

**TATSUO SAKIMA**

**EFEITO DE CRESCIMENTO DO GRÃO DA AUSTENITA SOBRE A  
TENACIDADE AO ENTALHE DE UM AÇO ABNT 1045 COM  
ESTRUTURA FERRITA/PERLITA, RECOZIDO ISOTERMICAMENTE.**

**Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São  
Paulo para obtenção do Título de  
Mestre em Engenharia.**

**São Paulo**

**2005**

014



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**Relatório de Defesa**

Relatório de defesa pública de Dissertação do(a) Senhor(a) Tatsuo Sakima no Programa: Engenharia Metalúrgica, do(a) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Aos 6 dias do mês de setembro de 2005, realizou-se a Defesa da Dissertação do(a) Senhor(a) Tatsuo Sakima, apresentada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia - Área: Engenharia Metalúrgica e de Materiais, intitulada:

"Efeito de crescimento do grão da austenita sobre a tenacidade ao entalhe de um aço ABNT 1045 com estrutura ferrita/perlita, recozido isotermicamente"

Após declarada aberta a sessão, o(a) Sr(a) Presidente passa a palavra aos examinadores para as devidas arguições que se desenvolvem nos termos regimentais. Em seguida, a Comissão Julgadora proclama o resultado:

Nome dos Participantes da Banca	Vínculo do Docente	Sigla da Unidade	Resultado
Ivan Gilberto Sandoval Falleiros	Presidente	EP	Aproudo ✓
Rodrigo Magnabosco	Titular	Docente Externo	Aproudo ✓
Tiberio Cescon	Titular	EP	Aproudo ✓
<b>Resultado Final:</b> <i>aproudo</i>			
<b>Parecer da Comissão Julgadora *</b>			

*O candidato deve apresentar errata, conforme observação de examinadores*

Comentários da Defesa (opcional)

Eu, Elisabete Aparecida F da Silva Ramos *Elisabete Ramos*, Técnico Acadêmico, lavrei a presente ata, que assino juntamente com os(as) Senhores(as), São Paulo, aos 6 dias do mês de setembro de 2005.

*Rodrigo Magnabosco*  
Rodrigo Magnabosco

*Tiberio Cescon*  
Tiberio Cescon

*Ivan Gilberto Sandoval Falleiros*  
Ivan Gilberto Sandoval Falleiros  
Orientador(a)

\* Obs: Se o candidato for reprovado por algum dos membros, o preenchimento do parecer é obrigatório.

Nos termos do artigo 110, do RG-USP, encaminhe-se o presente relatório à CPG, para homologação.

Impresso em: 05/09/2005

*Codpes/Qu.:*

*30911*

*PMT*

**TATSUO SAKIMA**

**EFEITO DE CRESCIMENTO DO GRÃO DA AUSTENITA SOBRE A  
TENACIDADE AO ENTALHE DE UM AÇO ABNT 1045 COM  
ESTRUTURA FERRITA/PERLITA, RECOZIDO ISOTERMICAMENTE.**

**Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São  
Paulo para obtenção do título de  
Mestre em Engenharia.**

**Área de concentração:  
Engenharia de Materiais e Metalurgia**

**Orientador:  
Prof. Titular  
Dr. Ivan G. S. Falleiros**

**São Paulo**

**2005**

Este trabalho é dedicado aos alunos da Faculdade de Tecnologia de São Paulo, motivos do incentivo na busca de um aperfeiçoamento e atualização tecnológica, aliando a Ciência à Tecnologia dos Materiais, tão importante no desenvolvimento industrial do nosso país.

## AGRADECIMENTOS

Ao amigo e orientador Prof. Dr. Ivan Gilberto Sandoval Falleiros que me encorajou com as suas diretrizes objetivas e competentes.

Ao Professor Bernardo Loeb pelos tratamentos térmicos na INDUSTRIAT-Tratamento Térmico Ltda.

Ao Professor Luiz Nelson Miserochi Dias, pelos tratamentos térmicos na Brasimet Comércio e Indústria S.A.

À Especialista em Laboratório Dr<sup>a</sup>. Clarisse Terui Kunioshi, do Departamento de Materiais e Metalurgia da EPUSP, pelas imagens do MEV e contribuições na sua interpretação.

Ao Técnico de Laboratório Cláudio Roberto dos Santos, do Departamento de Materiais e Metalurgia da EPUSP, pela preparação das amostras metalográficas.

A todos que colaboraram e me incentivaram a realizar este trabalho.

## RESUMO

O presente trabalho teve como principal objetivo estudar a correlação entre a tenacidade e estruturas obtidas através de recozimentos isotérmicos partindo-se de austenita com granulação fina a grosseira, em aço ABNT 1045. Para tanto, o aço foi aquecido em três temperaturas diferentes de austenitização, 800 °C, 900 °C e 1170 °C. Para cada temperatura de transformação isotérmica em banhos de sal a 680 °C, 640 °C e 600 °C, foram ensaiadas 5 amostras, e como resultado foram tomados os valores médios obtidos nessas amostras. O ensaio escolhido para avaliar a tenacidade foi o de impacto, tipo *Charpy*. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, que variou de 23 °C a 26 °C. Para a interpretação das estruturas decorrentes das transformações foram utilizados o microscópio ótico e o eletrônico de varredura (MEV). Utilizou-se a fórmula de Pickering, aplicada a aços de médio a alto carbono, para avaliação da influência das características microestruturais na temperatura de transição. Os resultados alcançados serviram para melhor caracterizar o aço ABNT 1045, de larga aplicação, tais como em hastes, trilhos, rodas, eixos, porcas, parafusos, etc.. Nesse aço, de estrutura predominantemente perlítica, a temperatura de transição ao impacto mostrou-se fortemente dependente do tamanho do grão austenítico e do tamanho das colônia de perlita, com menor influência da ferrita proeutetóide. A diluição da perlita e o reflexo na sua morfologia, principalmente quanto ao espaçamento interlamelar e espessura da cementita, mostraram influências complexas na temperatura de transição. Tendo em vista as estruturas bandeadas encontradas nas amostras, comuns em aços para construção mecânica, foi tentada a sua eliminação normalizando-se as amostras em temperatura de austenitização de 1170 °C, para permitir a difusão dos elementos micro-segregados responsáveis pelo alinhamento da estrutura. Após o tratamento de normalização, as amostras foram reaquecidas a 830 °C, 960 °C, 1030 °C e 1170 °C e recozidas isotermicamente em banho de sal a 680 °C, 640 °C e 600 °C. Em todos os casos houve eliminação total do alinhamento na estrutura.

## ABSTRACT

The main target of this work was the study of the relationship between toughness and structures obtained by isothermal annealing of ABNT 1045 steel with fine to coarse austenite grain size. The steel was heated at three different austenitization temperatures, 800 °C, 900 °C and 1170 °C. Five specimens were taken for each transformation temperature in salt bath at 680 °C, 640 °C and 600 °C, and the mean values of impact tests were taken as results. *Charpy* impact tests were chosen to measure the toughness. The tests were carried out at room temperature that ranged from 23 °C to 26 °C. To observe micro-structures after austenitic transformation optical microscope and scanner electronic microscope (SEM) were used. Pickering equation, for medium to high carbon steel, was used to estimate the influence of microstructural features on transition temperature. The results obtained were important to better characterize the ABNT 1045 steel, widely used for such purposes as rod, rail, wheels, tyres, axles, nuts, bolts, etc. In this steel of predominantly pearlitic structure, the impact transition temperature showed strongly dependent of the austenite grain size and pearlite colony size, with low influence of proeutetoid ferrite. The pearlite dilution and its reflex on morphology, mainly on interlamellar spacing and on cementite plate thickness, showed complex influence on transition temperature. Because of banded structures, commonly encountered in mechanical constructional steels, condition for its elimination was verified by normalizing the samples at temperature of 1170 °C, to permit the diffusion of micro-segregated elements responsible by the alignment of structure. After normalized, the specimens were reheated at 830 °C, 960 °C, 1030 °C and 1170 °C and isothermally annealed in salt bath at 680 °C, 640 °C and 600 °C. In all of the cases the alignment of the structures were fully eliminated.

## SUMÁRIO

### LISTA DE FIGURAS

#### Índice

- Figura 1.1.1- Microestrutura monofásica vista em 3 dimensões. 3
- Figura 1.1.2- Forma provável dos grãos de um material policristalino. 4
- Figura 1.1.3- Pequeno ângulo de contorno inclinado. 5
- Figura 1.1.4- Pequeno ângulo de torção. 5
- Figura 1.1.5- Contorno de grande ângulo. 6
- Figura 1.2.1- Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C. 7
- Figura 1.2.2- Tempo para homogeneização da austenita em um aço eutetóide. 9
- Figura 1.2.3- Tamanho de grão em função da temperatura de austenitização: aços de grãos finos e de grãos grossos. 11
- Figura 1.3.1- Variação da tensão de escoamento inferior de um aço de baixo carbono com o tamanho de grão. 12
- Figura 1.4.1- Variações na distribuição do tamanho de grão. 14
- Figura 1.4.2- Contorno cilíndrico, planar e com dupla curva. 15
- Figura 1.4.3- Migração de contornos durante o crescimento de grão. 16
- Figura 1.4.4- Equilíbrio de tensões de contorno de grão. 16
- Figura 1.4.5- Microestrutura estável e instável. 17
- Figura 1.4.6- Retardo do crescimento de grão por partículas dispersas. 18
- Figura 1.5.1- Diagramas TTT. 19
- Figura 1.5.2- Efeito da temperatura de transformação na fração volumétrica da ferrita proeutetóide. 20
- Figura 1.5.3- Nucleação de ferrita e cementita no contorno de grão. 21
- Figura 1.5.4- Nucleação e crescimento da perlita pelo seu lado incoerente. 22
- Figura 1.5.5- Colônia de perlita no estágio avançado de crescimento. 22
- Figura 1.5.6- Curva TTT de aço hipoeutetóide. 23
- Figura 1.6.1- Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de transição ao impacto e os valores dos patamares de energia em aços normalizados. 25

- Figura 1.6.2- Efeitos do espaçamento interlamelar da perlita e da espessura da lamela de cementita sobre a temperatura de transição no impacto. 26
- Figura 1.6.3- Relação entre o espaçamento interlamelar ótimo para uma temperatura mínima de transição e o fator de diluição de perlita. 28
- Figura 1.6.1.1- Transição dúctil-frágil em aço. 30
- Figura 1.6.1.2- Fratura por clivagem de um aço SAE 1040 laminado a quente. 31
- Figura 1.6.1.3- Formação de marcas de rio. 32
- Figura 1.6.1.4- Fratura intergranular de um aço observado no MEV. 33
- Figura 1.6.1.5- Desenho esquemático de uma fratura frágil de um aço normalmente dúctil em forma de chapa, placa ou barra chata. 34
- Figura 1.6.1.6- Desenho esquemático de padrão de fratura frágil num metal moderadamente duro, resistente. 35
- Figura 1.6.2.1- Alvéolos de rasgamento. 36
- Figura 1.7.1- Mecanismo para iniciar a criação de vazios no estudo metalográfico da fratura dúctil em aços contendo perlita. 37
- Figura 1.8.1- Desenho mostrando o coalescimento de micro cavidades. 41
- Figura 1.9.2.1- Corpos-de-prova padrão para ensaio *Charpy*. 44
- Figura 1.9.3.1 Curvas de energia absorvida versus temperatura para metais CFC, CCC e HC. 46
- Figura 1.9.3.2- Curva transição-temperatura. 47
- Figura 1.9.3.3- Temperatura de transição e tipo de entalhe. 48
- Figura 2.4.1- Desenho esquemático de uma estrutura perlítica. 54
- Figura 2.4.2- Classificação dos espaços numa estrutura lamelar. 55
- Figura 2.4.3- Determinação do espaçamento interlamelar médio. 56
- Figura 2.5.1.1- Corpo-de-prova Charpy tipo A e suas dimensões. 58
- Figura 2.5.2.1- Equipamento de ensaio *Charpy*. 59
- Figura 3.2.1.1 Micrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 680 °C. 61
- Figura 3.2.1.2- Micrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 640 °C. 61
- Figura 3.2.1.3- Micrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 600 °C. 61

Figura 3.2.2.1- Variação da energia absorvida com a temperatura de transformação em corpos de prova austenitizados a 1170 °C. **63**

Figura 3.2.3.1- Micrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 680 °C. Fratura transgranular. **63**

Figura 3.2.4.1- Fractografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 680 °C, 39X. **64**

Figura 3.2.4.2- Fractografia: detalhes da foto anterior, 150 X. **65**

Figura 3.2.4.3- Fractografia: imagem anterior ampliada, 1000 X. **65**

Figura 3.2.5.1- Fotomicrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 680 °C. Trincas secundárias perpendiculares à superfície de fratura, 500 X. **66**

Figura 3.2.5.2- Fotomicrografia anterior com maior aumento, 3500 X. **67**

Figura 3.2.5.3- Fotomicrografia: trincas secundárias paralelas à superfície da fratura, 2000 X. **67**

Figura 3.2.7.1- Fotomicrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 640 °C. Fratura trangranular, 146 X. **69**

Figura 3.2.8.1- Fractografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 640 °C, 39 X. **70**

Figura 3.2.8.2- Imagem anterior ampliada, 5000X. **70**

Figura 3.2.8.3- imagem anterior ampliada, 10000 X. **71**

Figura 3.2.8.4- Trinca secundária mostrando fratura frágil na perlita e estrição na ferrita. **71**

Figura 3.2.8.5- Fotomicrografia anterior ampliada, 12000 X. **72**

Figura 3.2.8.6- Fotomicrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 640 °C. Trincas através da perlita, 1000 X. **72**

Figura 3.2.8.7- Detalhe da foto anterior, 3500 X. **73**

Figura 3.2.10.1- Fotomicrografia: temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 600 °C. Fratura transgranular, 146 X. **75**

Figura 3.2.11.1- Fractografia: Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 600 °C, 39 X. **75**

Figura 3.2.11.2- Imagem anterior ampliada, 150 X. **76**

Figura 3.2.11.3- Imagem anterior ampliada, 1500 X. **76**

- Figura 3.2.11.4- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 600 °C. Colônias de perlita, 10000 X. **77**
- Figura 3.3.1.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 680 °C, 146X. **80**
- Figura 3.3.1.2- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 640 °C, 146 X. **80**
- Figura 3.3.1.3- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 600 °C, 146 X. **80**
- Figura 3.3.2.1- Variação da energia absorvida no impacto com a temperatura de transformação em corpos-de-prova austenitizados a 900 °C. **82**
- Figura 3.3.3.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 680 °C. Fratura transgranular, 146 X. **82**
- Figura 3.3.4.1- Fractografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 680 °C. Fratura frágil, 39 X. **83**
- Figura 3.3.4.2- Superfície oposta à imagem anterior, 39 X. **83**
- Figura 3.3.4.3- Imagem anterior ampliada, 250 X. **84**
- Figura 3.3.4.4- Imagem do lado oposto ampliada, 250 X. **84**
- Figura 3.3.4.5- Imagem anterior ampliada, 500 X. **85**
- Figura 3.3.4.6- Imagem do lado oposto ampliada, 500 X. **85**
- Figura 3.3.5.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 680 °C. Colônias de perlita, 10000 X. **86**
- Figura 3.3.7.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 640 °C. Fratura transgranular, 146 X. **88**
- Figura 3.3.8.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 640 °C. Colônias de perlita, 10000X. **88**
- Figura 3.3.10.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 600 °C. Fratura transgranular, 146 X. **89**
- Figura 3.3.11.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 600 °C Colônias de perlita, 10000X. **90**
- Figura 3.4.1.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 680 °C, 146 X. **92**

Figura 3.4.1.2- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 640 °C, 146 X. **92**

Figura 3.4.1.3- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 600 °C, 146 X. **92**

Figura 3.4.2.1- Variação da energia absorvida no impacto com a temperatura de transformação em corpos-de-prova austenitizados a 800 °C. **94**

Figura 3.4.3.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 680 °C. Fratura transgranular, 146 X. **94**

Figura 3.4.4.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 680 °C. Colônias de perlita, 10000X. **95**

Figura 3.4.6.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 640 °C. Fratura transgranular, 146 X. **96**

Figura 3.4.7.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 640 °C. Colônias de perlita, 10000 X. **96**

Figura 3.4.9.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 600 °C. Fratura transgranular, 146 X. **98**

Figura 3.4.10.1- Fractografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 600 °C, 80 X. **98**

Figura 3.4.10.2- Lado oposto à superfície anterior, 80 X. **99**

Figura 3.4.10.3- Imagem anterior ampliada, 1500 X. **99**

Figura 3.4.11.1- Fotomicrografia: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação de 600 °C. Colônias de perlita, 10000 X. **100**

Figura 3.5.1.1- Variação de energia absorvida com a temperatura de austenitização em corpos-de-prova transformados a 680 °C. **102**

Figura 3.5.2.1- Variação de energia absorvida com a temperatura de austenitização em corpos-de-prova transformados a 640 °C. **103**

Figura 3.5.3.1- Variação de energia absorvida com a temperatura de austenitização em corpos-de-prova transformados a 600 °C. **104**

Figura 3.6.1.1- Energia média de impacto X temperatura de transformação: Temperatura de austenitização de 1170 °C. **105**

Figura 3.6.2.1- Energia média de impacto X temperatura de transformação: Temperatura de austenitização de 900 °C. **106**

- Figura 3.6.3.1- Energia média de impacto X temperatura de transformação: Temperatura de austenitização de 800 °C. 107
- Figura 3.7.1.1- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 680 °C, 146X. 108
- Figura 3.7.1.2- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 640 °C, 146X. 108
- Figura 3.7.1.3- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação de 600 °C, 146X. 108
- Figura 3.7.2.1- Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação. Temperatura de austenitização: 1170 °C. 109
- Figura 3.7.3.1- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 1030 °C e de transformação de 680 °C, 146X. 110
- Figura 3.7.3.2- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 1030 °C e de transformação de 640 °C, 146X. 110
- Figura 3.7.3.3- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 1030 °C e de transformação de 600 °C, 146X. 110
- Figura 3.7.4.1- Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação. Temperatura de austenitização: 1030 °C. 111
- Figura 3.7.5.1- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 960 °C e de transformação de 680 °C, 146X. 112
- Figura 3.7.5.2- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 960 °C e de transformação de 640 °C, 146X. 112
- Figura 3.7.5.3- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 960 °C e de transformação de 600 °C, 146X. 112
- Figura 3.7.6.1- Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação. Temperatura de austenitização: 960 °C. 113
- Figura 3.7.7.1- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 830 °C e de transformação de 680 °C, 146X. 114
- Figura 3.7.7.2- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 830 °C e de transformação de 640 °C, 146X. 114
- Figura 3.7.7.3- Fotomicrografia: Eliminação do bandejamento. Temperatura de austenitização de 830 °C e de transformação de 600 °C, 146X. 114

Figura 3.7.8.1- Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação. Temperatura de austenitização:830 °C. 115

Figura 3.8.1.1- Gráfico de energia absorvida em função da temperatura de austenitização com temperatura de transformação de 680 °C. 116

Figura 3.8.2.2- Gráfico de energia absorvida em função da temperatura de austenitização com temperatura de transformação de 640 °C. 117

Figura 3.8.3.1- Gráfico de energia absorvida em função da temperatura de austenitização com temperatura de transformação de 600 °C. 118

**LISTA DE TABELAS****Índice**

- Tabela 1.9.2.1- Efeito da variação das dimensões do entalhe sobre o corpo-de-prova padrão. **45**
- Tabela 2.1.1- Composição química. **51**
- Tabela 2.2.1- Temperaturas de austenitização e de transformação. **52**
- Tabela 2.3.1- Relação de tamanhos de grão e dimensões. **53**
- Tabela 3.1.1- Tamanho de grão austenítico para as temperaturas de austenitização. **60**
- Tabela 3.2.2.1- Resultados do ensaio de impacto para temperatura de austenitização de 1170 °C. **62**
- Tabela 3.2.2.2- Valores médios de energia de impacto, desvio padrão e dureza para temperatura de austenitização de 1170 °C. **62**
- Tabela 3.2.6.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação 680 °C. **68**
- Tabela 3.2.9.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação 640 °C. **74**
- Tabela 3.2.12.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação 600 °C. **78**
- Tabela 3.2.13.1- Formula de Pickering para temperatura de austenitização de 1170 °C. **79**
- Tabela 3.3.2.1- Resultados do ensaio de impacto para temperatura de austenitização de 900 °C. **81**
- Tabela 3.3.2.2- Valores médios de energia de impacto, desvio padrão e dureza para temperatura de austenitização de 900 °C. **81**
- Tabela 3.3.6.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação 680 °C. **87**
- Tabela 3.3.9.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação 640 °C. **89**
- Tabela 3.3.12.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação 600 °C. **90**
- Tabela 3.3.12.2- Formula de Pickering para temperatura de austenitização de 900 °C. **91**

Tabela 3.4.2.1- Resultados do ensaio de impacto para temperatura de austenitização de 800 °C. **93**

Tabela 3.4.2.2- Valores médios de energia de impacto, desvio padrão e dureza para temperatura de austenitização de 800 °C. **93**

Tabela 3.4.5.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação 680 °C. **95**

Tabela 3.4.8.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação 640 °C. **97**

Tabela 3.4.12.1- Espaçamento interlamelar: Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação 600 °C. **100**

Tabela 3.4.13.1- Formula de Pickering para temperatura de austenitização de 800 °C. **101**

Tabela 3.5.1.1- Energia de impacto X temperatura de austenitização, temperaturas de transformação e outros parâmetros- resumo: transformação a 680 °C. **101**

Tabela 3.5.2.1- Energia de impacto X temperatura de austenitização, temperaturas de transformação e outros parâmetros- resumo: transformação a 640 °C. **102**

Tabela 3.5.3.1- Energia de impacto X temperatura de austenitização, temperaturas de transformação e outros parâmetros- resumo: transformação a 600 °C. **103**

Tabela 3.6.1.1- Energia média de impacto X temperatura de transformação- resumo: Temperatura de austenitização de 1170 °C. **104**

Tabela 3.6.2.1- Energia média de impacto X temperatura de transformação- resumo: Temperatura de austenitização de 900 °C. **105**

Tabela 3.6.3.1- Energia média de impacto X temperatura de transformação- resumo: Temperatura de austenitização de 800 °C. **106**

Tabela 3.7.2.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto para austenitização a 1170 °C. **109**

Tabela 3.7.4.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto para austenitização a 1030 °C. **111**

Tabela 3.7.6.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto para austenitização a 960 °C. **113**

Tabela 3.7.8.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto para austenitização a 830 °C. **115**

Tabela 3.8.1.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto X temperatura de transformação e outros parâmetros: resumo- temperatura de transformação 680 °C.

**116**

Tabela 3.8.2.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto X temperatura de transformação e outros parâmetros: resumo- temperatura de transformação 640 °C.

**117**

Tabela 3.8.3.1- Estrutura não bandeada. Energia de impacto X temperatura de transformação e outros parâmetros: resumo- temperatura de transformação 600 °C.

**118**

## ERRATA

PÁGINA	LINHA	ONDE SE LÊ		LEIA-SE
36	10 a 15	A ductilidade é muitas vezes... No entanto, a habilidade em absorver energia.....		A ductilidade representa uma medida do grau de deformação plástica que foi suportado quando da fratura. A tenacidade representa uma medida da habilidade de um material em absorver energia até a sua fratura (CALLISTER, 2002).
39	11 a 22	No ensaio de tração..... O plano a 45° é o de ..... Contrariamente, a fratura.....		(suprimir)
43	23	aços de alta resistência e ligas não ferrosas.		aços de alta resistência.
PÁGINA	TABELA	COLUNA	ONDE SE LÊ	LEIA-SE
79	3.2.13.1	6	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>  0,088 0,036 0,050	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>  0,042 0,016 0,019
79	3.2.13.1	9	I (°C)  77 36 63	I (°C)  20 44 28
91	3.3.12.2	6	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>  0,034 0,046 0,034	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>  0,019 0,021 0,018
91	3.3.12.2	9	I (°C)  34 30 30	I (°C)  60 27 56
101	3.4.13.1	6	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>  0,036 0,034 0,048	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>  0,016 0,016 0,021

PÁGINA	TABELA	COLUNA	ONDE SE LÊ	LEIA-SE
101	3.4.13.1	9	I (°C) 41 63 44	I (°C) 58 80 32
101	3.5.1.1	6	I (°C) 77 34 41	I (°C) 20 60 58
102	3.5.2.1	6	I (°C) 36 30 63	I (°C) 44 27 80
103	3.5.3.1	6	I (°C) 63 30 44	I (°C) 28 56 32
104	3.6.1.1	6	I (°C) 77 36 63	I (°C) 20 44 28
105	3.6.2.1	6	I (°C) 34 30 30	I (°C) 60 27 56
106	3.6.3.1	6	I (°C) 41 63 44	I (°C) 58 80 32
PÁGINA	LINHA	ONDE SE LÊ		LEIA-SE
119	24 e 25	Os valores de resistência ao impacto tiveram coerência...		(suprimir)
120	4 a 7	As energias absorvidas .....		(suprimir)
121	16 a 22	Observou-se que as temperaturas de transição.....		(suprimir)

## **1. INTRODUÇÃO. 1**

- 1.1 Grãos e contornos de grãos. 3
- 1.2 Austenitização. 6
- 1.3 Correlação entre tamanho de grão ferrítico e tenacidade ao entalhe. 11
- 1.4 Mecanismo de crescimento do grão austenítico e o seu controle com partículas dispersas. 13
- 1.5 Transformação da austenita no recozimento isotérmico. 18
- 1.6 A tenacidade ao entalhe de aços médio carbono. 23
  - 1.6.1 Fratura frágil. 29
  - 1.6.2 Fratura dúctil. 35
- 1.7 Comportamento da ferrita e da cementita na fratura. 37
- 1.8 Fractografia. 38
- 1.9 O ensaio de impacto pelo método Charpy. 42
  - 1.9.1 - Normas de referência. 43
  - 1.9.2- Influência da geometria do corpo de prova. 44
  - 1.9.3- Influência da Temperatura. 46
- 1.10 Estrutura alinhada. 48

## **2. MATERIAIS E MÉTODOS. 51**

- 2.1 Composição química. 51
- 2.2 Tratamento térmico. 51
- 2.3 Medida do tamanho de grão. 52
- 2.4 Espaçamento interlamelar. 53
- 2.5 Ensaio de impacto (Charpy). 57
  - 2.5.1- Corpo-de- prova. 57
  - 2.5.2- Técnica de ensaio. 58

### **3. RESULTADOS. 60**

#### **3.1 Tamanho de grão austenítico. 60**

#### **3.2 Austenitização a 1170 °C e transformação a 680 °C, 640 °C e 600 °C. 60**

##### **3.2.1 Fotomicrografias das amostras transformadas nas três temperaturas. 60**

##### **3.2.2 Ensaio de impacto. 62**

##### **3.2.3 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 680 °C. 63**

##### **3.2.4 Aspectos das superfícies fraturadas observadas no MEV. 64**

##### **3.2.5 Micrografias de trincas secundárias observadas no MEV. 66**

##### **3.2.6 Espaçamento interlamelar. 68**

##### **3.2.7 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 640 °C. 68**

##### **3.2.8 Aspectos da superfície fraturada através do MEV. 69**

##### **3.2.9 Espaçamento interlamelar. 74**

##### **3.2.10 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 600 °C. 74**

##### **3.2.11 Aspectos da superfície fraturada observada através do MEV. 75**

##### **3.2.12 Espaçamento interlamelar. 78**

##### **3.2.13 Fórmula de Pickering para temperatura de austenitização de 1170 °C. 78**

#### **3.3 Austenitização a 900 °C e transformação a 680 °C, 640 °C e 600 °C. 79**

##### **3.3.1 Fotomicrografias das amostras austenitizadas a 900 °C. 79**

##### **3.3.2 Ensaio de impacto. 81**

##### **3.3.3 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 680 °C. 82**

##### **3.3.4 Imagens da superfície fraturada obtidas através do MEV. 83**

##### **3.3.5 Fotomicrografia de estrutura obtida através do MEV. 86**

##### **3.3.6 Espaçamento interlamelar. 87**

##### **3.3.7 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 640 °C. 88**

##### **3.3.8 Fotomicrografia de amostra obtida através do MEV. 88**

##### **3.3.9 Espaçamento interlamelar. 89**

##### **3.3.10 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 600 °C. 89**

##### **3.3.11 Fotomicrografia de estrutura obtida através do MEV. 90**

##### **3.3.12 Espaçamento interlamelar. 90**

##### **3.3.13 Fórmula de Pickering para temperatura de austenitização de 900 °C. 91**

#### **3.4 Austenitização a 800°C e transformação a 680 °C, 640 °C e 600 °C. 91**

##### **3.4.1 Fotomicrografias das amostras austenitizadas a 800 °C. 91**

- 3.4.2 Ensaio de impacto. **93**
- 3.4.3 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 680 °C. **94**
- 3.4.4 Fotomicrografia obtida através do MEV. **95**
- 3.4.5 Espaçamento interlamelar. **95**
- 3.4.6 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 640 °C. **96**
- 3.4.7 Fotomicrografia obtida através do MEV. **96**
- 3.4.8 Espaçamento interlamelar. **97**
- 3.4.9 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 600 °C. **98**
- 3.4.10 Imagens da superfície fraturada obtidas através do MEV. **98**
- 3.4.11 Fotomicrografia obtida através do MEV. **100**
- 3.4.12 Espaçamento interlamelar. **100**
- 3.4.13 Fórmula de Pickering para temperatura de austenitização de 800 °C. **101**
- 3.5 Energia de impacto X temperatura de austenitização, temperaturas de transformação e outros parâmetros: resumo. **101**
  - 3.5.1 Transformação a 680 °C. **101**
  - 3.5.2 Transformação a 640 °C. **102**
  - 3.5.3 Transformação a 600 °C. **103**
- 3.6 Energia média de impacto X temperatura de transformação : resumo. **104**
  - 3.6.1 Temperatura de austenitização de 1170 °C. **104**
  - 3.6.2 Temperatura de austenitização de 900 °C. **105**
  - 3.6.3 Temperatura de austenitização de 800 °C. **106**
- 3.7 Eliminação da estrutura alinhada. **107**
  - 3.7.1 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 1170 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C. **107**
  - 3.7.2 Ensaio de impacto. **108**
  - 3.7.3 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 1030 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C. **110**
  - 3.7.4 Ensaio de impacto. **110**
  - 3.7.5 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 960 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C. **112**
  - 3.7.6 Ensaio de impacto. **112**

**3.7.7 Fotomicrografais de amostras austenitizadas a 830 °C e transformadas a 680 °C, 640°C e 600 °C. 114**

**3.7.8 Ensaio de impacto. 114**

**3.8 Energia de impacto X temperatura de austenitização, temperatura de transformação e outros parâmetros:resumo. 116**

**3.8.1 Temperatura de transformação de 680 °C. 116**

**3.8.2 Temperatura de transformação de 640 °C. 117**

**3..8.3 Temperatura de transformação de 600 °C. 118**

**4. DISCUSSÃO. 119**

**5. CONCLUSÃO. 121**

**6. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA. 122**

## 1. INTRODUÇÃO

A correlação entre o tamanho de grão austenítico e as propriedades dos aços tem sido objeto de estudos no sentido da compreensão do seu comportamento quando submetidos às mais variadas solicitações em serviço.

A importância da granulação é de tal ordem que foram desenvolvidos métodos para a sua determinação e, no caso dos aços, para efeitos práticos, foram definidos os campos de granulação fina e granulação grosseira.

O tamanho de grão é um dos principais fatores microestruturais que afetam as propriedades de fratura dos aços. Por isso, os aços devem ser elaborados com controle de tamanho de grão adequado aos tratamentos térmicos específicos (PELLINI, 1983).

A relação de Hall e Petch mostra a influência do tamanho de grão de materiais metálicos sobre o limite de escoamento, colocando em evidência a participação dos contornos de grãos na deformação e na geração de discordâncias no processo de endurecimento dos aços por encruamento (HONEYCOMBE, 1982).

A importância do controle de tamanho de grão levou os produtores de aços a adicionar, no seu processo de elaboração, elementos químicos inibidores de seu crescimento, além de um controle rigoroso de temperatura durante a laminação visando uma granulação fina. Elementos como alumínio, titânio, vanádio e nióbio são geralmente adicionados para o refino do grão austenítico (HONEYCOMBE, 1982).

No entanto, quando não se tomam cuidados especiais e a granulação escapa ao controle no processo de produção, pode-se deparar com problemas de comportamento do material em serviço, especialmente a fratura provocada por baixa tenacidade decorrente de granulação grosseira.

Técnicas metalográficas e a utilização de microscópio eletrônico de varredura para observações da superfície fraturada e do percurso da trinca, têm auxiliado sobremaneira as pesquisas nessa área, trazendo conclusões importantes sobre a natureza da fratura e o modo como se desenvolvem e evoluem (COLANGELO; HEISER, 1974).

Num aço médio carbono, submetido a recozimentos isotérmicos, a estrutura é constituída de ferrita proeutetóide e perlita, cujas características dependem do

tamanho do grão da austenita precursora, que por sua vez depende da temperatura de austenitização (GROSSMAN; BAIN, 1972).

Também há estudos sobre o efeito da fração volumétrica da ferrita, do tamanho dos grãos da ferrita, do tamanho das colônias de perlita, do espaçamento interlamelar da perlita e da espessura das lamelas de cementita na resistência desses aços, para cujos mecanismos há discussões bastante fundamentadas (PICKERING, 1978).

#### **-Objetivo**

Este trabalho teve como objetivo o estudo da correlação entre a tenacidade ao entalhe e o tamanho de grão austenítico em aço ABNT 1045, através de ensaios de resistência ao impacto à temperatura ambiente, tendo-se escolhido o ensaio de *Charpy* para essa finalidade.

Para tanto, foram considerados os mecanismos que fazem com que aços de granulação fina se comportem melhor do que os de granulação grosseira, e, através de observações de imagens metalográficas e da superfície de fratura, associá-los com as respostas aos ensaios de impacto realizados.

Assim sendo, a revisão bibliográfica sobre o assunto tratou dos seguintes tópicos:

- Grãos e contornos de grãos.
- Austenitização.
- Correlação entre tamanho de grão e tensão de escoamento.
- Mecanismo de crescimento do grão austenítico e o seu controle com partículas dispersas.
- Transformação da austenita no recozimento isotérmico.
- A tenacidade ao impacto de aços médio carbono.
- O comportamento da ferrita e da cementita na fratura.
- Fractografia
- O ensaio de impacto pelo método *Charpy*.
- Estrutura alinhada.

