

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

**AÇO ABNT 1045 ESFEROIDIZADO: ESTUDO DA CINÉTICA DE COALESCIMENTO  
E CORRELAÇÕES ENTRE MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS**

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

**MARCIO ROBERTO DA ROCHA**

**FLORIANÓPOLIS, FEVEREIRO DE 2001**

**AÇO ABNT 1045 ESFEROIDIZADO: ESTUDO DA CINÉTICA DE COALESCIMENTO  
E CORRELAÇÕES ENTRE MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS**

**MARCIO ROBERTO DA ROCHA**

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

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



**PROF. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA, DSc. – ORIENTADOR**

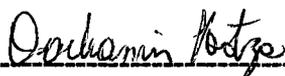


**PROF. DACHAMIR HOTZA, Dr Ing. - COORDENADOR DO CURSO**

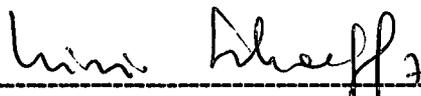
**BANCA EXAMINADORA**



**PROF<sup>a</sup>. INGEBORG KÜHN ARROYO, Dr. Eng.**



**PROF. DACHAMIR HOTZA, Dr Ing.**



**PROF. LIRIO SCHAEFFER, Dr. Ing.**



**PROF. PEDRO A. N. BERNARDINI, Dr. Eng.**

**Aos meus pais José Vitor e Adelina  
e minha irmã Andrea**

## **AGRADECIMENTOS**

**Ao professor Carlos Augusto S. de Oliveira pela Orientação e apoio;**

**Ao professor Juan Carlos Garcia de Blas, pela laminação das amostras;**

**Aos acadêmicos Ivo M. Tatibana, Cristian Bleicher e Ricardo Pimentel,**

**pela grande ajuda prestada;**

**As minhas amigas que tanto incentivaram e apoiaram o desenvolvimento deste trabalho;**

**A CAPES pela bolsa disponibilizada;**

**A todos que de algum modo ajudaram na realização deste trabalho.**

## RESUMO

Este trabalho teve por objetivos estudar o recozimento de esferoidização de um aço SAE 1045 e, correlacionar as suas propriedades mecânicas com as respectivas microestruturas obtidas e também estudar a influência das microestruturas prévias deformadas e temperadas sobre a sua cinética de esferoidização.

No estudo das correlações entre microestruturas e propriedades mecânicas, foram utilizadas amostras laminadas a frio e a quente e temperadas (a partir de 850 e 1000°C). Foram utilizados dois ciclos térmicos de esferoidização: um subcrítico, logo abaixo de  $A_1$  e outro pendular, em torno de  $A_1$ . As variações no processo de preparação das amostras, objetivaram ampliar as diferenças entre os parâmetros avaliados, de modo a melhor correlacioná-los com as propriedades mecânicas obtidas. Para o estudo da cinética de esferoidização, amostras laminadas a frio e temperadas (a partir de 1100°C) foram submetidas a um ciclo subcrítico. Análises qualitativas e quantitativas foram realizadas via microscopia ótica e eletrônica de varredura. O comportamento mecânico foi avaliado a partir de ensaios de tração e de dureza das amostras esferoidizadas.

A forma, tamanho e distribuição dos carbonetos de cementita na ferrita, obtidos após o recozimento de esferoidização, influenciaram tanto o crescimento dos grãos ferríticos, como também o comportamento mecânico do material. As deformações e têmpera prévias aplicadas ao aço aceleraram a cinética de esferoidização dos carbonetos, produzindo microestruturas mais esferoidizadas, quando comparadas as amostras sem deformação.

**Palavras-chave:** esferoidização, aço médio carbono, tratamento térmico, recozimento

## ABSTRACT

The correlations between spheroidized microstructures, mechanical behavior of a medium carbon steel (SAE1045) and the effect of initial microstructures on the kinetic of spheroidization.

The previous microstructure used in the study of the correlations between spheroidized microstructures and mechanical behavior were: hot rolling, cold rolling and quenched. These samples were submitted to two thermal cycles, a sub critical and the other one, variable.

Samples with cold rolling and quenched previous microstructure were used in the study of kinetic of spheroidization. The sub critical thermal cycle with time up to 100 hours were used.

The spheroidized samples were characterized by SEM and OM. The size, shape, number of carbides and ferrite grains size were analyzed. The mechanical behavior was evaluated by hardness and tension test.

The ferritic grain and the mechanical behavior were affected by size, shape, number and distribution of carbides on the ferritic matrix. The cold deformation and quenching applied on this steel, contributed in the acceleration of the process spheroidization, resulting in microstructures more spheroidized than that without deformation.

**Key words:** spheroidization, medium carbon steel, annealing, heat treatment

## ÍNDICE DE ASSUNTOS

<b>AGRADECIMENTOS</b> .....	i
<b>RESUMO</b> .....	ii
<b>ABSTRACT</b> .....	iii
<b>ÍNDICE DE ASSUNTOS</b> .....	iv
<b>ÍNDICE DE TABELAS</b> .....	vi
<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	vii
<b>1.INTRODUÇÃO</b> .....	1
<b>2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	3
2.1 RECOZIMENTO DE ESFEROIDIZAÇÃO .....	3
2.2 CICLOS DE ESFEROIDIZAÇÃO .....	5
2.3 ETAPAS DA ESFEROIDIZAÇÃO DA CEMENTITA DA PERLITA .....	7
2.3.1 MECANISMOS DO PROCESSO DE ESFEROIDIZAÇÃO .....	11
2.3.2 A INSTABILIDADE DA MORFOLOGIA LAMELAR DA CEMENTITA .....	14
2.4 EQUAÇÕES GERAIS PARA O PROCESSO DE ESFEROIDIZAÇÃO .....	18
2.5 EFEITO DE ALGUNS ELEMENTOS DE LIGA NA ESFEROIDIZAÇÃO .....	20
2.6 FORMA E LOCALIZAÇÃO DAS PARTÍCULAS ESFEROIDIZADAS .....	22
2.7 EFEITO DA ESTRUTURA PRÉVIA NA ESFEROIDIZAÇÃO .....	23
2.8 EFEITO DOS PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS NAS PROP. MECÂNICAS .....	27
2.8.1 TAMANHO DE GRÃO .....	27
2.8.2 EFEITO DAS PARTÍCULAS DE 2ª FASE NA MATRIZ .....	28
2.8.3 DIFERENÇAS ENTRE AÇOS DE BAIXO, MÉDIO E ALTO CARBONO ESFEROIDIZ.....	33
2.8.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS ESFEROIDIZADOS .....	35
<b>3.METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b> .....	37
3.1 METODOLOGIA .....	37
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	39
3.2.1 CONDIÇÕES INICIAIS .....	39

3.2.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	40
3.2.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	41
3.2.4	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA .....	42
3.2.5	AVALIAÇÃO ESTATÍSTICA .....	43
3.2.6	ANÁLISE DA CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO .....	43
3.2.7	COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO .....	44
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>45</b>
4.1	MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	45
4.1.1	MICROESTRUTURAS OBTIDAS .....	45
4.1.2	EFEITO DAS MICROESTRUTURAS PRÉVIAS E CICLOS TÉRMICOS .....	50
4.1.3	MICROESTRUTURA X COMPORTAMENTO MECÂNICO .....	55
4.1.4	LIMITE DE ESCOAMENTO, TAMANHO DE GRÃO E TAMANHO DE CARBONETO .....	67
4.1.5	COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO .....	73
4.2	CINÉTICA .....	74
4.2.7	EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL - CRESCIMENTO DOS CARBONETOS .....	82
4.2.8	CRESCIMENTO DOS CARBONETOS NO INTERIOR E CONTORNOS DE GRÃO .....	89
4.2.9	MECANISMO DE COALESCIMENTO .....	90
4.2.10	FORMA DOS CARBONETOS .....	93
4.2.11	COMPORTAMENTO DA DUREZA COM O TEMPO DE TRATAMENTO .....	95
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>99</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>102</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>103</b>
<b>ANEXO A</b>	<b>.....</b>	<b>107</b>
<b>ANEXO B</b>	<b>.....</b>	<b>112</b>

## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tabela 2.1</b> - Evolução microestrutural na esferoidização dos aços [7].	10
<b>Tabela 3.1</b> - Composição química do aço SAE 1045 utilizado (% em peso).	39
<b>Tabela 3.2</b> - Codificação utilizada para a identificação das amostras.	40
<b>Tabela 3.3</b> - Reagentes utilizados para revelação das microestruturas.	42
<b>Tabela 4.1</b> - Tamanho de grão ferrítico para as amostras dos diferentes ciclos térmicos.	50
<b>Tabela 4.2</b> - Resultados encontrados para as diferentes amostras na caracterização.	51
<b>Tabela 4.3</b> - Limite de escoamento e resistência das diferentes amostras ensaiadas.	57
<b>Tabela 4.4</b> - Tamanho de grão austenítico das amostras temperadas.	66
<b>Tabela 4.5</b> - Valores utilizados para o cálculo de $k_y$ .	71
<b>Tabela 4.6</b> - Expoentes de encruamento encontrados para as amostras.	73
<b>Tabela 4.7</b> - Resultados encontrados na caracterização microestrutural das laminadas.	77
<b>Tabela 4.8</b> - Resultados encontrados para as amostras previamente temperadas.	78
<b>Tabela 4.9</b> - Resultados encontrados para os tamanhos de grão ferríticos.	79
<b>Tabela 4.10</b> - Expoente “m” determinado experimentalmente.	93
<b>Tabela 4.11</b> - Resultados de dureza para as amostras previamente laminadas e temperadas.	98

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2.1 -</b>	Diagrama de fases ferro-carbono mostrando as regiões de temperatura para o recozimento de esferoidização.....	3
<b>Figura 2.2 -</b>	Efeito da esferoidização parcial sobre o acabamento superficial e tempo de vida da ferramenta, na usinagem de .....	4
<b>Figura 2.3 -</b>	Ciclos térmicos utilizados no processo de esferoidização. (a) recozimento subcrítico, (b) recozimento pendular.....	6
<b>Figura 2.4 -</b>	Representação tridimensional de uma lamela de cementita no início do processo de esferoidização.....	8
<b>Figura 2.5 -</b>	Variação aproximada com a temperatura do tempo necessário para a completa esferoidização da perlita.....	9
<b>Figura 2.6 -</b>	Esferoidização da perlita - 0,81C-0,08Si-0,65Mn (%peso).....	11
<b>Figura 2.7 -</b>	Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização.....	12
<b>Figura 2.8 -</b>	(a) Depressão esférica sobre a superfície lateral de uma placa de cementita.....	15
<b>Figura 2.9 -</b>	(a) Estrutura esquemática da cementita; (b) formação de “fendas” de ferrita ao longo dos subcontornos da cementita.....	16
<b>Figura 2.10 -</b>	(a) Diagrama mostrando esquematicamente a variação do energia livre e de concentração de soluto.....	17
<b>Figura 2.11 -</b>	Representação esquemática do processo de estabilização da cementita pelo cromo e manganês.....	21
<b>Figura 2.12 -</b>	(a) Morfologia da cementita .....	23
<b>Figura 2.13 -</b>	Taxa de esferoidização da perlita para três espaçamentos interlamelares diferentes, durante o recozimento a 700°C.....	24
<b>Figura 2.14 -</b>	Efeito da microestrutura prévia sobre a esferoidização de uma aço SAE1040 a 700°C por 21 horas .....	25
<b>Figura 2.15 -</b>	Tensão de escoamento versus o logaritmo do caminho livre médio entre partículas e a distribuição de carbonetos esferoidizados.....	29
<b>Figura 2.16 -</b>	Propriedades de tração da perlita e da esferoidita num aço eutetóide.....	30
<b>Figura 2.17 -</b>	Efeito das partículas de segunda fase na ductilidade dos aços.....	31

<b>Figura 2.18</b> - Curva tensão-deformação de um aço de alto carbono (1,8%C) esferoidizado com diferentes processamentos.....	33
<b>Figura 2.19</b> - Comportamento de tensão e deformação e ductilidade para os aços de alto carbono.....	34
<b>Figura 3.1</b> - Procedimento experimental aplicado para o estudo do processo de esferoidização.....	38
<b>Figura 3.2</b> - Procedimento experimental para o estudo da cinética de esferoidização das amostras deformadas e temperadas.....	39
<b>Figura 3.3</b> - Ciclos térmicos utilizados para a obtenções das microestruturas esferoidizadas..	41
<b>Figura 3.4</b> - Cálculo do expoente de encruamento.....	44
<b>Figura 4.1</b> - Micrografia do material na condição de como recebido.....	45
<b>Figura 4.2</b> - Micrografia do material após deformação a frio (21%) Ataque: Nital 2%.....	46
<b>Figura 4.3</b> - Microestrutura obtida após têmpera a partir de 850°C. Ataque: Nital 2%.....	46
<b>Figura 4.4</b> - Microestrutura obtida após têmpera a partir de 1000°C. Ataque: Nital 2%.....	47
<b>Figura 4.5</b> - Microestrutura obtida após têmpera a partir de 1100°C. Ataque: Nital 2%.....	47
<b>Figura 4.6</b> - Micrografias das amostras recozidas no ciclo subcrítico; a) amostra sem deformação inicial e b) amostra deformada (21%).....	48
<b>Figura 4.7</b> - Micrografias das amostras recozidas no ciclo pendular; a) amostra sem deformação inicial e b) amostra deformada (21%). Ataque: nital 2%.....	48
<b>Figura 4.8</b> - Micrografias das amostras esferoidizadas no ciclo subcrítico; a) amostra previamente temperada a partir de 850°C.....	48
<b>Figura 4.9</b> - Micrografia das amostras previamente temperadas a partir de 1000°C e esferoidizadas no ciclo subcrítico por 22 horas. Ataque Nital 2%.....	49
<b>Figura 4.10</b> - Efeito do número de carbonetos no tamanho de grão ferrítico das amostras esferoidizadas.....	52
<b>Figura 4.11</b> - Efeito do número de carbonetos nos contornos de grão no tamanho de grão ferrítico das amostras esferoidizadas.....	54
<b>Figura 4.12</b> - Efeito do número de carbonetos no interior do grão no tamanho de grão ferrítico das amostras esferoidizadas.....	54
<b>Figura 4.13</b> - Comparativo da dureza obtida entre as amostras .....	55

<b>Figura 4.14</b> - Comportamento do limite de resistência e escoamento do aço SAE 1045 esferoidizados em função do tamanho de grão ferrítico.....	56
<b>Figura 4.15</b> - Comportamento da dureza do aço SAE 1045 esferoidizado em função do tamanho de grão ferrítico.....	58
<b>Figura 4.16</b> - Variação do limite de escoamento do aço SAE 1045 esferoidizado em função do número de carbonetos esferoidizados na matriz ferrítica.....	58
<b>Figura 4.17</b> - Variação do limite de resistência do aço SAE 1045 esferoidizado em função do número de carbonetos na matriz ferrítica.....	59
<b>Figura 4.18</b> - Variação da dureza do aço SAE 1045 esferoidizado em função do número de carbonetos na matriz ferrítica.....	60
<b>Figura 4.19</b> - Comportamento do limite de escoamento em função da variação do número de partículas no contorno de grão.....	60
<b>Figura 4.20</b> - Comportamento do limite de resistência em função da variação do número de partículas no contorno de grão.....	60
<b>Figura 4.21</b> - Comportamento do limite de escoamento em função da variação do tamanho de carbonetos no contorno de grão.....	61
<b>Figura 4.22</b> - Comportamento do limite de escoamento em função da variação do tamanho de carbonetos no interior do grão.....	62
<b>Figura 4.23</b> - Comportamento do limite de escoamento, resistência e dureza com a variação do número de carbonetos no contorno de grão.....	62
<b>Figura 4.24</b> - Comportamento da tensão de fratura (de engenharia) frente a variação dos tamanhos de grão ferríticos.....	63
<b>Figura 4.25</b> - Alongamento em função do tamanho de grão ferrítico.....	64
<b>Figura 4.26</b> - Alongamento em função do tamanho médio de carboneto na matriz ferrítica.....	64
<b>Figura 4.27</b> - Comportamento da tensão de fratura (de engenharia) frente a variação do número de partículas no contorno de grão.....	64
<b>Figura 4.28</b> - Alongamento em função do tamanho do carboneto nos contornos de grãos das amostras.....	65
<b>Figura 4.29</b> - Alongamento em função do tamanho do carboneto no interior do grão.....	65
<b>Figura 4.30</b> - Tamanho de grão austenítico encontrado para três temperaturas de austenitização diferentes, medidos a partir das estruturas temperadas.....	66

