá melhorar da mesma forma o desempenho desta característica, gerando um menor custo de produção.

Dependendo da situação que o pesquisador enfrenta, diferentes estratégias podem ser usadas. Quando da busca por projetos equivalentes ou melhorados o pesquisador tipicamente realiza alguns testes, observa o resultado de algumas características e toma a decisão de aprovar ou rejeitar o novo projeto. É a qualidade desta decisão que pode ser melhorada quando uma estratégia adequada de ensaios é utilizada, reduzindo-se o risco de conclusões precipitadas.

Tendo-se a preocupação de realizar uma análise correta sobre o efeito de variáveis selecionadas na obtenção de FNF com elevada resistência ao impacto, adotou-se o método Taguchi para o projeto do experimento e a técnica estatística ANOVA para análise dos resultados.

O método Taguchi foi desenvolvido pelo pesquisador japonês Genichi Taguchi em meados de 1960 com o objetivo de melhorar a qualidade dos produtos pela correta caracterização dos parâmetros do processo, reduzindo os custos à sociedade⁽⁵¹⁾.

O método Taguchi apresenta-se prático e eficiente na elaboração de projetos experimentais com redução de custos e tempo com a aplicação de matrizes ortogonais adequadas. É importante salientar que matrizes ortogonais têm como propriedade a capacidade dos fatores serem avaliados independentemente uns dos outros. O método utiliza-se de eficientes planos de testes desenvolvidos estatisticamente, denominados Experimentos fatoriais fracionados (FFE). Os FFE's usam apenas uma porção do total de combinações possíveis para estimar o efeito dos fatores selecionados e, em alguns casos, o efeito das interações entre os fatores, obtendo-se uma considerável redução no número de experimentos.

A Tabela A-I mostra nitidamente a vantagem obtida, em termos de economia de tempo e custos, adotando-se FFE's. Considerando-se as variáveis apresentadas na tabela, foram selecionadas 16 combinações das 128 possíveis tal que representem de forma estatisticamente confiável o efeito de todas as variáveis.

Tabela A-I – Experimento fatorial fracionado ao nível $1/8$ com 16 combinações selecionadas das 128 possíveis.

			C1		C2													
			D1	D2														
E1	F1	G1	X												X			
		G2				X												X
	F2	G1					X					X						
		G2						X				X						
E2	F1	G1					X				X							
		G2						X				X						
	F2	G1				X												X
		G2	X												X			

Observa-se que das 128 combinações possíveis no experimento fatorial completo, o FFE $1/2$ seleciona apenas 64, o FFE $1/4$ seleciona apenas 32 e assim sucessivamente. É óbvio que o FFE $1/16$, com apenas 8 combinações de testes, é muito mais vantajoso para o pesquisador sob um ponto de vista de custo e tempo.

A Tabela A-II mostra uma matriz ortogonal com 8 experimentos (matriz L8), derivada de um FFE $1/16$ onde 1 e 2 são os níveis para cada fator.

Tabela A-II – Matriz ortogonal L8 construída através do FFE $1/16$.

Teste nº	Fatores e Interações						
	A	B	CxD	C	BxD	BxC	D
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

O procedimento para a elaboração do projeto experimental, condução dos experimentos e análise dos resultados segundo o método Taguchi segue descrito nos seguintes passos⁽⁵¹⁾:

Passo 1 - Seleção dos fatores e interações a serem avaliados – Sendo os fatores as fontes de variação que podem ter influência nos resultados, ou seja, as variáveis em estudo, três ferramentas úteis para a sua determinação são o Diagrama de fluxo do processo, o Brainstorming e o Diagrama de causa e efeito.

Passo 2 - Seleção do número de níveis para os fatores selecionados – Cada modo de presença dos fatores será denominado de nível. As primeiras rodadas de experimentos devem envolver muitos fatores com poucos níveis com o objetivo de minimizar o tamanho dos primeiros experimentos.

Passo 3 - Seleção de uma matriz ortogonal apropriada – A seleção de qual matriz ortogonal será usada depende do número de fatores e interações de interesse e do número de níveis para cada fator.

Passo 4 - Preenchimento da matriz com os fatores e interações – A matriz deve ser preenchida de forma a manter a sua ortogonalidade.

Passo 5 - Condução dos testes – Deve-se conduzir os testes de modo a variar os fatores selecionados nos níveis estabelecidos, mantendo-se todas as demais variáveis constantes.

Passo 6 - Análise dos resultados – O método estatístico de Análise de variâncias ANOVA é usado para interpretar os resultados experimentais.

O método ANOVA foi desenvolvido por Sir Ronald Fisher na década de 30 como um meio para interpretar os resultados de experimentos agrícolas. ANOVA é uma ferramenta estatística para a tomada de decisões que tem como objetivo decompor a variação total presente em uma amostra em fontes contáveis e apropriadas. As decisões são tomadas com base em variações estatisticamente significativas, que indicam a influência de cada fonte e não apenas considerando o julgamento puro.