### 1.1 Grãos e contornos de grãos.

A grande maioria dos materiais cristalinos utilizados em engenharia é policristalina. Denominam-se grãos os pequenos cristais de um agregado policristalino.

Cada grão possui a sua própria orientação cristalográfica com dimensões de poucas dezenas de micrômetros, arranjados de maneira a preencher todo o espaço disponível, sem deixar vazios, para satisfazer o equilíbrio de tensões superficiais e a relação entre o número de vértices, arestas e faces. O poliedro que mais se aproxima dessas exigências é o ortotetraicadeaedro (PADILHA; AMBROZIO FILHO, 1985). As figuras 1.1.1 e 1.1.2 (a) e (b) ilustram esses arranjos espaciais.

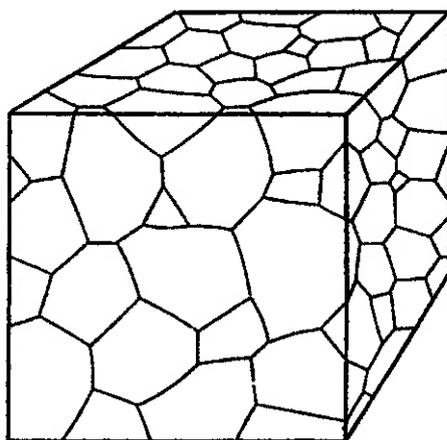


Fig. 1.1.1 Microestrutura monofásica policristalina vista em três dimensões

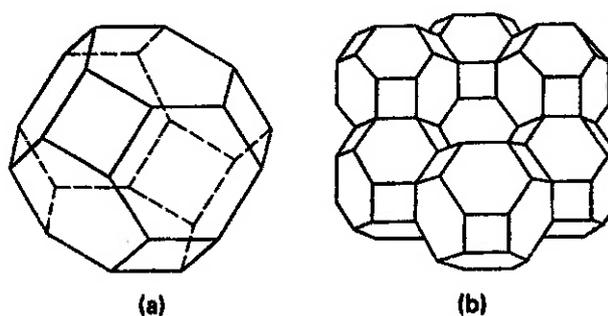


Fig. 1.1.2 Forma provável dos grãos de um material policristalino: (a) ortotetraicadeaedro (24 vértices, 35 arestas, 14 faces); (b) arranjo tridimensional (sem vazios) destes poliedros.

Através de técnicas de difração de raios-X comprova-se que no interior de cada grão os átomos se dispõem de modo regular, repetindo-se sistematicamente nas três direções do espaço por uma unidade fundamental de arranjo que recebe o nome de célula elementar (VAN VLACK, 1970).

Denomina-se contorno de grão a fronteira bidimensional, tida como defeito interfacial, que separa cristais de diferentes orientações em um agregado policristalino (PADILHA, 1997). As diferenças de orientação cristalográfica entre grãos adjacentes são caracterizadas como de pequeno ângulo quando apresentam alguns poucos graus de desalinhamento que podem ser descritos como arranjos de discordâncias. As figuras 1.1.3 (a) e (b) mostram uma interface constituída de discordâncias em aresta (PORTER; EASTERLING, 1996). Esse tipo de interface é denominado de contorno de inclinação, onde  $\theta$  é o ângulo que mede a diferença de orientação.

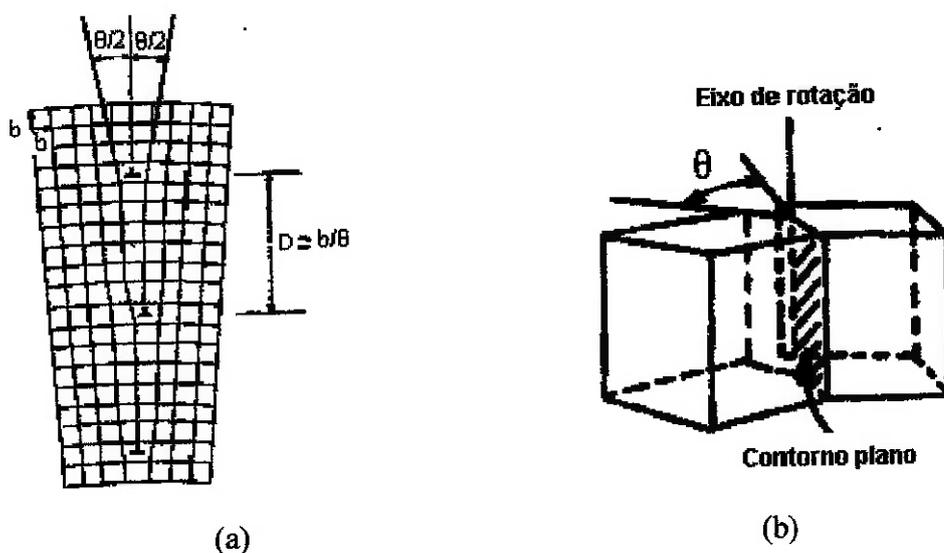


Fig. 1.1.3- (a) Contorno de pequeno ângulo de inclinação (tilt boundary) e (b) orientação relativa dos cristais e a formação de contorno.

Quando o ângulo de desorientação é paralelo ao contorno, tem-se um contorno de torção, que pode ser descrito como uma rede de discordâncias em hélice, como mostram as figuras 1.1.4 (a) e (b) abaixo.

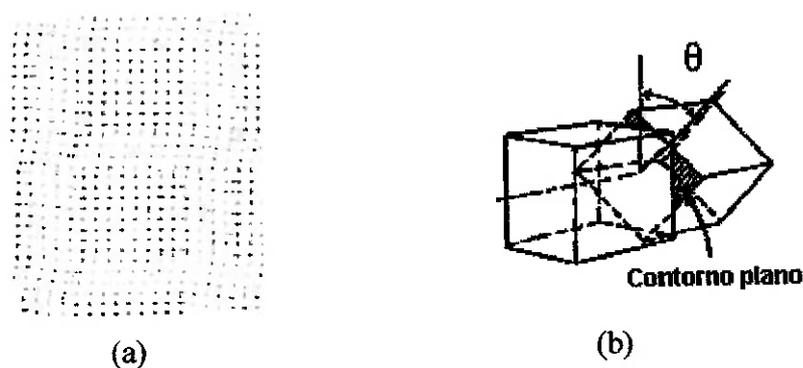


Fig. 1.1.4- (a) Contorno de pequeno ângulo de torção (twist boundary) e (b) orientação relativa dos cristais e a formação de contorno.

O modelo de discordâncias para contorno de grão pode ser usado somente para contornos de pequeno ângulo, ou seja, para  $\theta \leq 10^\circ$  (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Quando  $\theta > 10-15^\circ$  o contorno é denominado de grande ângulo conforme modelo atômico da figura 1.1.5 (PADILHA; AMBROZIO FILHO, 1985).

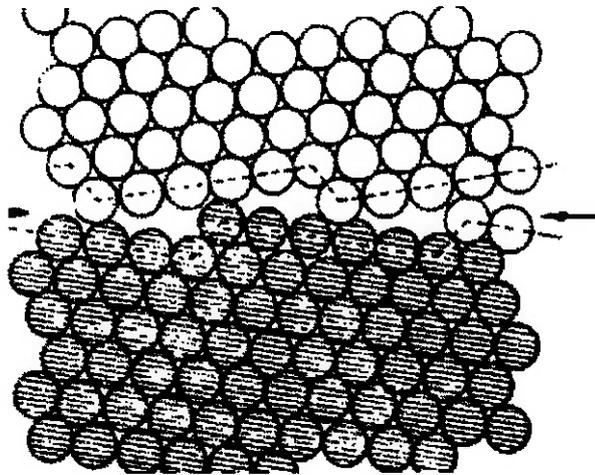


Fig. 1.1.5 Contorno de grande ângulo

Os átomos estão ligados de maneira menos regular ao longo de um contorno de grão. Conseqüentemente, existe uma energia interfacial ou do contorno de grão, cuja magnitude é função do grau de desorientação. Os contornos de grão são quimicamente mais reativos do que os grãos propriamente ditos, como conseqüência dessa energia de contorno. Além disso, os átomos de impureza com freqüência se segregam preferencialmente ao longo desses contornos, devido aos seus maiores estados de energia (CALLISTER, 2002).

A energia interfacial total é menor em materiais com granulação grosseira em relação aos de granulação mais fina por apresentarem área total de contorno menor.

## 1.2 Austenitização.

A figura 1.2.1 mostra o diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C, com carbono variando de 0% a 6,67% (REED-HILL, 1977). No canto superior esquerdo há uma decomposição peritética a 1493 °C, dando origem à fase  $\gamma$  que é uma solução sólida cúbica de faces centradas de carbono em ferro  $\gamma$ , apresentando solubilidade máxima de carbono de 2,06% à temperatura de 1147 °C. Esta temperatura coincide com a da reação eutética, da liga eutética contendo 4,3% de carbono. À temperatura de 723°C

ocorre a reação eutetóide da austenita contendo 0,80% de carbono. É uma reação de decomposição da fase sólida austenita ( $\gamma$ ) em duas novas fases sólidas, ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

Abaixo de 723 °C desaparece o campo austenítico.

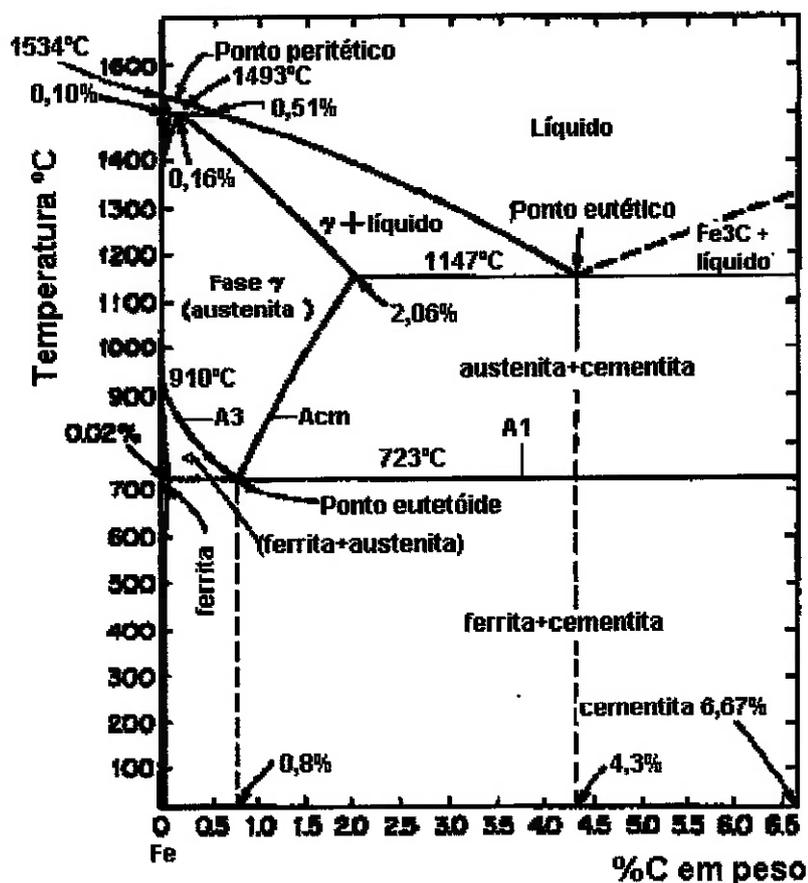


Fig. 1.2.1 Diagrama de equilíbrio de fases Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$

Denomina-se  $A_3$  a linha que indica o início da decomposição da austenita nos aços hipoeutetóides, enquanto a linha  $A_{cm}$  indica o início da decomposição da austenita nos aços hipereutetóides, no decorrer do resfriamento. A linha que marca o final da decomposição da austenita denomina-se  $A_1$ .

Se a liga é esfriada lentamente desde o campo austenítico, isto é, desde uma temperatura acima das linhas  $A_3$  ou  $A_{cm}$ , esta austenita decompõe-se em cristais primários (proeutetóides) e eutetóide.

Abaixo da linha  $A_1$ , todas as ligas terão presente em sua estrutura um eutetóide denominado perlita, se o resfriamento for suficientemente lento.

A estrutura do aço eutetóide é um constituinte formado de uma solução sólida  $\alpha$ , com uma concentração máxima de carbono em solução de 0,02%, chamada ferrita e de cristais de um composto intermetálico com 6,67% de carbono, denominado cementita ou carboneto de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

A austenitização é um processo que envolve nucleação e crescimento com o aquecimento dos aços acima das linhas  $A_3$  ou  $A_{cm}$ , geralmente à partir de estruturas quimicamente heterogêneas (em especial ferrita e carbonetos).

Por isso, a austenita recém-formada não é homogênea. As áreas onde se tinha ferrita anteriormente podem exibir menor teor de carbono e aquelas áreas ocupadas por carbonetos podem apresentar maior concentração em carbono.

O gradiente de concentração de carbono associado com aquelas heterogeneidades pode ser eliminado somente por difusão atômica e, se for desejável a homogeneidade da austenita, o material deve ser mantido por um tempo suficiente na temperatura de austenitização a que foi submetido. O tempo requerido depende da temperatura de austenitização adotada e da característica da estrutura original da matriz de ferrita e carbonetos.

A figura 1.2.2 mostra o tempo de austenitização para um aço ao carbono eutetóide, partindo-se de uma estrutura perlítica, obtida por normalização a uma temperatura de austenitização de 875 °C (HANSON; PARR, 1965).

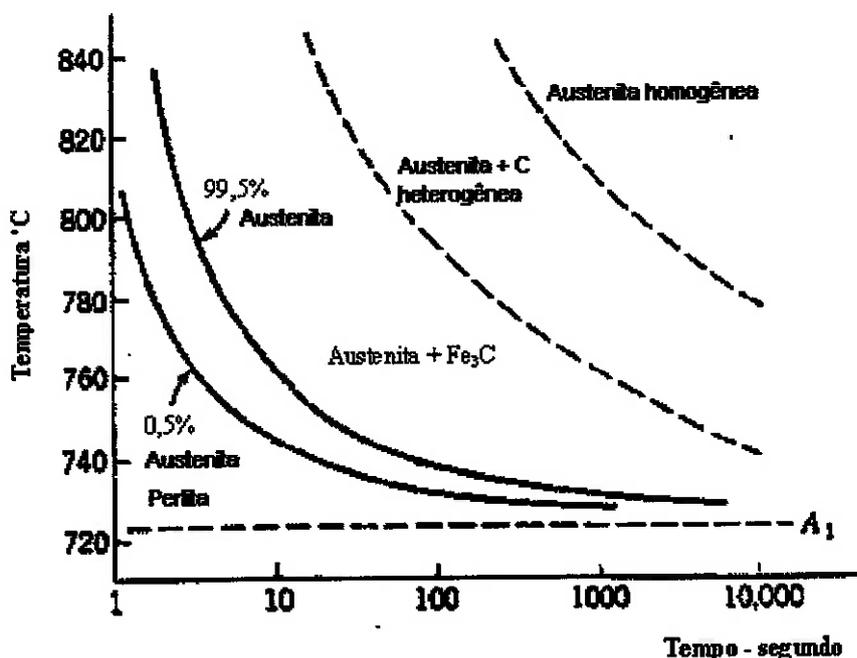


Fig. 1.2.2- A curva com 0,5% de austenita representa a primeira evidência visível dessa fase; a curva com 99,5% de austenita representa o desaparecimento da perlita, embora algum carboneto residual permaneça não dissolvido. A terceira curva, tracejada, representa aproximadamente uma correlação temperatura-tempo limite para a dissolução de todo o carboneto residual; e a última curva tracejada representa a provável obtenção da homogeneidade da austenita.

Uma estrutura com carbonetos esferoidizados, finamente divididos, austenitiza mais rapidamente, próximo ao tempo de austenitização de uma estrutura de perlita fina, quando comparada com carbonetos ou perlita mais grosseiros.

Outro fator que exerce influência no tempo necessário para a austenitização é a composição química do aço. Em aços contendo uma quantidade apreciável de quaisquer elementos de liga com afinidade com o carbono, a fase carboneto não é simplesmente  $\text{Fe}_3\text{C}$ , mas carbonetos complexos que podem conter elementos tais como o cromo, vanádio, molibdênio, tungstênio, e outros. Comparados com o  $\text{Fe}_3\text{C}$ , os carbonetos complexos são relativamente lentos para dissolver-se.

Na escolha da temperatura de austenitização vários fatores devem ser considerados. Se a temperatura for muito baixa, pode haver uma dissolução incompleta de carbonetos. Se a temperatura for muito alta, o grão austenítico poderá tornar-se grosseiro, o que pode causar fragilidade nos aços.

A figura 1.2.3 (HANSON; PARR, 1965), mostra que aços sem adição de elementos químicos para controle do tamanho de grãos, exibem um contínuo crescimento de grão da austenita já à partir de 760 °C, enquanto que outros, com adição de elementos controladores de tamanho de grãos, mantêm a sua granulação fina numa extensa faixa de temperatura até atingir uma temperatura crítica de crescimento de grão que pode ultrapassar 1000 °C.

O grão da austenita é delineado por uma rede de ferrita em aços hipoeutetóides, ou por uma rede de cementita em aços hipereutetóides quando normalizados ou recozidos.

A temperabilidade diminui com a diminuição do tamanho do grão austenítico porque aumenta a área dos contornos de grãos. Isto significa que os locais de nucleação da ferrita e da cementita são em maior número o que provoca a aceleração dessas transformações e, portanto, a diminuição da temperabilidade.

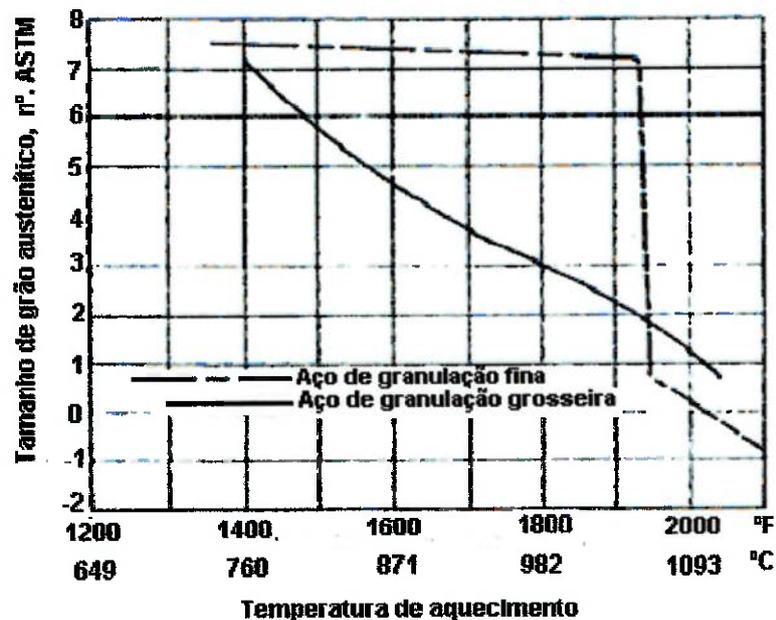


Fig.1.2.3- Tamanho de grão em função da temperatura de austenitização: aços de grãos finos e de grãos grossos.

Quanto menor for o tamanho de grão da austenita maior será o número de pontos de nucleação de ferrita, conseqüentemente menor o seu tamanho final. Pode-se afirmar genericamente que estrutura austenítica grossa produz no resfriamento estrutura ferrítica grossa e estrutura austenítica fina resulta em estrutura ferrítica fina (HANSON; PARR,1965).

Quando se diz que aços de granulação austenítica grossa possuem boa usinabilidade e baixas propriedades ao impacto, é a ferrita grossa obtida a partir dessa granulação austenítica grossa que se associam tais propriedades.

### 1.3 Correlação entre o tamanho de grão ferrítico e a tensão de escoamento.

O primeiro estudo científico da relação entre tamanho de grão de um material e a sua resistência foi realizada por Hall e Petch no ferro ARMCO e deu origem à equação conhecida como de Hall-Petch, onde são correlacionados tensão de escoamento  $\sigma_c$  e o diâmetro  $d$  dos grãos:

$$\sigma_c = \sigma_0 + k_c \cdot d^{-1/2}$$

onde,  $\sigma_0$  e  $k_c$  são constantes (HONEYCOMBE, 1982).

A figura 1.3.1 a seguir nos mostra resultados típicos de aços com teor de carbono bastante baixos, onde se observa a variação linear de  $\sigma_c$  com  $d^{-1/2}$ .

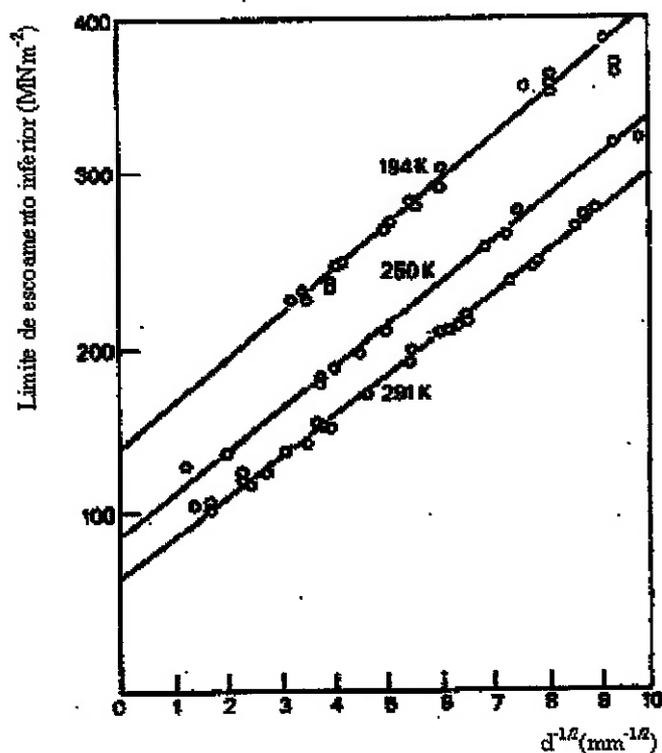


Fig.1.3.1- Variação da tensão de escoamento inferior de um aço de baixo carbono com o tamanho de grão

A constante  $\sigma_0$  é denominada tensão de atrito interno, atuando durante o escoamento do monocristal. Esta tensão é particularmente sensível à temperatura e à composição. O parâmetro  $k_c$  mede o declive da reta que praticamente independe da temperatura, composição e taxa de deformação (HONEYCOMBE, 1982). Esse parâmetro está associado à geração de discordâncias adicionais na tensão de escoamento.

Então, o efeito do grão na tensão de escoamento pode ser explicado admitindo-se que fontes de discordância são postas em atividade dentro de um grão, originando o movimento de discordâncias que eventualmente se empilham umas seguidas de outras, de encontro a um contorno de grão.

Esse processo propaga-se de grão em grão. O tamanho de grão determina a distância que as discordâncias tem de percorrer para formar os empilhamentos e, portanto, também o número de discordâncias envolvidas. Para grandes tamanhos de grãos os empilhamentos contém um maior número de discordâncias, o que provoca maiores concentrações de tensão nos grãos vizinhos.

A tensão de cisalhamento  $\tau_i$  à frente de um empilhamento de discordâncias é igual a  $n \cdot \tau$ , onde  $n$  é o número de discordâncias no empilhamento e  $\tau$  é a tensão de cisalhamento na direção de escorregamento.

Portanto, quanto menor for o tamanho de grão maior será a tensão de escoamento resultante, justificando assim a preocupação pelo controle do tamanho de grão da ferrita na elaboração do aço.

No caso de aços com predominância do constituinte perlítico, embora se verifique a relação de Petch, a incidência do tamanho de grão ferrítico no limite de escoamento parece não ser tão importante como no caso dos aços ferríticos (SEABRA, 1971).

O espaçamento interlamelar, na faixa de variação encontrada em aços normalizados ou simplesmente laminados, tem pequeno efeito na temperatura de transição no ensaio de impacto, mas o refino do tamanho das colônias de perlita tem um efeito quantitativo semelhante ao observado no refino de grão ferrítico em aços baixo carbono (PICKERING; MCIVOR; GLADMAN, 1972).

#### **1.4 Mecanismo de crescimento do grão austenítico e o seu controle com partículas dispersas.**

O crescimento de grão ocorre com maior velocidade após a austenitização do aço em temperaturas acima da temperatura crítica superior (linhas  $A_3$  e  $A_{cm}$ ).

O crescimento de grão é definido como sendo a expansão de alguns grãos às expensas de outros, sob a condição de que grãos individuais não cresçam preferencialmente ou de modo exagerado, diferentemente da chamada recristalização secundária, onde se observa um crescimento exagerado de grãos, individualmente (GORELIK, 1981).

Durante o crescimento de grão, a curva da distribuição do tamanho dos grãos não muda a sua forma, mas indica a tendência na direção de grãos maiores.

A figura 1.4.1 mostra as variações na distribuição do tamanho de grão durante o seu crescimento e na recristalização secundária.  $N_i$  é o número de grãos de um determinado tamanho,  $S_i$  representa a área ocupada por esses grãos e  $D_i$  o seu diâmetro.

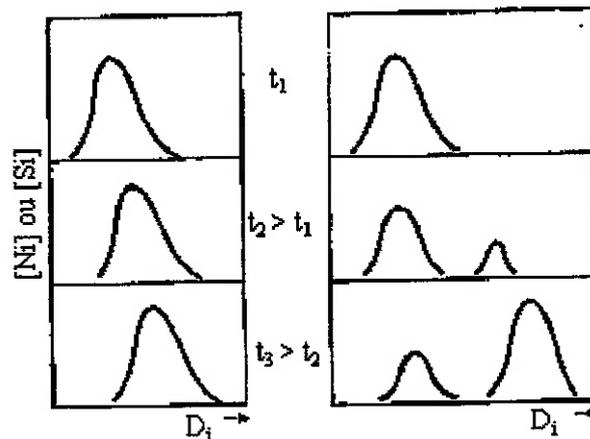


Fig.1.4.1- Variações na distribuição do tamanho de grão. Os gráficos à esquerda correspondem ao crescimento de grãos e os da direita à recristalização secundária.

O principal potencial termodinâmico para o crescimento de grão é a tendência à diminuição da energia dos contornos de grãos (energia de superfície) e o balanceamento da tensão de contornos contíguos, o que é conseguido através da redução dos contornos com a sua migração até que a configuração de equilíbrio seja estabelecida (GORELIK, 1981).

Ou seja, para uma estrutura de grãos atingir um equilíbrio metaestável completo a tensão de superfície deve também estar balanceada sobre todas as faces de contornos entre as junções. Se o contorno é curvo com o formato de um cilindro, ele atua com uma força de intensidade  $\gamma/r$  na direção de seu centro de curvatura conforme mostrado na figura 1.4.2 (a), sendo  $\gamma$  a energia específica de superfície.

Conseqüentemente, a única maneira da força de tensão de contorno equilibrar-se nas três dimensões é em contorno planar ( $r=\infty$ ) ou se ele for curvado com ângulo igual na direção oposta como ilustram as figuras 1.4.2 (b) e (c). É teoricamente possível construir um policristal no qual as forças de tensões de contorno balanceiem em todas as faces e junções, mas em uma estrutura

policristalina, típica de um metal real, os contornos sempre apresentam as curvaturas numa única direção. Conseqüentemente uma estrutura de grãos aleatórios é inerentemente instável e, no recozimento em altas temperaturas, as forças não balanceadas causarão a migração dos contornos para o seu centro de curvatura (PORTER; EASTERLING, 1996).

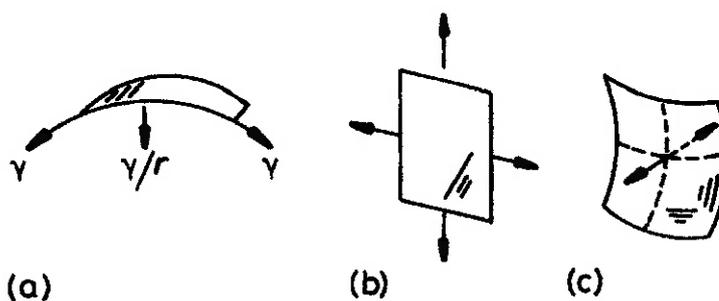


Fig. 1.4.2- (a) Contorno cilíndrico com raio de curvatura  $r$  atuando com uma força  $\gamma/r$ . (b) Contorno planar sem nenhuma força de atuação. (c) Contorno com dupla curva sem nenhuma força.

O efeito de diferentes curvaturas de contornos em duas dimensões é mostrado na figura 1.4.3. Por simplicidade foi assumido que o equilíbrio em cada junção de contorno ocorre num ângulo de  $120^\circ$ . Conseqüentemente se um grão tiver seis lados (corte bidimensional) eles serão planares e a estrutura metaestável. Entretanto, se o número de lados é menor que seis, estatisticamente encontrado em grãos menores, cada lado do contorno deverá ser côncavo para o seu interior, fig. 1.4.3. Esses grãos irão, em conseqüência, retrair e eventualmente desaparecer durante o recozimento. Grãos maiores, por outro lado, terão mais de seis lados e crescerão. Como já mencionado, o resultado final da migração de tais contornos é a redução do número de grãos, aumentando assim o tamanho médio dos grãos e reduzindo a energia total de contornos.

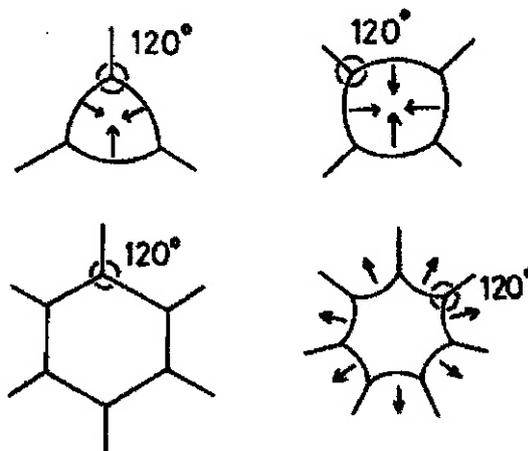
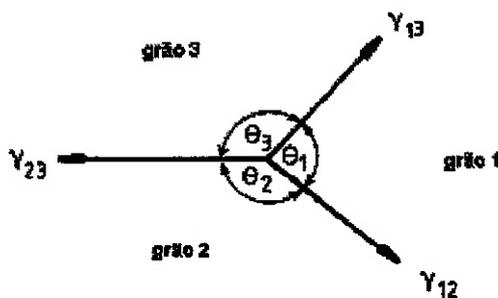


Fig. 1.4.3- Configuração de contorno de grãos em duas dimensões. As setas indicam os sentidos de migração dos contornos durante o crescimento de grão.

A condição para um equilíbrio metaestável na junção entre três grãos é que as tensões de contorno  $\gamma_1$ ,  $\gamma_2$  e  $\gamma_3$  devam estar equilibradas conforme figura 1.4.4. Em termos matemáticos:  $\gamma_{23} / \text{sen } \theta_1 = \gamma_{13} / \text{sen } \theta_2 = \gamma_{12} / \text{sen } \theta_3$  (PORTER; EASTERLING, 1996).



1.4.4- Equilíbrio de tensões de contorno de grão numa intersecção de contorno de grão em equilíbrio metaestável.

Na representação esquemática da figura 1.4.5, pode-se observar uma microestrutura estável à esquerda, e uma microestrutura instável à direita (GORELIK, 1981).

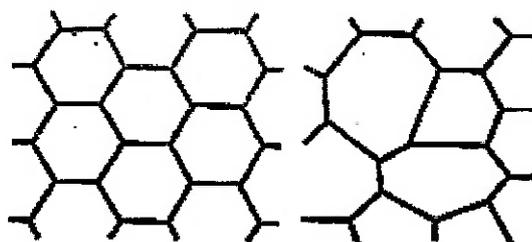


Fig. 1.4.5-Representação esquemática de microestrutura estável (à esquerda) e instável (à direita)

O efeito de partículas dispersas no retardamento do crescimento de grão, pela migração dos contornos, é explicado pelo fato de que sua presença no contorno de grãos reduz a energia do sistema, pois, há uma diminuição da área total de contorno. Sendo a partícula imóvel, para que o contorno continue sua movimentação, há necessidade de reconstruir essa área economizada, o que está associada a um aumento de energia do sistema (PADILHA; SICILIANO, 1996).

Este efeito é largamente utilizado na prática, e nos aços o controle do tamanho de grão pode ser feito com adição principalmente de alumínio, vanádio e nióbio pela formação de partículas de nitreto ou carbonitreto desses elementos.

Supondo por simplicidade que todas essas partículas sejam esféricas, e com o mesmo raio  $r_0$ , podemos deduzir que elas reduzem a área do contorno no máximo de  $\pi \cdot r_0^2$ .

A energia de contorno irá então diminuir de  $\pi \cdot r_0^2 \cdot \gamma_b$ , onde  $\gamma_b$  é a energia específica de contorno de grão. Está claro que se o contorno se move através da distância  $r_0$ , para se livrar da partícula, sua energia irá aumentar desse valor.

A figura 1.4.6 abaixo mostra a posição relativa de uma partícula e do contorno de grão migrando em três estágios do processo.

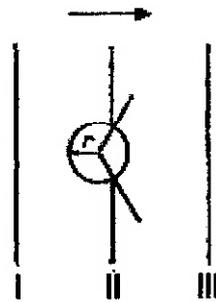


Fig.. 1.4.6- Retardo do crescimento de grão por partículas dispersas.  
Interação de um contorno com partículas (I e III são estágios do processo).

Fica claro pela figura que a movimentação do contorno da posição I para II diminui a área de superfície do contorno e conseqüentemente a energia de contorno. O efeito é maior em contornos de maior energia específica.

A separação do contorno da partícula, ou seja, a passagem de II para III, é energeticamente desfavorável na medida em que isso equivale ao retorno à posição I. Assim sendo, a partícula irá impedir ou dificultar a migração do contorno.

Dada uma concentração de partículas  $N_v$  por unidade de volume, a força retardadora do crescimento do grão por unidade de área de contorno é dada por  $P_{br} = 2\pi r_0^2 \gamma_b N_v$ , ou expressando-a em termos de volume de concentração de partículas  $f = 4\pi r_0^3 N_v / 3$ ,

$$P_{br} = 3f\gamma_b/d$$

sendo  $d$  o diâmetro das partículas.