<b>Figura 4.31</b> - Comparativo entre amostras previamente tratadas com relação ao nível de dureza obtido.....	67
<b>Figura 4.32</b> - Cálculo de $k_y$ com a seleção de $D^*S$ ; limite de escoamento versus o tamanho de grão ferrítico.....	69
<b>Figura 4.33</b> - Cálculo da tensão de fricção média a partir das tensões pontuais calculadas versus a distância entre carbonetos.....	70
<b>Figura 4.34</b> - Comparação entre os valores calculados para o limite de escoamento e os limites de escoamento medidos.....	72
<b>Figura 4.35</b> - Curva resultante do ensaio de tração das amostras ATI1, ATI2 e ATI3, indicando a variação do limite de escoamento apresentado entre elas.....	73
<b>Figura 4.36</b> - Evolução microestrutural das amostras previamente laminadas e temperadas no recozimento de esferoidização. a-b) 4horas, c-d) 12horas.....	74
<b>Figura 4.37</b> - Evolução do tamanhos de carboneto (médio) para as amostras previamente laminadas e temperadas, em função do tempo de recozimento de esferoidização.....	84
<b>Figura 4.38</b> - Evolução do tamanho de carboneto nos contornos de grão ferríticos, das amostras previamente temperadas e laminadas.....	84
<b>Figura 4.39</b> - Evolução do tamanho de carboneto no interior dos grãos ferríticos, das amostras previamente temperadas e laminadas.....	84
<b>Figura 4.40</b> - Distribuição de freqüência dos tamanhos de carboneto médio no decorrer do recozimento de esferoidização.....	86
<b>Figura 4.41</b> - Distribuição de freqüência dos tamanhos de carboneto no interior do grão no decorrer do recozimento de esferoidização.....	87
<b>Figura 4.42</b> - Distribuição de freqüência dos tamanhos de carboneto no contorno de grão no decorrer do recozimento de esferoidização.....	87
<b>Figura 4.43</b> - Gráfico log-log do tamanho médio de partícula versus o tempo, utilizado para o cálculo do expoente “m” das amostras.....	91
<b>Figura 4.44</b> - Gráfico log-log do tamanho médio de partícula versus o tempo, utilizado para o cálculo do expoente “m” das amostras.....	91
<b>Figura 4.45</b> - Forma dos carbonetos observadas no interior e contornos de grão das amostras previamente laminadas, após 75 horas de recozimento a 710°C.....	94
<b>Figura 4.46</b> - Forma dos carbonetos observadas no interior e contornos de grão das amostras previamente temperadas, após 75 horas de recozimento a 710°C.....	95

<b>Figura 4.47</b> - Variação do fator de forma com o tempo de recozimento para as amostras laminadas e temperadas; (IG) para os carbonetos.....	95
<b>Figura 4.48</b> - Evolução do perfil de dureza das amostras previamente temperadas e laminadas com o decorrer do recozimento de esferoidização. ....	96
<b>Figura 4.49</b> - Variação do número de partículas de carboneto na matriz, no decorrer do recozimento de esferoidização das amostras laminadas e temperadas.....	96
<b>Figura 4.50</b> - Comparação dos tamanhos de grão ferríticos entre as amostras previamente temperadas e previamente laminadas.....	97

## 1. INTRODUÇÃO

---

Recozimento é um termo genérico que engloba vários tratamentos térmicos, com objetivo básico de aumentar a ductilidade dos materiais metálicos. Os aços podem ser recozidos com o fim de alcançar um ou vários dos seguintes objetivos: aliviar tensões devido aos tratamentos mecânicos à frio, melhorar a usinabilidade, alterar as propriedades mecânicas como resistência e ductilidade, modificar os característicos elétricos e magnéticos, ajustar o tamanho de grão, homogeneizar a composição após a fusão, remover gases e, eliminar os efeitos de tratamentos térmicos ou mecânicos anteriores [1-5].

Dentre os tratamentos de recozimento encontra-se o de esferoidização, o qual é aplicado a aços de alto e médio carbono que serão conformados ou então usinados, para obter-se uma microestrutura com menor dureza, adequada a estas operações. Esta redução de dureza do material é conseguida pela esferoidização dos carbonetos presentes na matriz ferrítica, quando o aço é mantido em temperaturas e tempos adequados para que ocorra uma mudança na morfologia destes carbonetos.

O inconveniente deste tratamento é o longo tempo necessário para a esferoidização dos carbonetos, o qual gasta de 15 a 25 horas para se completar. Por este motivo, variações no modo de processamento dos aços que se desejam utilizar deste recozimento tem sido feitos, com o objetivo de acelerar a sua cinética; como exemplo, pode-se citar a aplicação de deformações ou microestruturas martensíticas prévias ao recozimento de esferoidização.

Apesar de bons resultados serem obtidos, a sua aplicação em linhas industriais ainda é difícil, devido a necessidade de inserção de novas etapas no processo fabril, gerando custos ao produto final, e pela própria limitação dos equipamentos disponíveis.

Tendo em vista estes aspectos, o presente trabalho teve por objetivo estudar o recozimento de esferoidização, obtendo informações sobre as correlações entre microestruturas e propriedades, e os efeitos das alterações das microestruturas prévias e ciclos térmicos sobre a cinética de esferoidização.

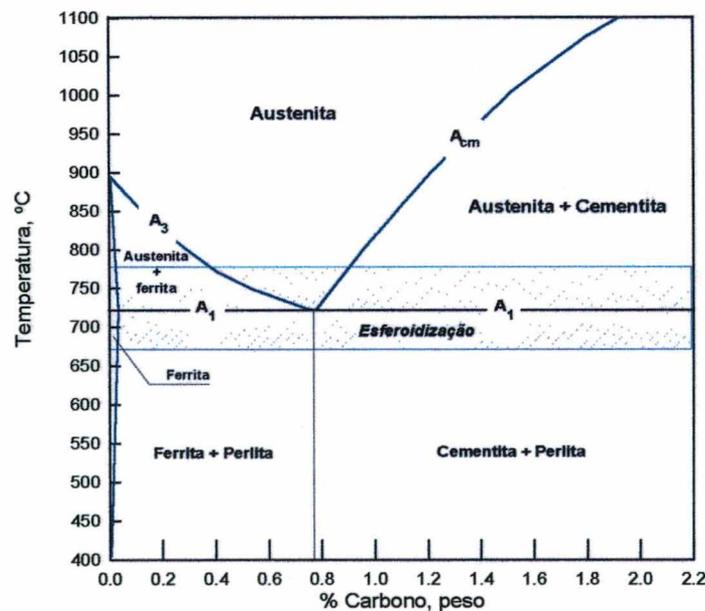
Este trabalho foi então dividido em duas partes, sendo na primeira etapa estudada as correlações entre as propriedades mecânicas do aço SAE 1045 com as microestruturas obtidas após o recozimento de esferoidização, e a segunda etapa destinada ao estudo da cinética de esferoidização frente as alterações das microestruturas iniciais pela aplicação de deformação por laminação a frio e também por tratamento térmico de têmpera.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Recozimento de esferoidização

O recozimento de esferoidização é aplicado aos aços de médio e alto carbono com o objetivo de obter uma microestrutura composta por partículas aproximadamente esféricas de cementita em uma matriz de ferrita [1-5], com a finalidade de: melhorar a usinabilidade; melhorar a ductilidade, a conformabilidade e; desenvolver uma estrutura adequada para tratamentos térmicos de endurecimento posteriores (pouco utilizado).

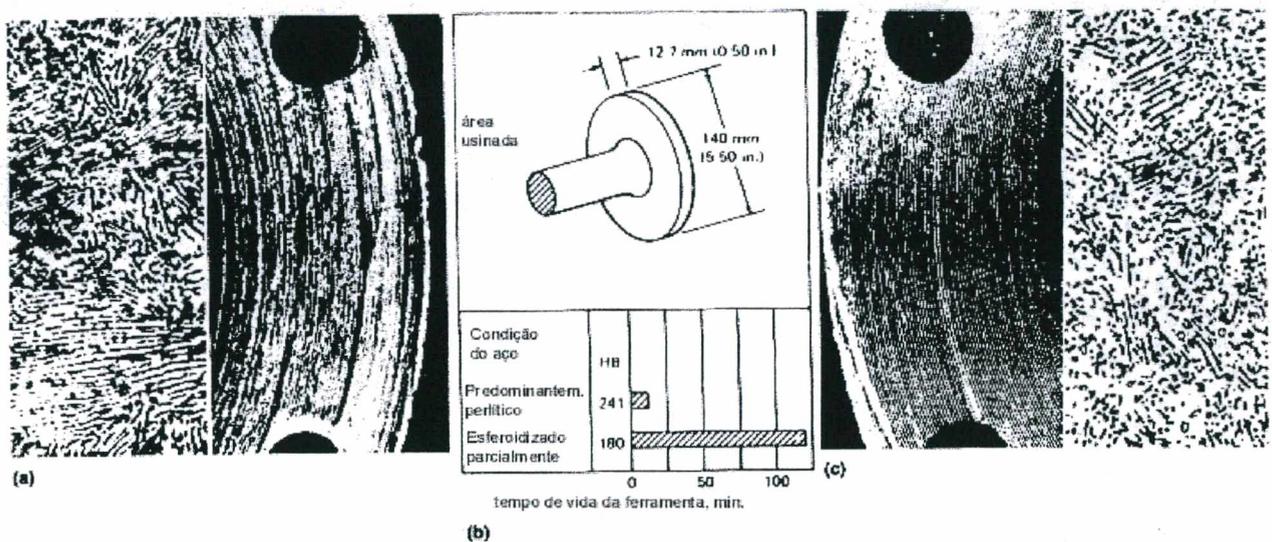
É difícil estabelecer designações consistentes para as temperaturas críticas, porém nos tratamentos em temperaturas por um tempo prolongado, as temperaturas críticas de interesse deveriam ser as de equilíbrio  $A_{e1}$  e  $A_{e3}$ . A faixa de temperaturas utilizadas para o recozimento de esferoidização é mostrada na figura 2.1.



**Figura 2.1** - Diagrama de fases ferro-carbono mostrando as regiões de temperatura para o recozimento de esferoidização. ( $A_1$  – temperatura eutetóide,  $A_3$  e  $A_{cm}$  temperaturas críticas para os aços hipo e hipereutetóides) [4]

Em função do ciclo térmico de esferoidização, poderão haver variações no tamanho e distribuição dos carbonetos e no tamanho de grão da ferrita, os quais podem alterar significativamente a ductilidade e conseqüentemente, a conformabilidade dos aços tratados [5].

Aços de alto carbono, quando necessitam ser usinados ou conformados mecanicamente, apresentam dureza elevada no estado normalizado, ou a possibilidade de terem carbonetos nos contornos de grão após o recozimento, tornando-os frágeis. A presença de carbonetos nos contornos de grão e a permanência de perlita na estrutura esferoidizada, podem ser altamente prejudiciais a usinagem, aos tratamentos térmicos posteriores e propriedades de fadiga da peça acabada [6].



**Figura 2.2** - Efeito da esferoidização parcial sobre o acabamento superficial e tempo de vida da ferramenta, na usinagem de um aço SAE5160. (a) microestrutura (perlítica) recozida (dureza = 241HB), e superfície de acabamento após usinagem de oito peças; (b) tempo de vida da ferramenta e (c) microestrutura parcialmente esferoidizada (dureza = 180HB) e superfície de acabamento após usinagem de 123 peças. [4]

Aços de médio carbono, quando necessitam máxima ductilidade para trabalhos que exigem muito esforço, tanto da ferramenta quanto do material, também devem ser esferoidizados. Um exemplo da influência das microestruturas perlítica e esferoidizada na usinagem de uma aço

SAE5160, é apresentada na figura 2.2 [4]. A esferoidização dos carbonetos presentes na microestrutura reduziu a dureza de 241HB (para a estrutura inicialmente perlítica), para 180HB (para a estrutura parcialmente esferoidizada). Conseguiu-se desta forma, um aumento significativo no tempo de vida da ferramenta, com conseqüente aumento da produtividade (de 8 peças usinadas inicialmente com a microestrutura perlítica, para 123 peças com a microestrutura parcialmente esferoidizada). Um melhor acabamento também foi obtido.

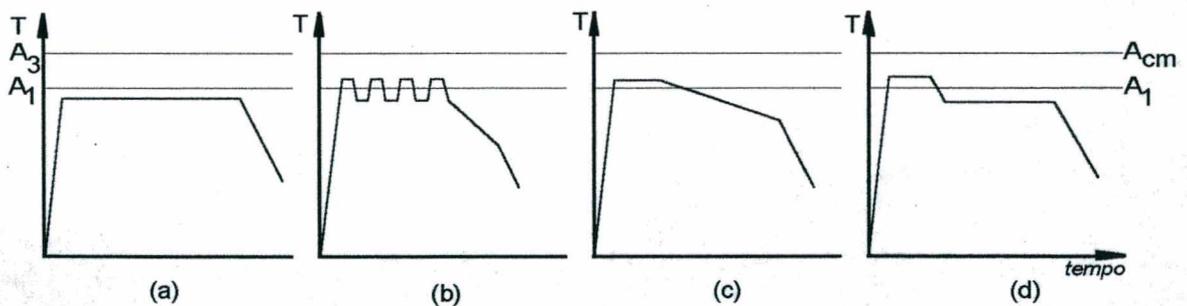
## 2.2 Ciclos de esferoidização

Para a esferoidização dos aços, de um modo geral, podem ser utilizados os ciclos térmicos descritos a seguir [1, 7]:

- 1) Recozimento Subcrítico: neste tratamento o aço é aquecido numa temperatura um pouco abaixo de  $A_1$  (15 a 30°C), permanecendo nesta temperatura por um longo período de tempo (figura 2.3a). Neste ciclo não ocorrem mudanças de fase;
- 2) Recozimento Pendular (ou cíclico): consiste em alternar a temperatura várias vezes em torno de  $A_1$ , com posterior resfriamento lento. A cada vez que se sobe a temperatura acima de  $A_1$ , os carbonetos mais finos se dissolvem e, quando se abaixa a temperatura, a precipitação ocorre na cementita que não se dissolveu (figura 2.3b);
- 3) Resfriamento Controlado: o material é aquecido até uma temperatura 10 a 30°C acima de  $A_1$ , permanecendo nesta temperatura por um determinado tempo, sendo posteriormente resfriado lentamente (resfriamento controlado, p.e. com taxa de resfriamento igual a 5-10°C/h). Este

ciclo visa propiciar uma dissolução incompleta da cementita em temperaturas de 10 a 30°C acima de  $A_1$ ; o resfriamento lento deve prosseguir até que a transformação tenha se completado, podendo a partir daí, ser resfriado ao ar até a temperatura ambiente. Durante o resfriamento, as partículas de cementita não dissolvidas atuam como núcleos para o crescimento da cementita, formando os carbonetos esferoidizados (figura 2.3c);

- 4) **Recozimento Isotérmico:** consiste em aquecer o aço até uma temperatura entre  $A_1$  e  $A_3$  ou  $A_{cm}$  (de 600 a 690°C, dependendo do aço) manter nesta temperatura por um curto intervalo de tempo, resfriar até uma temperatura ligeiramente inferior a  $A_1$  (10 a 30°C), e manter nesta temperatura por um tempo suficiente para que ocorra a transformação de toda a austenita existente e se obtenha um coalescimento suficiente da cementita (este tempo pode variar de 4 a 8 horas em média). Neste caso, o resfriamento não precisa ser tão lento, porém, costuma-se resfriar lentamente até cerca de 650°C com posterior resfriamento rápido até a temperatura ambiente (figura 2.3d).