Dois meios de interpretação dos resultados que serão adotados no presente trabalho são a Média dos níveis e a Porcentagem de contribuição.

A Média dos níveis é calculada pelo somatório de todos os resultados obtidos para cada fator ou interação em um dado nível aplicado. O resultado é dividido pelo número de observações neste nível. Assim sendo, os valores refletem em média todos os

resultados obtidos com cada nível dos fatores ou interações isoladamente, sendo o efeito dos demais fatores confundidos neste resultado. O valor absoluto de cada média não tem significado, no entanto, a variação entre as Médias dos Níveis de cada fator ou interação fornece um indicativo de seu efeito sobre a variação dos resultados. O resultado médio de todos os níveis de cada fator nos informa o posicionamento dos resultados do experimento.

Assim sendo, para o fator A com 2 níveis teremos:

$$\Psi_{A1} = \frac{\Sigma(A1)}{N} \quad (A-1)$$

$$\Psi_{A2} = \frac{\Sigma(A2)}{N} \quad (A-2)$$

Onde Ψ_{A1} – Média do Nível 1 do fator A;

Ψ_{A2} – Média do Nível 2 do fator A;

A1 – Resultados do fator A ao nível 1;

A2 – Resultados do fator A ao nível 2;

N – Número de observações para o fator ao dado nível.

A Porcentagem de contribuição é uma função da Soma dos quadrados para cada fator ou interação e indica a força relativa deste fator em produzir variação nos resultados dentro das condições dos experimentos.

Para o fator A com 2 níveis teremos:

$$SA = \frac{(\Sigma A1 - \Sigma A2)^2}{NT} \quad (A-3)$$

$$ST = \Sigma(S_{\text{todos os fatores e/ou interações}}) \quad (A-4)$$

$$\%A = \frac{SA}{ST} \quad (A-5)$$

Onde: SA – Variância devida ao efeito do fator A;

ST – Variância total do sistema;

%A – Porcentagem de contribuição do fator A na variância do sistema;

NT – Número de observações para o fator nos 2 níveis.

O método Taguchi apresenta ainda algumas outras ferramentas destinadas à análise dos resultados, tais como a Função de Perda (“Loss Function”) e a Razão Sinal/Ruído (“S/R Ratio”) que, de modo simples, é a razão da média (sinal) pelo desvio padrão dos resultados obtidos (ruído) e mostra o quão sensível o processo é às variações inerentes ao processo.

Passo 7 - Experimento de confirmação – O experimento de confirmação é o último passo para a verificação dos resultados da primeira rodada de experimentos. As condições a serem definidas para estes ensaios de confirmação dependerão dos resultados obtidos na primeira rodada.

Apêndice B - Tabelas

Tabela B-I - Norma DIN EN1563/1997-Especificação de material para peças de segurança

Classe	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	Energia absorvida (J) – com entalhe em U					
				23+5 °C		-20 + 2 °C		-40 + 2 °C	
				Média	Indiv	Média	Indiv	Média	Indiv
EN-GJS-350-22-LT	350	220	22	-	-	-	-	12	9
EN-GJS-350-22-RT	350	220	22	17	14	-	-	-	-
EN-GJS-400-18-LT	400	240	18	-	-	12	9	-	-
EN-GJS-400-18-RT	400	240	18	14	11	-	-	-	-

Tabela B-II - Norma DIN1693 / 1973-Especificação de material para peças de segurança

Classe	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	Energia absorvida (J) – com entalhe em U					
				23+5 °C		-20 + 2 °C		-40 + 2 °C	
				Média	Indiv	Média	Indiv	Média	Indiv
GGG-35.3	350	220	22	19	17	-	-	14	11
GGG-40.3	400	250	18	16	14	14	11	-	-

Tabela B-III - Especificação de material para suportes da manga do eixo Montadora A

LR (MPa)	LE (MPa)	Al (%)	HB	Energia absorvida (J) (-40°C)	
				Entalhe em U	Sem entalhe
440	280	10	143 - 217	11,2 min	78,5 min

Tabela B-IV - Especificação de material para suportes da manga do eixo Montadora B

LR (MPa)	LE (MPa)	Al (%)	HB	Energia absorvida (J) com entalhe em U (-40°C)
400	250	140-190	140-190	12

Tabela B-V - Especificação de FNF bruto de fundição para suportes da manga do eixo Montadora C

LR (MPa)	LE (MPa)	Al (%)	HB	Energia absorvida (J) com entalhe em U (20°C)
450	-	12	163-207	12

Tabela B-VI - Especificação de FNF bruto de fundição para suportes da manga do eixo Montadora D

LR (MPa)	LE (MPa)	Al (%)	HB	Energia absorvida (J) sem entalhe	
				T _{amb}	-30°C
400	250	15	140-175	100	70