Pela fórmula acima, atribuída a Zener conclui-se que a força retardadora do crescimento de grão é tanto maior quanto maior for a fração volumétrica das partículas, maior for a energia específica  $\gamma_b$  e menor for o tamanho das partículas (GORELIK, 1981).

### 1.5 Transformação da austenita no recozimento isotérmico.

Quando a austenita não eutetóide é transformada isotermicamente abaixo de  $A_1$ , a formação da perlita é usualmente precedida da precipitação da ferrita

ou cementita proeutetóides. A figura 1.5.1 mostra diagramas TTT de um aço hipoeutetóide e de um hipereutetóide (ASHBY; JONES, 1994).

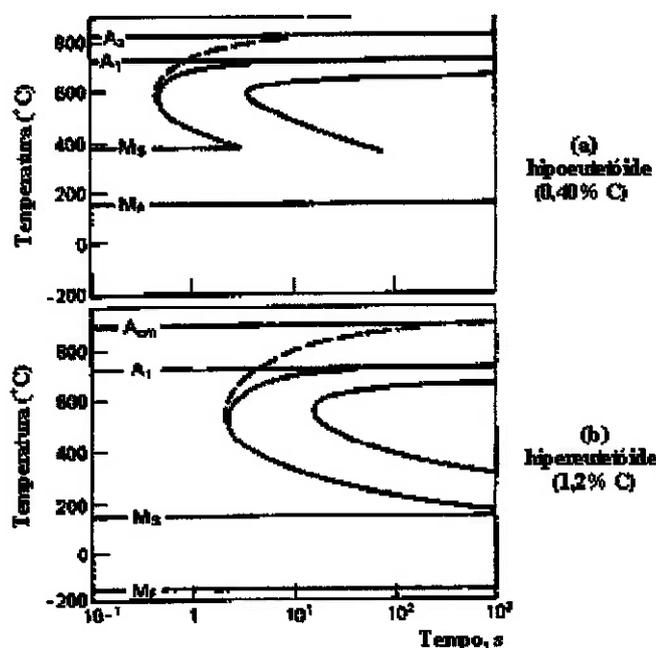


Fig. 1.5.1 Diagramas TTT para (a) aço hipoeutetóide e (b) aço hipereutetóide. (a) e (b) mostram as curvas C tracejadas para início de formação de ferrita e cementita primárias, respectivamente.

Entretanto, se o super-resfriamento for suficientemente grande e houver um ligeiro desvio do teor de carbono em relação à composição eutetóide, é possível que a austenita de composição não eutetóide transforme-se diretamente em perlita. A região na qual isso é possível, corresponde à região hachurada da figura 1.5.2 (PORTER; EASTERLING, 1996).

Assim, um aço com 0,60% de carbono, por exemplo, pode ser transformado em praticamente 100% de perlita, contanto que a austenita seja levada a uma temperatura suficientemente baixa dentro da região hachurada da figura 1.5.2, mas não tão baixa a ponto de formar a bainita. Com super-resfriamentos intermediários alguma ferrita proeutetóide precipitará, porém, em menor quantidade do que o previsto pela transformação segundo o diagrama de equilíbrio.

Portanto em transformações desse tipo ocorre uma diluição da perlita, cujos efeitos serão tratados posteriormente nas considerações sobre os efeitos do

espaçamento interlamelar da perlita e da espessura das lamelas de cementita na temperatura de transição de impacto.

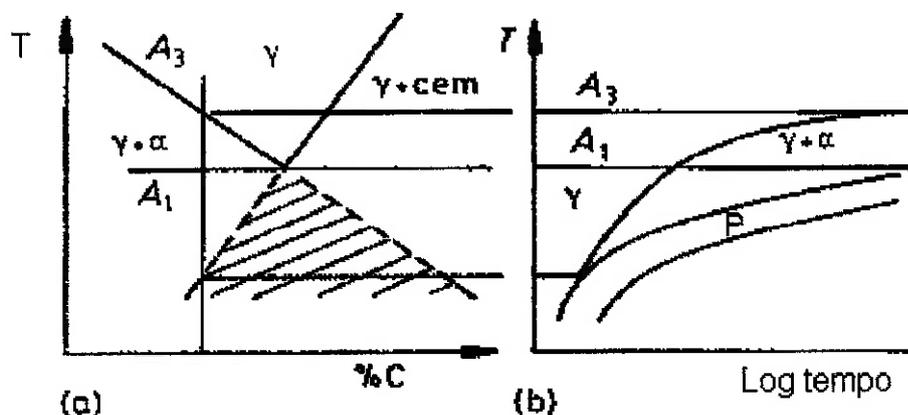


Fig. 1.5.2 Efeito da temperatura de transformação na fração volumétrica da ferrita proeutetóide.

No aço hipoeutetóide **ABNT 1045**, a estrutura resultante dos recozimentos isotérmicos é constituída de ferrita e perlita. A ferrita proeutetóide envolve a perlita e a sua presença decorre da transformação da austenita (CFC) em ferrita (CCC).

A estrutura eutetóide consiste em camadas alternadas de ferrita e cementita, denominada perlita. Portanto, a perlita é um constituinte formado de duas fases, a ferrita que é mole e dúctil e a cementita que é dura e frágil. A ferrita apresenta dureza em torno de **155 HB** e a cementita em torno de **650 HB** (GRINBERG, 1989).

O primeiro estágio na formação da perlita num aço eutetóide é a nucleação da ferrita ou da cementita no contorno de grão austenítico, pela impossibilidade de nucleação simultânea das duas fases.

A primeira fase a nuclear dependerá da estrutura do contorno de grão e da composição (PORTER; EASTERLING, 1996). A nucleação será daquela fase que corresponder à mínima energia de formação de núcleo crítico; para isso ela terá de ser tão coerente quanto possível com um dos grãos austeníticos,  $\gamma_1$ , por exemplo, da figura 1.5.3.

Então, o núcleo terá uma interface coerente ou semi-coerente de baixa energia e baixa mobilidade em  $\gamma_1$  e uma interface incoerente com  $\gamma_2$  de maior mobilidade. Supondo que a cementita seja a primeira a nuclear, a austenita em torno desse núcleo ficará empobrecido em carbono o que facilitará a nucleação de ferrita, conforme

ilustrado na figura 1.5.3 (i) e (ii). O núcleo da ferrita forma-se com uma relação de orientação definida com  $\gamma_1$  (relação de Kurdjumov-Sachs).

Este processo pode ser repetido ao longo do contorno de grão da austenita. Após a nucleação de ambas as fases, a colônia crescerá pela movimentação da interface incoerente, ou seja, a perlita crescerá para o interior do grão da austenita, com o qual ferrita e cementita não possuem nenhuma relação cristalográfica especial. A figura 1.5.3 (iii) mostra o crescimento da perlita no interior de  $\gamma_2$ .

O carbono rejeitado no crescimento da ferrita difunde através da austenita em direção à frente de crescimento da cementita.

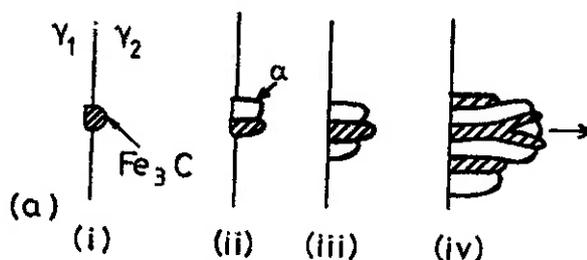


Fig.1.5.3- No contorno de grão, (i)- a cementita nucleia no contorno de grão com interface coerente e relação de orientação com  $\gamma_1$  e interface incoerente com  $\gamma_2$ . (ii)- adjacente à cementita nucleia a fase  $\alpha$ , também com uma interface coerente e relação de orientação com  $\gamma_1$ . (Este também produz uma relação de orientação entre a cementita e a ferrita). (iii)- O processo de nucleação repete-se lateralmente, enquanto a interface incoerente cresce no interior de  $\gamma_2$ . (iv)- Novas plaquetas podem também formar-se por um mecanismo de ramificação.

Se o contorno de grão já contar com uma faixa de cementita ou ferrita pró-eutetóides, o primeiro núcleo irá formar-se com uma relação de orientação com esta no seu lado incoerente, móvel, como ilustra a figura 1.5.4 (i) e (ii). Novamente devido à grande mobilidade da interface incoerente, a perlita irá crescer para dentro da austenita com a qual não possui nenhuma relação de orientação conforme mostra a figura 1.5.4 (iii).

Qualquer que seja o mecanismo de nucleação da perlita, novas lamelas de cementita podem formar-se pela ramificação de uma lamela em duas novas de acordo com a figura 1.5.3 (iv), e a colônia de perlita resultante consiste numa interpenetração de dois cristais únicos.

A perlita cresce de modo cooperativo entre as fases ferrita e cementita.

Quando essa cooperação não for estabelecida, a ferrita e a cementita crescem de modo não lamelar resultando na chamada perlita degenerada.

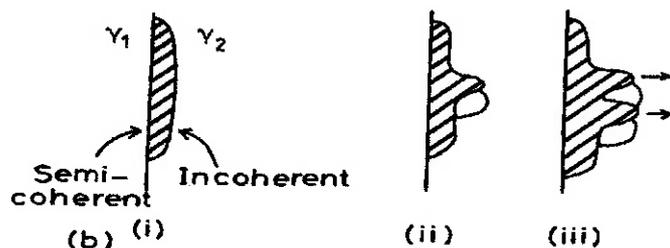


Fig. 1.5.4- Quando já existir uma fase proeutetóide (cementita ou ferrita) no contorno de grão da austenita, a perlita irá nuclear e crescer pelo seu lado incoerente. Neste caso resulta uma relação diferente entre a cementita e a ferrita.

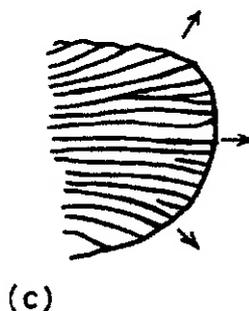


Fig. 1.5.5- Colônia de perlita no estágio avançado de crescimento.

A perlita tem a sua formação controlada por nucleação e crescimento. Perlita grosseira forma-se em temperaturas mais elevadas de transformação, próximas à linha  $A_1$  e perlita fina, algumas vezes além do alcance da resolução ótica, formam-se em temperaturas mais baixas, próximas ao cotovelo da curva TTT mostrada na figura 1.5.6.

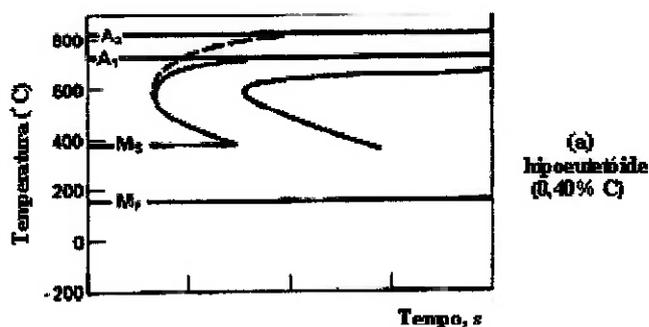


Fig. 1.5.6 Curva TTT de aço hipoeutetóide com 0,40% de carbono.

A temperatura de transformação da austenita determina a fração volumétrica de ferrita ou cementita proeutetóides, o espaçamento interlamelar da perlita e o tamanho das colônias de perlita.

É de se esperar que quanto menor for a temperatura de transformação da austenita, menor será o espaçamento interlamelar da perlita, menores serão as colônias de perlita e menor será a fração volumétrica de ferrita ou cementita proeutetóides.

### 1.6 A tenacidade ao entalhe de aços médio carbono.

Os aços médio carbono exibem uma estrutura predominantemente perlítica. O aumento da quantidade de perlita provoca aumento da resistência à tração, melhora a resistência à abrasão, mas em contrapartida reduz a tenacidade ao entalhe e, principalmente, a ductilidade.

Pelos estudos realizados nesse campo, concluiu-se que na medida em que se aumenta a quantidade de perlita, portanto do teor de carbono, ela passa a exercer uma influência cada vez maior na resistência e na tenacidade dos materiais.

A temperatura na qual ocorre a mudança de fratura de alta energia para de baixa energia é chamada de temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF). Porém, como na prática não ocorre uma variação brusca de energia, mas uma zona de transição, torna-se difícil determinar de modo preciso a temperatura de transição.

Como essa temperatura de transição geralmente não é bem determinada, há várias maneiras práticas de defini-la, por exemplo, baseada em uma certa quantidade de energia absorvida; na mudança do aspecto de fratura (por exemplo, a temperatura

que corresponde a 50% de fratura fibrosa); e na contração lateral que ocorre no fundo do entalhe (por exemplo, 1%). A temperatura de transição depende da composição química do aço, do tratamento térmico, do processamento e da microestrutura do material (MEYERS; CHAWLA,1982).

Acima da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF), o aço apresenta fratura dúctil e abaixo dessa temperatura, fratura frágil. A fratura dúctil requer uma energia muito maior para se desenvolver do que a fratura frágil.

Pickering propôs uma equação onde são correlacionadas as variáveis abaixo discriminadas para determinar a temperatura de transição em aços de médio a alto carbono com estrutura de ferrita e perlita. Essa equação fornece a temperatura de transição na qual o valor da energia de impacto corresponde a 27J (PICKERING, 1978).

$$I \text{ } ^\circ\text{C} = f_\alpha[- 46-11.5d^{-1/2}] + (1 - f_\alpha)[- 335 + 5.6S_0^{-1/2} - 13.3p^{-1/2} + 3.48 \times 10^6 t] + 48.7(S_i) + 762(N_f)^{1/2}$$

onde,

$I$  = temperatura de transição em  $^\circ\text{C}$  para energia absorvida de 27 J.

$f_\alpha$  = fração volumétrica da ferrita.

$(1-f_\alpha)$  = fração volumétrica da perlita.

$d$  = diâmetro de grão de ferrita em mm.

$S_0$  = espaçamento interlamelar da perlita em mm.

$p$  = tamanho da colônia de perlita em mm.

$t$  = espessura da plaqueta da cementita da perlita em mm.

$S_i$  = silício.

$N_f$  = nitrogênio dissolvido intersticialmente.

Nessa equação pode-se perceber a forte influência da fração volumétrica da ferrita e da perlita no valor da temperatura de transição. O aumento da fração volumétrica da ferrita diminui a temperatura de transição.

O tamanho de grão da ferrita e o tamanho da colônia de perlita exercem grande influência na temperatura de transição sendo desejável mantê-los com o tamanho mínimo possível. Assim como os grãos finos de ferrita, as colônias

pequenas de perlita melhoram a tenacidade ao impacto dos aços, atuando no sentido de dificultar a propagação da trinca (PICKERING; MCIVOR; GLADMAN, 1972).

Está claro também, pela equação acima, que para se assegurar uma otimização da temperatura de transição, deve-se garantir baixos teores de silício e baixos teores de nitrogênio livre.

A equação indica ainda que a temperatura de transição no impacto aumenta com o aumento da fração volumétrica da perlita ( $1-f\alpha$ ). Este efeito é mostrado na figura 1.6.1, onde podemos notar que a energia absorvida na faixa dúctil diminui de forma marcante com o aumento da fração volumétrica da perlita, ou seja, com o aumento do teor de carbono, em aços normalizados. A relação entre a energia absorvida e a fração volumétrica da perlita tem a forma exponencial e é bastante parecida com a relação entre a ductilidade e a fração volumétrica de perlita (PICKERING, 1978).

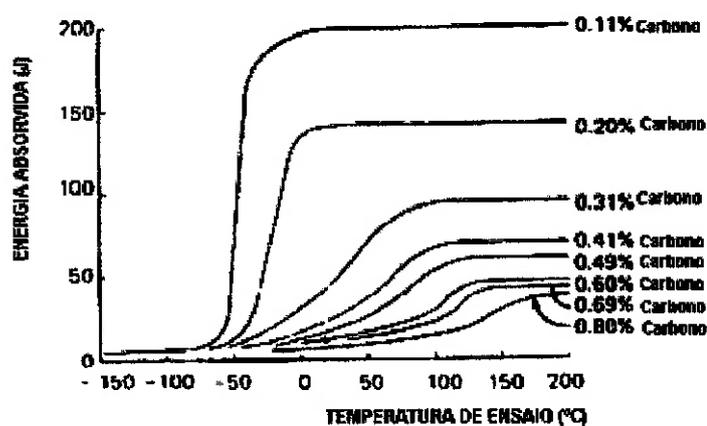


Fig. 1.6.1- Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de transição ao impacto e os valores dos patamares de energia em aços normalizados.

A morfologia da perlita tem um efeito complexo sobre a tenacidade. Uma diminuição no espaçamento interlamelar da perlita é prejudicial à tenacidade, provavelmente pelo seu efeito no aumento da resistência, mas a redução da espessura da plaqueta de cementita da perlita melhora a tenacidade, pois, placas de carbonetos mais delgadas tendem a curvar-se preferencialmente a trincar-se, e a trinca daria início a uma falha por clivagem. Tendo  $S_0$  e  $t$  efeitos contrários, deve

haver um espaçamento interlamelar ótimo para uma melhor tenacidade ao impacto (PICKERING, 1978).

Freqüentemente esses dois efeitos se anulam e não há nenhuma consequência especial provocada pela morfologia da perlita, mas um ou outro efeito pode prevalecer, resultando numa melhora ou numa deterioração das propriedades de impacto com a diminuição do espaçamento interlamelar. Os efeitos se complicam por quaisquer mudanças que possam ocorrer no tamanho das colônias da perlita.

Para um dado conteúdo de carbono e de perlita, há, logicamente, uma relação direta entre  $S_0$  e  $t$ , como, por exemplo, no caso do aço com 0,80% C contendo 100% de perlita. Sob essa condição, as vantagens da redução da espessura da lamela de cementita será contrabalançada pela desvantagem da redução do espaçamento interlamelar, concluindo-se que a variação do espaçamento interlamelar tem um efeito pequeno na temperatura de transição de impacto. Este efeito está ilustrado na figura 1.6.2 (PICKERING, MCIVOR; GLADMAN, 1972).

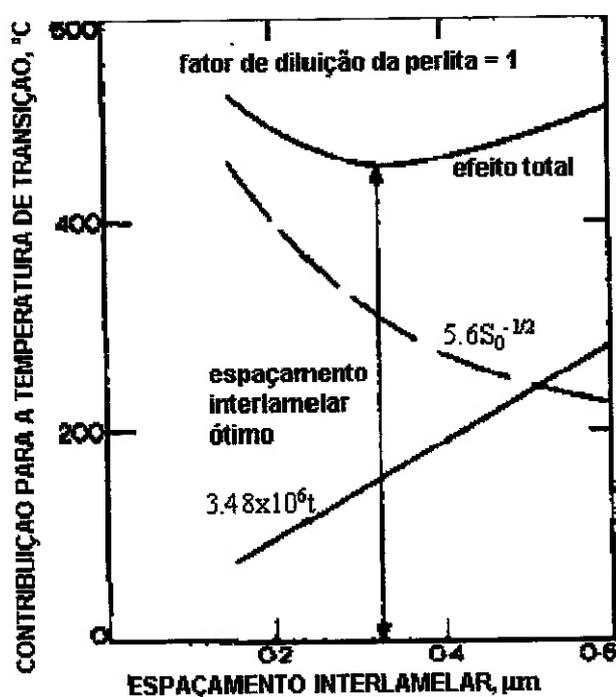


Fig.1.6.2- Efeitos do espaçamento interlamelar da perlita e da espessura da lamela de cementita sobre a temperatura de transição no impacto, mostrando a existência de um espaçamento interlamelar ótimo.

O aumento da diluição da perlita, pelo aumento da sua quantidade mantendo-se constante o teor de carbono, pode ser benéfico para a tenacidade. Entretanto, o efeito da diluição da perlita depende do balanço dos efeitos do decréscimo da fração de ferrita proeutetóide simultaneamente com o aumento da fração de perlita pela diluição. Se a temperatura de transição de impacto da ferrita for muito boa pela sua granulação fina, a diluição da perlita pode ser prejudicial do ponto de vista da tenacidade (PICKERING; MCIVOR; GLADMAN, 1972).

Por outro lado, aumentando-se o teor de carbono na perlita teremos ou o decréscimo do valor de  $S_0$  ou o aumento de  $t$ , ambos com efeitos negativos nas propriedades de impacto. O fator de diluição da perlita é dado por:

$$D = 0.8f_p / \%C ,$$

onde  $f_p$  corresponde à fração volumétrica da perlita na estrutura.

Para uma estrutura perlítica de um aço de composição eutetóide o fator de diluição  $D$  será igual a 1, porem será maior que 1 para um aço hipoeutetóide totalmente perlítico pela transformação da austenita em temperaturas mais baixas, próximas ao cotovelo da curva em  $C$ .

Pode ser mostrado que o espaçamento interlamelar ótimo para as melhores propriedades de impacto guarda uma relação com o fator de diluição dada por (PICKERING, 1978):

$$S_{ot} = 6.7 \times 10^{-6} (D - 0.12)^{2/3}$$

Este espaçamento interlamelar ótimo aumenta com o aumento do valor de  $D$ , conforme figura 1.6.3, aumentando a tenacidade ao impacto, ou seja,  $I$  °C decresce com o aumento do valor de  $D$ .

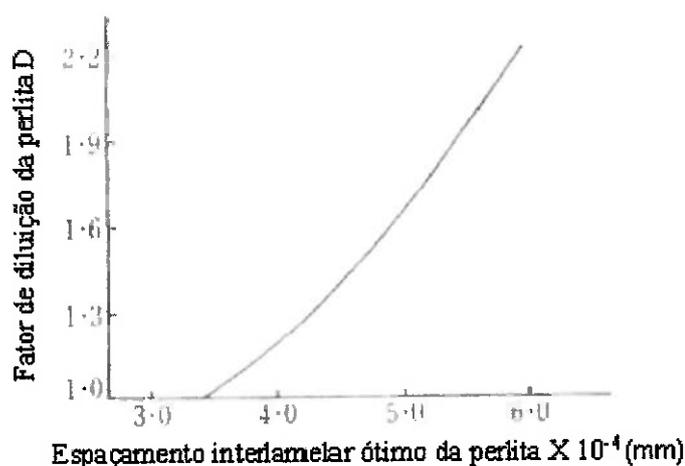


Fig. 1.6.3- Relação entre o espaçamento interlamelar ótimo para uma temperatura mínima de transição e o fator de diluição de perlita.

Assim, a diluição da perlita em aço baixo carbono, pode conduzir a uma boa resistência ao impacto, desde que, como já mencionado, seja considerado o decréscimo no conteúdo de ferrita, especialmente se a tenacidade da ferrita for muita alta, isto é, se tiver uma granulação muito fina.

Algumas dessas complexas inter-relações podem levar certos aços a ter propriedades de impacto independentes da morfologia da ferrita ou da perlita. Entretanto, com quantidade de perlita mais elevada, a sua morfologia tem um papel predominante.

É importante considerar o efeito da temperatura de transformação, da velocidade de resfriamento e do tamanho de grão austenítico original nas propriedades de impacto.

Em geral, pode-se concluir que o abaixamento da temperatura de transformação torna-se prejudicial pela diminuição de  $S_0$ , mas algum abaixamento da temperatura de transformação é essencial para provocar o refino do grão de ferrita e do tamanho das colônias de perlita. Para uma ótima combinação de resistência e tenacidade em aços predominantemente perlítico, deve-se ter (PICKERING, 1978):

1. Um teor mínimo de carbono compatível com a resistência exigida.
2. Um endurecimento mínimo por solução sólida de silício, nitrogênio, etc.. O nitrogênio é utilizado para promover precipitados refinadores de grãos, como, por

exemplo, o nitreto de vanádio, mas o nitrogênio em solução sólida deve ser mantido num valor mínimo possível.

3. Um aumento no teor de manganês, o que favorece o abaixamento da temperatura de transformação causando o refino do grão de ferrita e das colônias de perlita. Isso pode, no entanto, produzir efeitos variados na tenacidade através da interação com a diluição da perlita,  $S_0$  e  $t$ . Entretanto, em geral, os efeitos do manganês se anulam e freqüentemente não afetam a resistência ao impacto.

4. Refino do grão austenítico, para produzir ferrita de grão fino, bem como colônia de perlita fina. A adição de vanádio é preferida, pois, pode produzir aumento de resistência com pequena quantidade de precipitados, mesmo em aços alto C ou na condição de normalizado.

5. Tratamento de normalização para proporcionar refino de grão desejável, com ou sem adição de elemento refinador de grãos.

### **1.6.1 Fratura frágil**

A fratura frágil ocorre sem nenhuma deformação plástica importante na ponta da trinca e ela se propaga por clivagem. A tendência para fratura por clivagem aumenta com o aumento da taxa de deformação ou a baixas temperaturas, conforme ilustra a figura 1.6.1.1. Uma indicação da tenacidade do material pode ser obtida pelo exame da superfície de fratura. Materiais dúcteis mostram um aspecto fibroso enquanto materiais frágeis mostram uma fratura plana (MEYERS; CHAWLA, 1982).

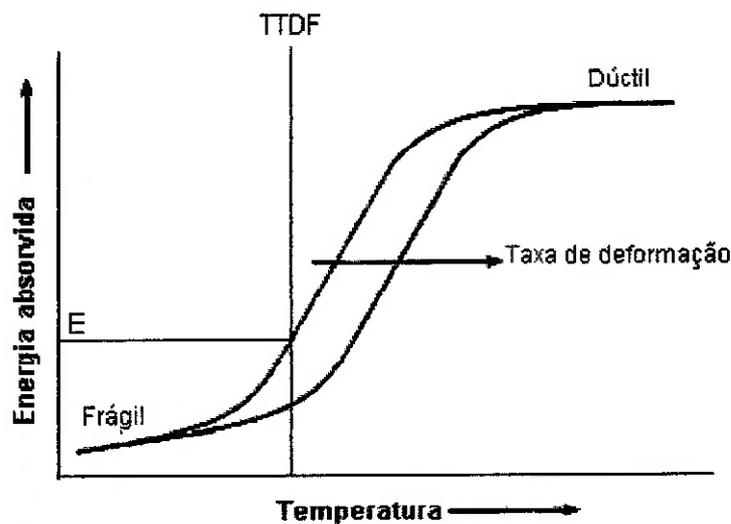


Fig.1.6.1.1- Tendência para fratura por clivagem com aumento da taxa de deformação ou a baixas temperaturas

Acima da temperatura de transição dúctil-frágil (**TTDF**) o aço apresenta fratura dúctil e abaixo dessa temperatura fratura frágil. A fratura dúctil requer uma energia muito maior para se desenvolver do que a fratura frágil.

A clivagem ocorre por uma separação direta ao longo dos planos cristalográficos específicos por uma simples superação das ligações atômicas pela tensão aplicada.

Em condições normais, metais **CFC** não mostram clivagem. Ocorrerá uma grande deformação plástica antes de ser atingida a tensão necessária para a clivagem, que é comum nas estruturas **CCC** e **HC**, especialmente em ferro e aço baixo carbono (**CCC**).

No caso do ferro, o plano onde a clivagem ocorre é o **(100)**, o que dá a aparência plana à superfície de fratura. Há evidências de que algum tipo de escoamento plástico e interação de discordâncias seja responsável pela fratura por clivagem. Estudos sobre fraturas em aços baixo carbono, com tamanhos de grãos diferentes, levaram à conclusão de que o escoamento nesses aços obedece à relação de Hall-Petch, mostrando que o mecanismo controlador do escoamento também é o mecanismo controlador para início da fratura (MEYERS; CHAWLA,1982).

A clivagem manifestando-se ao longo de planos cristalográficos específicos, ao se encontrar com o contorno de grão muda de direção para continuar sua propagação nesses planos, já que grãos adjacentes têm orientações diferentes. As facetas planas na superfície fraturada por clivagem através dos grãos exibem uma alta refletividade dando aparência de brilho à superfície de fratura. A figura 1.6.1.2 mostra aspectos dessas facetas (METALS HANDBOOK vol.9, 1974)

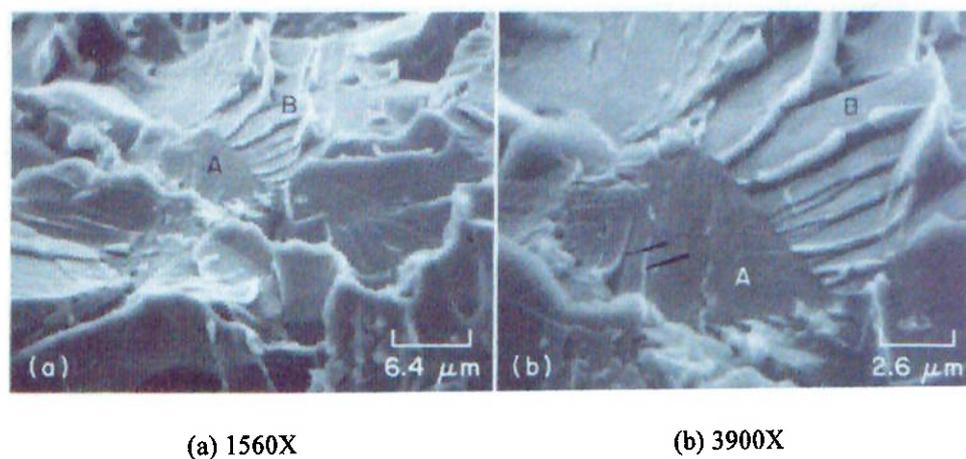


Fig. 1.6.1.2- Fratura por clivagem de um aço SAE 1040 laminado a quente: imagens observadas com dois aumentos através do MEV.

No interior do grão, duas trincas podem desenvolver-se simultaneamente em planos cristalográficos paralelos. Essas trincas juntam-se onde se superpõem ou por clivagem secundária ou por cisalhamento minimizando a energia total de superfície conforme mostram a figura 1.6.1.3 (MEYERS; CHAWLA, 1982).

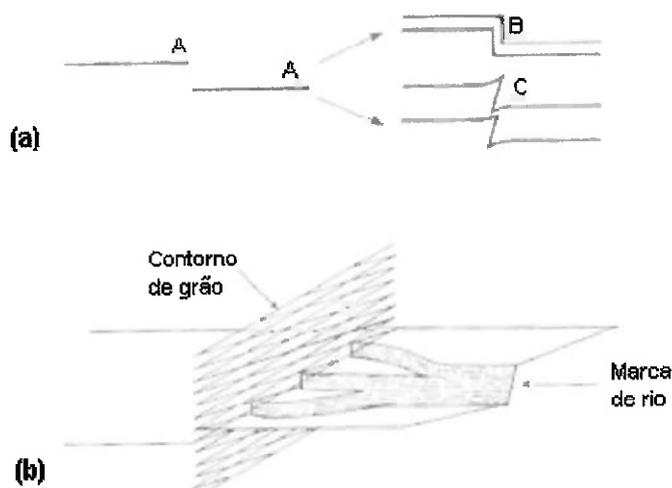


Fig.1.6.1.3- (a) Trincas paralelas (A,A) juntam-se por clivagem (B) ou cisalhamento (C).  
 (b) Formação de uma marca de rio após passagem por um contorno de grão.

A junção de degraus de clivagem resulta num aspecto de marca de rio e seus afluentes. A convergência dos afluentes é sempre na direção de escoamento do rio. Esse fato fornece a possibilidade de se determinar a direção local de propagação da trinca em uma micrografia.

Quando uma trinca por clivagem encontra o contorno de grão, podem ocorrer três possibilidades principais:

Primeiro: a trinca é interrompida e nenhuma propagação posterior acontece. Em geral a ponta dessas trincas embota tornando-as inativas.

Segundo: a trinca estanca no contorno e a elevada tensão local na sua ponta provoca a nucleação de uma nova trinca com uma orientação diferente no grão seguinte. Nesse caso, a separação do material em duas partes requer um processo de fratura adicional tal como um cisalhamento plástico e uma clivagem em pequena escala. Então, um dano extenso ocorre no contorno de grão trazendo uma significativa contribuição para a resistência do material à propagação da trinca.

Terceiro: um caso especial de clivagem ocorre quando os planos de clivagem de dois grãos adjacentes são de pequena inclinação entre si, de tal modo a permitir que a trinca atravesse o contorno mantendo uma certa continuidade.

Em materiais com orientações preferenciais, a trinca cresce mais facilmente em algumas direções do que em outras.

A fratura intergranular é um modo de fratura de baixa energia. A trinca segue os contornos de grãos dando à fratura uma aparência lisa e refletiva em escala macroscópica. Em escala microscópica, a trinca pode desviar em torno de partículas criando microcavidades localmente. Fraturas intergranulares tendem a ocorrer quando os contornos de grãos são mais frágeis que a rede cristalina.

Esse tipo de fratura pode ser observado em aços inoxidáveis sensitizados onde ocorre a precipitação de carbonetos em contornos de grãos. Esse filme de carbonetos é a trajetória preferida da trinca.

A figura 1.6.1.4 mostra fractografias de um aço SAE 4340 fragilizado por hidrogenação e em seguida exposto numa solução de 2% de NaCl (METALS HANDBOOK vol.9, 1974).

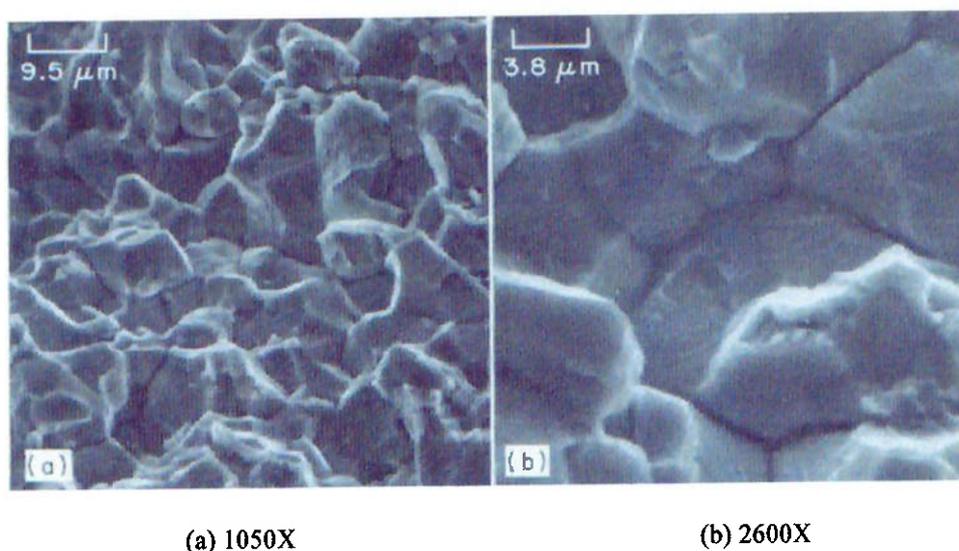


Fig. 1.6.1.4- Exemplo de fratura intergranular resultado de fragilização por hidrogênio. As imagens foram obtidas através do MEV.