**Figura 2.3** - Ciclos térmicos utilizados no processo de esferoidização. (a) recozimento subcrítico, (b) recozimento pendular, (c) resfriamento controlado e (d) recozimento isotérmico.

Em virtude do ciclo térmico e da microestrutura prévia influenciarem a cinética de esferoidização, vários processos [22] tem sido desenvolvidos para acelerar este recozimento, de maneira a reduzir o tempo de tratamento. Como exemplo pode-se citar as técnicas alternativas

utilizadas atualmente em siderúrgicas, onde obtém-se estruturas de mais fácil esferoidização direto da linha de laminação, através de resfriamento controlado.

Os tratamentos termomecânicos (TTM) tem sido muito estudados com este objetivo. Um exemplo seria o processo denominado "*Direct Spheroidize Annealing – DSA*", desenvolvido por Aihara [22]. No DSA a austenita é deformada em temperaturas onde uma maior quantidade de locais efetivos para a precipitação de carbonetos esferoidizados seja conseguido. O processo DSA inicia a laminação em temperaturas acima de  $Ac_1$  (porém menores que as normalmente utilizadas na laminação convencional) e, termina em temperaturas logo abaixo de  $Ac_1$ , permitindo a precipitação de partículas de cementita nas bandas de deformação da austenita. O aço é mantido nesta temperatura de acabamento por tempos em torno de 1 hora, para o crescimento dos carbonetos esferoidizados. Consegue-se por este processo uma significativa aceleração do processo de esferoidização quando comparada aos processos convencionais de tratamento (os quais gastariam 20 horas ou mais de tratamento para obter o mesmo grau de esferoidização dos carbonetos).

### **2.3 Etapas de Esferoidização da Cementita da Perlita**

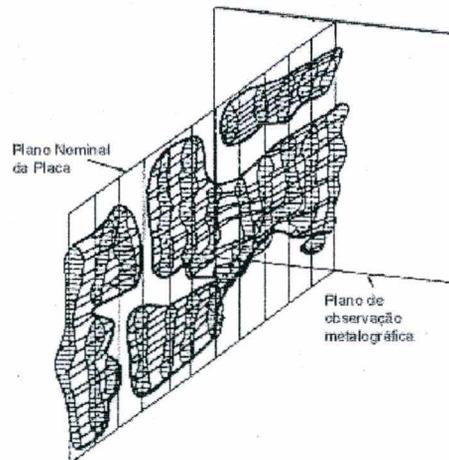
A esferoidização da cementita pode ser dividida em três etapas, em função de suas características morfológicas:

1. a primeira etapa ocorre a fragmentação das lamelas, as quais são transformadas em partículas grosseiramente esféricas, aumentando o número de partículas isoladas de cementita. As lamelas de cementita quebram-se em intervalos mais ou menos regulares, pelo crescimento de canais no seu interior, até formarem partículas menores, com relação de forma (razão entre o comprimento e a largura da partícula) em torno de 8. A figura 2.4 [5]

mostra de forma esquemática uma lamela de cementita neste estágio, ilustrando como estes canais se desenvolvem;

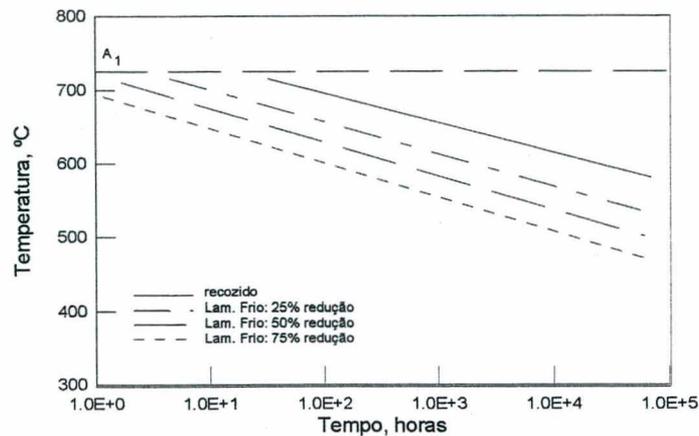
2. na segunda etapa, o fator de forma dos fragmentos das lamelas progressivamente tendem a 1 (ou seja, a um formato teoricamente esférico);
3. na terceira etapa, que pode ser denominada coalescimento, ocorre o crescimento de partículas em função do tempo e da temperatura, com conseqüente diminuição do número de partículas esferoidizadas e aumento da distância entre elas.

Podemos ainda incluir uma quarta etapa, a qual refere-se a grafitização. Nesta etapa há a formação de nódulos de grafita na microestrutura, geralmente quando o aço é mantido por longos períodos de tempo em temperaturas subcríticas.



**Figura 2.4** - Representação tridimensional de uma lamela de cementita no início do processo de esferoidização. [5]

A seqüência dos eventos descritos independe da temperatura, porém o tempo requerido para alcançar um dado grau de esferoidização tem uma relação aproximadamente logarítmica com a temperatura, como pode ser observado na figura 2.5.



**Figura 2.5** - Variação aproximada com a temperatura do tempo necessário para a completa esferoidização da perlita em um aço normalizado com 0,8%C e em um aço com 0,6%C com diferentes graus de encruamento [5].

Como mostrado anteriormente, nos estágios mais avançados do processo, quando o aço é aquecido por longos períodos em temperaturas subcríticas, é encontrado não somente cementita esferoidizada, mas também nódulos de grafita de formato irregular. Isto é conhecido como grafitização e ocorre devido a grafita ser termodinamicamente mais estável que a cementita [5,8].

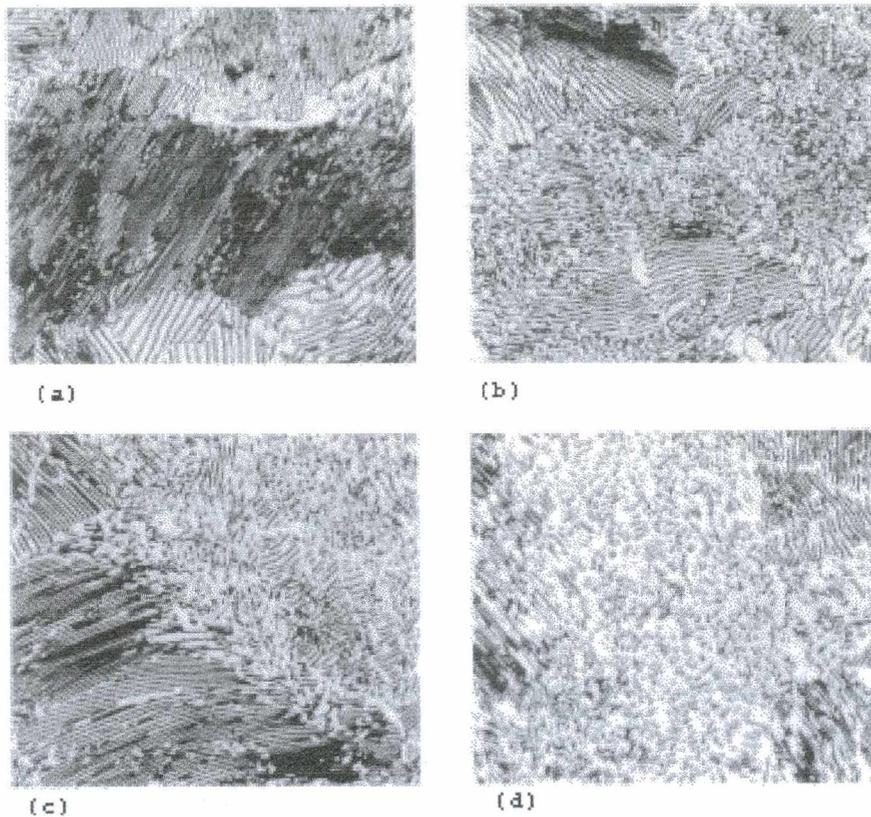
A grafitização também ocorre algumas vezes em aços de alto carbono laminados e posteriormente recozidos por tempos em torno de 80 horas, ou em situações em que o material fica exposto por longos períodos em temperaturas próximas a subcrítica, como em tubulações de caldeiras [4, 5, 8].

Na tabela 2.1 são mostradas de modo esquemático, algumas características do processo de esferoidização e na figura 2.6, a evolução microestrutural durante o processo de esferoidização, para um aço com 0,8%C. A microestrutura inicial apresenta-se composta totalmente por perlita, e com a evolução do processo há a fragmentação de suas lamelas, formando unidade menores que tendem a se arredondar, ou seja, há a formação de uma microestrutura esferoidizada.

O processo de esferoidização é induzido por fatores globais e locais, os quais são altamente dependentes da morfologia da superfície da cementita. Do ponto de vista global, a esferoidização seria controlada pela redução da energia livre do sistema, geralmente pela redução das áreas de interface das partículas. Porém, na primeira etapa do processo o fator predominante para a quebra das lamelas não é a redução de energia de superfície (uma vez que há a geração de novas superfícies), mas o equilíbrio de forças entre as interfaces de cementita e ferrita (efeito local). Isto é decorrente dos defeitos existentes na superfície das lamelas de cementita, as quais possuem grandes irregularidades, como por exemplo, concavidades, subestruturas, falhas de empilhamento, entre outras [9].

**Tabela 2.1 - Evolução microestrutural na esferoidização dos aços [7].**

<b>ESTRUTURAS</b>		Unidades perlíticas contínuas ou dispersas na matriz.	Cementita com geometria de complexidade variável, como resultado da quebra das lamelas de cementita da perlita em unidades menores.	Cementita globular numa matriz ferrítica.		
<b>FORÇA MOTRIZ</b>		Equilíbrio de tensões de superfície entre ferrita/cementita e energia da interface ferrita-cementita.		Energia da interface ferrita-cementita.		
<b>PROCESSO</b>		Global: processo de redistribuição, esferoidização, coalescimento.				
		Primeira e Segunda etapa: esferoidização propriamente dita.		Terceira etapa: coalescimento		
Cementita	Variações Métricas	$V_v^{Fe_3C}$	Constante			
		$V_v^G$	Valor inicial nulo	Aumenta	Aumenta	Mantém-se constante
		$\lambda_{Fe_3C}$	Valor inicial ligado à escala da estrutura perlítica	Diminui	Diminui	Aumenta
Sendo: $V_v^{Fe_3C}$ = fração volumétrica de cementita total; $V_v^G$ = fração volumétrica de cementita globular; $\lambda_{Fe_3C}$ = distância livre média da cementita.						



**Figura 2.6** - Esferoidização da perlita - 0,81C-0,08Si-0,65Mn (%peso). a) Aço Normalizado a 850°C, 240HV. b) aquecido a 650°C por 4h, resfriado ao ar, 240HV. c) aquecido a 650°C por 16h, resfriado ao ar, 220HV. d) aquecido a 650°C por 64h, resfriado ao ar, 210HV [5]

### 2.3.1 Mecanismos do Processo de Esferoidização

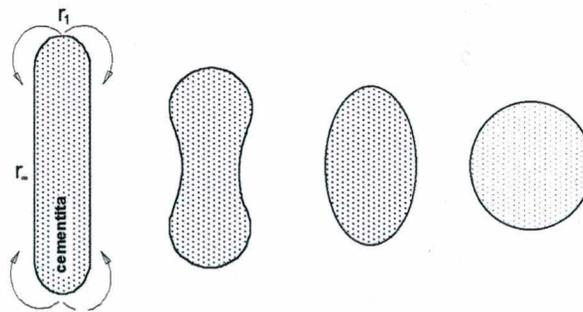
Os processos de esferoidização além do ponto de vista de redução de energia livre, também estão baseados na difusão de átomos de carbono e ferro na matriz, o que gera um efeito de capilaridade devido as mudanças de concentração de carbono na ferrita [9-11]. Tal comportamento pode ser expressado pela equação de Gibbs-Thomson (equação 1), a qual considera os gradientes de potencial químico ao longo da interface curva ( $\Delta\mu = -2\gamma\Omega/r$ ), ou seja, a alteração da solubilidade local pela presença de uma interface curva. Este efeito pode ser representado em função do tempo e do tamanho da partícula, como indicado pela equação (1).

$$r^n - r_0^n = k.(t - t_0) \quad (1)$$

onde:

- $r_0$  – tamanho inicial da partícula no tempo  $t_0$
- $r$  – tamanho final da partícula, após um tempo  $t$
- $k$  – constante relacionada com o produto  $D.\gamma.X_e$
- $D$  – coeficiente de difusão
- $\gamma$  – energia interfacial
- $X_e$  – solubilidade de carbono no equilíbrio
- $n$  – constante dependente do mecanismo controlador do coalescimento dos carbonetos

Na figura 2.7, é apresentado esquematicamente a dependência da esferoidização da cementita com o raio de curvatura das interfaces  $\alpha/Fe_3C$  (apontado pela equação (1)). A difusão de átomos de carbono e de ferro ocorre das regiões de menor raio (ou em concavidades, onde o raio tem sinal oposto) para as de maior raio ( $r \rightarrow \infty$ ).



**Figura 2.7** - Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização. Observa-se que o arredondamento da partícula ocorre pelos raios menores, através de sua dissolução, e precipitação nos raios maiores ( $r \sim \infty$ ). [1, 9]

Como  $D$  e  $X_e$  aumentam exponencialmente com a temperatura, a taxa de coalescimento também aumentará rapidamente com a elevação da temperatura.

Schastlivtsev et al [9] propuseram uma equação específica para descrever o processo de fragmentação das lamelas num recozimento subcrítico partindo-se de um estrutura perlítica, conforme mostra a equação (2), a qual mostra a concentração em função do raio de curvatura.

$$C^{\alpha/cm}_{(r)} = C^{\alpha/cm}_{(\infty)} \exp \{V_{cm}^m [2.\gamma / rRT]\} \quad (2)$$

onde:

$C^{\alpha/cm}_{(r)}$  - concentração de carbono na interface da partícula de raio  $r$ ;

$C^{\alpha/cm}_{(\infty)}$  - concentração de carbono na interface da partícula com raio tendendo ao infinito;

$V_{cm}^m$  - volume molar de  $Fe_3C$ ;

$R$  - constante dos gases e

$T$  - temperatura absoluta.