#### Características da fratura frágil.

A fratura frágil apresenta certas características que a permite ser devidamente identificada (WULPI, 1985):

1. Não exibe nenhuma deformação permanente ou plástica do metal na região da fratura frágil, embora possa haver deformação permanente em outras localizações onde tenha ocorrido uma fratura relativamente dúctil.

2. A superfície de uma fratura frágil é perpendicular à tensão principal de tração. Assim, a direção da tensão de tração que causou a fratura pode ser rapidamente identificada.

3. A presença de marcas características na superfície fraturada freqüentemente, mas nem sempre, aponta para o local da origem da trinca.

Em produtos planos de aço, tais como, chapas, placas, ou barras chatas, bem como em regiões de camadas endurecidas, há o aparecimento de marcas em forma de V denominadas "marcas de sargento" que apontam para a origem da fratura. Para auxiliar na interpretação das imagens das fraturas, reproduziu-se abaixo a figura 1.6.1.5 (WULPI, 1985), onde se observam as marcas de sargento apontando para a origem da trinca.

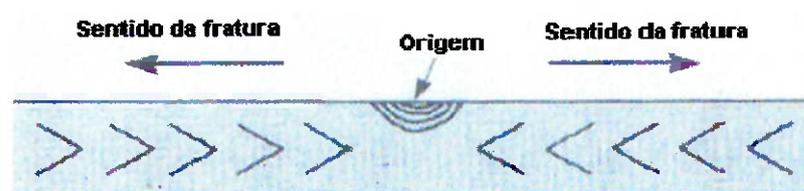


Fig.1.6.1.5- Desenho esquemático de uma fratura frágil de um aço normalmente dúctil em forma de chapa, placa ou barra chata. Nota-se a clássica "marca de sargento" (chevron) apontando para a origem da trinca, onde usualmente tem-se algum tipo de concentrador de tensões, tais como, defeitos de soldagem, trinca de fadiga, ou trinca provocada por corrosão sob tensão. O plano de fratura é sempre perpendicular à tensão principal que causou a fratura naquele local.

A fratura pode originar-se num local de grande concentração de tensões que cresce até atingir o tamanho crítico de falha para aquele metal, conforme podemos observar na figura 1.6.1.6 seguinte (WULPI, 1985).

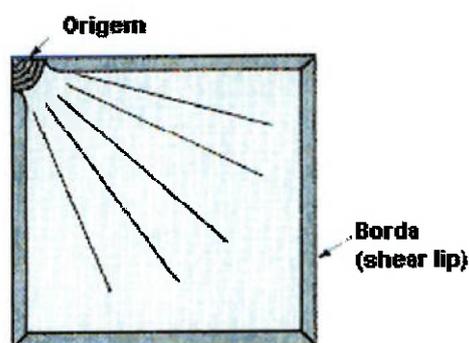


Fig.1.6.1.6- Desenho esquemático de padrão de fratura frágil num metal moderadamente duro, resistente. Nota-se a propagação em forma de leque a partir da região de origem da trinca. Quando observado no microscópio eletrônico, este tipo de imagem é adequado para revelar o modo de fratura por clivagem ou quase-clivagem.

Vale salientar que a fratura frágil está associada a um baixo nível de energia de fratura ou com limitada plasticidade na ponta da trinca, enquanto a clivagem descreve o micromecanismo de falha.

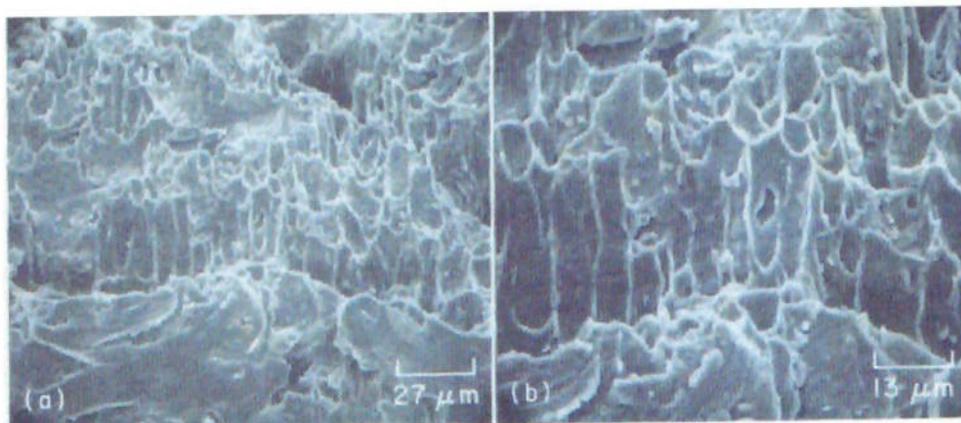
### 1.6.2 Fratura dúctil

A fratura dúctil caracteriza-se por apresentar uma deformação plástica importante na ponta da trinca. É a base da origem da fratura pelo coalescimento de microcavidades alveolares que usualmente ocorre sob carregamento simples ou por rasgamento. Essas microcavidades aparecem como depressões na microestrutura, em locais de grande deformação plástica.

Com o aumento da deformação, as microcavidades aumentam e a coalescência prossegue até a ruptura. O tamanho e a forma da microcavidade dependem do tipo de carregamento e da extensão da microcavidade emergente.

Quando o material é submetido a uma tensão uniaxial surgem alvéolos equiaxiais os quais apresentam uma aba completa. Sob tensão de rasgamento, as microcavidades são alongadas, as abas não se completam e estão na mesma direção do carregamento. Em carregamento cisalhante as microcavidades tem o mesmo aspecto do rasgamento, exceto que as abas estão em sentidos opostos.

A figura 1.6.2.1 mostra em dois aumentos exemplo de fratura alveolar por rasgamento (METALS HANDBOOK vol.9, 1974).



(a) 375X

(b) 750X

Fig. 1.6.2.1- Alvéolos de rasgamento de um aço SAE 1040 vistos com dois aumentos, obtidos através do MEV.

Então, a fratura dúctil resulta da aplicação de uma tensão sobre o metal capaz de provocar uma deformação permanente ou plástica, antes da fratura. Assim, a ductilidade é simplesmente a habilidade do material escoar ou deformar, podendo levar ou não à fratura, dependendo da intensidade da força aplicada.

A ductilidade é muitas vezes relacionada com a tenacidade, embora a tenacidade é normalmente determinada na presença de um entalhe ou outro concentrador de tensões.

No entanto, a habilidade em absorver energia e deformar plasticamente antes da fratura é característica de ambas as propriedades, ductilidade e tenacidade. Esta habilidade de absorver energia é uma valiosa propriedade de metais dúcteis.

Fraturas dúcteis tem características diferentes das fraturas frágeis. Entretanto, deve-se atentar para o fato de muitas fraturas conterem características de ambos os tipos. As fraturas dúcteis apresentam as seguintes características (WULPI, 1985):

1. Considerável deformação plástica na região de fratura. Em muitos casos, isto pode ocorrer somente na região da ruptura final originada de uma fratura frágil ou por fadiga.

2. A tensão de cisalhamento excede a resistência de cisalhamento antes que qualquer outro modo de fratura venha a ocorrer. Assim, o micromecanismo de fratura se dá na direção de cisalhamento, mas isto não é sempre óbvio num exame macroscópico. A superfície de fratura dúctil não é necessariamente referida à direção da tensão de tração principal, como acontece na fratura frágil.

3. Quanto à aparência, a superfície é fibrosa, causada pela deformação na superfície de fratura.

### 1.7 Comportamento da ferrita e da cementita na fratura.

Em materiais com mais de uma fase, as trincas nucleiam e propagam-se através de cristais adjacentes que diferem em estruturas cristalinas e planos de clivagem, bem como na orientação. Complicações adicionais ocorrem quando uma das fases é frágil (HULL, 1999), como no caso da cementita.

Um cuidadoso estudo metalográfico da fratura dúctil em aços-carbono contendo perlita, mostrou que para iniciar a criação de vazios é necessária a combinação da tensão de tração aplicada e de uma zona de cisalhamento concentrada. O mecanismo sugerido está mostrado na figura 1.7.1 (DIETER, 1961):

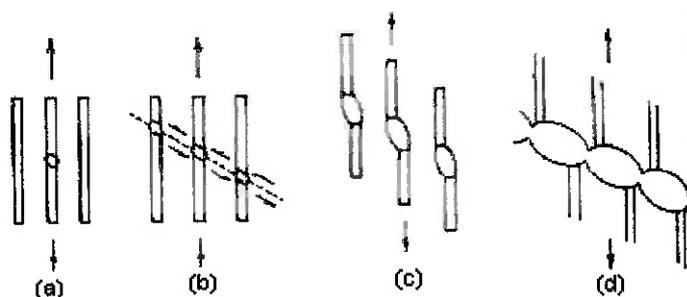


Fig.1.7.1 Mecanismos da fratura dúctil num aço perlítico

- (a): Carbonetos paralelos à tensão de tração aplicada são fissurados primeiro.
- (b): Uma zona de cisalhamento concentrada a cerca de 50° com o eixo de tração causa uma fissuração das placas de carbonetos adjacentes.
- (c): Os vazios crescem.
- (d) Os vazios em seguida coalescem para formar a fratura dúctil.

A morfologia das partículas pode ter uma grande influência na fratura dúctil. Quando houver mais partículas esféricas do que em plaquetas, como na cementita esferoidizada, a fissuração dos carbonetos torna-se muito mais difícil e a ductilidade aumenta.

A fissuração dos carbonetos esferoidizados é mais difícil porque as discordâncias na matriz ferrítica podem contorná-los mais facilmente do que os carbonetos em forma de plaquetas, e, dessa maneira, evitar que se desenvolvam altas tensões nos empilhamentos das discordâncias nas interfaces  $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ .

Devido à menor área de contato entre carbonetos esferoidizados e a matriz, a tensão produzida nas partículas será menor do que para os carbonetos lamelares.

## 1.8 Fractografia

As fraturas freqüentemente deixam marcas características. A habilidade em reconhecê-las simplifica a solução de análise de falhas.

A fractografia pode ser estudada em três níveis: macroscópico, por microscopia ótica, e por microscopia eletrônica, conforme o aumento considerado da região examinada. Uma boa regra para se aplicar quando se considera qual escala de aumento usar na análise da fratura, é que quanto maior o aumento desejado mais dispendioso torna-se o exame, maior habilidade é requerida no manuseio e preparação do material e maior o tempo consumido no exame (COLANGELO; HEISER, 1974).

Um exame macroscópico requer um mínimo de preparação do corpo-de-prova. No entanto, devem ser tomados cuidados no manuseio e preparação de amostras, visto que posteriores estudos devam ser eventualmente assegurados. Os resultados macroscópicos, freqüentemente, fornecem informações suficientes para explicar as causas de um problema ou para posteriores estudos na busca de pistas para descobrir a sua origem.

Na condução de exames fractográficos, é conveniente juntar os fragmentos, tomando-se o cuidado para não danificar a superfície fraturada.

Um dos aspectos macroscópicos mais óbvios de uma falha é a quantidade de deformação, caracterizando a fratura se dúctil ou frágil. Numa fratura frágil as peças rompidas freqüentemente se juntam e se encaixam relativamente bem. Na aparência exterior a superfície da fratura dúctil é áspera por causa da deformação plástica, enquanto a da fratura frágil é lisa.

Para explicar uma fratura, é necessário determinar se a mesma foi progressiva, por exemplo, se a trinca avançou paulatinamente por aplicação de tensões cíclicas (fadiga) ou se a falha ocorreu pela aplicação de uma sobrecarga de outra natureza. A fratura por fadiga apresenta estrias características, pelo avanço paulatino da trinca.

No ensaio de tração, a superfície típica de fratura é representativa de rupturas por sobrecarga. A ruptura por tração em um material razoavelmente dúctil inicia-se internamente nas inclusões ou vazios e termina por cisalhamento num plano a  $45^\circ$  com a superfície, isto é, formando uma aresta ou borda (shear lip), resultando numa fratura típica denominada taça-cone.

O plano a  $45^\circ$  é o de maior tensão de cisalhamento sendo "shear" definido como a força cisalhante que faz ou tende a fazer com que duas partes contíguas de um mesmo corpo escorreguem uma em relação à outra numa direção paralela ao seu plano de contato (WULPI, 1995).

Contrariamente, a fratura frágil por tração, é mais lisa, não exibindo borda a  $45^\circ$  (shear lip). Com o aumento da temperatura de teste, a ductilidade aumenta, a resistência diminui e o aspecto da fratura também muda.

Um exame microscópico é raramente realizado sobre a superfície da amostra. A falta de profundidade de foco reduz drasticamente a sua prática. No entanto, embora o exame microscópico seja feito apenas para aumentar outras fases investigadas ele pode ser, às vezes, usado para definir um problema para explicar a sua causa.

Há duas razões para se conduzir ao exame microscópico, examinar a microestrutura para determinar se o processo precedente (por exemplo, o tratamento térmico) foi apropriado, ou para examinar a relação do caminho da trinca com a microestrutura.

Quando a microestrutura está sendo estudada, todo o material deve ser analisado. Como em todo trabalho metalográfico, devem ter tomados cuidados necessários na montagem, polimento, e ataque químico. Quando for de interesse a relação do caminho da trinca com a microestrutura, o perfil da trinca deve ser examinado, e precauções adicionais devem ser tomadas para preservar suas bordas.

As falhas provocadas por inclusões têm sido associadas a todos os tipos de fratura, estática ou dinâmica. Quando um metal é deformado, não temos a deformação apenas da matriz, mas também das inclusões. A ductilidade transversal das inclusões é menor do que a paralela a elas.

A fratura tem uma aparência macroscópica e microscópica típica. Quando apenas um pedaço fraturado é disponibilizado para análise, poucas informações podem ser acrescentadas no exame microscópico.

Entretanto, há freqüentemente trincas secundárias associadas à fratura. Essas trincas não atravessam totalmente a amostra e são normalmente representativas quando da análise da fratura principal.

Elas mostram também ambos os lados da superfície fraturada bem como as suas junções. As falhas, às vezes, eliminam importantes aspectos da superfície fraturada. No entanto, aquelas trincas não experimentaram o mesmo grau de abrasão e estão freqüentemente intactas.

Macroscopicamente, como mencionado anteriormente, fraturas frágeis são diferenciadas das fraturas dúcteis pela quantidade de deformação plástica. Esta mesma diferenciação pode ser observada microscopicamente.

Um aspecto claro que pode ser microscopicamente discernido é a clivagem. Sendo a clivagem associada à separação ao longo de planos cristalográficos, sua aparência microscópica é bastante achatada. Os degraus relativos à mudança na orientação do plano de fratura no contorno de grão são, geralmente, associados com a faceta principal.

A clivagem é associada com falhas de baixa energia. Trincas secundárias, abaixo da superfície de fratura, são às vezes observadas numa falha por clivagem. A fratura achatada pode ser observada na superfície exposta e sob a superfície. A presença de trinca por clivagem indica fratura frágil.

Em falhas dúcteis é, às vezes, possível observarem-se planos de escorregamento e deformação do grão. Embora esses aspectos, geralmente, não expliquem as falhas, seu aparecimento acrescenta um reforço para a possibilidade de uma falha dúctil. Elas ilustram que numa fratura dúctil, a deformação plástica precede a fratura.

A fractografia eletrônica tornou-se crescentemente importante na análise da fratura, principalmente por causa de sua alta capacidade de resolução quando comparada com a do microscópio ótico. Na fractografia eletrônica, a superfície fraturada pode ser observada diretamente para o exame da topografia.

A fratura transgranular pode ser diferenciada normalmente da fratura intergranular. A fratura intergranular é usualmente frágil, absorvendo baixa energia durante a fratura e a fratura transgranular pode ser frágil ou dúctil.

O aspecto mais comum associado à fratura dúctil consiste nas microcavidades formadas por deformação plástica no processo da fratura (alvéolos), conforme esquematizado na figura 1.8.1.

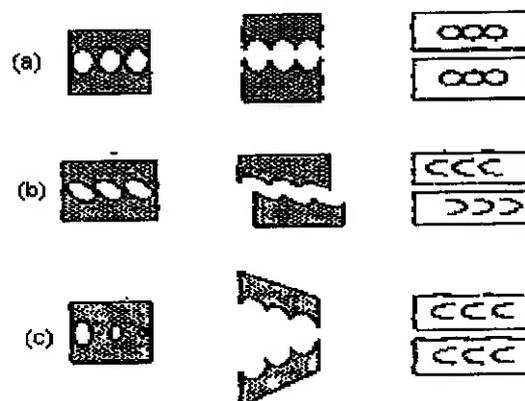


Fig.1.8.1- Desenho esquemático mostrando o coalescimento de microcavidades:  
(a) ruptura normal, (b) ruptura por cisalhamento e (c) ruptura por rasgamento.

A falha por clivagem ocorre por separação ao longo do plano cristalográfico provocando um aspecto fractográfico plano.

A marca de rio é causada por uma progressão simultânea de trinca em vários planos. No contorno de grão os planos de fratura mudam por causa de diferenças nas orientações cristalográficas.

A clivagem, no entanto está associada também a partículas frágeis. Os locais onde se tem a presença de inclusões podem falhar à frente da trinca principal, por causa dos campos de tensões associados com a trinca e o enfraquecimento da estrutura.

Alguns metais falham de modo frágil, mas não clivam, por exemplo, a martensita no aço. Essas fraturas são identificadas como quase-clivagem. São similares à clivagem porque são aproximadamente planas, mas seus tamanhos são normalmente menores.

### **1.9 O ensaio de impacto pelo método Charpy.**

O ensaio de impacto é um dos primeiros ensaios utilizados para o estudo de fratura frágil nos metais (SOUZA, 1995). Embora existam ensaios mais elaborados e bem mais representativos para esta finalidade, pela sua simplicidade e rapidez, o ensaio de impacto (denominado algumas vezes de ensaio de choque) é um ensaio dinâmico bastante empregado.

Dois ensaios, conhecidos como *Charpy* e *Izod*, foram concebidos e ainda são utilizados para medir a energia de impacto, algumas vezes também chamada de tenacidade ao entalhe (CALLISTER, 2002).

O corpo-de-prova é padronizado e provido de um entalhe para localizar a sua ruptura e produzir um estado triaxial de tensões (três tensões principais desiguais atuando em um ponto), quando submetido à flexão por impacto provocado por um martelo pendular. Esse estado triaxial de tensões e a alta taxa de carregamento empregada, propiciam uma tendência para uma fratura frágil. O corpo-de-prova sofre uma flexão sob impacto e fratura sob uma taxa de deformação da ordem de  $10^3 \text{ s}^{-1}$ . O resultado do ensaio *Charpy* é geralmente apresentado como a energia absorvida na fratura do corpo-de-prova (MEYERS; CHAWLA, 1982).

O ensaio não fornece um valor quantitativo da tenacidade do metal, porque ele representa apenas a tenacidade para um dado estado de tensões causado pela

geometria do entalhe usado. O resultado do ensaio é apenas uma medida de energia absorvida e não fornece indicação segura sobre o comportamento do metal ao choque em geral, o que seria possível se pudesse ensaiar uma peça inteira sob as condições da prática.

A energia que o corpo-de-prova absorve para se deformar e romper é medida pelo produto do peso do martelo pela diferença entre a sua altura inicial e final, antes e após o impacto.

O martelo é montado na extremidade de um pêndulo e ajustado numa altura de tal modo que a sua energia cinética no ponto de impacto tenha um valor fixo especificado.

Vários parâmetros podem ser extraídos de um ensaio *Charpy*, tais como, energia absorvida, percentagem de contração e percentagem de fibrosidade (superfície de fratura macroscópica).

A contração forma-se durante o teste, quando a amostra se curva e provoca estricção nos lados, similar ao observado no ensaio de tração. Após o ensaio, o percentual contraído é determinado na região estrita juntando-se as duas metades da amostra.

O corpo-de-prova é relativamente pequeno e não é representativo de todo o material que é usualmente heterogêneo. Isto leva a uma larga dispersão normalmente observada em vários ensaios *Charpy*. Assim, uma quantidade suficientemente grande de amostras deve ser ensaiada (COLANGELO; HEISER, 1974).

O ensaio *Charpy* não é apropriado para alguns materiais, notadamente para aços de alta resistência e ligas não ferrosas. Em tais matérias os valores de energia são tão baixos que o teste não é suficientemente judicioso.

### **1.9.1 Normas de referência.**

**ABNT NBR 6157.** Determinação da Resistência ao Impacto em Corpos de Prova Entalhados Simplesmente Apoiados.

**ASTM E-23.** Standard Test Method for Notched Bar Impact of Metallic Materials.

O corpo-de-prova, conforme a NBR 6157, pode ter várias configurações quanto às dimensões e o entalhe existente para a localização da fratura.

Toda norma que especifica ensaios de impacto deve indicar o sentido do seu entalhe, pois os resultados do ensaio podem variar, principalmente em peças trabalhadas mecanicamente, com alto grau de anisotropia.

### 1.9.2 Influência da geometria do corpo-de-prova.

Nos ensaios de impacto, não existe a possibilidade de correlacionar resultados de ensaio obtidos com corpos-de-prova de tamanho diferentes. Expressar a energia absorvida por unidade de área como resultado de ensaio não tem significado prático.

Os seguintes corpos-de-prova são padronizados pela norma ASTM E-23, figura 1.9.2.1.

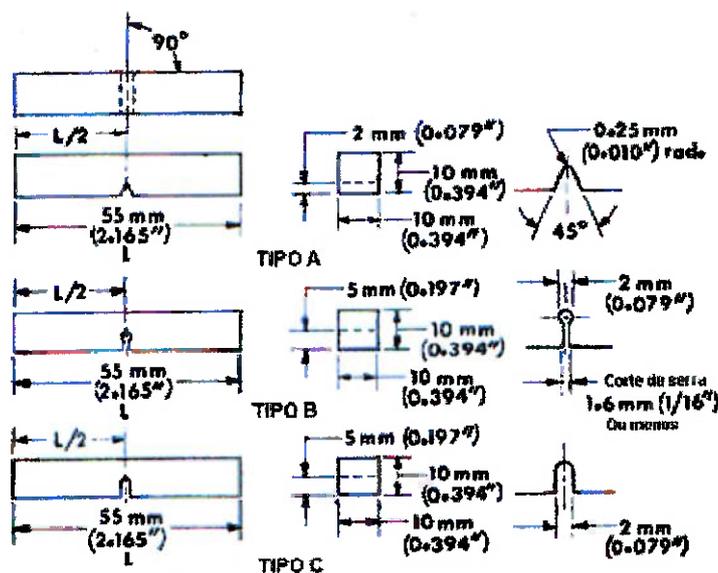


Fig. 1.9.2.1- Corpos-de-prova padrão para ensaio Charpy.

A tabela 1.9.2.1, extraída da norma ASTM E-23 mostra a variação de energia em função das dimensões do corpo-de-prova, em material de alta energia de impacto. As dimensões padronizadas referem-se ao corpo-de-prova tipo A.

<i>Corpo de prova com:</i>	<i>Energia absorvida, J</i>
<i>Dimensões padronizadas: corpo-de-prova tipo A.</i>	<i>104 ± 5</i>
<i>Profundidade do entalhe: 2,13mm, raio padronizado.</i>	<i>98</i>
<i>Profundidade do entalhe: 2,04mm, raio padronizado.</i>	<i>102</i>
<i>Profundidade do entalhe: 1,97mm, raio padronizado.</i>	<i>108</i>
<i>Profundidade do entalhe: 1,88mm, raio padronizado.</i>	<i>108</i>
<i>Raio do fundo do entalhe: 0,13mm, profundidade padrão.</i>	<i>98</i>
<i>Raio do fundo do entalhe: 0,38mm, profundidade padrão.</i>	<i>108</i>

Tabela 1.9.2.1- Efeito da variação das dimensões do entalhe sobre o corpo-de-prova padrão

É evidente que um corpo de prova menor absorverá menos energia que o corpo de prova padrão; verificou-se, no entanto que um aumento na largura tende a diminuir a energia absorvida por unidade de área, isto é, tende a induzir fratura frágil, sendo importante quando se ensaia um material a uma temperatura próxima à de transição (SOUZA, 1974).

### 1.9.3 Influência da Temperatura

A energia absorvida num corpo-de-prova varia sensivelmente com a temperatura de ensaio.

Há uma faixa de temperatura relativamente pequena, na qual a energia absorvida cai apreciavelmente. A extensão dessa faixa depende da natureza do metal.

Pode-se notar que os metais e as ligas CCC e HC mostram uma transição dúctil- frágil, enquanto os de estrutura CFC não, conforme mostra a figura 1.9.3.1 (MEYERS; CHAWLA, 1982).

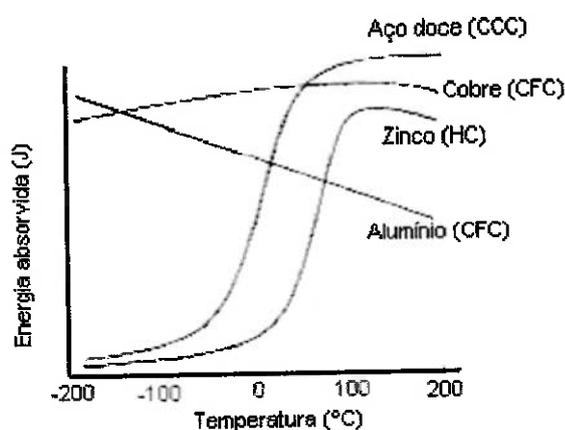


Fig. 1.9.3.1 Curvas típicas de energia absorvida versus temperatura para metais CFC, CCC e HC.

Temperatura de transição para o aço ou outro metal é a temperatura onde há uma mudança no caráter de ruptura do material passando de dúctil para frágil, e vice-versa. Entretanto, a transição não sendo abrupta define-se um intervalo de temperatura de transição denominada “zona de transição”.

O entalhe torna mais acentuado o fenômeno de transição do que se a determinação fosse feita em corpos-de-prova não entalhados.

À esquerda da zona de transição o material torna-se estável novamente, ou seja, abaixando-se a temperatura do corpo-de-prova, a quantidade de energia absorvida para sua ruptura é reduzida não tão abruptamente quanto ocorreu na zona de transição, conforme mostra a figura 1.9.3.2 abaixo (SOUZA, 1974).

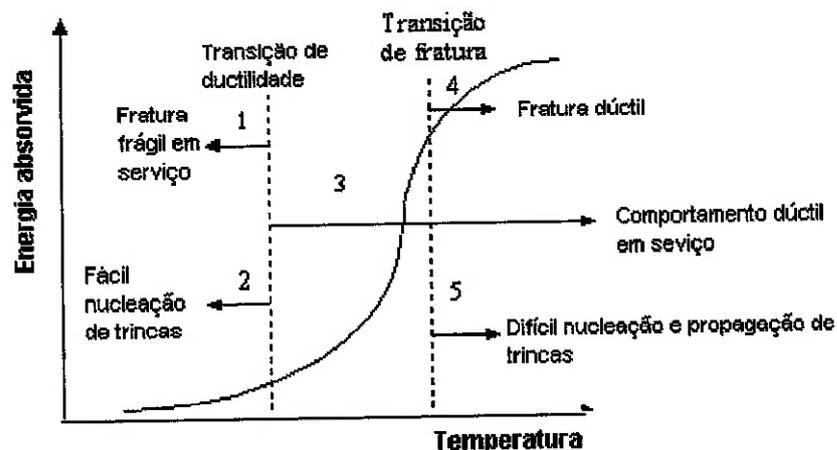


Fig.1.9.3.2- Significado das regiões da curva Transição-Temperatura.

Da figura 1.9.3.2 podemos observar:

- Patamar superior (fratura dúctil): trecho acima da faixa de dispersão, caracterizando-se por valores elevados e pouca dispersão de energia absorvida.
- Zona de transição: região de grande dispersão de valores de energia absorvida. Nesta região a resistência ao impacto pode assumir valores aleatórios. A maioria destas dispersões se deve a variações locais nas propriedades do aço, enquanto que algumas ocorrem devido a dificuldades em preparar entalhes perfeitamente reproduzíveis. Tanto a forma e a profundidade do entalhe, quanto o posicionamento adequado do corpo-de-prova na máquina de impacto são variáveis críticas (DIETER, 1961).
- Patamar inferior (fratura frágil): trecho do diagrama que se situa abaixo da zona de transição e se caracteriza por apresentar valores baixos, porém pouco dispersos de energia absorvida.

O estudo da influência da temperatura é muito importante para usos de materiais (aços principalmente) em baixas temperaturas. O material com menor temperatura de transição é preferido para estes casos. A energia maior absorvida é conhecida como *upper shelf energy*. A forma da curva de transição depende, além do material, do tipo de entalhe *Charpy*.

O tipo B (forma de buraco de fechadura), produz geralmente uma queda mais brusca do que o tipo A, conforme apresentado na figura 1.9.3.3 adaptado (DIETER, 1961). A determinação da curva de energia absorvida com a temperatura deve ser feita com corpos de prova idênticos.

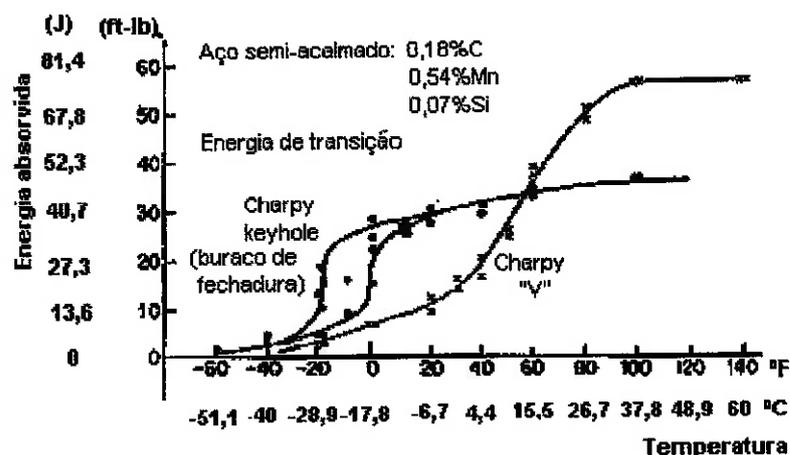


Fig. 1.9.3.3- Curvas de temperatura de transição baseadas na ductilidade ao entalhe.

O intervalo de transição de um aço depende de outras variáveis (elementos residuais, tamanho de grão, processo de fabricação), mas, sobretudo do tratamento térmico.

Entre todas as variáveis, deve-se ressaltar que o refino de grão é o único método que resulta em um aumento de resistência e ao mesmo tempo em uma redução na temperatura de transição. Esta observação sugere que os contornos das colônias de perlita podem atuar como obstáculos à propagação repentina de uma fenda de fragilidade, em muito parecido como o fazem os contornos de grãos da ferrita (PICKERING; MCIVOR; GLADMAN, 1972).

### 1.10 Estrutura alinhada.

A estrutura alinhada ou bandeada é um fenômeno comumente observado nos aços. A segregação dendrítica dos lingotes dá origem, após a deformação a quente, a uma estrutura alinhada denominada banda primária. As fibras assim formadas

exibem uma alternância de alto e baixo grau de segregação de elementos solúveis no aço (P, Mn, Si, Ni, Cr, Mo,...) ou de constituintes insolúveis (sulfetos, óxidos,...).

Durante a solidificação, ocorre a segregação do carbono nos mesmos lugares que a dos outros elementos, resultando na segregação direta do carbono nos espaços interdendríticos.

Após a completa solidificação, entretanto, o carbono rapidamente homogeneiza-se na austenita, ao contrário dos outros elementos que resistem praticamente sem difusão.

Com a passagem através da zona de transformação aparece a estrutura secundária, freqüentemente heterogênea, consistindo em bandas alternadas de ferrita e perlita, com a mesma freqüência e a mesma disposição que as bandas primárias segregadas. Este arranjo bandeado é então conhecido como banda secundária, ou simplesmente estrutura bandeada (DE FERRI METALLOGRAPHIA, vol.3, 1967).

A ferrita pode ser encontrada nas bandas primárias de pequena segregação e o carbono formando carbonetos da perlita nas bandas segregadas, como ocorreu durante a solidificação. Neste caso o carbono apresenta segregação direta. Se a ferrita estiver presente nas bandas primárias de maior segregação e a perlita nas bandas mais puras, diz-se então que o carbono sofre uma segregação inversa.

Numa primeira aproximação, pode-se afirmar que a única influência da transformação mecânica é que ele deforma as dendritas e as alongam tomando formas de fibras ou bandas.

O mecanismo de formação dessas bandas alternadas de ferrita e perlita baseia-se na difusão do carbono durante o resfriamento entre as linhas  $A_3$  e  $A_1$ . De uma distribuição quase homogênea na austenita o carbono difunde-se em direção às zonas segregadas, em alguns casos, e em direção a zonas puras, em outros casos.

A amplitude desta segregação direta ou inversa do carbono variará com a distância de difusão (largura das bandas) e o tempo disponível para a difusão ocorrer (taxa de resfriamento através da zona de transformação).

Quando o resfriamento através da faixa de transformação for muito lento, o carbono pode difundir-se em grandes distâncias e a segregação nas bandas é completamente distinta mesmo para bandas espessas.

Quando a taxa de resfriamento aumenta, entretanto, o carbono não pode migrar a longa distância e a estrutura bandeadada enfraquece podendo até desaparecer.

Em aços ao carbono, os elementos S<sub>i</sub> e P influenciam da mesma forma nas estruturas bandeadas. Nas bandas contendo fósforo, o ponto A<sub>3</sub> é elevado e é, portanto, o primeiro a transformar-se em ferrita durante o resfriamento, e o carbono migra para o interior das bandas ainda austenitizadas. Essas faixas conseqüentemente enriquecem em carbono e ao passar pela linha A<sub>1</sub> transforma-se em perlita com possivelmente pouca ferrita nos contornos de grãos da austenita primária.