Schastlivtsev et. al. [9] também propuseram uma modificação da equação (2), considerando agora a energia livre por unidade de volume devido a presença de defeitos ( $\Delta g_d$ ) na rede cristalina. A equação (3) mostra esta modificação.

$$C^{\alpha/cm}_{(r)} = C^{\alpha/cm}_{(\infty)} \exp [(\Delta g_d + 2.\gamma / r) V_{cm}^m / RT] \quad (3)$$

De acordo com a equação (2) e (3), se a interface da lamela de cementita for convexa, haverá um aumento na concentração de carbono na ferrita. A concentração de carbono na ferrita tem uma relação inversa com o raio de curvatura apresentado e desta forma, quanto menor o raio, maior será o gradiente de concentração na matriz, aumentando a velocidade do processo de esferoidização.

### 2.3.2 A Instabilidade da Morfologia Lamelar da Cementita em Função dos Defeitos Superficiais

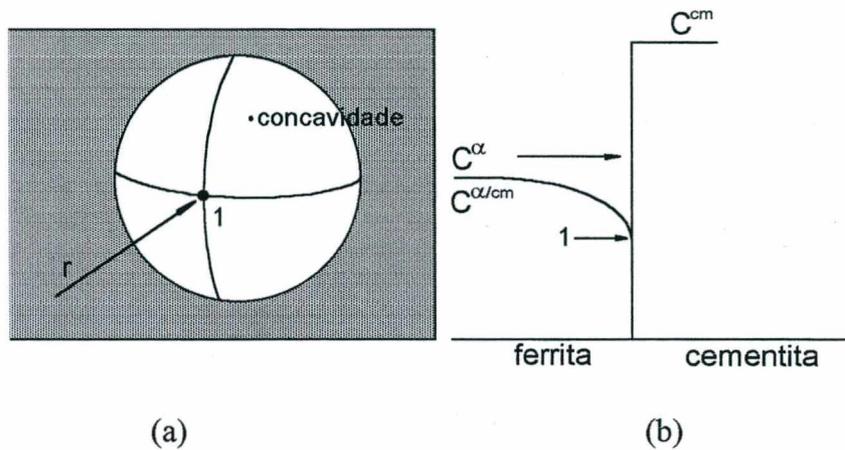
A morfologia lamelar da cementita na perlita é instável em temperaturas elevadas, devido a grande área interfacial entre ferrita/cementita, o que favorece a formação de uma morfologia mais estável com menor área interfacial, no caso, a formação de cementita esferoidizada na matriz ferrítica (com menor relação entre energia livre de superfície e de volume). Quanto maior a energia interfacial entre cementita/ferrita maior será a força motriz para o processo se desenvolver [1,4,5,10-14].

O processo de esferoidização é lento, mesmo próximo da temperatura  $A_1$ , requerendo longos períodos de recozimento para as colônias de perlita começarem a se esferoidizar. Um dos fatores possivelmente responsáveis por tal comportamento é a baixa energia interfacial existente entre as lamelas de cementita e ferrita da perlita [4, 5, 7, 15].

Como observado anteriormente, a esferoidização ocorre como resultado da difusão de átomos de ferro e de carbono, tendo uma dependência com o raio de curvatura das interfaces  $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ .

Suponha que uma depressão esférica de raio  $r$  apareça na superfície de uma lamela de  $\text{Fe}_3\text{C}$  (figura 2.8a); a tensão superficial desta superfície criará uma tensão compressiva de Laplace,  $P_L = -2\gamma/r$ , a qual rejeitará os átomos de carbono para as regiões mais afastadas. Tal comportamento pode ser expresso pela equação 2, a qual indica a variação da concentração de carbono no ponto 1 (figura 2.8 e equação (4)).

$$C^{\alpha/\text{cm}}_{(1)} = C^{\alpha/\text{cm}}_{(\infty)} \exp \left\{ - \left( \frac{V_{\text{cm}}^m 2 \cdot \gamma}{rRT} \right) \right\} \quad (4)$$



**Figura 2.8** - (a) Depressão esférica sobre a superfície lateral de uma placa de cementita; (b) distribuição da concentração de carbono ao longo do raio  $r$  [9].

Naturalmente a concentração de carbono na fase  $\alpha$  a certa distância da interface  $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$  e ao longo do raio  $r$ , será igual a concentração média de carbono na ferrita, ou seja, um gradiente de concentração será verificado na região próxima da interface  $\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$ . Um fluxo difusivo de átomos de carbono será então direcionado ao ponto 1 (figura 2.8), tendendo a aumentar a concentração de carbono na interface  $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ .

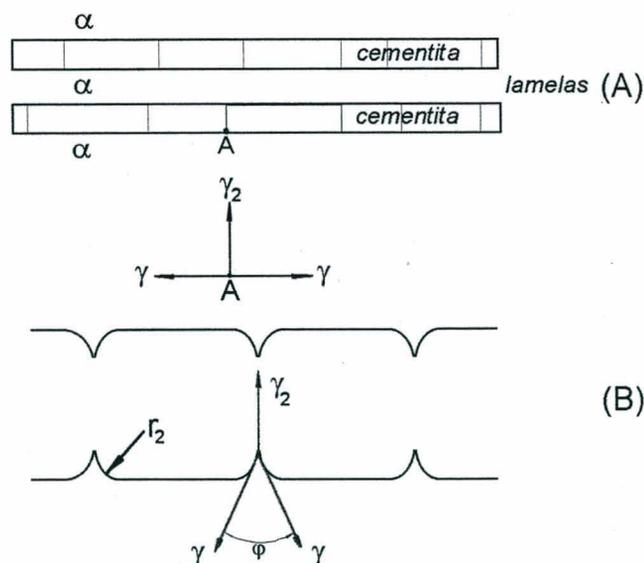
De modo a tornar esta concentração constante, o sistema precisará precipitar partículas de cementita da fase  $\alpha$ , as quais preencherão a depressão existente até que sua superfície esteja plana [9] (ou quando a  $C^\alpha$  for igual a concentração de equilíbrio  $C^{\alpha/cm}_{(\infty)}$ ).

Uma situação naturalmente possível seria onde a fase  $\alpha$ , após um tempo a temperaturas inicialmente baixas e rápido aquecimento em temperaturas próxima a  $650^\circ\text{C}$ , tem uma concentração de carbono  $C^\alpha < C^{\alpha/cm}$ . Neste caso, a lamela de carboneto dissolve-se, aumentando a concentração de carbono na fase  $\alpha$ . O gradiente de concentração  $C^{\alpha/cm}_{(\infty)} - C^\alpha$  nas regiões planas de uma interface poderá ser até maior, e assim estas regiões dissolvem-se rapidamente, “planificando” o contorno da interface. O processo de dissolução cessará quando a  $C^\alpha$  for igual a  $C^{\alpha/cm}_{(\infty)}$  nesta temperatura.

A figura 2.9 mostra que em junções triplas (isto é, ao longo das linhas onde os subcontornos aparecem na superfície), as tensões superficiais ( $\gamma$  e  $\gamma_2$ ) não se apresentam balanceadas. Assim, as concavidades com ângulos agudos (fendas) que aparecem na superfície das lamelas devem apresentar um ângulo de abertura  $\phi$  que assegure o balanço entre as forças atuantes, isto é,

$$2.\gamma \cos \phi = \gamma_2 \quad \therefore \phi = \arccos(\gamma_2 / 2.\gamma) \quad (5)$$

O aparecimento destas concavidades é acompanhado pela formação de bordas arredondadas com um raio  $r_2$  (figura 2.9). Quando  $r = r_2$ , a concentração de carbono na fase  $\alpha$  (determinada pela equação (2), será muito maior que a  $C^{\alpha/cm}_{(\infty)}$ , causando um fluxo de carbono para as regiões planas. As bordas então se dissolvem, “tendendo” a aumentar o ângulo de abertura para valores maiores que o ângulo de equilíbrio, propiciando o crescimento de depressões (fendas) mais profundas dentro da cementita. Este processo cessará quando as ranhuras que se propagam dentro da cementita de lados opostos alcançarem umas as outras, isto é, quando elas cortarem a lamela.

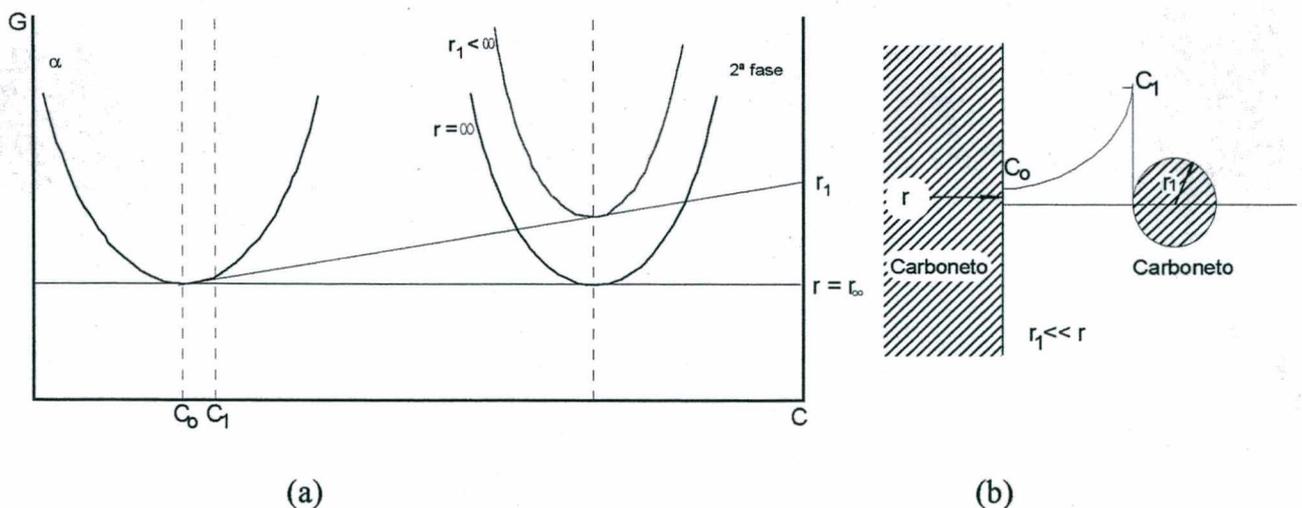


**Figura 2.9** - (a) Estrutura esquemática da cementita; (b) formação de “fendas” de ferrita ao longo dos subcontornos da cementita [9].

As impurezas freqüentemente observadas ao longo dos subcontornos de cementita aceleram a fragmentação das lamelas. Assim, embora a superfície plana de uma lamela de cementita seja estável, as linhas onde os subgrãos surgem na interface externa de ferrita/cementita não possuem tal estabilidade. Fendas ou ranhuras com ângulos agudos devem aparecer ao longo dessas linhas, e se propagar dentro das lamelas, resultando no seu corte.

A diferença entre tamanhos das partículas também tem papel importante dentro do processo. A solubilidade então seria menor com os precipitados maiores e maior com os precipitados menores. Isto produz um gradiente de concentração de soluto, que promove um fluxo difusivo dos precipitados menores para os maiores, resultando na diminuição e no desaparecimento das partículas menores. O soluto do precipitado que está se dissolvendo alimentará então as partículas maiores, promovendo o seu crescimento. Este processo é conhecido como solução – reprecipitação (*Ostwald ripening*), ou ainda coalescimento [5, 7, 16], presente principalmente na terceira etapa do processo de esferoidização.

Tal comportamento pode ser observado esquematicamente na figura 2.10 [9], a qual mostra a variação da energia livre em função de dois diferentes raios de curvatura de partícula ( $r$  e  $r_1$ ).



**Figura 2.10** - (a) Diagrama mostrando esquematicamente a variação do energia livre e de concentração de soluto (b), para duas partículas em função do seu raio [9].

As partículas com raios iguais a  $r_1$  possuem maior energia livre que aquelas com raio igual a  $r$ , o que promove o deslocamento da concentração de equilíbrio de  $C_0$  para  $C_1$ . Deste modo, um gradiente de concentração de soluto é criado na interface da partícula de menor raio, como indicado na figura 2.10b. Tal configuração resultará num fluxo de átomos de carbono da partícula menor para a maior, com o objetivo de eliminar este gradiente de concentração [10].

## 2.4 Equações Para o Processo de Esferoidização

Vários autores [9,10,12,13] tem tentado desenvolver modelos teóricos para descrever o processo de esferoidização da cementita. Shkatov et al. [13] estudando a esferoidização da cementita para um aço St3sp<sup>1</sup>, obtiveram bons resultados no modelamento da cinética de esferoidização da cementita, utilizando a equação de Avrami (equação (6) – ponto de vista fenomenológico).

$$de/d\tau = n.A.(1-e)\tau^{n-1} \quad (6)$$

Diferenciando a equação (6), obtiveram:

$$e = 1 - \exp(-A\tau^n) \quad (7)$$

onde:

$$A = A_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

$e$  - grau de esferoidização,

$n$  - uma constante

$A_0$  - pré expoente multiplicador,

$\tau$  - tempo,

<sup>1</sup> 0,14%C; 0,62%Mn; 0,23%Si; 0,038%P; 0,011%S; 0,06%Cr; 0,04%Ni; 0,08%Cu; 0,018%Al [13].

$Q$  – energia de ativação da esferoidização,

$T$  - temperatura

\* “ $A$ ” aumenta com a redução da distância interplanar.

Outra equação que também pode ser utilizada para descrever a taxa de crescimento da microestrutura esferoidizada  $dr/dt$ , é mostrada abaixo [5, 7].

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2V_c^2 X D \gamma}{V_{Fe} R T} \left( \frac{1}{r_m} - \frac{1}{r} \right) \quad (9)$$

onde:

$\gamma$  - é a energia interfacial;

$V_c$  e  $V_{Fe}$  - são os volumes molar de cementita e de ferrita respectivamente;

$X$  - é a fração molar de carbono em equilíbrio com a cementita;

$D$  - é o coeficiente de difusão do carbono;

$r$  - é o raio médio das partículas geradas;

$r_m$  - é o raio médio das partículas já esferoidizadas.

A equação (7) descreve o processo de esferoidização de modo fenomenológico, em função basicamente do tempo, temperatura e do raio de curvatura das partículas de cementita, tornando simplificada a sua aplicação. Já a equação (9), apresenta-se mais completa (visão atomística – variáveis estruturais), discriminando os efeitos da variação da energia superficial, do coeficiente de difusão e da proporção de soluto sobre o comportamento do processo de coalescimento, o que a torna mais precisa.

O coeficiente de difusão, assim como a taxa de esferoidização, aumenta com a temperatura e também é dependente do empacotamento atômico [4, 5, 7]. Por exemplo, a difusão do carbono é maior na ferrita que na austenita, devido a maior facilidade de movimentação destes átomos nesta estrutura (CCC) [12]. Embora em temperaturas maiores o coeficiente de difusão seja menor (devido a presença da estrutura FCC), o processo de coalescimento é mais rápido, resultado da maior solubilidade do carbono na austenita e também, pela presença de uma maior quantidade de sítios para nucleação de novos carbonetos.

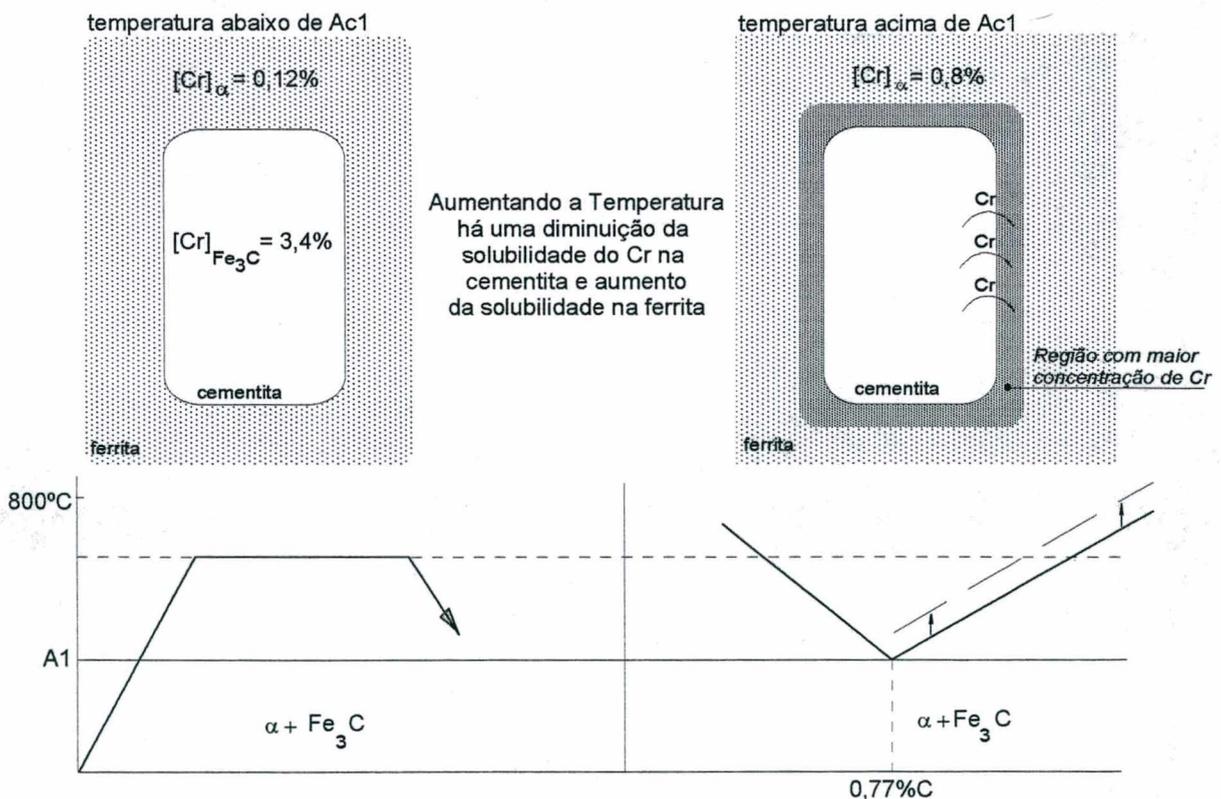
Outro fator que contribui com a taxa de esferoidização é o número de partículas por  $\text{mm}^2$  de cementita retidas na austenita. Segundo Ochi et al. [17], o maior número de partículas presentes favorece o coalescimento da cementita durante a transformação  $\gamma/\alpha$  no resfriamento lento. Isto porque, menor é a distância para a difusão do carbono o que dificulta a regeneração da perlita.

## 2.5 Efeito de alguns elementos de liga na esferoidização

O efeito da adição de elementos de liga no aço que será esferoidizado, é dependente do ciclo térmico aplicado. Nos ciclos em que o aço é aquecido em temperaturas superiores a  $A_1$ , elementos de liga como o cromo e o manganês tendem a acelerar o processo de esferoidização, pois estabilizam a cementita na austenita formada durante o tratamento térmico nestas temperaturas mais altas, reduzindo a solubilização da cementita na matriz austenítica [13,18,19]. Porém, para ciclos em que o aço é mantido a temperaturas inferiores a  $A_1$ , o efeito destes elementos pode ser o contrário, tendo como principal característica retardar o aparecimento do quarto estágio da esferoidização, ou seja, a grafitação. Logicamente que isto dependerá do elemento de liga adicionado.

A figura 2.11 mostra esquematicamente o efeito do cromo presente inicialmente na cementita. Quando temperaturas mais altas são aplicadas ( $T > A_1$ ), o cromo é expulso da cementita (resultado do aumento da solubilidade de Cr na ferrita), promovendo uma maior concentração de cromo ao redor da partícula de cementita, e assim, deslocando a linha  $A_3$  (ou  $A_{cm}$ ) para temperaturas mais altas. Deste modo a cementita é estabilizada nestas temperaturas [9,15].

Estas partículas de cementita estabilizadas atuarão como núcleos para o coalescimento dos carbonetos esferoidizados. Por outro lado, aços com molibdênio e vanádio formam carbonetos do tipo  $M_2C$  e  $V_4C_3$  (ou VC), respectivamente. Estes carbonetos, por apresentarem estruturas cristalinas diferentes daquela da  $Fe_3C$ , não atuam como sítios para a nucleação da cementita [12, 20].



**Figura 2.11** - Representação esquemática do processo de estabilização da cementita pelo cromo e manganês [9,15].

## 2.6 Forma e localização das partículas esferoidizadas

A localização das partículas de cementita vai depender fortemente da microestrutura prévia ao recozimento. Muitas das partículas de cementita esferoidizadas estão localizadas nos contornos de grão da ferrita, devido a migração dos contornos ou nucleação nos contornos.

Segundo Vakulenko [14], carbonetos com diâmetros em torno de 0,1  $\mu\text{m}$  não tem capacidade suficiente para bloquear o movimento dos contornos de grão de ferrita, e por isso se tornam intragranulares. Para partículas com diâmetros em torno de 0,15 a 0,2  $\mu\text{m}$ , a capacidade de bloqueio é mais efetiva em retardar a migração do contorno de grão, e por isso, localizam-se principalmente nos contornos de grão.

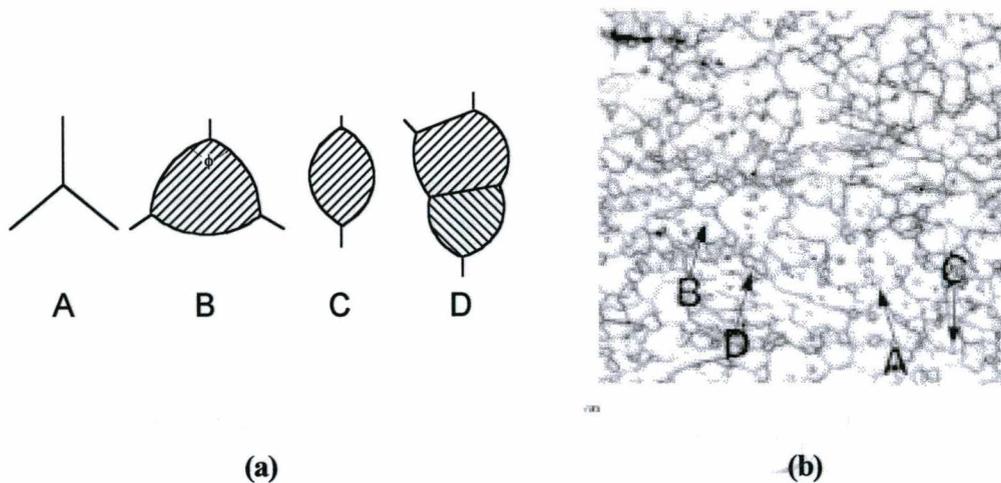
As maiores partículas de carbonetos são geralmente encontradas nos contornos de grãos, porque o crescimento dos carbonetos por solução-reprecipitação (*Ostwald ripening*) é acelerado pela difusão no contorno de grão [5,10]. Em alguns casos, os carbonetos mais grosseiros estão localizados no interior dos grãos devido a sua formação anterior nos contornos de grão da austenita, tornando-se intragranulares após a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

O contorno de grão é um caminho de mais rápida difusão por possuir uma grande quantidade de defeitos cristalinos, e por ser “estrito”, produzindo uma maior “arraste” de soluto, acelerando assim a difusão. Por este motivo, carbonetos maiores são freqüentemente encontradas nestas regiões [5, 21].

Quanto a forma dos carbonetos, as partículas localizadas nos contornos são angulares e, somente as partículas localizadas no interior dos grãos apresentam uma seção razoavelmente circular, indicando uma superfície mais esférica.

As partículas localizadas no interior dos grãos são aproximadamente esféricas porque esta forma possui menor área superficial e portanto, menor energia de superfície. A forma das

partículas localizadas nos contornos de grão, entretanto, é modificada pela tensão superficial entre as duas fases presentes, cementita e ferrita [5]. A figura 2.12 ilustra as diferentes morfologias possíveis das partículas esferoidizadas, nucleadas nos pontos triplos e no meio dos contornos de grão da ferrita.



**Figura 2.12** - (a) Morfologia da cementita . A – ponto triplo na ferrita, B – Uma partícula no ponto triplo da ferrita, C – Uma partícula no contorno de grão da ferrita, D – Duas partículas no ponto triplo da ferrita (b) Aço com 0,8% de C, recozido a 650°C por 360h, 180HV.[5]

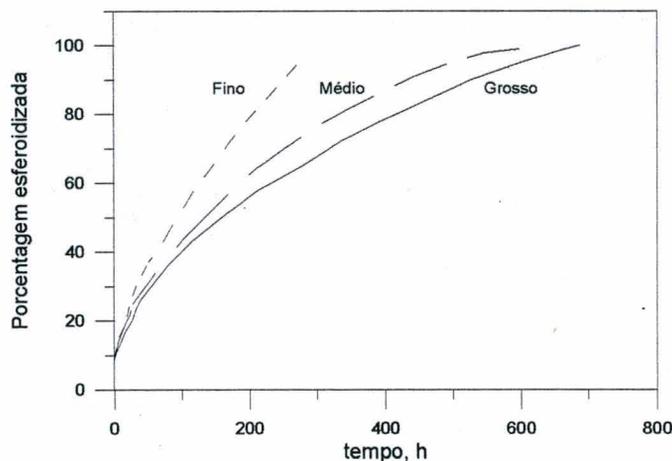
## 2.7 Efeito da Microestrutura Prévia na Esferoidização

A taxa de esferoidização nos diferentes ciclos térmicos aplicados depende principalmente da microestrutura original, sendo maior para estruturas temperadas onde os carbonetos são finos e dispersos.

Aihara e Kanbara [23] estudando o efeito da estrutura prévia na taxa de esferoidização de um aço de médio carbono, observaram que a taxa de esferoidização aumenta com o refino da colônia de perlita e do espaçamento interlamelar. Concluíram também, que a esferoidização é influenciada pelo tamanho de grão da austenita (relacionado com o tamanho da colônia perlítica); quanto menor o tamanho de grão austenítico maior será a taxa de esferoidização.

Shkatov et al. [13] mostraram que o processo controlador da esferoidização da cementita é a difusão do ferro. Confirmaram também a influência da estrutura perlítica inicial na taxa de esferoidização da cementita. O decréscimo da distância entre as lamelas e o acréscimo do número de lamelas intensificam a difusão, resultando na aceleração do processo.

A redução do espaçamento interlamelar da perlita pode aumentar a taxa de esferoidização de um fator de 2 para a faixa de espaçamentos interlamelares normalmente encontrados na prática (figura 2.13), sendo mais significativos para longos tempos de recozimento (>100horas) [5-7,13].

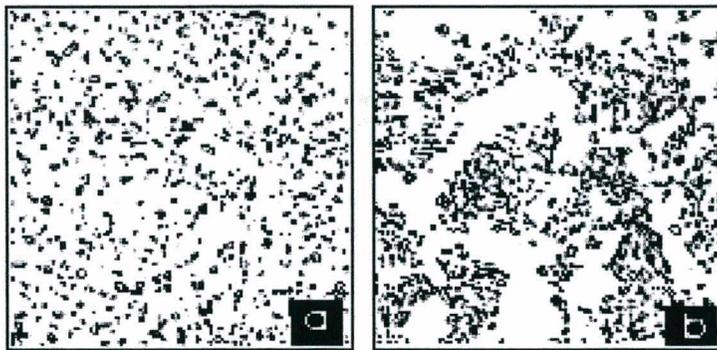


**Figura 2.13** - Taxa de esferoidização da perlita para três espaçamentos interlamelares diferentes, durante o recozimento a 700°C [5].

Bottrel e Rossi [6] realizaram experiência em um aço ABNT 52100, utilizando amostras previamente temperadas e normalizadas, e ciclos subcrítico e pendular para a esferoidização do material. Os resultados mostraram que a microestrutura prévia martensítica acelera o processo de esferoidização. Pré-estruturas temperadas aceleram em até duas vezes a evolução da estrutura esferoidizada, com relação às estruturas lamelares. Já a deformação à frio anterior, aumenta a velocidade da reação de esferoidização em tratamentos térmicos subcríticos [15].

A aceleração do processo de esferoidização devido as estruturas prévias metaestáveis, deve-se a existência de uma fina dispersão de carbonetos nestas estruturas, servindo de sítios para o coalescimento dos carbonetos. A presença de alta concentração de discordâncias, característica da martensita (e também nas microestruturas deformadas), também facilita a difusão dos átomos de carbono e ferro, aumentando assim, a taxa de esferoidização [7].

A figura 2.14 [3] mostra o efeito da microestrutura prévia martensítica ou perlítica na esferoidização de um aço de médio carbono durante o recozimento a 700°C. A microestrutura prévia martensítica apresentou um maior grau de esferoidização quando comparada a microestrutura perlítica. Isto pode ser observado principalmente pelo maior arredondamento das partículas.



**Figura 2.14** - Efeito da microestrutura prévia sobre a esferoidização de uma aço SAE1040 a 700°C por 21 horas. (a) Partindo de uma microestrutura martensítica. (b) Partindo de uma estrutura ferrítico-perlítica. [3]

A deformação a frio prévia ao recozimento de esferoidização promove a aceleração de sua cinética pela introdução de muitos caminhos de alta difusividade para o ferro, tais como os contornos de subgrãos e discordâncias. A presença de uma alta densidade de discordâncias em regiões localizadas da cementita favorecem a sua dissolução, reduzindo a estabilidade da perlita lamelar e, desta forma, contribuindo para a aceleração do processo[15].

Vakulenko [14] utilizando um aço de baixo carbono, observou que a aplicação de uma deformação de 30% à frio, aumentava a difusão dos átomos de carbono num subsequente recozimento, de 2,5 a 3 ordens de grandeza se comparada com a têmpera e o revenido a 700°C.

Todavia, um coalescimento significativo dos carbonetos não é conseguido pela aplicação de deformação a frio, uma vez que a sua contribuição fica restrita somente a etapa inicial do processo de esferoidização. Isto ocorre devido aos processos de recuperação e recristalização ocorrem em tempos bem menores que os necessários para a completa esferoidização dos carbonetos [22, 24-26].

O efeito da deformação sobre o primeiro estágio do processo de esferoidização induz mudanças nas relações de orientação entre a ferrita e a cementita das colônias de perlita. Em um aço sem deformação, tem-se uma interface de baixa energia entre a ferrita e a perlita, e conseqüente baixa força motriz para iniciar o processo de quebra das lamelas de cementita. Esta relação de orientação é alterada pela deformação, para uma com maior energia de interface, e portanto, aumentando a força motriz para a quebra destas lamelas [15].