A estrutura bandeadada primária pode ser atenuada por homogeneização através de recozimento, sendo o tratamento mais eficiente em materiais trabalhados, em comparação com os brutos de fusão.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado foi o aço **ABNT 1045**, na forma de barras laminadas e trefiladas, no perfil quadrado de **12,00 mm**. Essas barras foram cortadas em peças no comprimento do corpo-de-prova do ensaio *Charpy* tipo **A**, que foram recozidas e em seguida usinadas lateralmente para as dimensões padronizadas, possibilitando a eliminação da decarbonetação.

Portanto, os corpos-de-prova foram fraturados na direção perpendicular à direção de laminação ou de trefilação.

### 2.1 Composição química

O aço apresentou a seguinte composição química:

C (%)	Mn(%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Al (%)	Ni (%)	Cr (%)	V (%)	N (%)
0,45	0,67	0,04	0,008	0,20	0,004	0,012	0,017	0,003	0,0068

Tabela 2.1.1- Composição química do aço utilizado.

### 2.2 Tratamento térmico

Os corpos-de-prova foram tratados com aquecimento em três temperaturas de austenitização. Para a obtenção de estruturas com perlita mais homogênea possível foram realizados recozimentos isotérmicos.

Após o aquecimento e tempo de encharque na temperatura, os corpos-de-prova foram rapidamente mergulhados em banhos de sal fundido apropriado, nas temperaturas de transformação.

O tempo de encharque dado na temperatura de austenitização foi de uma hora e o tempo para transformação isotérmica também foi de uma hora.

Os tratamentos isotérmicos foram realizados nas temperaturas de **680 °C**, **640 °C** e **600 °C** para temperaturas de austenitização de **1170 °C**, **900 °C** e **800 °C**, conforme tabela seguinte:

Temp. Aust (°C) Tempo: 1 hora	Temperatura de transformação (°C) Tempo: 1 hora		
	1170	680	640
900	680	640	600
800	680	640	600

Tabela 2.2.1- Temperaturas de austenitização e de transformação das amostras

Foram realizados **5** ensaios para cada temperatura de transformação, num total de **45** amostras.

### 2.3 Medida do tamanho de grão austenítico, ferrítico e das colônias de perlita.

Para a determinação do tamanho de grão austenítico e ferrítico foi utilizado o método comparativo desenvolvido pela **ASTM E112** e comumente usado, consistindo em vários quadros padronizados, todos contendo diferentes tamanhos de grãos. A cada um desses quadros é atribuído um número que é conhecido como número de tamanho de grão. Quanto maior for esse número, menor o tamanho de grãos na amostra.

A amostra foi preparada na secção transversal do corpo-de-prova de maneira apropriada para revelar a estrutura do grão, sendo observada com ampliação de **100X**. Dessa forma foi possível uma determinação visual relativamente simples do número do tamanho de grão, principalmente nas amostras que apresentaram maior diluição de perlita no caso da determinação do tamanho de grão austenítico.

No caso da ferrita proeutetóide, cujos grãos não estavam definidos pela sua extensão ao longo do contorno, considerou-se a largura da faixa da ferrita como a sua dimensão para efeito da fórmula de Pickering.

O raciocínio que está por trás da atribuição do número de tamanho de grão aos diferentes quadros mencionados é o descrito a seguir. Se **n** representa o número do tamanho de grão e **N** a quantidade média de grãos por polegada quadrada a uma ampliação de **100X**, esses dois parâmetros estão correlacionados através da expressão,  $N = 2^{n-1}$  (CALLISTER, 2002).

Foi determinada uma correlação entre o tamanho de grão conforme ASTM e as dimensões médias dos mesmos em milímetros, conforme mostra tabela 2.3.1 abaixo. A coluna indicativa do diâmetro médio dos grãos refere-se ao diâmetro planar (GRINBERG, 1989).

O tamanho das colônias de perlita foi determinado pelo método de intersecção linear média, em 6 campos representativos de cada amostra ensaiada, sobre imagens metalográficas obtidas pelo MEV, com aumento de 2500X e em torno de 90 intercepções em cada campo, num total de aproximadamente 500 por amostra.

<i>Número ASTM</i>	<i>Grãos/pol<sup>2</sup> em 100X</i>	<i>Grãos/mm<sup>2</sup></i>	<i>Diâmetro médio do grão (mm)</i>
-3	0.06	1	1.00
-2	0.12	2	0.75
-1	0.25	4	0.50
0	0.5	8	0.35
1	1	16	0.25
2	2	32	0.18
3	4	64	0.125
4	8	128	0.091
5	16	256	0.062
6	32	512	0.044
7	64	1.024	0.032
8	128	2.048	0.022
9	256	4.096	0.016
10	512	8.200	0.011
11	1024	16.400	0.008
12	2048	32.800	0.006

Tabela 2.3.1-Relação de tamanhos de grão e suas dimensões

## 2.4 Espaçamento interlamelar

Talvez o exemplo mais conhecido de estrutura lamelar seja a perlita nos aços. As plaquetas (ou lamelas) delgadas de ferrita e cementita se alternam lado a lado em unidades estruturais denominadas colônias, figura 2.4.1 (TAKEMASA; MITAO; YOKOYAMA, 2002).

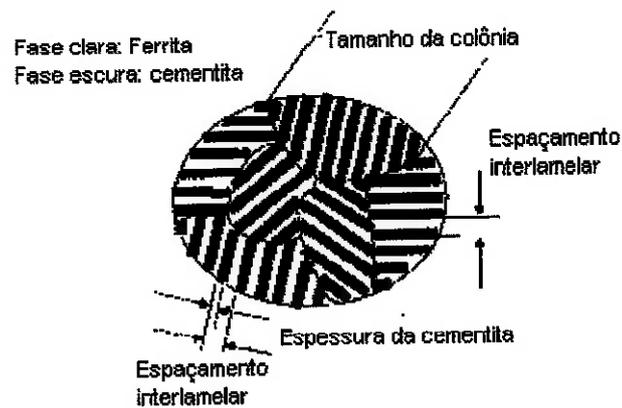
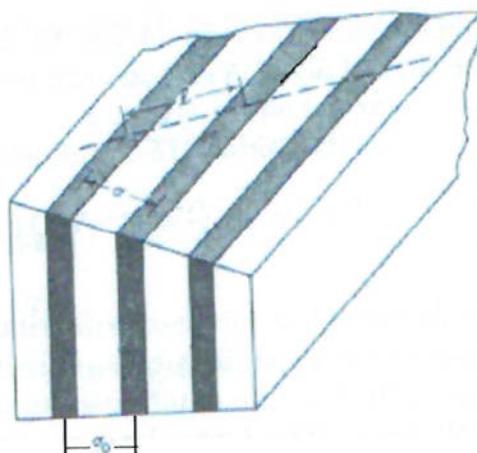


Fig. 2.4.1- Desenho esquemático de uma estrutura perlítica.

A medida da espessura de uma estrutura lamelar é denominada espaçamento interlamelar ou verdadeiro, definido como a distância perpendicular entre um par consecutivo de plaquetas de ferrita e de cementita.

A área de interface por unidade de volume de uma estrutura lamelar depende da dimensão do espaçamento entre lamelas. Expressões aproximadas e exatas foram desenvolvidas para a área de interface em termos dos vários espaçamentos, tais como o espaçamento verdadeiro  $\sigma_0$ , o espaçamento aparente  $\sigma$  e o espaçamento de intercepção  $l$ .

A figura 2.4.2 mostra esquematicamente os espaçamentos conforme citado (RHINES; DeHOFF, 1968). Considerou-se nessa figura uma linha orientada aleatoriamente cortando as plaquetas que podem ou não ter espaçamentos variáveis e podem ou não ser paralelas entre si. Deve-se realçar que o espaçamento de intercepção  $l$  não é o mesmo que o usualmente chamado de “espaçamento aparente”.



$\sigma_0$  = espaçamento verdadeiro  
 $\sigma$  = espaçamento aparente  
 $\lambda$  = espaçamento de intercepção

Fig. 2.4.2- Classificação dos espaçamentos numa estrutura lamelar geometricamente ideal

O espaçamento verdadeiro  $\sigma_0$ , definido acima, é o espaçamento mínimo possível;  $\sigma$ , o espaçamento aparente é também a distância perpendicular entre duas lamelas consecutivas, mas, medidas num plano aleatório de polimento onde as lamelas não são necessariamente normais à superfície observada. O valor de  $\sigma$  pode diferir para cada colônia de perlita porque as plaquetas interceptam o plano de polimento em diferentes ângulos.

O espaçamento verdadeiro  $\sigma_0$ , foi definido como sendo o espaçamento interlamelar correspondente ao valor mínimo. Isto é, de todas as observações de uma colônia de perlita, apenas uma teria o espaçamento interlamelar mínimo, sendo esse o espaçamento dado como verdadeiro.

Entretanto, foi mostrado experimentalmente que o espaçamento verdadeiro não é o menor espaçamento observado no plano de polimento. Nem apresenta um valor constante, mas antes uma distribuição de espaçamentos em torno de um valor médio. Assim, o espaçamento médio  $\bar{\sigma}_0$  é o parâmetro significativo nas estruturas lamelares.

Ambos,  $\sigma_0$  e  $\sigma$  são difíceis de se determinar experimentalmente, sendo necessárias medidas árduas e difíceis para serem obtidos. Portanto alguma

simplificação se fez necessária. Um método rápido e simples para se obter o espaçamento interlamelar é a intersecção média de Gensamer e colaboradores,  $\bar{l}$ .

Muitos segmentos com comprimentos definidos são traçados aleatoriamente sobre a microestrutura, interceptando um grande número de plaquetas de todos os ângulos possíveis. O comprimento total dos segmentos de teste dividido pelo número total de plaquetas de cementita interceptadas é definido como o valor médio do espaçamento,  $\bar{l}$ . A figura 2.4.3 mostra a posição de um segmento interceptando várias colônias de perlita.

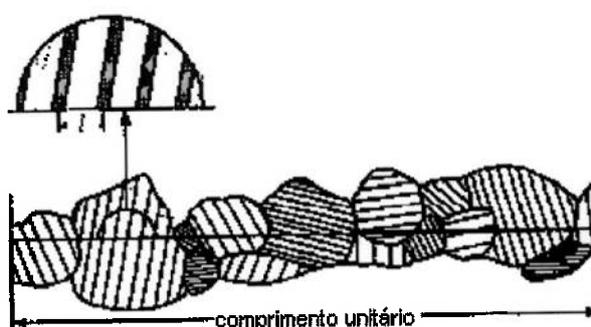


Fig.2.4.3- Determinação do espaçamento interlamelar médio

Se  $n$  plaquetas de cementita são interceptadas por unidade de comprimento, então, o número de interfaces interceptadas por unidade de comprimento  $\tilde{N}_L$  é simplesmente  $\tilde{N}_L = 2n$ . Além do mais, por definição,  $\bar{l} = 1/n$ .

Combinando as duas últimas equações, e lembrando que  $S_V = 2\tilde{N}_L$ , obtemos

$$S_V = 4/\bar{l}.$$

onde,

$$S_V = \text{área de interface por unidade de volume, } mm^2/mm^3$$

Esta expressão é geralmente válida, possibilitando uma adequada cobertura estatística.

Cada par de lamelas contém duas interfaces. Consideradas separadamente, há duas superfícies de cementita ou de ferrita por par. Assim,  $S_V = (S_V)_{fer} = (S_V)_{cem}$ , onde os subscritos “fer” e “cem” referem-se à ferrita e à cementita, respectivamente.

Uma expressão aproximada, devida a Saltykov, relaciona o espaçamento médio verdadeiro  $\bar{\sigma}_0$  com  $\bar{l}$ . Ele considera a perlita geometricamente ideal quando os

planos de superfícies das lamelas, dentro de cada colônia, são paralelos entre si. Isto equivale a dizer que o espaçamento médio verdadeiro é constante no interior de cada colônia.

Se um cubo unitário é cortado de uma colônia individual, de tal modo que duas faces do cubo sejam paralelas às superfícies das lamelas, o número total de pares de ferrita e cementita será de

$$N_{\text{pares}} = 1/\tilde{\sigma}_0$$

Cada par de plaquetas possui duas interfaces, sendo a área de cada uma igual à unidade. A área total de interfaces dentro do cubo é assim igual a:

$$S_V = 2/\tilde{\sigma}_0$$

Para a estrutura idealizada, proposta originalmente,  $S_V$  pode ser obtido se  $\tilde{\sigma}_0$  é conhecido, ou vice-versa.

Alem disso, combinando as equações acima apresentadas, podemos escrever:

$$\tilde{l} = 2\tilde{\sigma}_0$$

Esta importante equação não é exata, mas parece representar adequadamente a estrutura real. De fato, Gensamer e colaboradores, verificaram experimentalmente que  $\tilde{l}$  e  $2\tilde{\sigma}_0$  estão relacionados por uma constante, cujo valor varia de 1,9 a 2,0 (DeHOFF; RHINES, 1968).

O espaçamento interlamelar da perlita foi calculado com medições realizadas em 5 campos representativos de cada uma das amostras ensaiadas, totalizando mais de 1000 intersecções por amostra.

## 2.5 Ensaio de impacto (Charpy)

### 2.5.1- Corpo-de- prova.

Os corpos de prova *Charpy* utilizados no trabalho foram do tipo A com uma secção quadrada de **10mm** de lado e comprimento de **55 mm**. O entalhe é feito no meio do corpo de prova tendo a forma V. As dimensões padronizadas do corpo-de-prova para a profundidade do entalhe e o seu raio são **2,0 mm** e **0,25 mm**, respectivamente. O ângulo de entalhe é de **45°**. A figura 2.5.1.1 mostra o corpo-de-prova padrão nos seus detalhes.

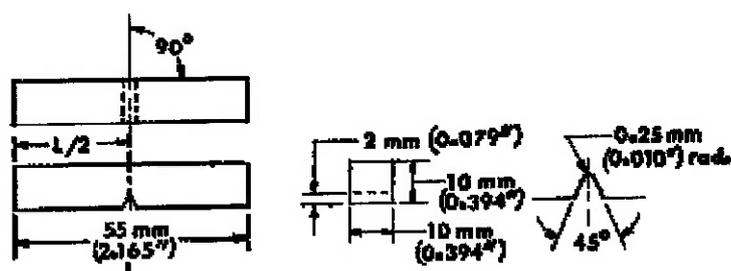


Fig. 2.5.1.1- Corpo de prova *Charpy* tipo A e suas dimensões

## 2.5.2 Técnica de ensaio

O corpo-de-prova é alojado na parte inferior da máquina de ensaio a uma distância entre os apoios especificada em 40 mm, e o martelo de massa  $m$ , é liberado de uma altura  $Hq$  fixa e determinada. Em seu percurso a energia potencial ( $E_p = m \cdot g \cdot Hq$ ) transforma-se em energia cinética, atingindo o corpo de prova com uma velocidade de impacto entre 5 e 7 m/s, conforme NBR 6157. O martelo colide com o corpo-de-prova no lado oposto ao entalhe. Depois de romper o corpo de prova, o martelo sobe até uma altura que é inversamente proporcional à energia absorvida para deformar e romper o corpo de prova. Quanto menor for a altura atingida pelo martelo, mais energia o corpo de prova absorveu.

O resultado do teste é lido através de um ponteiro correndo numa escala graduada, convertida em unidade de energia. Quanto menor for a energia absorvida mais frágil será o comportamento do material àquela solicitação dinâmica.

A figura 2.5.2.1 mostra o equipamento e a posição do pêndulo quando atinge o corpo-de-prova (GARCIA; SPIN; SANTOS, 2000).

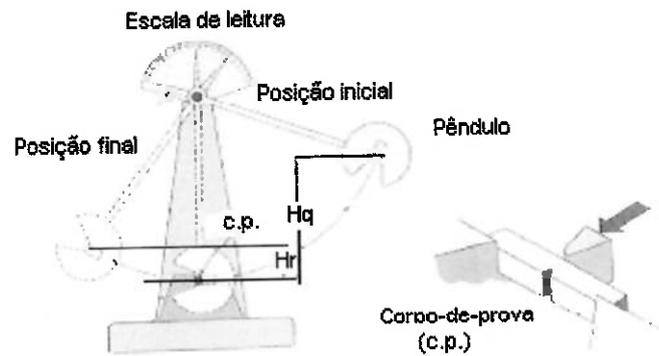


Fig. 2.5.2.1- Equipamento de ensaio *Charpy*

O ensaio *Charpy* mede a energia total absorvida ( $E_T$ ), que é a soma das energias gastas no início e na propagação ( $E_i$ ) e ( $E_p$ ) da trinca, isto é,  $E_T = E_i + E_p$ .

### **3. RESULTADOS**

#### **3.1 Tamanho de grão austenítico**

O tamanho de grão austenítico determinado para as diversas temperaturas de austenitização, pelo método comparativo, e suas respectivas dimensões, foram os da tabela 3.1.1 abaixo:

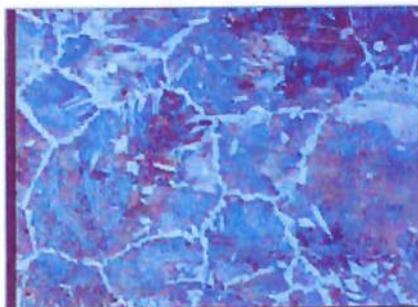
Temperatura (°C)	1170	900	800
Tam. grão ASTM	2	5	7
Dimensões (mm)	0,18	0,062	0,032

Tabela 3.1.1- Tamanho de grão ASTM e suas dimensões, correspondentes às três temperaturas de austenitização

#### **3.2 Austenitização a 1170 °C e transformação a 680 °C, 640 °C e 600 °C.**

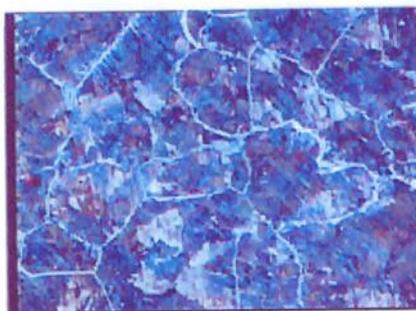
##### **3.2.1 Fotomicrografias das amostras transformadas nas três temperaturas.**

Na medida em que se abaixa a temperatura de transformação, nota-se uma redução na espessura da ferrita proeutetóide conforme figuras 3.2.1.1, 3.2.1.2 e 3.2.1.3. As amostras foram atacadas com nital. A estrutura em todas as amostras é de ferrita proeutetóide e perlita, notando-se vestígios de ferrita acicular.



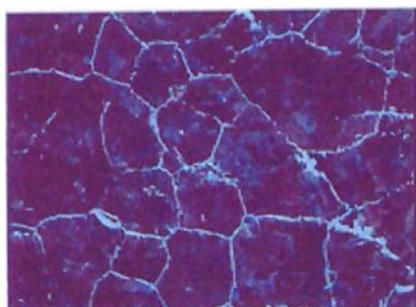
200 μm

Fig. 3.2.1.1- Micrografia. Aumento: 146X  
Temperatura de transformação: 680°C



200 μm

Fig. 3.2.1.2- Micrografia. Aumento: 146X  
Temperatura de transformação: 640°C



200 μm

Fig. 3.2.1.3- Micrografia . Aumento: 146X  
Temperatura de transformação: 600°C

### 3.2.2 Ensaio de impacto

Tabelas de resultados e gráfico em cinco amostras, para cada temperatura de transformação:

Temperatura de transformação (°C)		
680	640	600
Energia de impacto (J)		
13,5	25,4	9,0
13,5	11,5	9,0
17,0	24,5	9,0
10,0	14,0	8,0
18,5	23,5	7,0
Valor médio (J)		
14,5	19,8	8,4
Desvio padrão (J)		
3,0	5,8	0,8

Tabela 3.2.2.1- Valores obtidos no ensaio *Charpy* de amostras austenitizadas a 1170°C

Valores médios de energia de impacto, desvio padrão, dureza e gráfico para cada temperatura de transformação:

Temper. de transf. (°C)	Energia média (J)	Desv. Padrão (J)	Dureza (HRB)
680	14,5	3,0	89
640	19,8	5,8	93
600	8,4	0,8	96

Tabela 3.2.2.2- Energia média absorvida no ensaio *Charpy*, desvio padrão e dureza

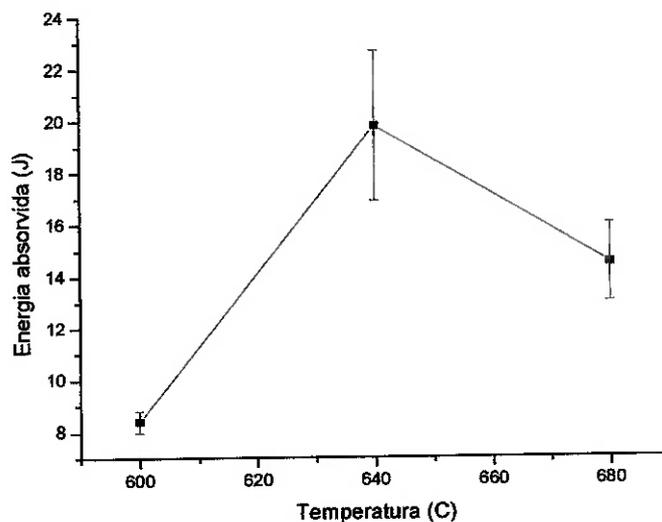


Fig. 3.2.2.1- Variação da energia absorvida com a temperatura de transformação em corpos-de-prova austenitizados a 1170 °C.

### 3.2.3 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 680°C.

Os corpos-de-prova ensaiados por impacto foram examinados no microscópio óptico e notou-se que o percurso da trinca em todos os casos foi transgranular. Nota-se a predominância de perlita na estrutura, conforme mostra a figura 3.2.3.1.

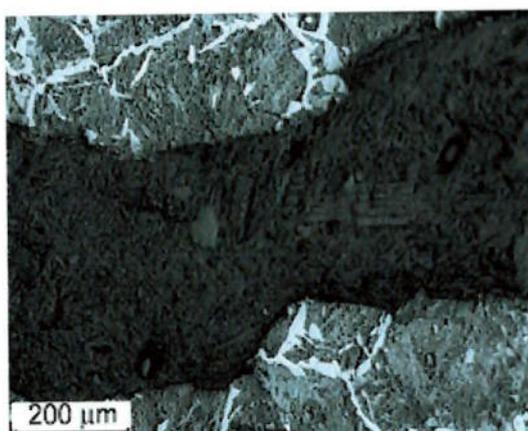


Fig. 3.2.3.1- Micrografia. Aumento: 146X  
Fratura transgranular

### 3.2.4 Aspectos da superfície fraturada observada através do MEV.

A superfície fraturada foi submetida ao MEV e constatou-se a origem da trinca e a sua natureza de acordo com os aspectos apresentados. A evolução da trinca, com deformação plástica em poucas áreas, configurou ser uma fratura predominantemente frágil.

As imagens foram obtidas com aumentos crescentes para que os detalhes pudessem ser observados.

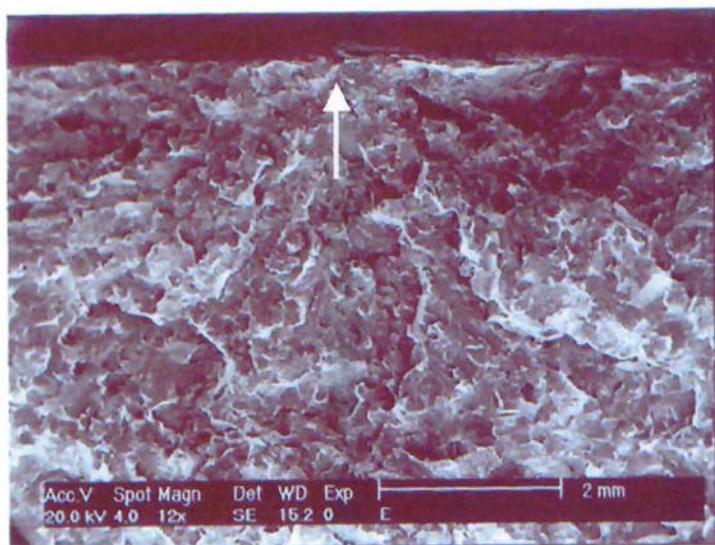


Fig. 3.2.4.1- Fractografia. Aumento: 39X

Fratura com início na superfície do entalhe indicado pela seta

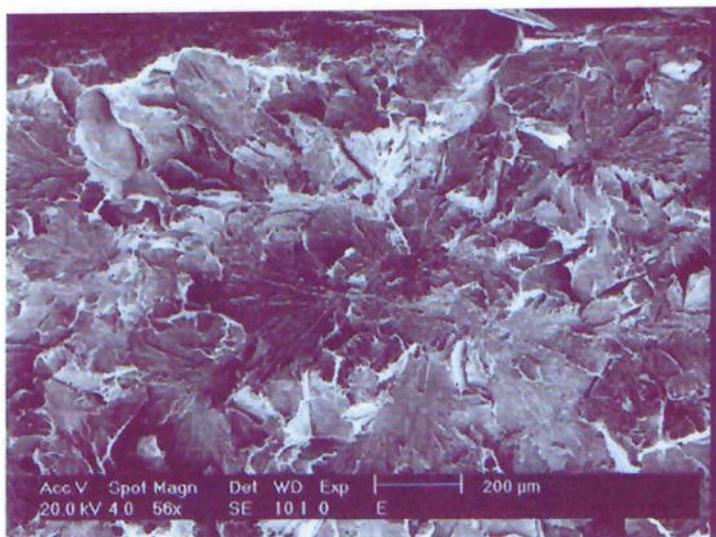


Fig. 3.2.4.2- Aumento: 150 X

Detalhes da região assinalada na foto anterior.

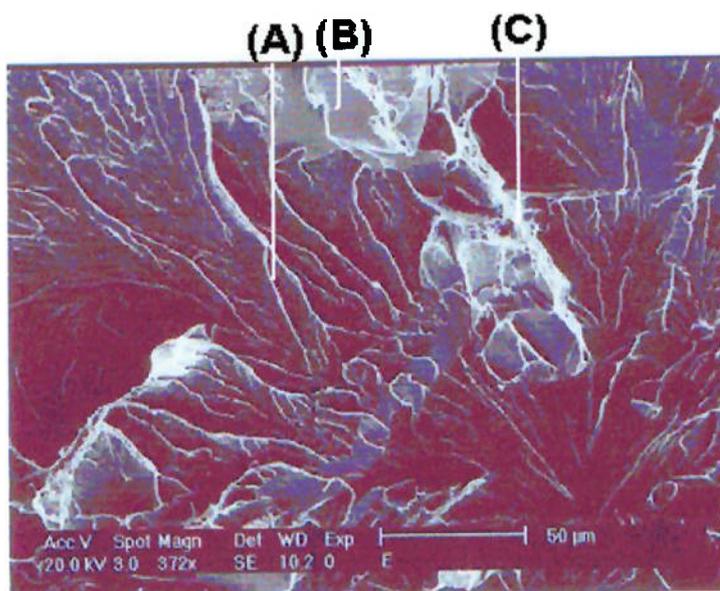


Fig. 3.2.4.3

Aumento: 1000X

Imagem anterior ampliada onde se observam as marcas de rio (A) que caracterizam fratura por clivagem. Há facetas planas e lisas (B) sugerindo superfície de grão e faixas contendo formações alveolares (dimples), características de fratura dúctil (C). A propagação da trinca deu-se pela diagonal a partir do canto inferior direito.

### 3.2.5 Micrografias de trincas secundárias observadas no MEV.

Foram observadas trincas perpendiculares à superfície em forma de zig-zag. Essas trincas sofrem um desvio quando passam de uma colônia de perlita para outra, como podemos observar nas figuras 3.2.5.1 e 3.2.5.2.

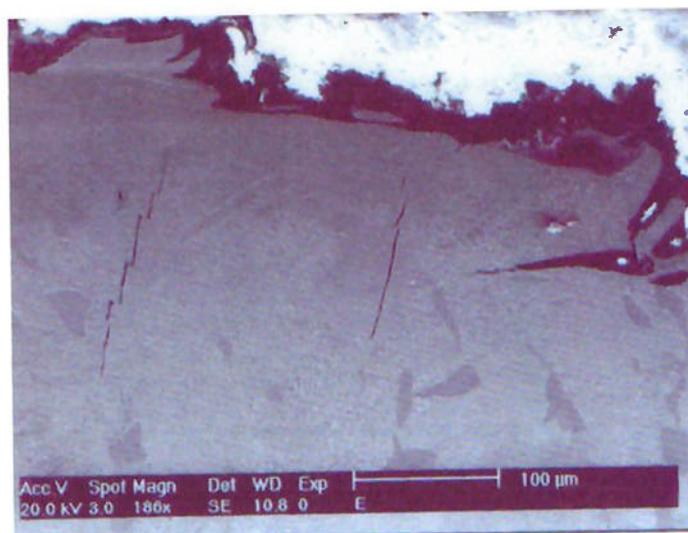


Fig. 3.2.5.1- Micrografia. Aumento: 500X

Temperatura de austenitização: 1170 °C. Temperatura de transformação: 680 °C.

Trincas secundárias perpendiculares à superfície de fratura

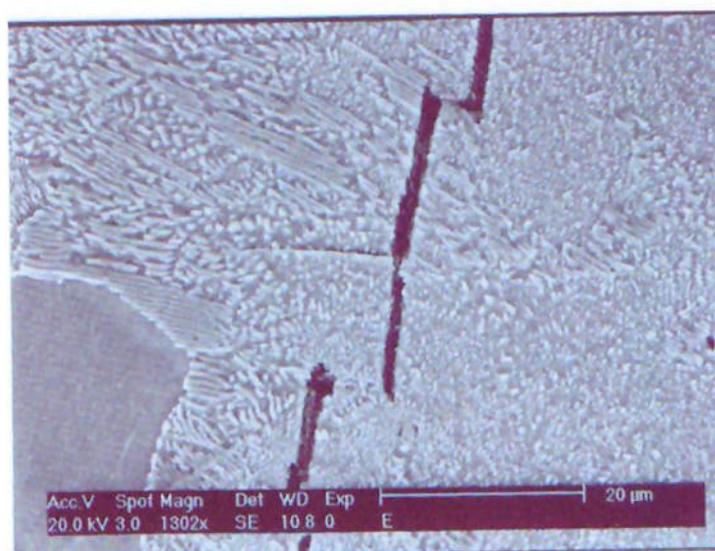


Fig. 3.2.5.2- Micrografia. Aumento: 3500X  
Detalhes da foto anterior mostrando trincas ligando-se por cisalhamento.

As trincas paralelas à superfície, mostradas na figura 3.2.5.3, cortam as lamelas de perlita, sofrendo desvio quando atravessam a ferrita proeutetóide e as diferentes colônias de perlita.



Fig. 3.2.5.3- Micrografia. Aumento: 2000X  
Trincas secundárias paralelas à superfície da fratura.

### 3.2.6 Espaçamento interlamelar

Para a determinação do espaçamento interlamelar foram utilizadas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura, tendo-se chegado nos seguintes valores da tabela 3.2.6.1:

**Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação 680 °C.**  
**Comprimento do segmento: 20 µm**  
**Comprimento total: 1000 µm**

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	27	14	22	26	26
2	26	17	23	27	22
3	18	14	24	22	27
4	17	21	29	21	28
5	17	18	31	30	29
6	20	18	20	30	31
7	15	20	25	26	27
8	17	20	30	31	29
9	16	19	22	24	32
10	23	13	24	24	22
Total	179	174	250	261	273
<b>Total geral de intersecções: 1137</b>					
<b><math>\bar{l} = 1000 \mu\text{m} / 1137 = 0,879 \mu\text{m}</math></b>					
<b><math>\tilde{\sigma}_0 = \bar{l} / 2 = 0,879 / 2 = 0,44 \mu\text{m}</math></b>					

Tabela 3.2.6.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.2.7 Fotomicrografia correspondente à região fraturada de amostras austenitizadas a 1170°C e transformadas a 640°C.

A figura 3.2.7.1 mostra fratura transgranular com trincas secundárias no interior das colônias de perlita, nas direções paralela e perpendicular à superfície fraturada.

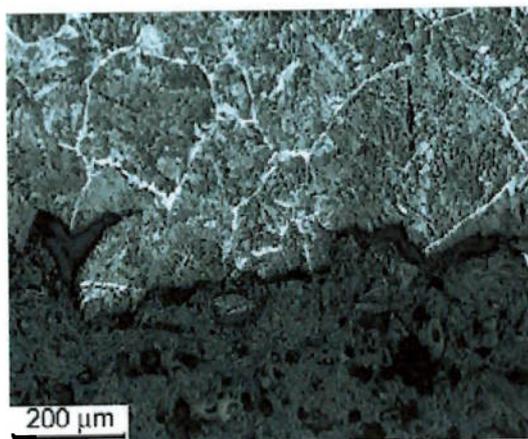


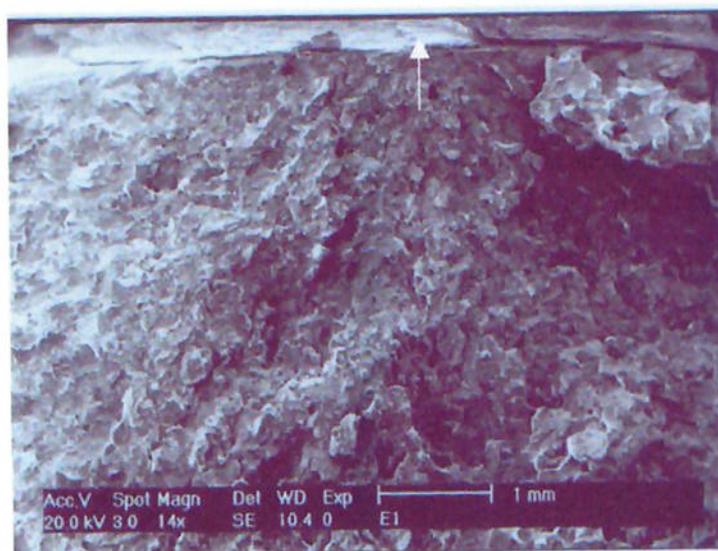
Fig. 3.2.7.1- Micrografia. Aumento: 146X

Fratura transgranular

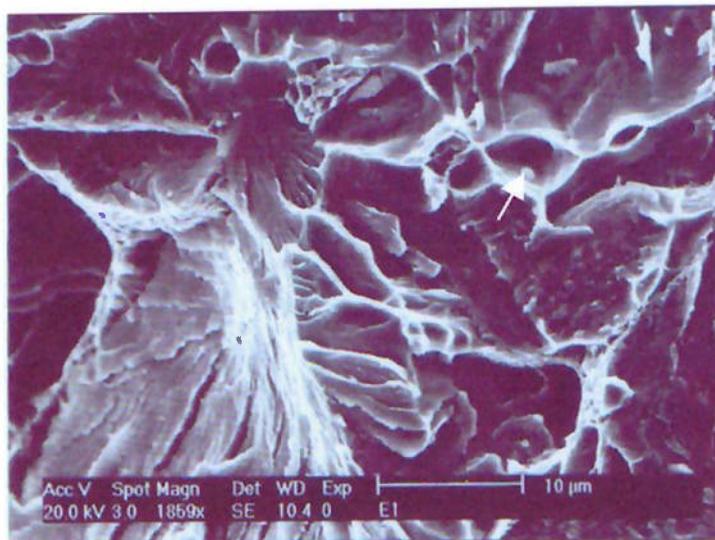
### 3.2.8 Aspectos da superfície fraturada observada através do MEV.

As imagens seguintes correspondem à superfície fraturada da fotomicrografia anterior. A fratura teve início na base do entalhe do corpo-de-prova, no ponto indicado pela seta. A natureza predominantemente frágil da fratura coincide com a apresentada para as amostras transformadas a 680°C.

As ampliações sucessivas da mesma imagem permitiram uma melhor interpretação das mesmas.



**Fig. 3.2.8.1- Fractografia . Aumento 39X**  
 Temperatura de austenitização: 1170 °C. Temperatura de transformação: 640 °C  
 Fratura com início na base do entalhe indicado pela seta.



**Fig. 3.2.8.2- Fractografia. Aumento: 5000X**  
 Foto anterior ampliada observando-se alvéolos e planos de clivagem. Nota-se uma inclusão no fundo do alvéolo indicado pela seta.

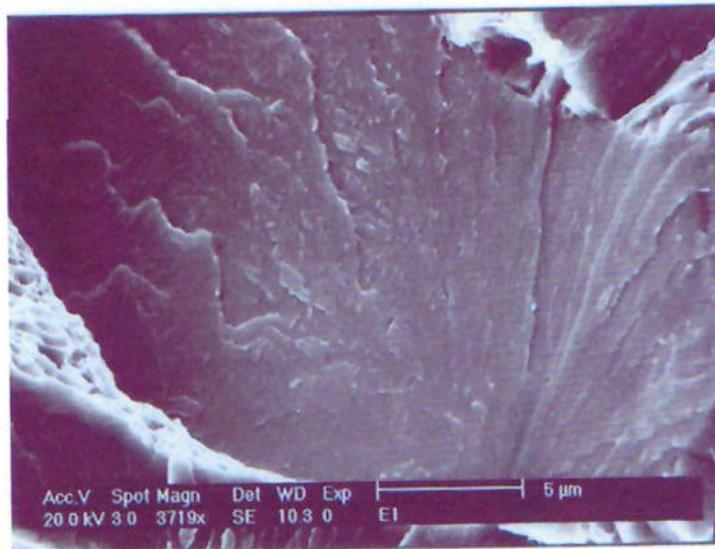


Fig. 3.2.8.3- Fractografia. Ampliação: 10 000X

Detalhe da foto anterior mostrando a fratura frágil de uma colônia de perlita e à esquerda observam-se os alvéolos, características de fratura dúctil.

As imagens de microestruturas seguintes, obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostram trincas secundárias atravessando a estrutura, passando pela ferrita proeutetóide e pela perlita, onde temos trecho em zig-zag, trechos retos e uma grande deformação plástica da ferrita proeutetóide.

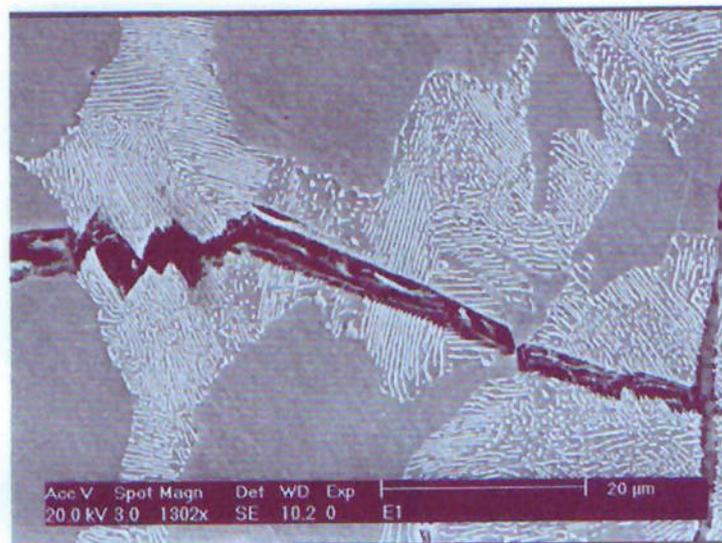


Fig. 3.2.8.4- Micrografia. Aumento: 3500X

Trinca secundária mostrando fratura frágil na perlita e a estricção na ferrita

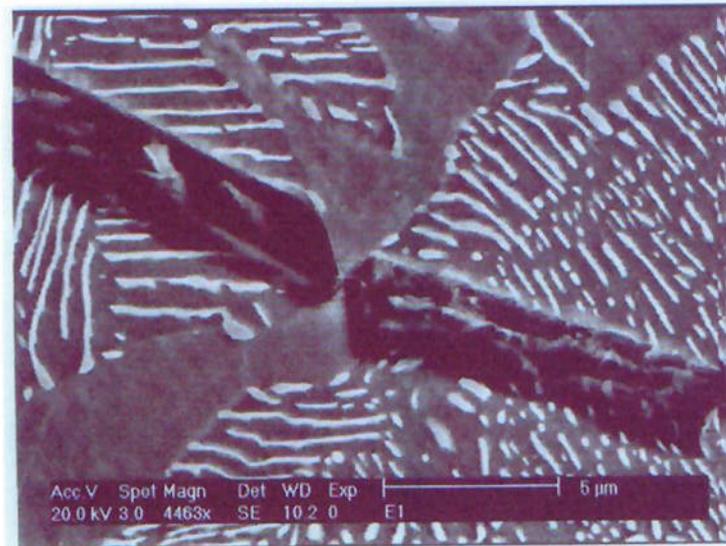


Fig. 3.2.8.5. Micrografia. Aumento: 12 000X

Detalhes da foto anterior. Observa-se nitidamente fratura por estrição da ferrita proeutetóide com aspecto de talhadeira, submetida a esforço de tração. Pode-se observar uma extensa deformação plástica nessa ferrita e fratura frágil na perlita.

As imagens seguintes mostram outras trincas secundárias próximas e paralelas à anterior.

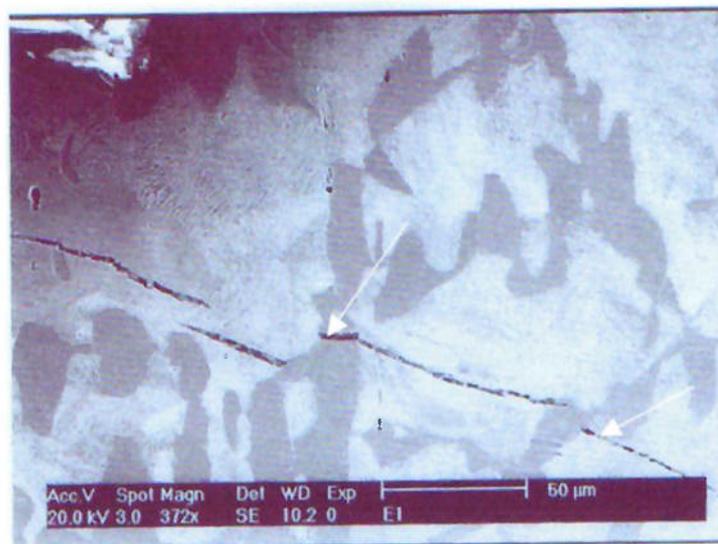


Fig. 3.2.8.6- Micrografia. Aumento: 1000X

À direita, trinca através da perlita e estancada na ferrita e no centro, através da ferrita e estancada na perlita



Fig. 3.2.8.7- Micrografia. Aumento: 3500X

Observa-se a trinca secundária deslocando-se paralelamente às lamelas antes de atingir a ferrita proeutetóide e o seu estancamento ao encostar-se na plaqueta de cementita da perlita.

### 3.2.9 Espaçamento interlamelar

Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação 640 °C.

Comprimento do segmento: 10  $\mu\text{m}$

Comprimento total: 500  $\mu\text{m}$

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	33	19	33	33	22
2	39	18	26	34	29
3	39	23	24	25	32
4	35	29	27	27	25
5	32	29	13	25	29
6	39	25	18	23	20
7	39	24	24	24	31
8	43	31	26	33	26
9	34	21	29	32	27
10	30	26	26	30	17
Total	363	245	246	286	258
<b>Total geral de intersecções: 1398</b>					
$\bar{l} = 500\mu\text{m}/1398 = 0,3576\mu\text{m}$					
$\tilde{\sigma}_0 = \bar{l}/2 = 0,3576/2 = 0,18 \mu\text{m}$					

Tabela 3.2.9.1-- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.2.10 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 600°C.

Fotomicrografia mostrando uma fratura transgranular e trincas secundárias acompanhando a superfície fraturada.

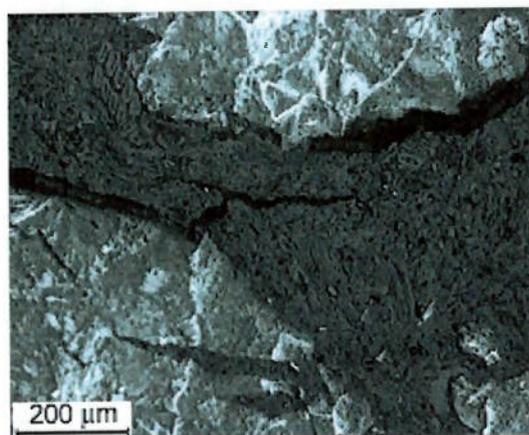


Fig. 3.2.10.1- Micrografia. Aumento: 146X  
 Temperatura de austenitização: 1170 °C. Temperatura de transformação:  
 600 °C. Fratura transgranular e trincas secundárias

### 3.2.11 Aspectos da superfície fraturada observada através do MEV.

Como nos casos anteriores, a superfície fraturada apresentou aspectos frágeis e dúcteis, com predominância de fratura frágil conforme figuras seguintes. O início da fratura tem ocorrido na superfície e na sub-superfície do entalhe do corpo-de-prova.

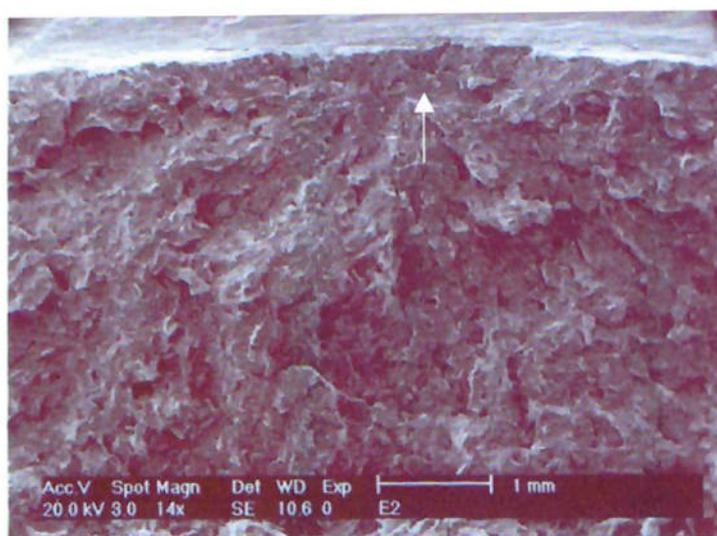
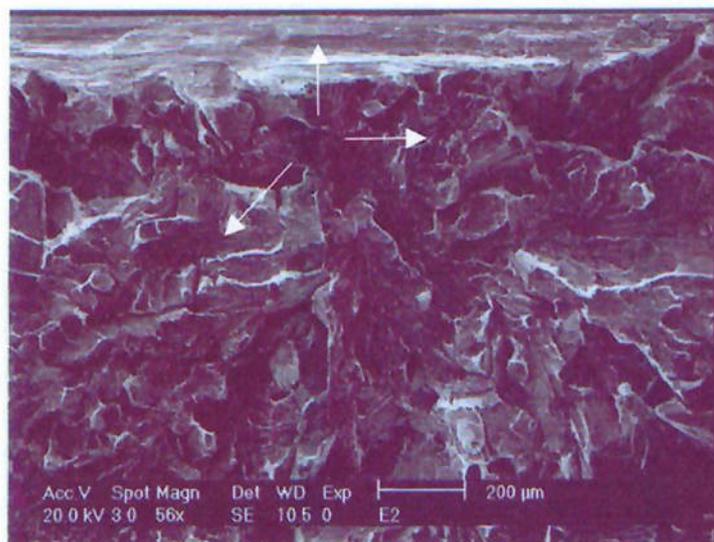
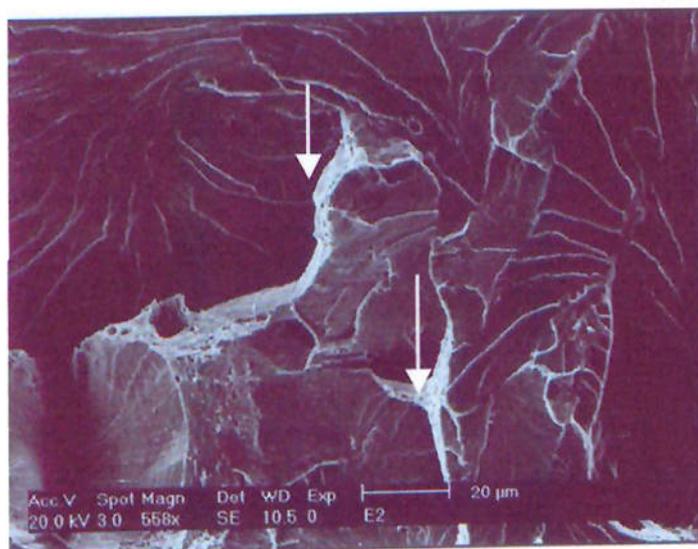


Fig. 3.2.11.1- Fractografia. Aumento: 39X  
 Temperatura de austenitização: 1170 °C. Temperatura de transformação: 600 °C  
 Fratura com início na sub-superfície do entalhe indicada pela seta



**Fig. 3.2.11.2- Fractografia. Aumento: 150X**

Ampliação da imagem anterior com as setas indicando os sentidos de propagação da fratura



**Fig. 3.2.11.3- Fractografia. Ampliação da imagem anterior: aumento 1500X.**

As setas indicam as faixas de fratura dúctil com a presença de estrutura alveolar.

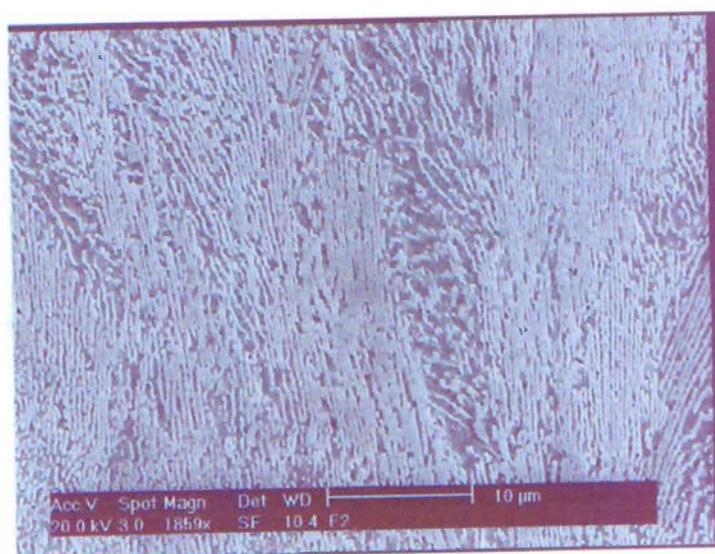


Fig. 3.2.11.4- Micrografia. Aumento 10 000X  
Temperatura de austenitização 1170 °C. Temperatura de transformação 600 °C.  
Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica, representativa da estrutura do  
corpo-de-prova. Observam-se as colônias de perlita.

### 3.2.12 Espaçamento interlamelar.

Temperatura de austenitização de 1170 °C e de transformação 600 °C.

Comprimento do segmento: 10 μm

Comprimento total: 500 μm

Segmento Número	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	16	22	25	23	37
2	18	22	31	21	21
3	16	22	27	20	23
4	16	22	23	15	20
5	16	22	22	18	20
6	15	22	21	23	26
7	15	21	23	22	21
8	21	18	27	19	24
9	18	19	17	22	17
10	15	21	27	12	18
Total	166	211	238	175	227
<b>Total geral de intersecções: 1017</b>					
$\tilde{l} = 500 \mu\text{m}/1017 = 0,49\mu\text{m}$					
$\tilde{\sigma}_0 = \tilde{l}/2 = 0,49/2 = 0,25 \mu\text{m}$					

Tabela 3.2.12.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.2.13 Fórmula de Pickering para temperatura de austenitização de 1170°C.

Tabela de valores da equação de Pickering que fornece a temperatura de transição na qual o valor da energia de impacto corresponde a 27J.

$$I \text{ } ^\circ\text{C} = f_a[- 46-11.5d^{-1/2}] + (1 - f_a)[- 335 + 5.6S_0^{-1/2} - 13.3p^{-1/2} + 3.48 \times 10^6 t] + 48.7(S_i) + 762(N_f)^{1/2}$$

Temp. Transf. (°C)	Espaç. S <sub>0</sub> (mm)x10 <sup>-3</sup>	Fração Ferrita (f <sub>a</sub> )	Tamanho de grão d (mm)	Colônia Perlita p (mm)x10 <sup>-3</sup>	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>	Si (%)	N (ppm)	I (°C)
680	0,44	0,23	0,022	14,83	0,088	0,20	68	77
640	0,18	0,17	0,010	9,09	0,036	0,20	68	36
600	0,25	0,06	0,012	11,61	0,050	0,20	68	63

Tabela 3.2.13.1- Valores dos parâmetros da fórmula de Pickering e temperaturas de transição correspondentes às temperaturas de transformação indicadas e de austenitização de 1170 °C

As temperaturas de transição para energia correspondente a 27J para este grupo de amostras mostram que houve coerência parcial com os valores obtidos no ensaio *Charpy*.

### 3.3 Austenitização a 900 °C e transformações a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

#### 3.3.1 Fotomicrografias das amostras austenitizadas a 900 °C .

As fotomicrografias apresentadas nas figuras abaixo mostram que há um alinhamento de estrutura com a transformação a 680°C que se atenua a 640°C e desaparece a 600°C. Todas as estruturas são de ferrita proeutetóide e perlita.

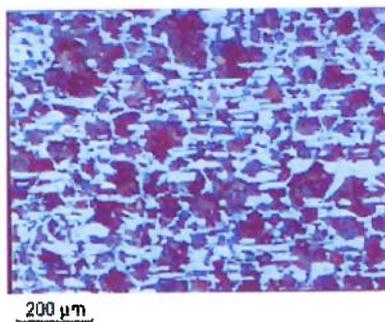


Fig. 3.3.1.1- Micrografia. Aumento: 146X.  
Temperatura de transformação: 680°C.  
Estrutura alinhada de ferrita e perlita

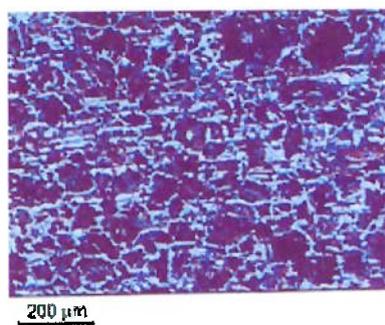


Fig. 3.3.1.2- Micrografia. Aumento: 146X.  
Temperatura de transformação: 640°C  
Estrutura levemente alinhada de ferrita e perlita

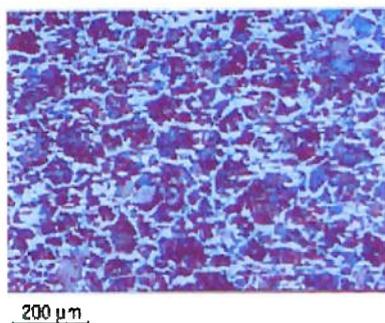


Fig. 3.3.1.3- Micrografia. Aumento: 146X.  
Temperatura de transformação: 600 °C  
Estrutura de ferrita e perlita sem alinhamento

Observa-se que a faixa de ferrita proeutetóide é mais estreita para a temperatura de transformação de 640°C, em contradição com o esperado.

### 3.3.2 Ensaio de impacto

Foram ensaiados 5 corpos-de-prova para cada temperatura de transformação, resultando nos seguintes valores apresentados nas tabelas e gráfico abaixo:

<b>Temperatura de transformação (°C)</b>		
<b>680</b>	<b>640</b>	<b>600</b>
<b>Energia de impacto (J)</b>		
20,5	22,5	21,0
19,0	24,5	13,5
18,0	19,0	17,0
14,0	16,0	22,0
13,0	23,5	21,0
<b>Valor médio (J)</b>		
<b>16,9</b>	<b>20,9</b>	<b>18,9</b>
<b>Desvio padrão (J)</b>		
<b>2,9</b>	<b>3,0</b>	<b>3,2</b>

Tabela 3.3.2.1- Resultados de ensaio de impacto de amostras austenitizadas a 900 °C e transformadas nas temperaturas indicadas.

Tabela dos valores médios de energia de impacto, desvio padrão, dureza e gráfico:

<b>Temper. de transf. (°C)</b>	<b>Energia média (J)</b>	<b>Desvio padrão (J)</b>	<b>Dureza (HRB)</b>
680	16,9	2,9	92
640	20,9	3,0	88
600	18,9	3,2	93

Tabela 3.3.2.2- Energia de impacto média, desvio padrão e dureza para cada temperatura de transformação e temperatura de austenitização de 900 °C

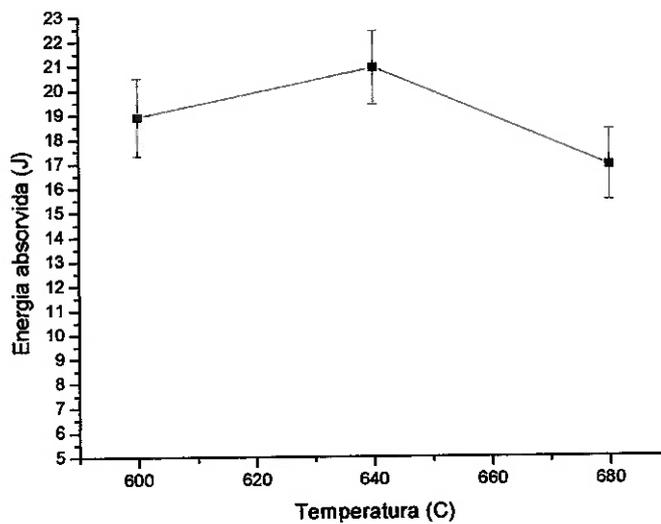


Fig. 3.3.2.1- Variação da energia absorvida no impacto com a temperatura de transformação em corpos-de-prova austenitizados a 900 C

### 3.3.3 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 680°C.

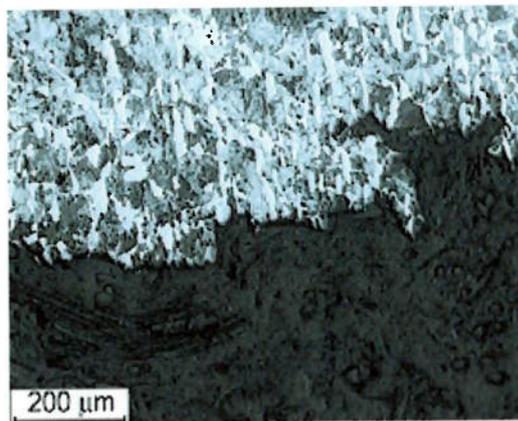


Fig. 3.3.3.1- Micrografia. Aumento: 146X  
Temperatura de transformação: 680 °C  
Fratura transgranular

### 3.3.4 Imagens da superfície fraturada obtidas através do MEV.

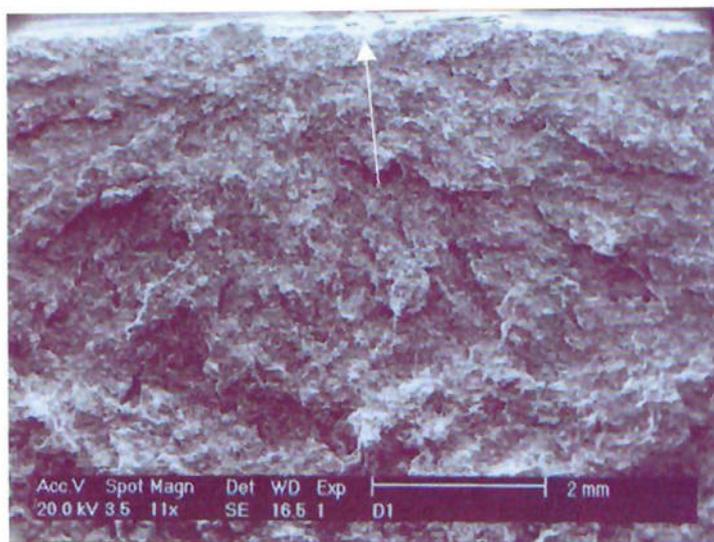


Fig. 3.3.4.1- Fractografia. Aumento 39X

Temperatura de austenitização: 900 °C. Temperatura de transformação: 680 °C  
Fratura com característica frágil iniciada na base do entalhe (seta)

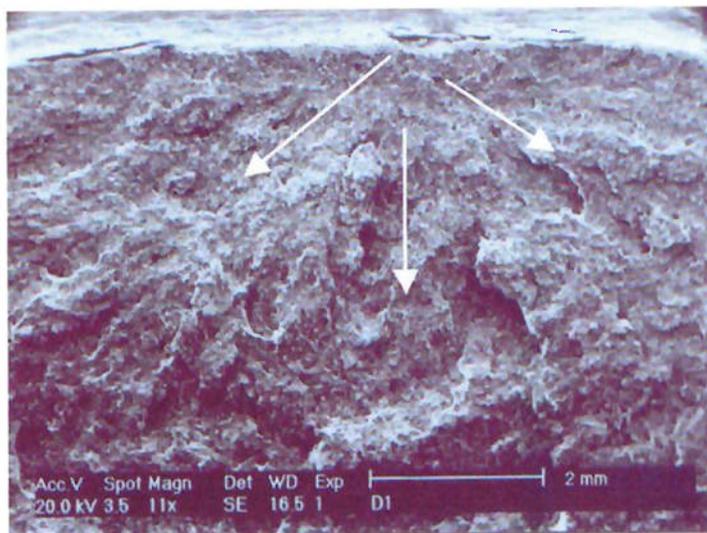


Fig. 3.3.4.2- Fractografia. Aumento: 39X

Superfície oposta à anterior com as setas indicando o sentido de propagação da trinca

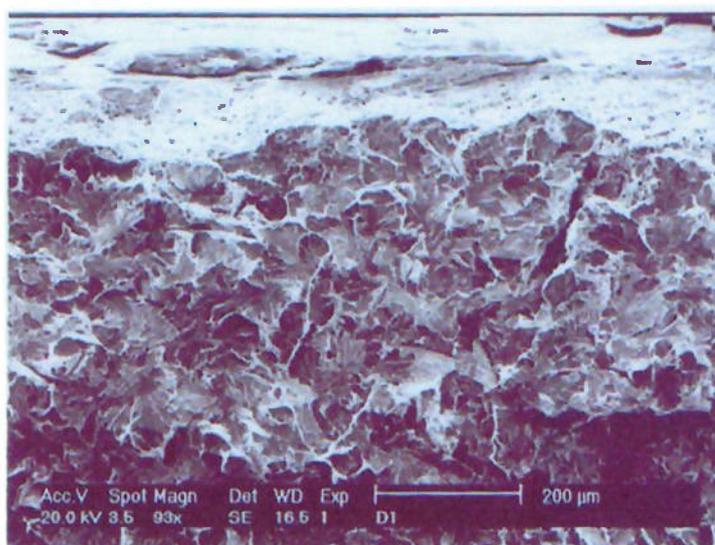


Fig. 3.3.4.3- Fractografia. Aumento: 250X

Superfície anterior ampliada. Observa-se próximo à superfície uma faixa alveolar e abaixo planos de clivagem em facetas bem definidas.

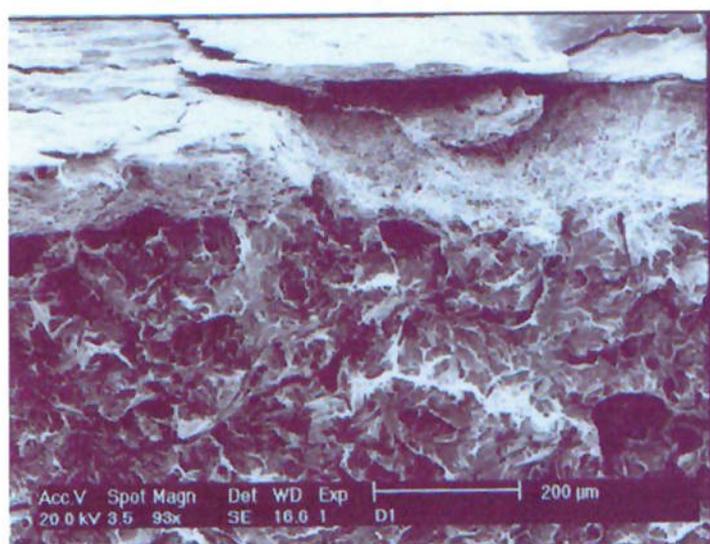
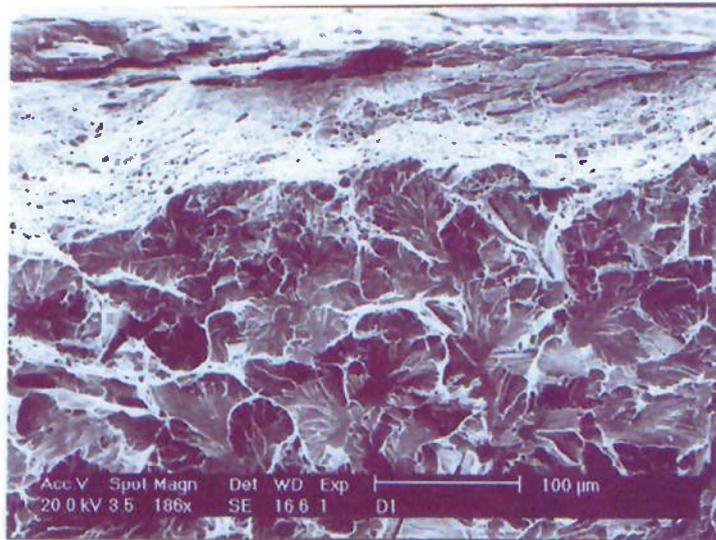


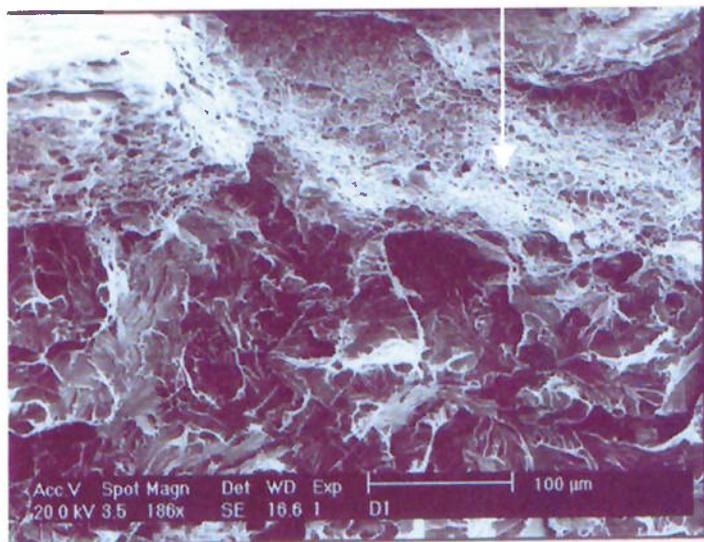
Fig. 3.3.4.4- Fractografia. Aumento: 250X

Lado oposto da superfície da foto anterior com as mesmas características.



**Fig. 3.3.4.5- Fractografia. Aumento: 500X**

Observa-se com maior nitidez os alvéolos e os planos de clivagem, com predominância de fratura frágil.



**Fig. 3.3.4.6- Fractografia. Aumento: 500X**

Lado oposto da superfície da foto anterior com a seta indicando os alvéolos.

### 3.3.5 Fotomicrografia da estrutura obtida através do MEV.

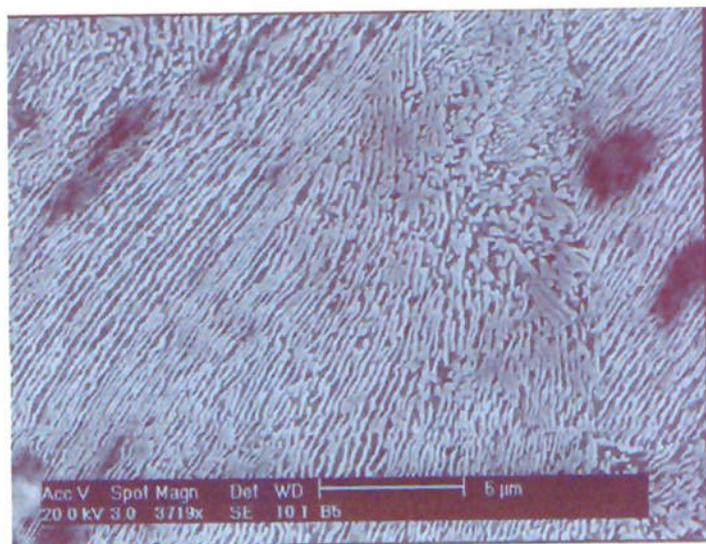


Fig. 3.3.5.1- Micrografia. Aumento: 10000X

Temperatura de austenitização 900 °C Temperatura de transformação 680 °C

Colônias de perlita.

### 3.3.6 Espaçamento interlamelar.

Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação de 680 °C.