Quando a deformação é aplicada durante o recozimento de esferoidização subcrítico o seu efeito é mais intenso do que a aplicação de uma deformação à frio prévia. Quando a deformação é aplicada durante o processo, geralmente é chamada de esferoidização dinâmica, que ocorre devido [15]:

- criação de um excesso de lacunas que aceleram a difusão do carbono no ferro pela formação de um complexo carbono-lacuna;
- o excesso de lacunas poderia acelerar a difusão de átomos de ferro ao aumentar o número de sítios para a sua difusão;

→ os contornos de subgrãos e as discordâncias produzidas pela deformação poderiam constituir-se em caminhos favoráveis para a difusão do ferro.

## 2.8 Efeito dos Parâmetros Microestruturais nas Propriedades Mecânicas

### 2.8.1 Tamanho de grão

A resistência à deformação de um material policristalino está relacionada com o tamanho dos grãos presentes; quanto menor o tamanho de grão presente, maior a quantidade de contornos, o que dificulta a movimentação de discordâncias pelo material devido a maior desorientação cristalina encontrada nas regiões de contorno. Conforme o tamanho de grão diminui, a deformação local se torna mais homogênea [21,25-28].

Foi estabelecido por Hall e Petch que o limite de escoamento  $\sigma_y$  relaciona-se com o tamanho de grão médio  $L$ , pela seguinte equação [21]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot \bar{L}^{-1/2} \quad (10)$$

onde:

$\sigma_0$  - tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias. Esse termo é fortemente dependente da temperatura, da deformação e da porcentagem de elementos de liga ou impurezas presentes.

$k_y$  - constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras. Este termo independe da temperatura.

Dois modelos foram desenvolvidos para mostrar a dependência da resistência a deformação plástica com o contorno de grão. O primeiro é baseado no conceito de que o contorno de grão atua como uma barreira para a movimentação de discordâncias e o segundo

modelo, da não necessidade de empilhamento de discordâncias nos contornos de grão. Este segundo evita o enfoque de tensões nos contornos de grão, concentrando-se na influência do tamanho de grão na densidade de discordâncias e assim, nas tensões de escoamento do material.

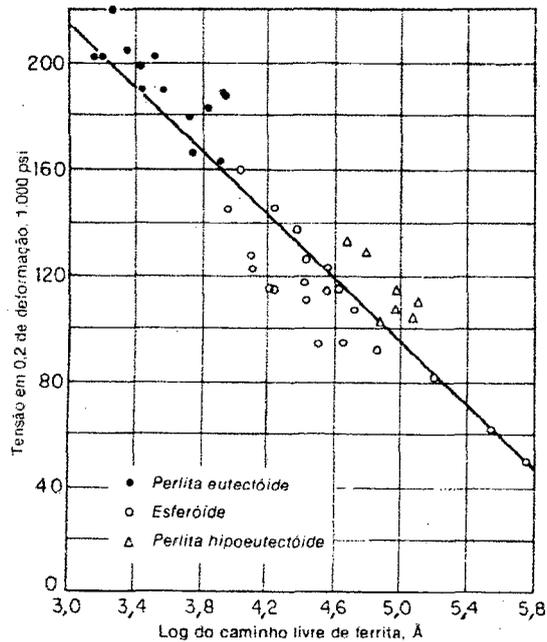
### 2.8.2 Efeito das partículas de 2ª fase na matriz

O endurecimento causado pela presença de partículas de segunda fase será função do tamanho, da forma, do número e da distribuição destas partículas, da resistência, ductilidade e coeficiente de encruamento da matriz e da segunda fase (em quantidades relativas mínimas de ~15%), da coerência cristalográfica (orientação relativa entre fases), da energia interfacial e da ligação interfacial. Entretanto, é praticamente impossível variar estes fatores independentemente um dos outros, e é também muito difícil medir muitas dessas quantidades com precisão [21].

As propriedades mecânicas de uma liga constituída por uma fase dúctil e uma fase dura e frágil dependerão de como a fase frágil esta distribuída na microestrutura. Se a fase frágil formar filmes contínuos nos contornos de grão, a liga será frágil. Se as partículas da fase frágil estão distribuídas nos contornos na forma de partículas descontínuas, a fragilidade da liga será pouco reduzida. A condição ótima de ductilidade e resistência é obtida quando a fase frágil está presente como uma dispersão de partículas finas uniformemente distribuídas através da matriz dúctil [16,21].

Um dos primeiros trabalhos correlacionando a microestrutura de uma liga bifásica e a tensão de escoamento foi feito por Gensamer et. al. [29] para agregados de cementita e ferrita recozida, normalizada e esferoidizada. Para uma dispersão grosseira de agregados de segunda fase, eles mostraram que a tensão de escoamento ( $\sigma_{0.2\%}$ ) era inversamente proporcional ao logaritmo do espaçamento médio das partículas (livre caminho médio) (figura 2.15). Esta

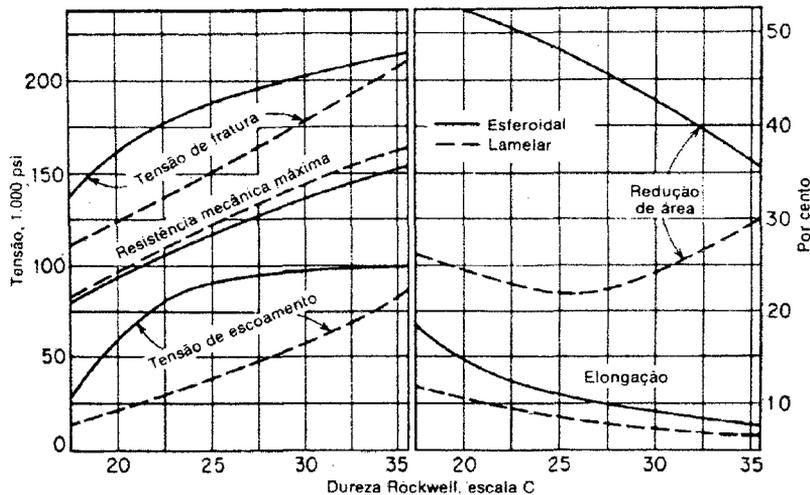
relação foi também observada para as partículas finas de cementita na martensita revenida, partículas grosseiras de  $\text{CuAl}_2$  nas ligas Al-Cu superenvelhecidas e partículas grosseiras de  $\text{Fe}_3\text{C}$  nos aços esferoidizados.



**Figura 2.15** - Tensão de escoamento versus o logaritmo do caminho livre médio entre partículas e a distribuição de carbonetos esferoidizados. [21]

As partículas de segunda fase podem introduzir dois efeitos: restringir a movimentação de discordâncias, contribuindo para que a deformação na matriz seja localizada e maior que a deformação média do material e também, uma restrição geométrica à deformação. Isto permitiu correlacionar o endurecimento com a restrição localizada da deformação plástica. Um bom exemplo está no relativo endurecimento entre a perlita e os carbonetos esferoidizados nos aços (figura 2.16). Para a mesma fração volumétrica de cementita, a estrutura perlítica terá um limite de escoamento maior, uma vez que a matriz ferrítica confinada entre lamelas será mais

restringida do que a ferrita que envolve as partículas de carboneto na microestrutura esferoidizada (restrição geométrica)[21, 28].



**Figura 2.16** - Propriedades de tração da perlita e dos carbonetos esferoidizados num aço com 0,8%C. [21]

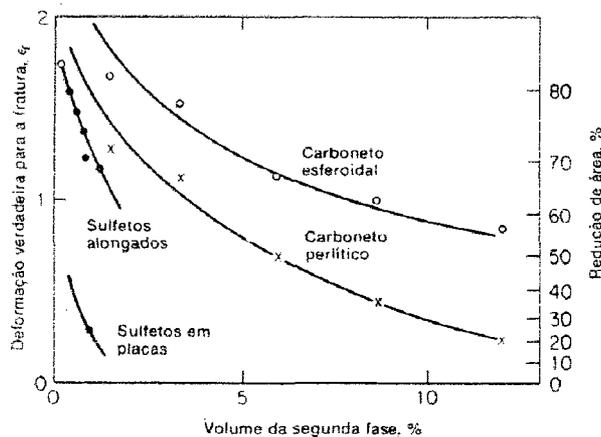
A presença de partículas de segunda fase influencia de modo efetivo a tensão de fratura e o alongamento dos aços. Estas propriedades estão relacionadas com a nucleação e propagação de microtrincas durante a deformação.

A nucleação de microtrincas pode ser influenciada pela presença e pela natureza de partículas de segunda fase. Uma situação comum é relativa à trinca da partícula durante a deformação; a resistência a nucleação das trincas aumenta com o aumento da coesão entre fases. Partículas esféricas e pequenas ( $r < 1\mu\text{m}$ ) são mais resistentes a abertura de trincas. Um constituinte frágil nos contornos de grão, tal como filmes finos de cementita em aços de baixo carbono, é uma forte fonte de microtrincas [2,21].

Se uma dispersão de partículas de segunda fase é facilmente cortada pelas discordâncias, ocorrem deslizamentos de planos e grandes empilhamentos de discordâncias. Isso acarreta altas tensões e fácil nucleação de microtrincas. Entretanto, se a segunda fase consiste numa dispersão

de partículas finas e duras, a distância de deslizamento é grandemente reduzida e, correspondentemente, o número de discordâncias que podem ser sustentadas num empilhamento também é reduzido [21,28].

A geometria da partícula, o tamanho e a energia de ligação com a matriz também são parâmetros importantes a serem considerados na fratura. A figura 2.17 mostra a influência da segunda fase na ductilidade dos aços.



**Figura 2.17** - Efeito das partículas de segunda fase na ductilidade dos aços. [21]

A fratura dúctil se inicia com a nucleação de vazios, mais comumente nas partículas de segunda fase. Já a maioria das fraturas frágeis ocorre de maneira transgranular. Entretanto, se o contorno de grão possui um filme de partículas frágeis, como nos aços inoxidáveis sensibilizados ou ligas de molibdênio contendo oxigênio, nitrogênio ou carbono, a fratura ocorre de maneira intergranular (características de fraturas frágeis)[21].

A tensão de fratura e o alongamento para os aços esferoidizados de baixo e médio carbono aumentam com a diminuição na quantidade de carbonetos presentes na matriz ferrítica, uma vez que o mecanismo controlador é o coalescimento de vazios que é dependente do coeficiente de encruamento [30,31]. Quanto maior a quantidade de deformação, maior será a

restrição à deformação gerada no material devido ao aumento do encruamento. Com isso uma maior tensão de fratura será verificada.

Para os aços de alto carbono esferoidizados, a tensão de fratura relaciona-se principalmente com o tamanho médio dos carbonetos nos contornos de grão, os quais são tipicamente grosseiros [31]. Quanto maior o tamanho médio dos carbonetos no contorno de grão, menor será a tensão de fratura nestes aços. Isto porque o tamanho da trinca gerada está relacionado com o tamanho do carboneto (ou seja, da interface matriz/carboneto) presente no contorno de grão. O mecanismo controlador nestes aços é a nucleação de vazios.

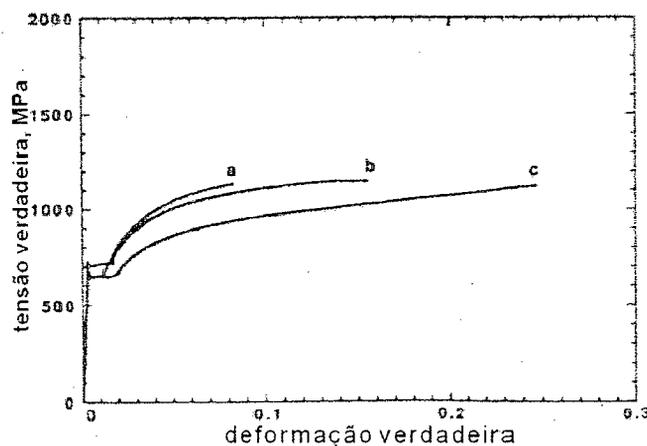
Quanto ao aspecto da fratura, os aços de médio e baixo carbono apresentam fratura com aspecto fibroso devido a formação de microcavidades profundas, com características do tipo cone taça. Já nos de alto teor de carbono, devido a baixa ductilidade, a fratura apresenta-se com microcavidades rasas [30].

De um modo geral, os efeitos das partículas sobre a resistência a fratura dos aços esferoidizados, pode-se afirmar que [30]:

- ◆ Quanto menor o tamanho médio dos carbonetos nos contornos de grão da matriz, maior a resistência do material.
- ◆ Quanto maior a resistência à fratura dos contornos de grão com os carbonetos, maior a resistência à fratura do material.
- ◆ A resistência dos carbonetos é função dos elementos de liga presentes no aço. Os elementos dissolvidos nos carbonetos, distorcem a sua rede cristalina e fazem com que haja decréscimo na sua resistência.

### 2.8.3 Diferenças entre aços de baixo, médio e alto carbono esferoidizados

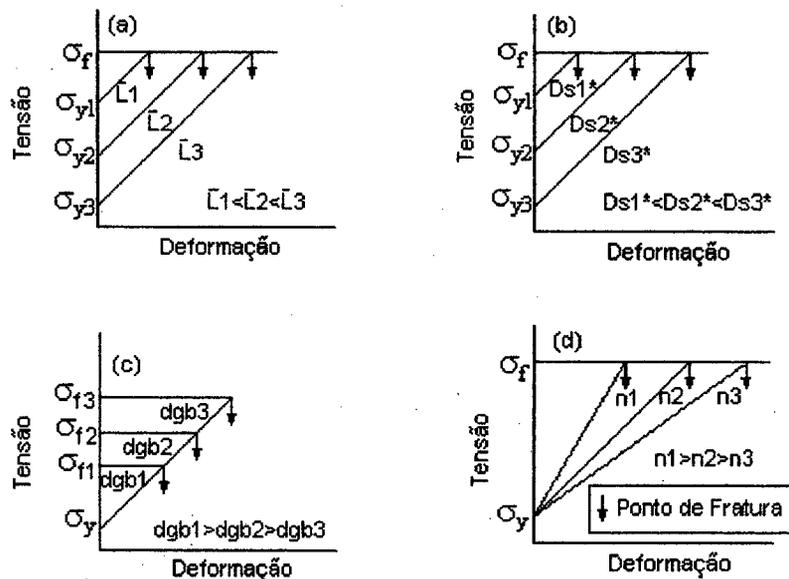
Na figura 2.18 são apresentadas três curvas tensão-deformação para um aço de ultra alto carbono, com diferentes processamentos. Apesar de possuírem tensões de fratura próximas, diferenciam-se significativamente na quantidade de deformação uniforme, indicando que com a redução da taxa de encruamento há uma elevação na ductilidade. Esta observação é contrária ao que se espera da ductilidade de um material que sofre estricção [31].



**Figura 2.18** - Curva tensão-deformação de um aço de alto carbono (1,8%C) esferoidizado com diferentes processamentos. Os materiais têm aproximadamente as mesmas tensões de escoamento e fratura [31].

Por outro lado, os resultados são consistentes com a tendência da fratura dos aços de alto carbono, sendo determinados por uma tensão crítica de fratura. Para microestruturas que apresentam resistências de escoamento e ruptura comuns, encruamentos maiores causarão tensões críticas de fratura com menores deformações. Segundo Syn et al [31], a ductilidade nos aços de alto carbono pode ser aumentada pelo:

- ◆ aumento do tamanho de grão (figura 2.19a), permitindo um menor coeficiente de encruamento e portanto, um maior grau de deformação;
- ◆ aumento do espaçamento entre partículas (figura 2.19b), pois maior será o livre caminho médio para a movimentação de discordâncias dentro do material, resultando em baixo nível de encruamento;
- ◆ diminuição do tamanho dos carbonetos nos contornos de grão (figura 2.19c), o que resulta em maior tensão de fratura, permitindo maiores deformações e;
- ◆ diminuição do coeficiente de encruamento (figura 2.19d).