Comprimento do segmento: 10µm

Comprimento total: 500 µm

Segmento Número	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	32	37	23	18	24
2	32	32	21	22	32
3	33	31	23	30	32
4	35	44	26	27	36
5	32	38	25	30	35
6	24	41	28	24	27
7	33	39	20	28	35
8	23	28	25	21	34
9	28	26	26	36	24
10	32	35	19	25	46
Total	304	351	236	261	325
<b>Total geral de intersecções: 1477</b>					
<b><math>\tilde{l} = 500 \mu\text{m}/1477 = 0,338\mu\text{m}</math></b>					
<b><math>\tilde{\sigma}_0 = \tilde{l}/2 = 0,338/2 = 0,17 \mu\text{m}</math></b>					

Tabela 3.3.6.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.3.7 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 640oC.

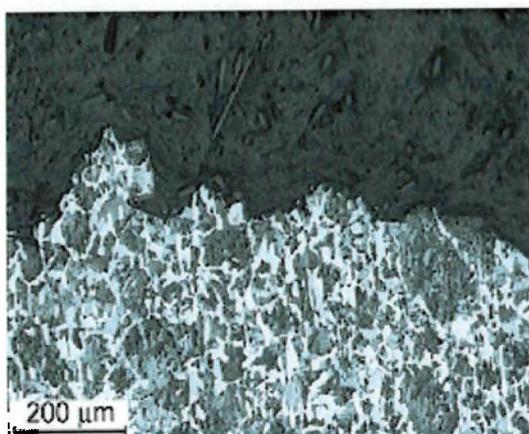


Fig. 3.3.7.1- Micrografia. Aumento 146X  
Temperatura de transformação: 640 °C  
Fratura transgranular

### 3.3.8 Fotomicrografia da amostra obtida através do MEV.

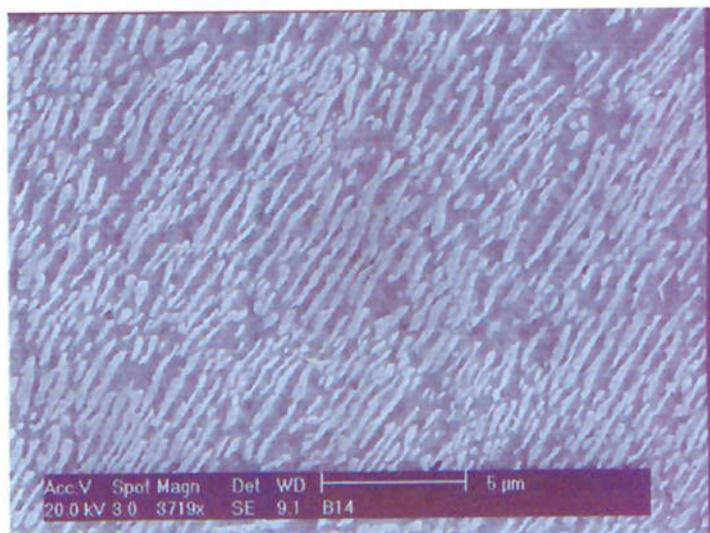


Fig. 3.3.8.1- Micrografia. Aumento: 10 000X  
Temperatura de austenitização: 900 °C . Temperatura de transformação: 640 °C  
Colônia de perlita

### 3.3.9 Espaçamento interlamelar.

Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação 640 °C.

Comprimento do segmento: 10 μm

Comprimento total: 500 μm

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	20	16	23	19	23
2	15	20	29	18	25
3	20	27	25	17	25
4	19	21	28	19	30
5	15	31	19	22	27
6	19	25	27	17	21
7	17	26	25	15	23
8	10	24	18	20	22
9	17	24	22	19	20
10	21	29	29	14	29
Total	173	243	245	180	245
<b>Total geral de intersecções: 1086</b>					
$\bar{l} = 500 \mu\text{m} / 1086 = 0,46 \mu\text{m}$					
$\tilde{\sigma}_0 = \bar{l} / 2 = 0,46 / 2 = 0,23 \mu\text{m}$					

Tabela 3.3.9.1 - - Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.3.10 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 600°C.

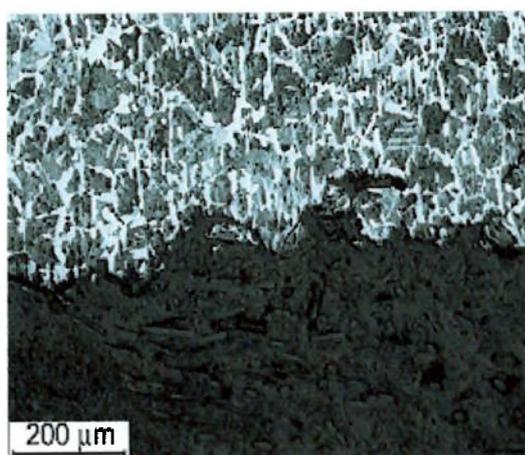


Fig. 3.3.10.1- Micrografia. Aumento 146X

Temperatura de transformação: 600 °C

Fratura transgranular

### 3.3.11 Fotomicrografia da estrutura obtida através do MEV.

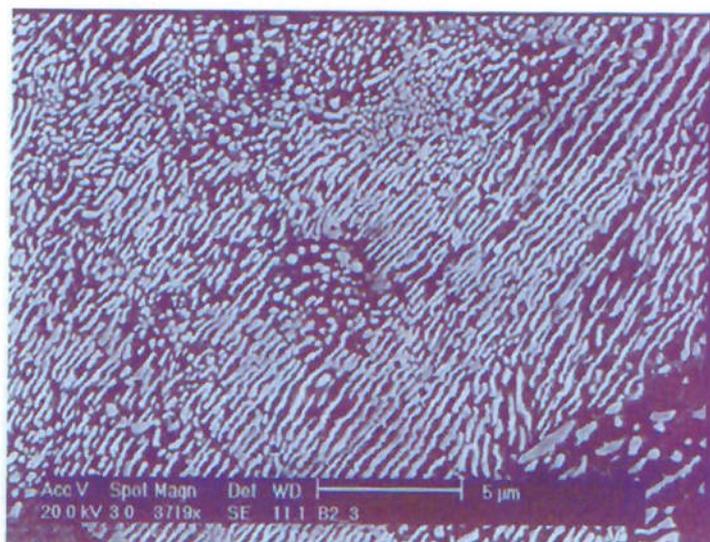


Fig. 3.3.11.1- Micrografia. Aumento: 10 000X

Temperatura de austenitização: 900 °C. Temperatura de transformação: 600 °C

Colônias de perlita

### 3.3.12 Espaçamento interlamelar.

Temperatura de austenitização de 900 °C e de transformação 600 °C.

Comprimento do segmento: 10 µm

Comprimento total: 500 µm

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	26	29	16	24	23
2	30	28	23	26	20
3	33	27	27	27	17
4	26	28	25	28	13
5	27	25	23	27	24
6	28	20	22	18	21
7	29	23	23	19	22
8	28	23	28	30	20
9	27	27	22	23	12
10	27	15	26	24	20
Total	281	245	235	246	192
Total geral de intersecções: 1199					
$\bar{l} = 500 \mu\text{m} / 1199 = 0,3378 \mu\text{m}$					
$\bar{\sigma}_0 = \bar{l} / 2 = 0,3378 / 2 = 0,17 \mu\text{m}$					

Tabela 3.3.12.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.3.13 Fórmula de Pickering para temperatura de austenitização de 900°C.

Tabela de valores da equação de Pickering que fornece a temperatura de transição para valor de energia de impacto de 27J.

$$I \text{ } ^\circ\text{C} = f_a[-46 - 11.5d^{-1/2}] + (1 - f_a)[-335 + 5.6S_0^{-1/2} - 13.3p^{-1/2} + 3.48 \times 10^6 t] + 48.7(S_i) + 762(N_f)^{1/2}$$

Temp. Transf. (°C)	Espaç. $S_0$ (mm)x10 <sup>-3</sup>	Fração Ferrita ( $f_a$ )	Tamanho de grão d (mm)	Colônia Perlita p (mm)x10 <sup>-3</sup>	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>	Si (%)	N (ppm)	I (°C)
680	0,17	0,34	0,03	11,94	0,034	0,20	68	34
640	0,23	0,21	0,02	10,33	0,046	0,20	68	30
600	0,17	0,29	0,03	9,81	0,034	0,20	68	30

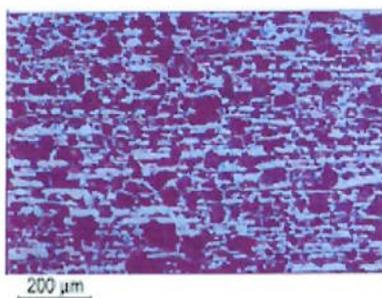
Tabela 3.3.12.2- dados para cálculo de temperatura de transição na qual a energia absorvida no ensaio Charpy corresponde a 27J.

Provavelmente, em função da dispersão de valores a curva obtida para energia absorvida versus temperatura de transformação não está totalmente coerente com as temperaturas de transição calculadas pela fórmula de Pickering.

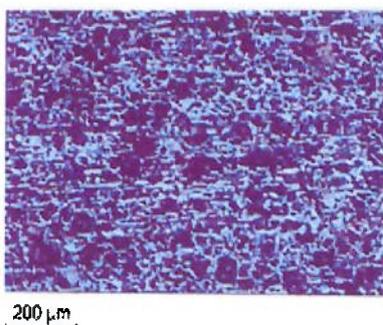
### 3.4 Austenitização a 800 °C e transformação a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

#### 3.4.1 Fotomicrografias das amostras austenitizadas a 800 °C.

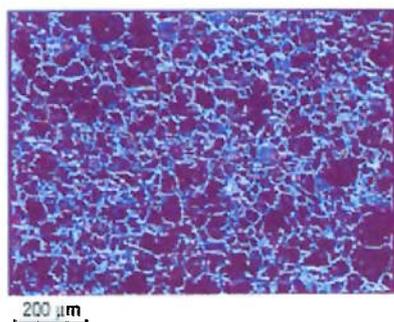
Como no caso anterior, a estrutura nesta seqüência apresentou um alinhamento mais acentuado na transformação a 680°C, atenuando-se a 640°C e desaparecendo a 600°C, conforme mostram as figuras seguintes.



**Fig. 3.4.1.1- Micrografia. Aumento: 146X**  
**Temperatura de transformação: 680 °C.**  
**Estrutura alinhada de ferrita e perlita**



**Fig. 3.4.1.2- Micrografia. Aumento: 146X.**  
**Temperatura de transformação de 640 °C.**  
**Estrutura levemente alinhada de ferrita e perlita**



**Fig. 3.4.1.3- Micrografia. Aumento: 146X.**  
**Temperatura de transformação de 600 °C**  
**Estrutura de ferrita e perlita sem alinhamento**

### 3.4.2 Ensaio de impacto

**Austenitização a 800 °C e transformação a 680 °C, 640 °C e 600 °C.**

Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos em cinco amostras para cada temperatura de transformação foram os seguintes:

<b>Temperatura de transformação (°C)</b>		
<b>680</b>	<b>640</b>	<b>600</b>
<b>Energia de impacto (J)</b>		
25,5	25,0	21,0
22,0	25,0	23,0
22,0	21,0	28,0
21,0	20,0	25,0
23,0	26,0	23,0
<b>Valor médio (J)</b>		
<b>22,7</b>	<b>23,4</b>	<b>24,0</b>
<b>Desvio padrão (J)</b>		
<b>1,5</b>	<b>2,4</b>	<b>2,4</b>

Tabela 3.4.2.1- Resultados do ensaio *Charpy* nas amostras austenitizadas a 800°C

Tabela de valores médios de energia de impacto, desvio padrão, dureza e gráfico.

<b>Temper. de transf. (°C)</b>	<b>Energia média (J)</b>	<b>Desvio padrão (J)</b>	<b>Dureza (HRB)</b>
680	22,7	1,5	93
640	23,4	2,4	88
600	24,0	2,4	92

Tabela 3.4.2.2- Valor médio da energia de impacto, do desvio padrão e dureza das amostras austenitizadas a 800 °C

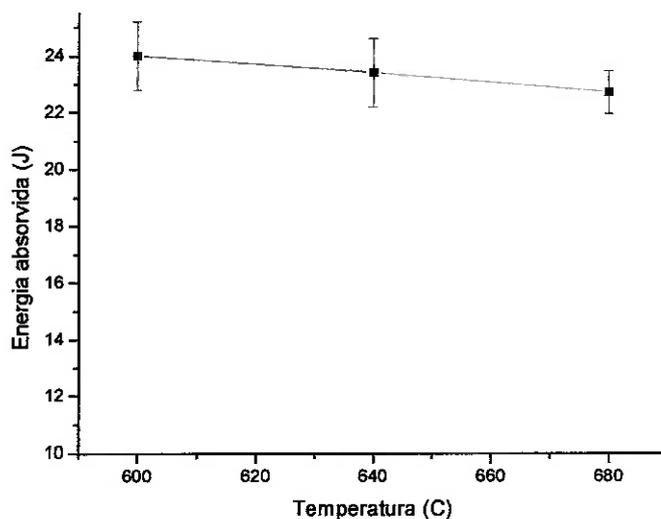


Fig. 3.4.2.1- Variação da energia absorvida no impacto com a temperatura de transformação em corpos-de-prova austenitizados a 800 C

### 3.4.3 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 680°C.

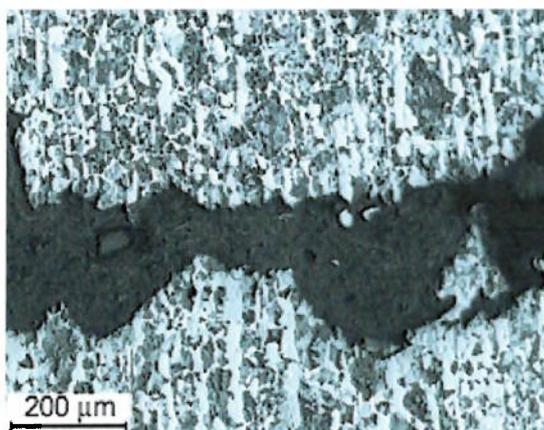


Fig. 3.4.3.1. Micrografia. Aumento: 146X  
Temperatura de transformação: 680 °C. Fratura transgranular.

### 3.4.4 Fotomicrografia obtida através do MEV.

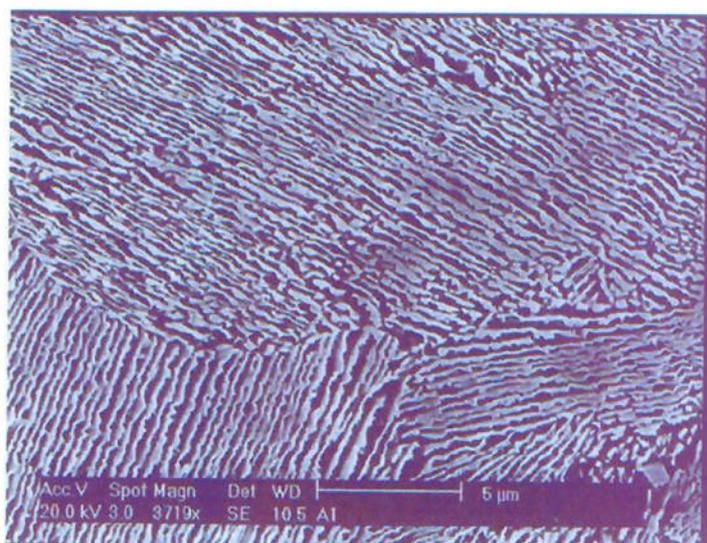


Fig. 3.4.4.1- Micrografia. Aumento: 10 000X

Temperatura de austenitização: 800°C. Temperatura de transformação: 680 °C

Colônias de perlita

### 3.4.5 Espaçamento interlamelar

Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação 680 °C.

Comprimento do segmento: 10 µm

Comprimento total: 500 µm

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	38	25	29	29	16
2	33	24	47	24	17
3	27	29	34	17	30
4	28	28	23	20	23
5	33	38	35	27	28
6	28	29	30	29	21
7	25	31	18	23	19
8	39	24	39	26	16
9	31	27	37	33	24
10	28	33	32	30	17
Total	310	288	324	258	211
<b>Total geral de intersecções: 1391</b>					
<b><math>\bar{l} = 500 \mu\text{m} / 1391 = 0,3594 \mu\text{m}</math></b>					
<b><math>\tilde{\sigma}_0 = \bar{l} / 2 = 0,3594 / 2 = 0,18 \mu\text{m}</math></b>					

Tabela 3.4.5.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.4.6 Fotomicrografia da região fraturada da estrutura transformada a 640°C.

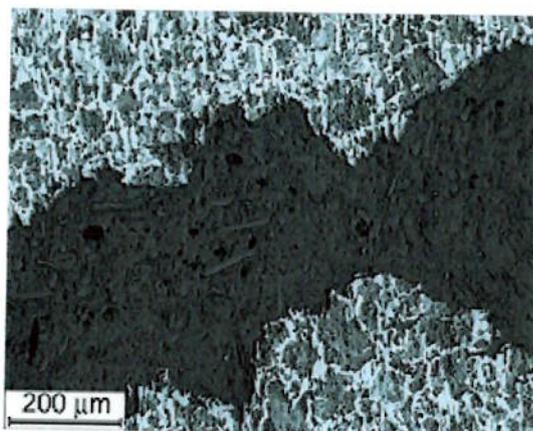


Fig. 3.4.6.1- Micrografia. Aumento: 146X

Temperatura de transformação: 640 °C. Fratura transgranular.

### 3.4.7 Fotomicrografia obtida através do MEV.

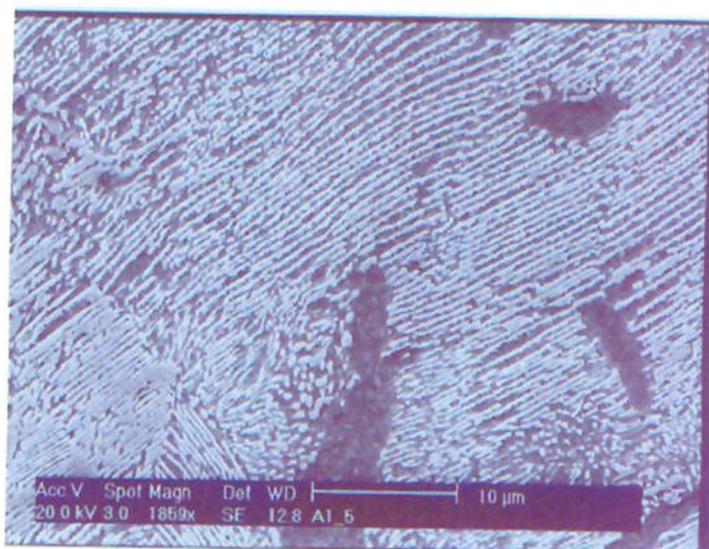


Fig. 3.4.7.1- Micrografia. Aumento: 10 000X

Temperatura de austenitização: 800 °C. Temperatura de transformação: 640 °C  
Colônias de perlita

### 3.4.8 Espaçamento interlamelar

Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação 640 °C.

Comprimento do segmento: 10 μm

Comprimento total: 500 μm

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	47	36	26	36	26
2	23	36	35	48	37
3	25	39	31	26	27
4	25	38	33	26	12
5	22	15	33	28	29
6	33	34	38	21	29
7	25	43	37	23	17
8	27	12	30	31	26
9	25	25	31	35	35
10	21	38	36	40	32
Total	273	306	330	314	270
<b>Total geral de intersecções: 1493</b>					
<b><math>\bar{l} = 500 \mu\text{m}/1493 = 0,3348\mu\text{m}</math></b>					
<b><math>\tilde{\sigma}_0 = \bar{l}/2 = 0,3348/2 = 0,17\mu\text{m}</math></b>					

Tabela 3.4.8.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.4.9 Fotomicrografia da região fraturada da amostra transformada a 600°C.

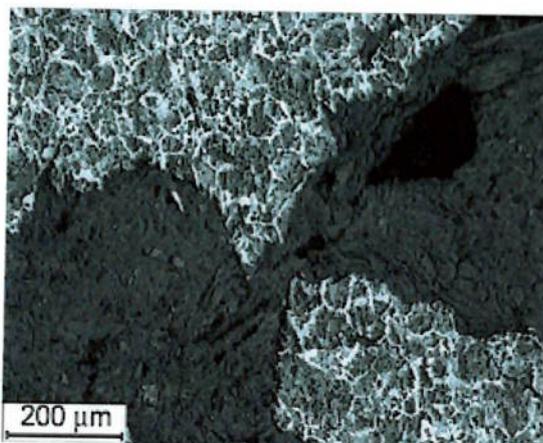


Fig. 3.4.9.1- Micrografia. Aumento: 146X

Fratura transgranular

### 3.4.10 Imagens da superfície fraturada obtidas através do MEV.

As imagens da região fraturada foram retomadas para constatar que o modo de fratura não se alterou em relação aos anteriores. As imagens foram sendo ampliadas para observação mais detalhada da superfície, conforme se observa nas figuras seguintes.

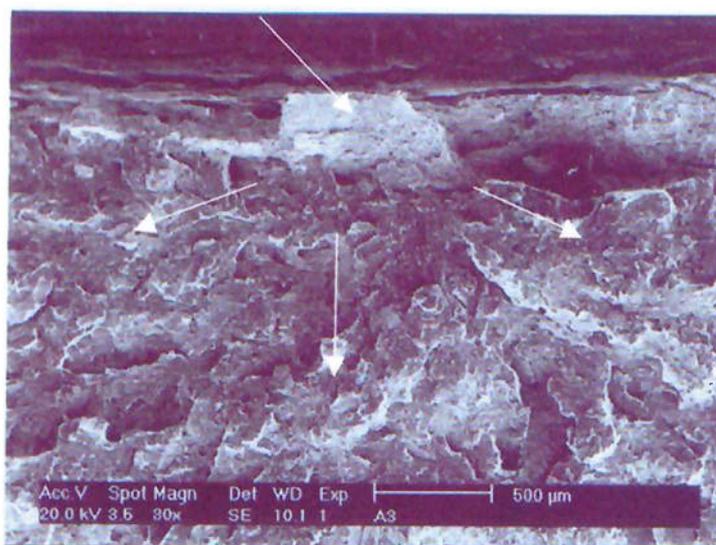
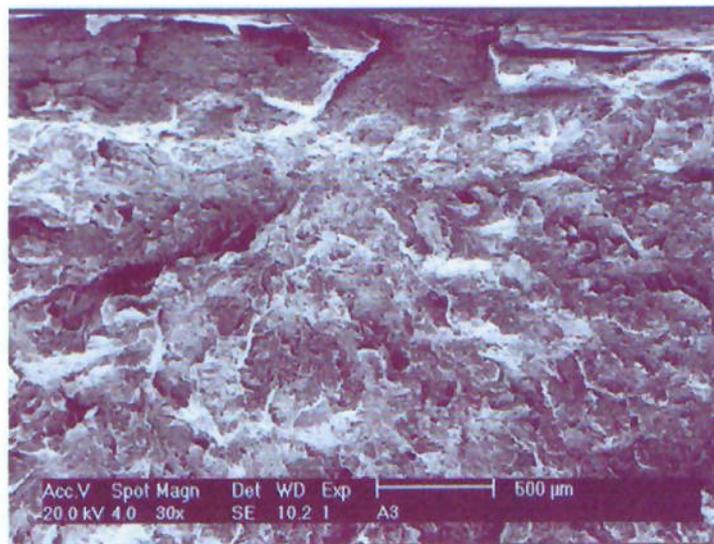
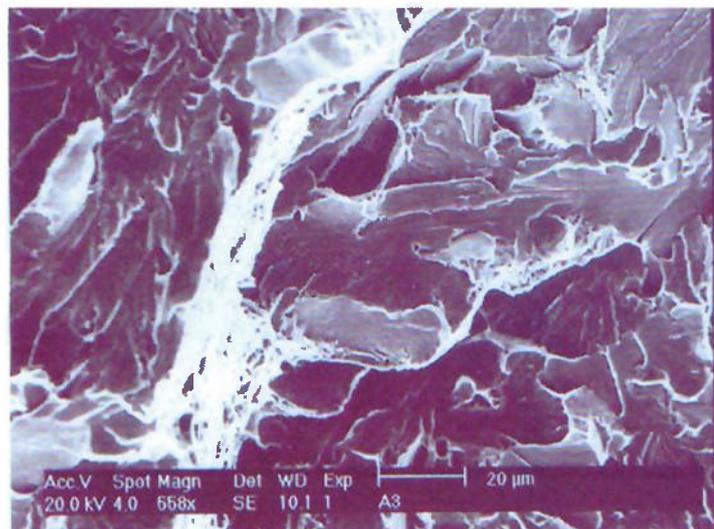


Fig 3.4.10.1- Fractografia. Aumento: 80X

Temperatura de austenitização: 800°C. Temperatura de transformação: 600 °C. Início de fratura de aspecto frágil na base do entalhe apontada pela seta superior e logo abaixo a sua propagação.



**Fig. 3.4.10.2. Fractografia. Aumento: 80X**  
Lado oposto da superfície anterior



**Fig. 3.4.10.3- Fractografia. Aumento: 1500X**  
Superfície mostrando planos de clivagem e área alveolares

### 3.4.11 Fotomicrografia obtida através do MEV.

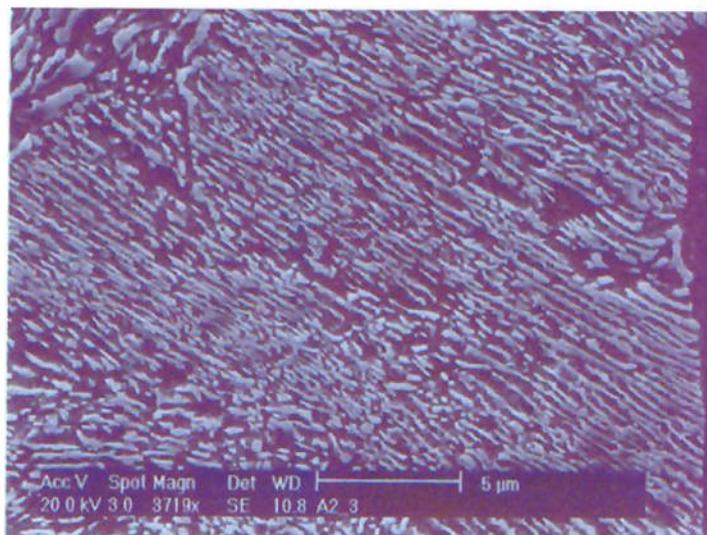


Fig. 3.4.11.1- Micrografia. Aumento: 10 000X

Temperatura de austenitização: 800 °C. Temperatura de transformação: 600 °C  
Colônias de perlita

### 3.4.12 Espaçamento interlamelar

Temperatura de austenitização de 800 °C e de transformação 600 °C.

Comprimento do segmento: 10 µ

Comprimento total: 500 µm

Segmento	Número de intersecções				
	Série A	Série B	Série C	Série D	Série E
1	21	17	18	24	15
2	26	23	26	15	20
3	18	18	15	26	23
4	19	23	23	30	22
5	15	19	26	23	21
6	18	20	21	26	21
7	31	12	21	25	20
8	30	14	18	18	15
9	18	23	18	16	19
10	25	11	26	22	23
Total	219	170	212	225	199
<b>Total geral de intersecções: 1025</b>					
<b><math>\bar{l} = 500 \mu\text{m} / 1025 = 0,4878 \mu\text{m}</math></b>					
<b><math>\bar{\sigma}_0 = \bar{l} / 2 = 0,4878 / 2 = 0,24 \mu\text{m}</math></b>					

Tabela 3.4.12.1- Número de intersecções e cálculo do espaçamento interlamelar

### 3.4.13 Fórmula de Pickering para temperatura de austenitização de 800 °C.

Tabela de valores da equação de Pickering que fornece a temperatura de transição na qual o valor da resistência ao impacto é de 27J.

$$I \text{ } ^\circ\text{C} = f_a[- 46-11.5d^{-1/2}] + (1 - f_a)[- 335 + 5.6S_0^{-1/2} - 13.3p^{-1/2} + 3.48 \times 10^6 t] + 48.7(S_i) + 762(N_f)^{1/2}$$

Temp. Transf. (°C)	Espaç. S <sub>0</sub> (mm)x10 <sup>-3</sup>	Fração Ferrita (f <sub>a</sub> )	Tamanho de grão d (mm)	Colônia Perlita p (mm)x10 <sup>-3</sup>	Espess. Cem. t (mm)x10 <sup>-3</sup>	Si (%)	N (ppm)	I (°C)
680	0,18	0,19	0,03	10,45	0,036	0,20	68	41
640	0,17	0,22	0,02	16,23	0,034	0,20	68	63
600	0,24	0,17	0,016	12,28	0,048	0,20	68	44

Tabela 3.4.13.1-Tabela com dados e cálculo da temperatura de transição para energia absorvida de 27J

### 3.5 Energia média de impacto X Temperatura de austenitização, temperaturas de transformação e outros parâmetros: resumo.

#### 3.5.1 Transformação a 680 °C.

T. austen. (°C)	Energia (J)	Desv. Pad. (J)	Dureza (HRB)	Esp. Int. (µm)	I (°C)
1170	14,5	3,0	89	0,44	77
900	16,9	2,9	92	0,17	34
800	22,7	1,5	93	0,18	41

Tabela 3.5.1.1- Temperatura de austenitização, energia absorvida, desvio padrão, dureza, espaçamento interlamelar e temperatura de transição em amostras transformadas a 680 °C

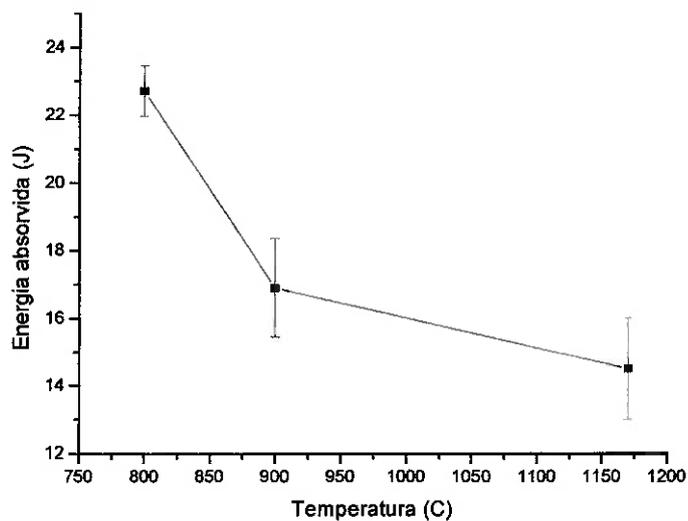


Fig. 3.5.1.1- Variação de energia absorvida com a temperatura de austenitização, em corpos-de-prova transformados a 680 C

### 3.5.2 Transformação a 640°C

T. austen. (°C)	Energia (J)	Desv. Pad. (J)	Dureza (HRB)	Esp. Int. ( $\mu\text{m}$ )	I (°C)
1170	19,8	5,8	93	0,18	36
900	20,9	3,0	88	0,23	30
800	23,4	2,4	88	0,17	63

Tabela 3.5.2.1-Temperatura de austenitização, energia absorvida, desvio padrão, dureza, espaçamento interlamelar e temperatura de transição em amostras transformadas a 640 °C

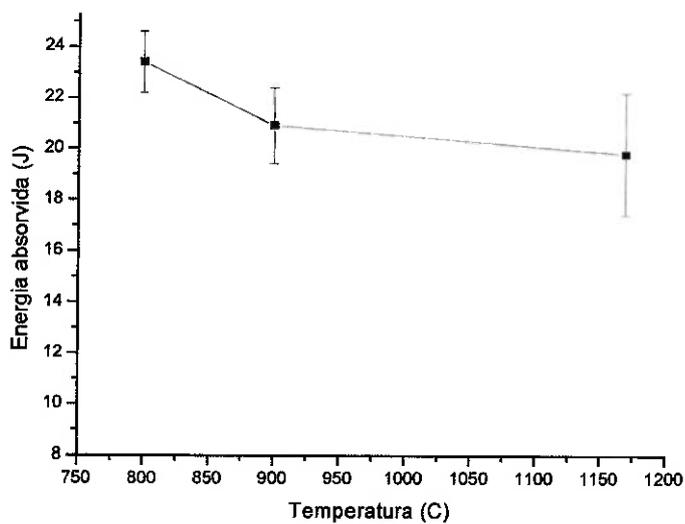


Fig. 3.5.2.1- Variação de energia absorvida com a temperatura de austenitização, em corpos-de-prova transformados a 640 °C

### 3.5.3 Transformação a 600°C.

T. austen. (°C)	Energia (J)	Desv. Pad. (J)	Dureza (HRB)	Esp. Int. ( $\mu\text{m}$ )	I (°C)
1170	8,4	0,8	96	0,25	63
900	18,9	3,2	93	0,17	30
800	24,0	2,4	92	0,24	44

Tabela 3.5.3.1- Temperatura de austenitização, energia absorvida, desvio padrão, dureza, espaçamento interlamelar e temperatura de transição em amostras transformadas a 600 °C

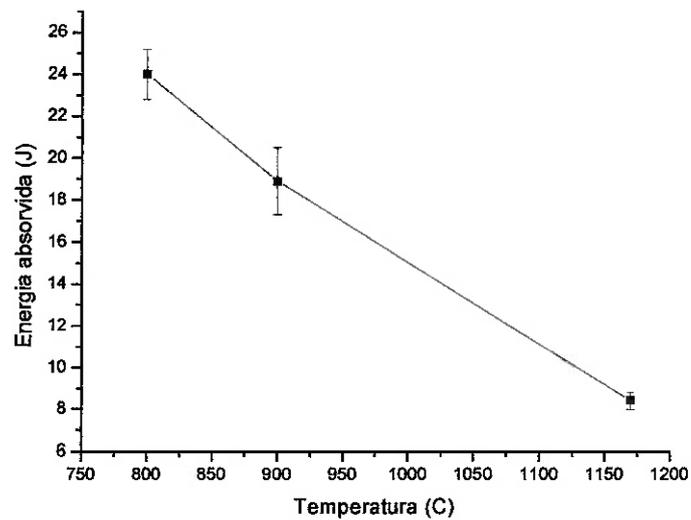


Fig. 3.5.3.1- Variação de energia absorvida com a temperatura de austenitização, em corpos-de-prova transformados a 600 C