**Figura 2.19** - Comportamento de tensão e deformação e ductilidade para os aços de alto carbono, como função do: (a) tamanho de grão, (b) espaçamento médio entre partículas de carboneto, (c) tamanho médio de partículas de carbonetos nos contornos de grão e (d) taxa de encruamento [30].

Portanto, para alcançar uma alta ductilidade, os aços de ultra alto carbono devem possuir baixa tensão de escoamento, alta tensão de fratura, baixa taxa de encruamento e maior tamanho de grão.

Os aços de baixo e médio carbono, no que se refere ao tamanho de grão e ao encruamento, possuem comportamentos opostos aos de ultra alto carbono. Maior ductilidade é obtida pela redução do tamanho de grão e pelo aumento da taxa de encruamento do material. Estes fatores aumentam a restrição a deformação no material e, por conseguinte, resultam em maiores elongações [33, 34].

#### 2.8.4 Comportamento mecânico dos aços esferoidizados

Para descrever o comportamento de tensão-deformação dos aços esferoidizados, várias equações tem sido propostas para este fim. A região elástica pode ser representada por uma equação de 1º grau, na forma ( $\sigma = k \cdot \varepsilon$ ). Já para a região plástica da curva de escoamento, expressões do tipo exponencial são geralmente utilizadas, para representar no todo ou em parte o seu comportamento. Formas comuns são:

- Hollomon  $\sigma = k \cdot \varepsilon^n$  (11)

- Ludwik  $\sigma = \sigma_0 + k \cdot \varepsilon^n$  (12)

- Voce  $\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_y) \exp(-N_v \cdot \varepsilon)$  (13)

onde:

$\sigma$  - é a tensão verdadeira,

$\sigma_0$  e  $\sigma_y$  - estão relacionadas com as tensões no início do escoamento

$\sigma_s$  - é a tensão de saturação,

$\varepsilon$  - é a deformação verdadeira,

$k$  - é uma constante do material,

$n$  - é o expoente de encruamento,

$N_v$  - é o expoente de encruamento de Voce.

Destas equações, a que mais se aproxima do escoamento plástico para os aços de alto e médio carbono esferoidizados é a de Voce (13), visto que as outras duas (11 e 12), consideram encruamento contínuo com o aumento da tensão, enquanto que a de Voce utiliza tensões de saturação,  $\sigma_s$ , limitando a deformação plástica a um valor máximo, como observado na prática.

Estas equações são importantes por permitirem, através da manipulação de seus coeficientes e correlação com os diferentes parâmetros microestruturais, predizer os possíveis limites resistência mecânica apresentados pelos aços.

Pode-se citar como exemplo, o trabalho de Syn et al [31], os quais baseando-se na relação de Hall-Petch (equação 10), e assumindo que a tensão de fricção,  $\sigma_0$ , é função do espaçamento entre os carbonetos e que os outros mecanismos como endurecimento por solução sólida tem um pequeno efeito, obtiveram para o limite de escoamento dos aços de médio e alto carbono esferoidizados a seguinte relação:

$$\sigma_y = 310 \cdot D_s^{*-1/2} + 460 \cdot \bar{L}^{-1/2} \quad (14)$$

onde  $D_s^*$  é o tamanho dos carbonetos esferoidizados.

## 3. METODOLOGIA e PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

---

### 3.1 METODOLOGIA

As propriedades mecânicas de um material resultam da interação entre as suas fases presentes, sendo influenciadas principalmente pela quantidade, morfologia e distribuição de partículas sobre a matriz, que por sua vez são dependentes principalmente da composição e do processamento aplicado.

Por esta razão, o presente trabalho teve por objetivo estudar o efeito das microestruturas prévias de um aço SAE 1045 sobre o recozimento de esferoidização, empregando diferentes padrões de microestruturas prévias (alteradas por deformação a frio e por têmpera) e dois ciclos térmicos distintos. A cinética de esferoidização também foi estudada, com a finalidade de verificar o efeito das alterações iniciais da microestrutura sobre o processo de esferoidização dos carbonetos.

Foram assim utilizadas amostras nas condições de laminado a quente, a frio e temperado. A alteração das microestruturas iniciais objetivaram ter-se diferentes padrões de microestruturas após o recozimento de esferoidização (no que confere principalmente ao tamanho e distribuição dos carbonetos  $\text{Fe}_3\text{C}$  presentes na matriz ferrítica).

Microestruturas deformadas e temperadas apresentam comportamentos distintos durante o processo de esferoidização, obtendo-se no final do tratamento, diferentes padrões de microestruturas esferoidizadas e propriedades mecânicas [1-5].

Estas diferenças resultantes evidenciam os efeitos dos parâmetros microestruturais medidos (tais como os tamanhos, distribuição e forma dos carbonetos) sobre as propriedades mecânicas, permitindo melhor correlacioná-las.

Em virtude do tratamento térmico aplicado influenciar a microestrutura final dos aços esferoidizados, dois ciclos térmicos foram utilizados: um subcrítico e outro pendular, tendo por fim contribuir na obtenção de diferentes padrões de microestruturas esferoidizadas.

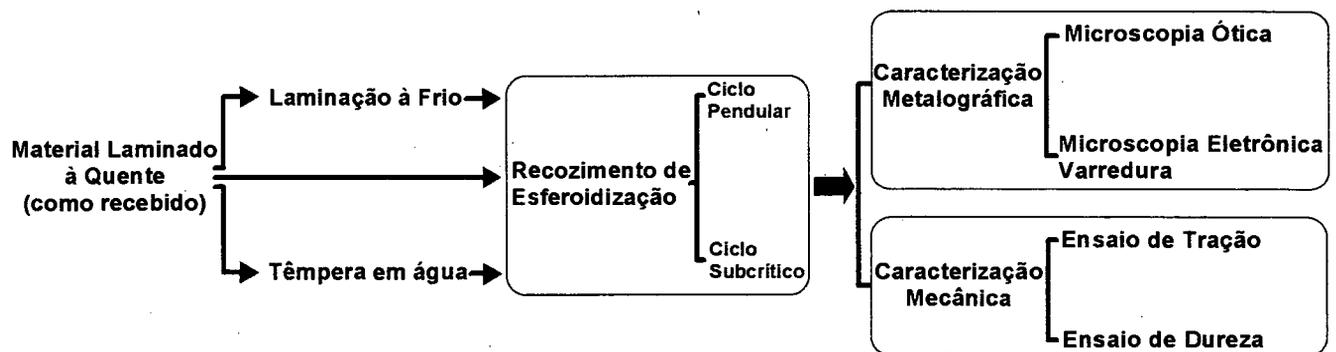
As temperaturas selecionadas foram fixadas a partir de dados da literatura [5], sendo adotado para o ciclo subcrítico temperatura igual a  $710^{\circ}\text{C}$  (logo abaixo de  $A_1$ , assumida como  $723^{\circ}\text{C}$ ) e para o ciclo pendular, temperaturas oscilando em torno de  $A_1$  (de  $640$  a  $740^{\circ}\text{C}$ ).

Para o estudo da cinética, foram selecionadas somente duas condições iniciais (uma deformada e outra temperada), submetidas a um ciclo subcrítico, por um tempo de 100 horas, sendo retiradas amostras nas várias etapas do processo, de modo a monitorar o desenvolvimento das microestruturas.

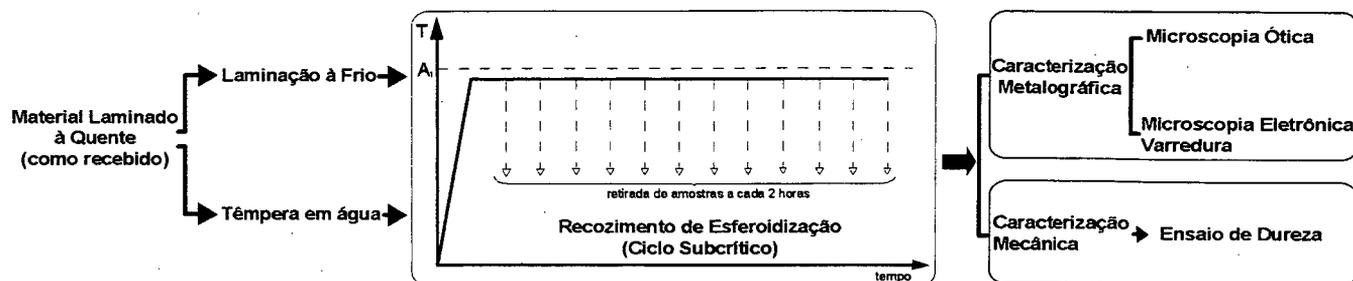
De um modo geral, pode-se dividir os experimentos em três etapas:

1. estudo da influência dos ciclos térmicos subcrítico e pendular sobre a microestrutura e propriedades mecânicas;
2. estudo da influência das microestruturas prévias (deformadas e temperadas) sobre o recozimento de esferoidização e;
3. estudo da cinética de esferoidização, com as microestruturas prévias deformadas e temperadas.

O desenvolvimento dos experimentos pode ser observado de forma esquemática nas figuras 3.1 e 3.2.



**Figura 3.1** - Procedimento experimental aplicado para o estudo do processo de esferoidização frente as variações das microestruturas prévias e dos ciclos térmicos.



**Figura 3.2 -** Procedimento experimental para o estudo da cinética de esferoidização das amostras deformadas e temperadas.

Na caracterização microestrutural, um *software* de análise de imagens foi utilizado para a quantificação dos parâmetros envolvidos, o que permitiu uma contagem mais precisa e reproduzível das características avaliadas.

## 3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 3.2.1 Condições iniciais

O material estudado foi uma chapa de aço SAE 1045 laminada a quente (espessura inicial igual a 6,25mm), cuja composição química é apresentada na tabela 3.1.

Esta chapa foi dividida em três lotes de amostras, sendo o primeiro utilizado na forma de como recebido (na condição de laminado a quente), no segundo foi aplicado 21% de deformação por laminação a frio e, o terceiro lote foi temperado. A tabela 3.2 mostra o código adotado para a identificação das amostras preparadas.

**Tabela 3.1 -** Composição química do aço SAE 1045 utilizado (% em peso).

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al
Norma SAE	0,42/0,50	0,60/0,90	-	0,030 máx.	0,035 máx.	-
Aço utilizado	0,467	0,707	0,217	0,018	0,011	0,050

**Tabela 3.2 - Codificação utilizada para a identificação das amostras.**

Código	Deformada	Temperada em água	Ciclo térmico utilizado	
			Pendular	Subcrítico
SS	Não	Não	-	18h
DS	Sim	Não	-	18h
SP	Não	Não	22h	-
DP	Sim	Não	22h	-
TS1	Não	sim (850°C)	-	18h
TS2	Não	sim (1000°C)	-	18h
TS3	Não	sim (1000°C)	-	22h
<b>Estudo da Cinética de Esferoidização</b>				
1T...100T	Não	Sim (1100°C)	-	2h - 100h
1L...100L	Sim (21%)	Não	-	2h - 100h

As amostras foram então cortadas em pequenas seções, medindo aproximadamente 30x25x6,25mm, sendo posteriormente aplicados os devidos tratamentos térmicos.

### 3.2.2 Tratamentos Térmicos

Foram preparados três lotes de amostras temperadas, sendo variadas as temperaturas de austenitização. O primeiro lote (TS1) foi temperado a partir de 850°C, o segundo (TS2 e 3) a partir de 1000°C e o terceiro a partir de 1100°C (amostras 1..100T). O tempo de patamar nestas temperaturas foi igual a 30 minutos. As amostras foram resfriadas rapidamente em água até a temperatura ambiente, sendo logo em seguida recozidas.

Aplicou-se um ciclo térmico subcrítico, com temperatura de patamar igual a 710°C e um tempo igual a 18 horas (exceto para a amostra TS3, em que o tempo de patamar foi igual a 22 horas). O outro ciclo utilizado foi um pendular, tendo o seguinte esquema de temperaturas e tempos: 740°C/4 horas - 680°C/4 horas - 740°C/2 horas - 670°C/2 horas - 730°C/2 horas -

670°C/2 horas - 730°C/2 horas - 680°C/4 horas, totalizando um tempo igual a 22 horas. As peças foram colocadas no forno já aquecido (figura 3.3).

Os tratamentos foram realizados em um forno tipo mufla (marca SCHALLY mod Lab 44), sem controle de atmosfera, sendo as temperaturas monitoradas pela utilização de termopares de Cromel-Alumel, apresentando-se uma variação de  $\pm 10^\circ\text{C}$  no interior do forno.

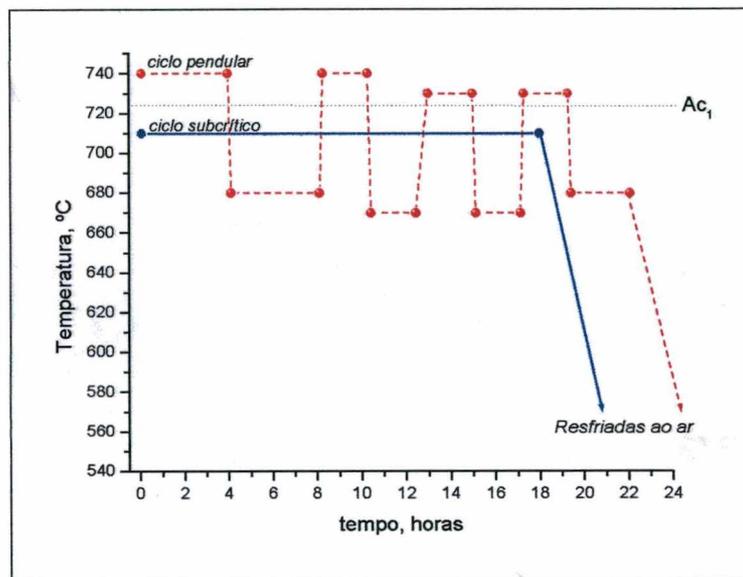


Figura 3.3 - Ciclos térmicos utilizados para a obtenção das microestruturas esferodizadas.

### 3.2.3 Caracterização Microestrutural

Para a análise metalográfica, as amostras foram embutidas e posteriormente lixadas e polidas em pasta de diamante até  $1\mu\text{m}$ , de maneira convencional, sendo atacadas com os reagentes indicados na tabela 3.3. Estas microestruturas foram analisadas em microscópio ótico (NEOPHOT 30 – CARL ZEISS) e eletrônico de varredura (mod. 810-PHILLIPS), em diversas ampliações, sendo feitas algumas micrografias.

Para evitar possíveis influências da descarbonetação gerada durante os ciclos de recozimento, somente a região central das amostras foi avaliada, desprezando-se as suas bordas.

**Tabela 3.3 -** Reagentes utilizados para revelação das microestruturas

<i>Reagente</i>	<i>Utilização</i>
➤ Nital 2% e 5%	Revelação dos contornos de grão e carbonetos na matriz.
➤ Cloreto Férrico + água destilada + Picral	Revelação dos contornos de grão austeníticos (nas amostras temperadas)

*Obs.: Os tempos para ataque variaram para as diferentes amostras, e por este motivo não foram indicados.*

As normas ASTM E562 [35] e ASTM E112 [36] foram utilizadas para análise quantitativa das fases e para a determinação do tamanho de grão ferrítico, respectivamente.