### 3.6 Energia média de impacto X Temperatura de transformação: resumo.

#### 3.6.1 Temperatura de austenitização: 1170 °C

T. transf. (°C)	Energia (J)	Desv. Pad. (J)	Dureza (HRB)	Esp. Int. (µm)	I (°C)
680	14,5	3,0	89	0,44	77
640	19,8	5,8	92	0,18	36
600	8,4	0,8	96	0,25	63

Tabela 3.6.1.1- Temperatura de transformação, energia absorvida, desvio padrão, dureza, espaçamento interlamelar e temperatura de transição em amostras austenitizadas a 1170 °C

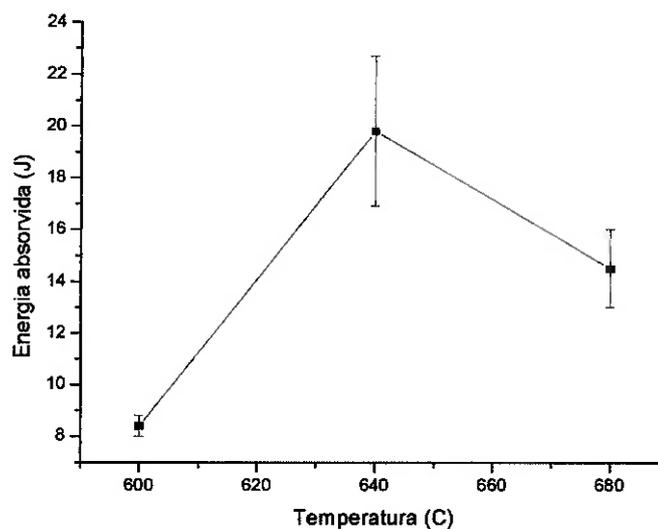


Fig. 3.6.1.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação em amostras austenitizadas a 1170 °C

### 3.6.2 Temperatura de austenitização: 900 °C

T. transf. (°C)	Energia (J)	Desv. Pad. (J)	Dureza (HRB)	Esp. Int. ( $\mu\text{m}$ )	I (°C)
680	16,9	2,9	92	0,17	34
640	20,9	3,0	88	0,23	30
600	18,9	3,2	93	0,17	30

Tabela 3.6.2.1- Temperatura de transformação, energia absorvida, desvio padrão, dureza, espaçamento interlamelar e temperatura de transição em amostras austenitizadas a 900 °C

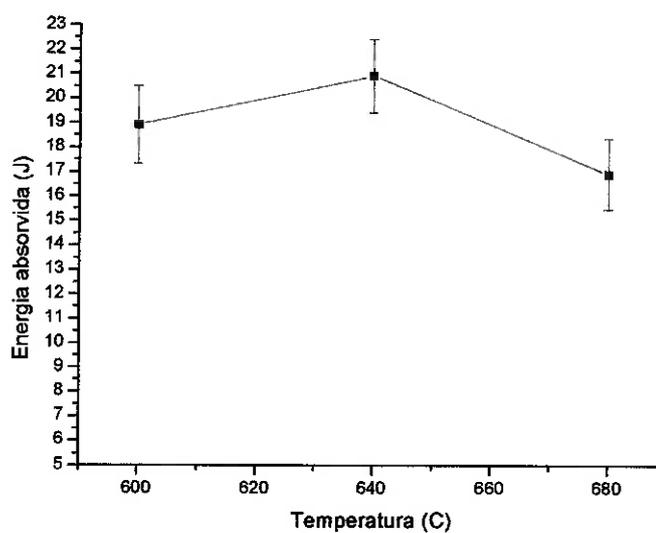


Fig. 3.6.2.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação, em amostras austenitizadas a 900 °C

### 3.6.3 Temperatura de austenitização: 800°C

T. transf. (°C)	Energia (J)	Desv. Pad. (J)	Dureza (HRB)	Esp. Int. (μm)	I (°C)
680	22,7	1,5	92	0,18	41
640	23,4	2,4	88	0,17	63
600	24,0	2,4	92	0,24	44

Tabela 3.6.3.1- Temperatura de transformação, energia absorvida, desvio padrão, dureza, espaçamento interlamelar e temperatura de transição em amostras austenitizadas a 800 °C

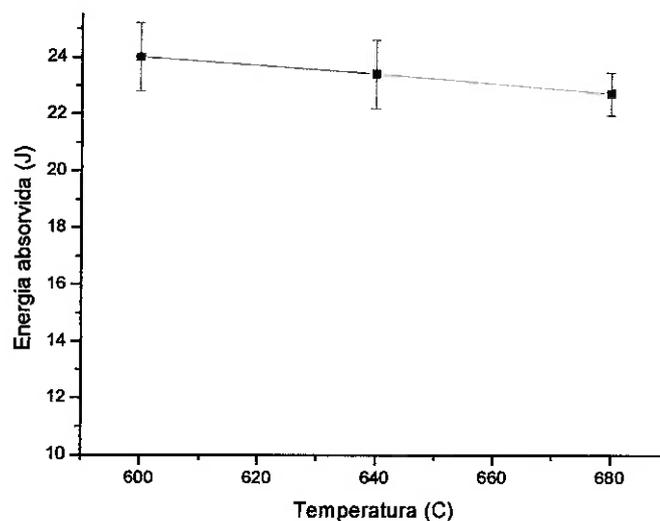


Fig. 3.6.3.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação em amostras austenitizadas a 800 °C

### 3.7 Eliminação da estrutura alinhada.

Normalizando-se as amostras à temperatura de austenitização de 1170 °C com uma hora de encharque houve desaparecimento total do alinhamento na estrutura.

Em seguida as amostras foram austenitizadas a 1170 °C, 1030 °C, 960 °C e 830 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

Os seguintes os resultados foram obtidos:

#### 3.7.1 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 1170 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

Observou-se tamanho de grão austenítico 1 ASTM, pelo método comparativo. A quantidade e largura de ferrita proeutetóide para a transformação a 680°C e 640°C estão bem próximos, ao passo que para a transformação a 600°C a largura da ferrita é nitidamente mais estreita.

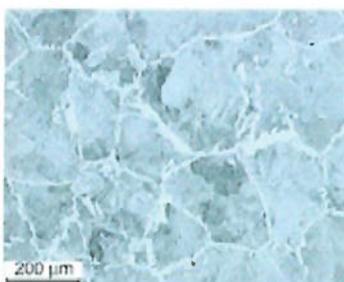


Fig. 3.7.1.1- Micrografia.

Aumento: 146X

Temperatura de transformação: 680 °C

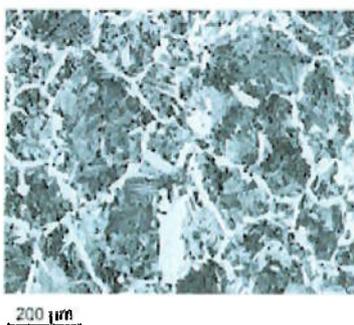


Fig. 3.7.1.2- Micrografia

Aumento 146 X

Temperatura de transformação: 640 °C

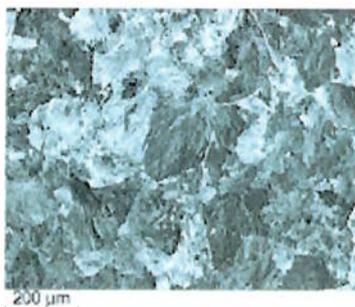


Fig. 3.7.1.3- Micrografia

Aumento 146 X

Temperatura de transformação: 600 °C

### 3.7.2 Ensaio de impacto.

Resultados do ensaio *Charpy* correlacionando temperaturas de transformação e energias absorvidas, para temperatura de austenitização de 1170 °C.

Temperatura de transformação (°C)		
680	640	600
Energia de impacto (J)		
26,0	20,0	14,0
29,0	12,5	10,5
26,0	24,5	11,0
25,5	12,0	9,5
13,0	20,0	12,0
Valor médio (J)		
23,9	17,7	11,4
Desvio padrão (J)		
5,6	4,7	1,5

Tabela 3.7.2.1- Resultados do ensaio *Charpy* nas amostras austenitizadas a 1170 °C

Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação:

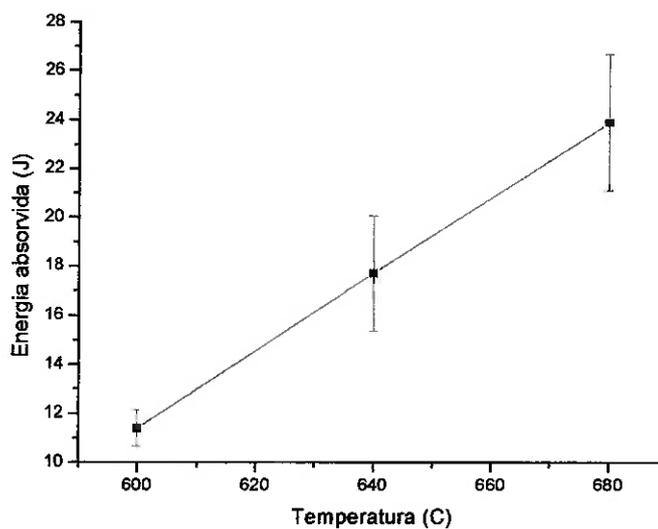


Fig.3.7.2.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação em amostras austenitizadas a 1170 °C

### 3.7.3 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 1030 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

Tamanho de grão austenítico: 3.

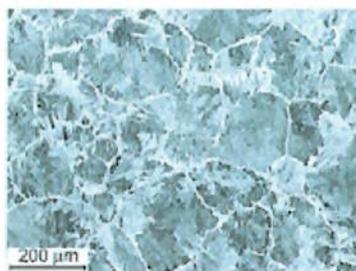


Fig. 3.7.3.1- Micrografia

Aumento: 146X

Temperatura de transformação: 680 °C

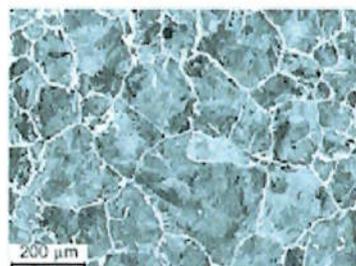


Fig. 3.7.3.2- Micrografia

Aumento: 146X

Temperatura de transformação: 640 °C

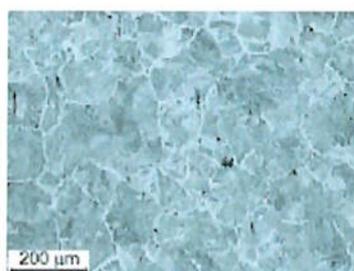


Fig. 3.7.3.3- Micrografia

Aumento: 146 X

Temperatura de transformação: 600 °C

### 3.7.4 Ensaio de impacto

Resultados do ensaio de *Charpy* correlacionando temperaturas de transformação e energias absorvidas no impacto, para temperatura de austenitização 1030 °C.

Temperatura de transformação (°C)		
680	640	600
Energia de impacto (J)		
25,5	12,0	18,0
22,5	22,0	20,0
25,0	14,0	6,5
29,0	22,0	12,0
27,0	21,0	17,5
Valor médio (J)		
25,8	18,2	14,8
Desvio padrão (J)		
2,2	4,3	4,9

Tabela 3.7.4.1- Resultados do ensaio *Charpy* nas amostras austenitizadas a 1030 °C

Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação:

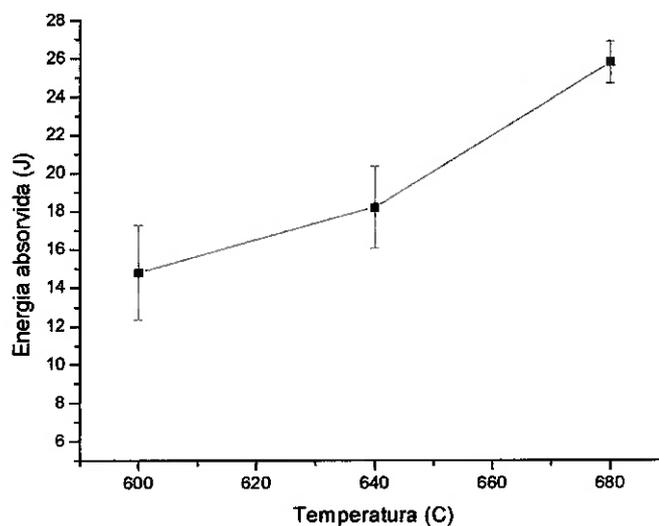


Fig. 3.7.4.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação em amostras austenitizadas a 1030 °C

### 3.7.5 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 960 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

Tamanho de grão austenítico: 4.

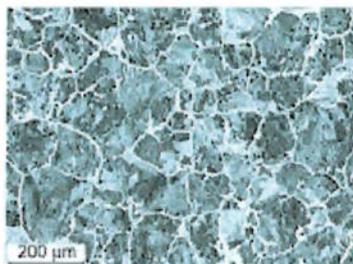


Fig. 3.7.5.1- Micrografia

Aumento: 146 X

Temperatura de transformação: 680 X

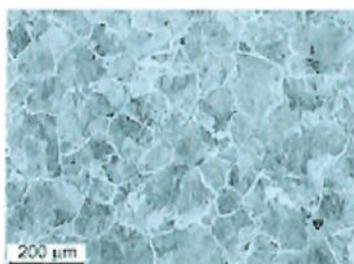


Fig. 3.7.5.2- Micrografia

Aumento: 146 X

Temperatura de transformação: 640 °C

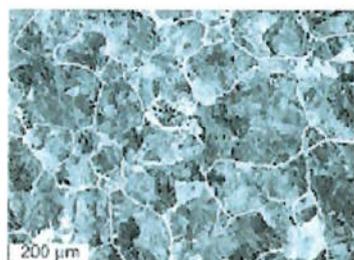


Fig. 3.7.5.3- Micrografia

Aumento: 146 X

Temperatura de transformação: 600 °C

### 3.7.6 Ensaio de impacto

Resultados do ensaio *Charpy* correlacionando temperaturas de transformação e energias de impacto, para temperatura de austenitização 960 °C.

Temperatura de transformação (°C)		
680	640	600
Energia de impacto (J)		
27,0	21,0	18,5
22,5	19,0	22,0
24,0	17,0	20,0
24,0	19,0	13,5
26,5	21,0	24,0
Valor médio (J)		
24,8	19,4	19,6
Desvio padrão (J)		
1,7	1,5	3,6

Tabela 3.7.6.1- Resultados do ensaio *Charpy* nas amostras austenitizadas a 960 °C

Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação:

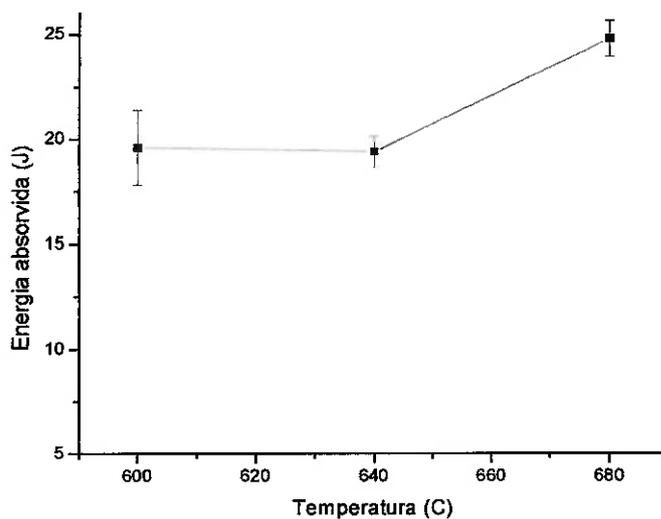


Fig. 3.7.6.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação em amostras austenitizadas a 960 °C

### 3.7.7 Fotomicrografias de amostras austenitizadas a 830 °C e transformadas a 680 °C, 640 °C e 600 °C.

Tamanho de grão austenítico: 4 e 8.

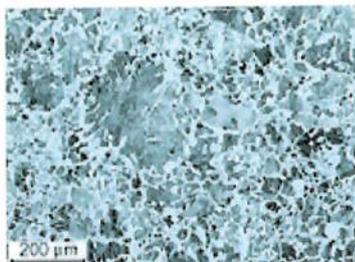


Fig. 3.7.7.1- Micrografia

Aumento: 146 X

Temperatura de transformação: 680 °C

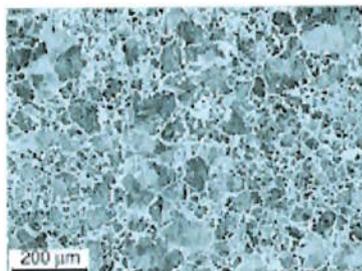


Fig. 3.7.7.2- Micrografia

Aumento: 146X

Temperatura de transformação: 640 °C

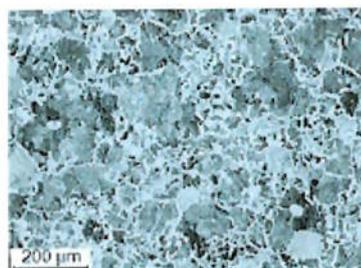


Fig. 3.7.7.3- Micrografia

Aumento: 146X

Temperatura de transformação: 600 °C

### 3.7.8 Ensaio de impacto.

Resultados do ensaio de Charpy correlacionando temperaturas de transformação e energias de impacto, para temperatura de austenitização 830 °C.

Temperatura de transformação (°C)		
680	640	600
Energia de impacto (J)		
24,0	25,0	19,5
16,0	24,0	18,5
21,0	24,0	25,5
17,5	22,0	24,0
20,0	25,0	23,0
Valor médio (J)		
19,7	24,0	22,2
Desvio padrão (J)		
2,8	1,1	2,7

Tabela 3.7.8.1- Resultados do ensaio *Charpy* nas amostras austenitizadas a 830 °C

Gráfico da energia absorvida no impacto em função da temperatura de transformação:

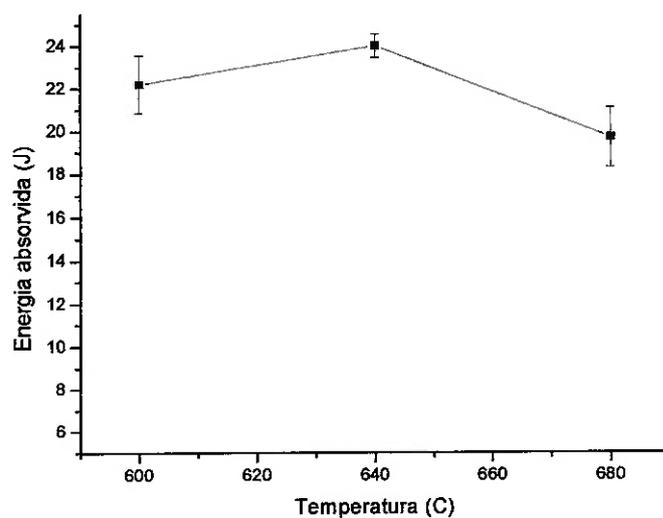


Fig. 3.7.8.1- Energia absorvida em função das temperaturas de transformação em amostras austenitizadas a 830 °C

### 3.8 Energia de impacto X temperatura de austenitização, temperatura de transformação e outros parâmetros: resumo.

#### 3.8.1 Temperatura de transformação: 680 °C.

Temp.aust. (°C)	T.G. (ASTM)	Energ.abs. (J)	Desv. Pad. (J)	Ferrita (f <sub>α</sub> )
1170	1	23,9	5,6	0,07
1030	3	25,8	2,2	0,09
960	4	24,8	1,7	0,06
830	8 e 4	19,7	2,8	0,17

Tabela 3.8.1.1- Tamanho de grão austenítico, energia absorvida, desvio padrão e fração volumétrica de ferrita de amostras transformadas a 680 °C

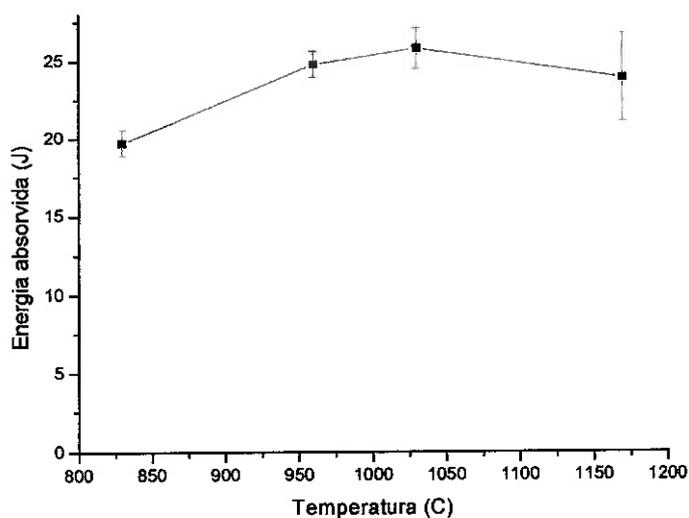


Fig. 3.8.1.1- Energia absorvida em função da temperatura de austenitização com temperatura de transformação de 680 °C.

### 3.8.2 Temperatura de transformação: 640 °C.

Temp.aust. (°C)	T.G. (ASTM)	Energ.abs. (J)	Desv. Pad. (J)	Ferrita (fa)
1170	1	17,7	4,7	0,07
1030	3	18,2	4,3	0,14
960	4	19,4	1,5	0,12
830	8/4	24,0	1,1	0,18

Tabela 3.8.2.1- Tamanho de grão austenítico, energia absorvida, desvio padrão e fração volumétrica de ferrita de amostras transformadas a 640 °C

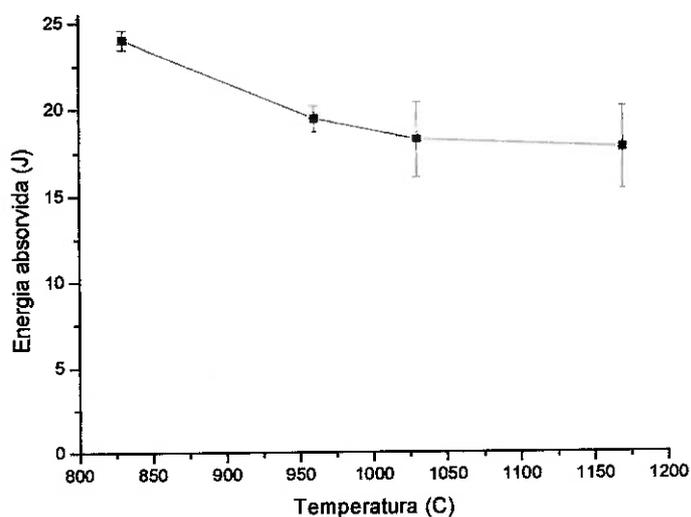


Fig. 3.8.2.2- Energia absorvida em função da temperatura de austenitização, com transformação a 640 °C.

### 3.8.3 Temperatura de transformação: 600 °C.

Temp.aust. (°C)	T.G. (ASTM)	Energ.abs. (J)	Desv. Pad. (J)	Ferrita (fa)
1170	1	11,4	1,5	0,05
1030	3	14,8	4,9	0,05
960	4	19,6	3,6	0,08
830	8/4	22,2	2,7	0,14

Tabela 3.8.3.1- Tamanho de grão austenítico, energia absorvida, desvio padrão e fração volumétrica de ferrita de amostras transformadas a 600 °C

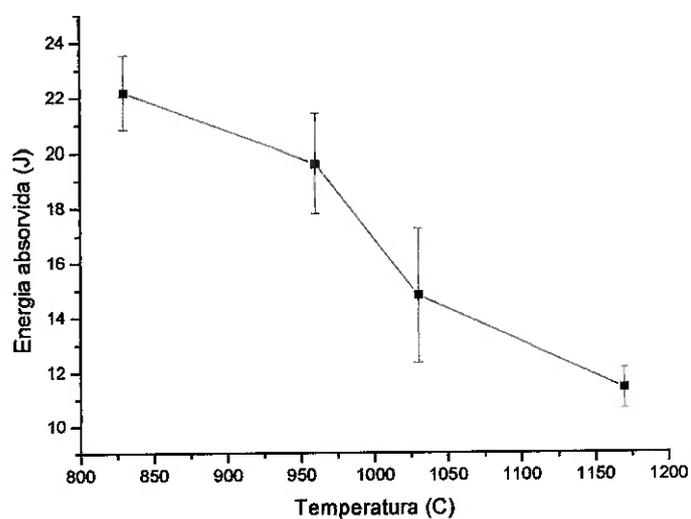


Fig. 3.8.3.1- Energia absorvida em função da temperatura de austenitização com temperatura de transformação de 600 °C

#### 4. DISCUSSÃO

Com o aumento da temperatura de austenitização houve crescimento do grão da austenita, no sentido da redução da superfície total de contorno. Em função do baixo teor de alumínio, não houve eficiência desse elemento na inibição ao crescimento de grão austenítico, mesmo para temperaturas de austenitização mais baixas.

No que se refere à correlação entre tamanho de grão e energia absorvida no ensaio de impacto, os resultados obtidos mostraram que quanto maior o tamanho de grão austenítico, menor a tenacidade ao impacto, consideradas as mesmas temperaturas de transformação da austenita. Esses resultados estão em conformidade com a teoria.

As temperaturas decrescentes de transformação, com a mesma temperatura de austenitização, mostraram que as microestruturas resultantes tiveram comportamentos com tendências diversas no ensaio de impacto, provavelmente em consequência das complexas inter-relações entre o espaçamento interlamelar, a fração volumétrica de ferrita, a diluição da perlita, o tamanho das colônias de perlita e o bandeamento da estrutura.

Os espaçamentos interlamelares tiveram sua variação em função da diluição da perlita.

Com temperatura de austenitização de 1170 °C, observou-se crescimento exagerado de grãos e não houve bandeamento da estrutura, provavelmente pela diluição dos elementos microsegregados responsáveis pelo alinhamento, o que foi comprovada posteriormente nos tratamentos visando a eliminação da estrutura alinhada. Os valores de resistência ao impacto tiveram coerência com as temperaturas de transição da fórmula de Pickering.

Com temperatura de austenitização de 900 °C verificou-se estrutura com leve alinhamento nas transformações a 680 °C e 640 °C e sem alinhamento na transformação a 600 °C. Na transformação a 600°C a taxa de resfriamento mais elevada não permitiu a difusão do carbono para formar a estrutura alinhada. Os valores de resistência ao impacto tiveram coerência com a temperatura de transição da fórmula de Pickering.

Com a temperatura de austenitização de 800 °C, os grãos apresentaram-se finos, e também pôde-se observar uma estrutura alinhada de ferrita e perlita com transformação a 680 °C e 640 °C e isenção total de alinhamento para temperatura de transformação de 600 °C. As energias absorvidas para as três temperaturas de transformação ficaram muito próximas, dentro das faixas de desvios padrão, e as temperaturas de transição calculadas pela fórmula de Pickering também ficaram muito próximas entre si.

As fraturas observadas em todos os casos foram transgranulares, apresentando um aspecto misto quanto à sua natureza, sendo predominantemente frágil, por clivagem, através das colônias de perlita.

A predominância de perlita na estrutura evidenciou a importância de sua diluição e do tamanho das colônias da perlita na temperatura de transição.

As trincas secundárias observadas nas microestruturas mostraram que a sua trajetória muda quando passam pelo contorno constituído de ferrita proeutetóide e quando passam por diferentes colônias de perlita. Observaram-se ainda trincas estancando pelo embotamento de sua ponta ao atingir a ferrita, ou ao encontrar lamela de perlita. Essas ocorrências comprovam a necessidade de se atentar para esses parâmetros quando se analisam suas influências no aumento da tenacidade do material.

## 5. CONCLUSÃO

Para as mesmas temperaturas de transformação em recozimentos isotérmicos, a energia absorvida no ensaio de impacto mostrou que a tenacidade de estruturas ferrita/perlita em aço ABNT 1045 diminui com o aumento do grão austenítico.

Nas transformações a temperaturas de 680 °C, 640 °C e 600 °C, para uma mesma temperatura de austenitização, ocorreram aumento ou diminuição de tenacidade, como consequência da interação dos diversos parâmetros estruturais.

A estrutura, predominantemente perlítica, mostrou forte influência da fração volumétrica da perlita, do tamanho da colônia de perlita e pouca influência da ferrita proeutetóide na temperatura de transição, em função de sua pequena participação na estrutura.

A diluição de perlita, em decorrência da temperatura de transformação e do tamanho do grão da austenita precursora, pode explicar a aparente anomalia observada quanto ao espaçamento interlamelar maior com temperatura de transformação menor.

Observou-se que as temperaturas de transição calculadas mostraram coerência com as energias de impacto do ensaio de Charpy, indicando que a tenacidade do aço, quando o tamanho de grão austenítico de partida é o mesmo, é função da influência conjunta dos parâmetros estruturais da equação de Pickering. Esses parâmetros dependem da temperatura de transformação da austenita no tratamento isotérmico, podendo uma ou outra variável mais influente conduzir as propriedades do aço em sua direção.

As trincas tiveram percurso transgranular, apresentando as fraturas um caráter misto, com predominância de clivagem. Foram observadas, através do MEV, pequenas áreas alveolares (dimples) sobre a superfície fraturada e estrição na ferrita proeutetóide em trinca secundária.

O alinhamento das estruturas observado quando austenitizadas a 800 °C e 900 °C, desapareceu com austenitização a 1170 °C, provavelmente pela maior homogeneização da austenita.

## 6. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- ASHBY M.F.; JONES D.R.H.. **Engineering materials 2-An introduction to microstructures, processing and design.** BPC Wheatons Ltd, Exeter, Great Britain, 1994.
- CALLISTER JR, W.D.. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** LTC- Livros técnicos e científicos Editora, Rio de Janeiro, 2002.
- COLANGELO, V. J.; HEISER, F.A..**Analysis of metallurgical failures.** Copyright by John Wiley & Sons, Inc. Printed in USA. 1974.
- ASHBY M.F.; JONES D.R.H.. **Engineering materials 2-An introduction to microstructures, processing and design.** BPC Wheatons Ltd, Exeter, Great Britain, 1994.
- DE FERRI METALLOGRAPHIA- VOL 3. **Solidification and Deformation of Steels** by Annick an Jean Pokorny. Institut de Recherches de la Sidérurgie Française IRSID. Published by Berger-Levrault, Nancy, Paris (Berger-Levrault), 1967.
- DE FERRI METALLOGRAPHIA- VOL 5. **Fractography and Microfractography** by Guy Henry and Dietrich Horstmann. MPI and IRSID. Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf, 1979.
- DeHOFF, R.T. e RHINES, F.N. **Quantitative Microscopy.** McGraw-Hill Book Company, New York, 1968.
- DIETER, G.E.JR.. **Mechanical Metallurgy.** McGraw-Hill Book Company, Inc. New York, 1961.
- FRACTURE HANDBOOK. **Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microcopy.** Division IIT Research Institute Chicago, Illinois, 1979.
- GARCIA, A.; SPIN, J.A.; SANTOS, C.A.. **Ensaio dos Materiais.** LTC- Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.. Rio de Janeiro, 2000.
- GORELK, S.S. **Recrystallization in metals and alloys.** English translation, Mir Publishers. Moscow, 1981.

- GRINBERG, D.M.K.. **Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de Laboratório.** Noriega Editores, México, D.F., 1989.
- GROSSMAN, M.A.; BAIN, E. C. **Principios de tratamiento térmico.** American Society for Metals, Metals Park, Ohio. Versión Española de José M<sup>a</sup>. Belló Berbegal. Editorial Blume. Madri, 1972.
- HANSON, A.; PARR, J.G. **The Engineer's Guide to Steel.** Addison Wesley Publishing Company, Inc., 1965.
- HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering Materials.** Third edition. John Wiley & Sons. New York, 1989.
- HONEYCOMBE, R.W.K. **AÇOS - microestrutura e propriedades.** Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Reimpresso em 1982.
- HULL, D. **Fractography- Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography.** Cambridge University Press, 1999.
- METALS HANDBOOK. **Fractography and atlas of fractographs.** American Society for Metals, eighth edition. Metals Park, Ohio, 1974.
- Mc CALL, J.L.; FRENCH P.M.. **Metallography in failure analysis.** Edited by James L. Mc Call and P.M. French. Plenum Press. New York and London, 1978.
- MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.. **Princípios de metalurgia mecânica.** Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo, 1982.
- PADILHA,A.F.; AMBRÓZIO FILHO. **Técnicas de análise microestrutural.** Hemus Editora Ltda., São Paulo, 1985.
- PADILHA, A.F.; SICILIANO, F. JR.. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura.** Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM. São Paulo, 1996.
- PADILHA,A.F.. **Materiais de engenharia- microestrutura e propriedades.** Hemus Editora Limitada, São Paulo, 1997.
- PELLINI, W.S.. **Guidelines for fracture-safe and fatigue- reliable design of steel structures.** The Welding Institute Abington Hall, Abington, Cambrige. England, 1983.

- PICKERING, F.B.; MCIVOR I.D.; GLADMAN, T.. **Some aspects of the structure-property relationships in high-carbon ferrite-pearlite steels.** Journal of the Iron and Steel Institute, páginas 916 a 930. Dec. 1972.
- PICKERING, F.B. **Physical metallurgy and the design of steels.** Applied Science Publishers LTD. London, 1978.
- PORTER, D.A. e EASTERLING, K.E **Phase Transformation in Metals and Alloys.** Chapman & Hall, London, 1996.
- REED-HILL, R.E.. **Princípios de metalurgia física.** Companhia Editorial Continental, S.A., México, 1977.
- SEABRA, A.V. **Influência do tamanho de grão no limite de elasticidade de aços de médio teor de carbono e fracamente ligados.** METALURGIA vol. 27 N°. 168 páginas 775 a 780– novembro, 1971.
- SOUZA, S.A.. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos.** Editora Edgard Blücher Ltda., 6ª. edição. São Paulo, 1974.
- TAKEMASA, M.; MITAO, S.; YOKOYAMA, H.. **Development of high strength pearlitic steel rail (SP Rail) with excellent wear and damage resistance.** NHK Technical Review N°. 86, 2002.
- TAYLOR, J.L. **Metallurgical Dictionary.** A-to-ZED PRESS. Oakland, California, 1976.
- TETELMAN, A.S.; Mc EVILY, A.J.JR.. **Fracture of Structural Materials.** John Wiley & Sons, Inc. New York, 1967.
- VAN VLACK, L.H. **Princípios de ciência dos materiais.** Editora da Universidade de São Paulo. São Paulo, 1970.
- WULPI, D.J. **Understanding How Components Fail.** AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Park, Ohio 44073, 1985.