As imagens geradas no MEV foram analisadas em um software para análise de imagens (Analysis 2.1). As características quantificadas e avaliadas foram: tamanho dos carbonetos nos contornos e nos interiores dos grãos, grau de esferoidização (fator de forma) dos carbonetos, número de carbonetos\*, área média dos carbonetos e em alguns casos, o tamanho de grão ferrítico.

Para cada amostra submetida ao analisador de imagens, foram preparadas 5 micrografias de regiões distintas, sendo utilizadas ampliações de 750, 1500 e 3000 vezes.

### 3.2.4 Caracterização Mecânica

Para a caracterização mecânica das amostras, foram realizados ensaios de tração e de dureza Brinell, HB (SHIMADZU HVM2000), sendo os resultados destes ensaios obtidos a partir de uma média de 3 e 5 medidas, respectivamente.

\*densidade planar → para uma área de referência igual a  $1000\mu\text{m}^2$ .

Os ensaios de tração, foram realizados segundo a norma ASTM A370-77 [37], em uma máquina de tração-compressão (EMIC DL15000), com velocidade do travessão igual a 0,125mm/min. Foram empregados corpos de prova em tamanho “*subsize*”, com largura de 6,25mm e espessura de 5,0mm em virtude da espessura da chapa, sendo a base de medida para o alongamento igual a 25mm. Foram avaliados o limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), o limite de resistência ( $\sigma_r$ ), a tensão de fratura ( $\sigma_f$ ) e alongamento (%Al).

### 3.2.5 Avaliação Estatística

Os resultados foram avaliados por grandezas estatísticas (média aritmética, desvio-padrão e erro padrão) para se verificar e conhecer os desvios e erros presentes[38]. Devido a pequena quantidade de amostras e também aos valores próximos encontrados, a verificação de t-Student entre as médias foi utilizado, para um intervalo de confiança de 95% (anexo A).

Para a quantificação do tamanho e distribuição dos carbonetos presentes na microestrutura, foram também verificados as suas médias a 50% e a 90% da população medida, através de um gráfico de distribuição cumulativa de valores [39] (anexo A).

### 3.2.6 Análise da Cinética de Esferoidização

Para a análise da cinética de esferoidização, foram preparados dois lotes de amostras, sendo um temperado, com temperatura de austenitização de 1100°C por 30 minutos e posteriormente resfriado em água, e outro lote, laminado a frio, com 21% de deformação (executados em um laminador de laboratório da COPPE- RJ, conforme descrito anteriormente).

A temperatura de austenitização de 1100°C foi selecionada de maneira a aumentar a temperabilidade do aço em questão, em virtude da obtenção de um maior tamanho de grão austenítico, o que reduz os locais para nucleação da ferrita.

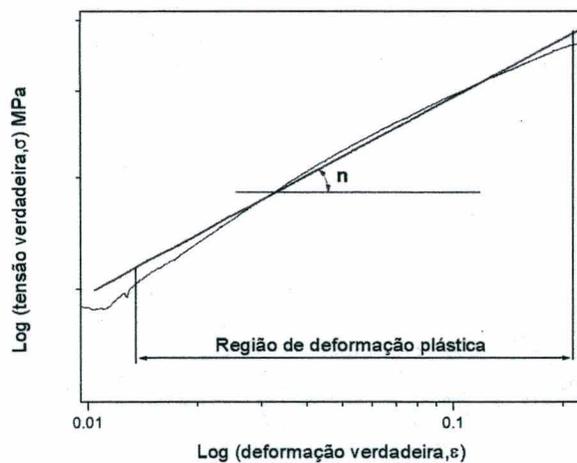
As amostras foram então submetidas a um ciclo subcrítico, a 710°C por tempos variados, sendo retiradas amostras a cada 2 horas, até 24 horas, e acima disto, a cada 25 horas, sendo todas as amostras resfriadas ao ar (figura 3.2).

Para verificação do comportamento mecânico das amostras, foram feitas medidas de dureza Brinell.

A avaliação microestrutural e os resultados obtidos foram avaliados da mesma forma descrita nos itens anteriores.

### 3.2.7 Coeficiente de encruamento

A partir dos ensaios de tração das amostras, foram calculados os coeficientes de encruamento  $n$ , através de uma tangente na região de escoamento uniforme entre a deformação e tensão verdadeira, em escala log-log, como demonstrado na figura 3.4.



**Figura 3.4** - Cálculo do expoente de encruamento “n” para as diversas amostras.

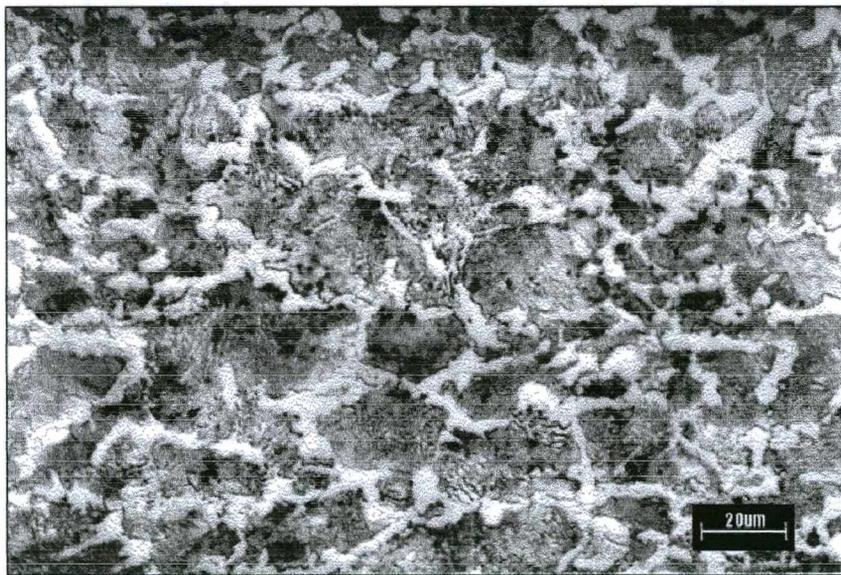
## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS

#### 4.1.1 MICROESTRUTURAS OBTIDAS

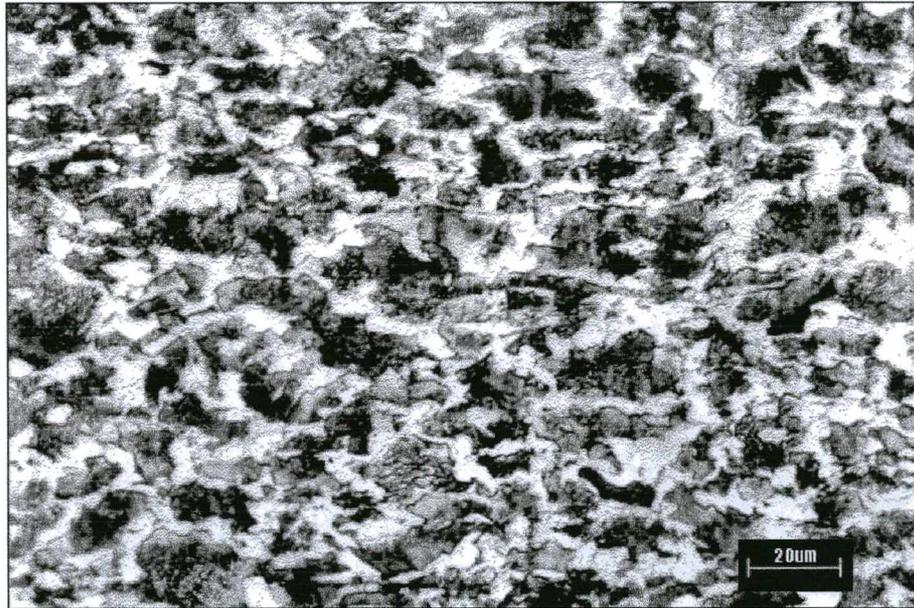
Nas figuras 4.1 e 4.2 são apresentadas as microestruturas iniciais do aço SAE 1045 laminado a quente (na condição de como recebido) e também após a deformação a frio. A microestrutura inicial apresentou-se composta por  $65,8 \pm 2,7\%$  de perlita e  $33,7 \pm 1,5\%$  de ferrita.

Nas figuras 4.3 a 4.5 são apresentadas as microestruturas obtidas após o processo de têmpera deste aço, nas temperaturas de austenitização de 850, 1000 e 1100°C, respectivamente. Estas amostras apresentaram microestruturas típicas de têmpera, composta por martensita acicular.

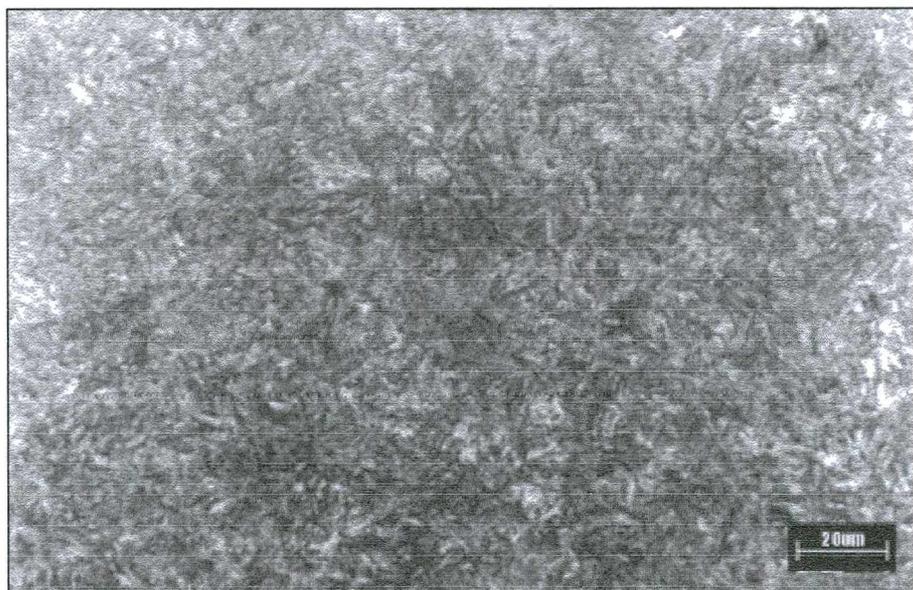


**Figura 4.1** - Micrografia do material na condição de como recebido (laminado a quente).

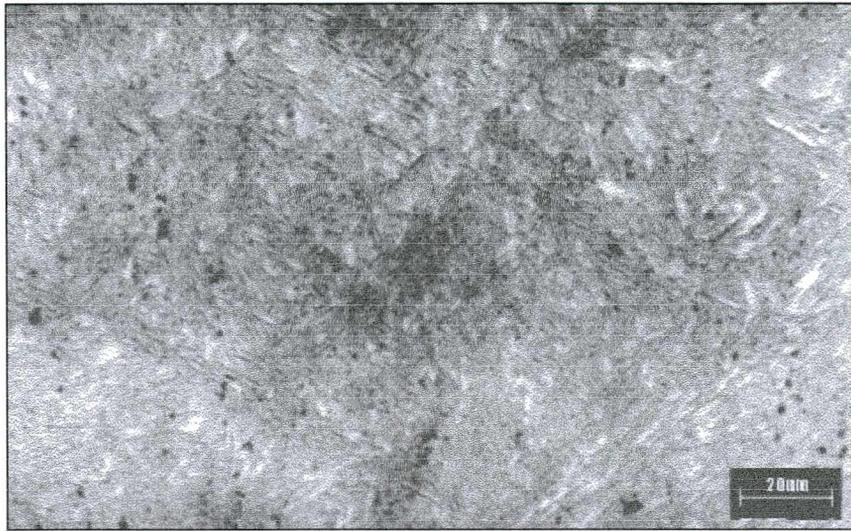
Ataque: Nital 2%. Microestrutura composta por ferrita (regiões claras) + perlita (regiões escuras).



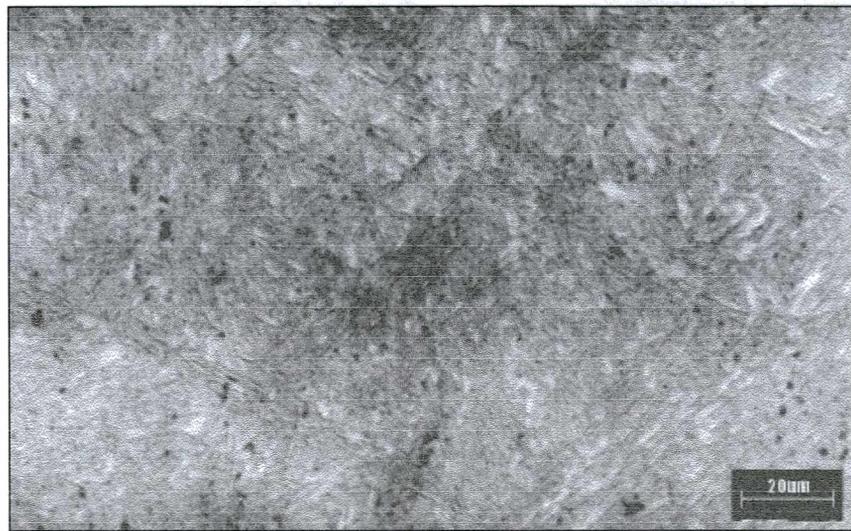
**Figura 4.2** - Micrografia do material após deformação a frio (21%) Ataque: Nital 2%.  
Microestrutura composta por ferrita (regiões claras) + perlita (regiões escuras).



**Figura 4.3** - Microestrutura obtida após têmpera a partir de 850°C. Ataque: Nital 2%.  
Microestrutura composta por martensita acicular.

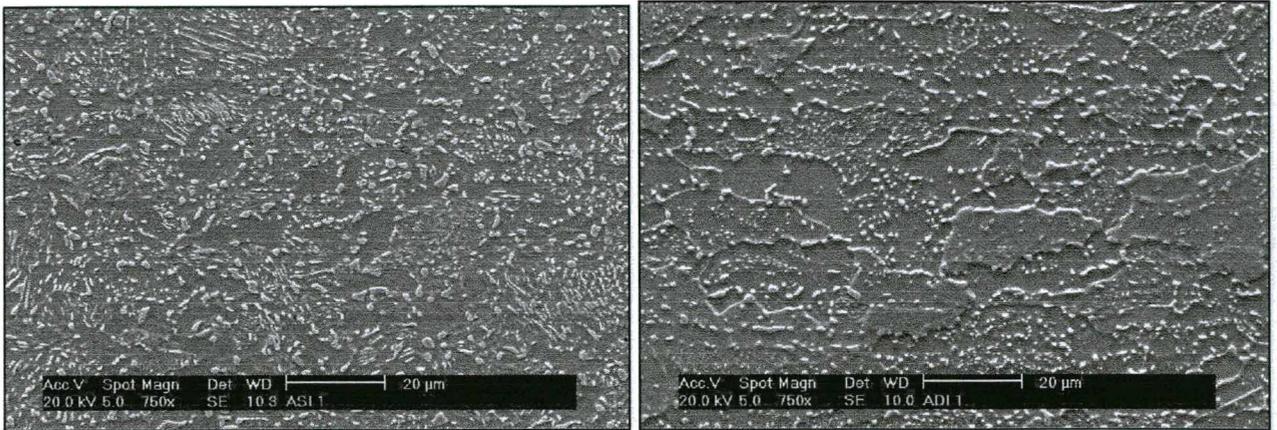


**Figura 4.4** - Microestrutura obtida após têmpera a partir de 1000°C. Ataque: Nital 2%. Microestrutura composta por martensita acicular.

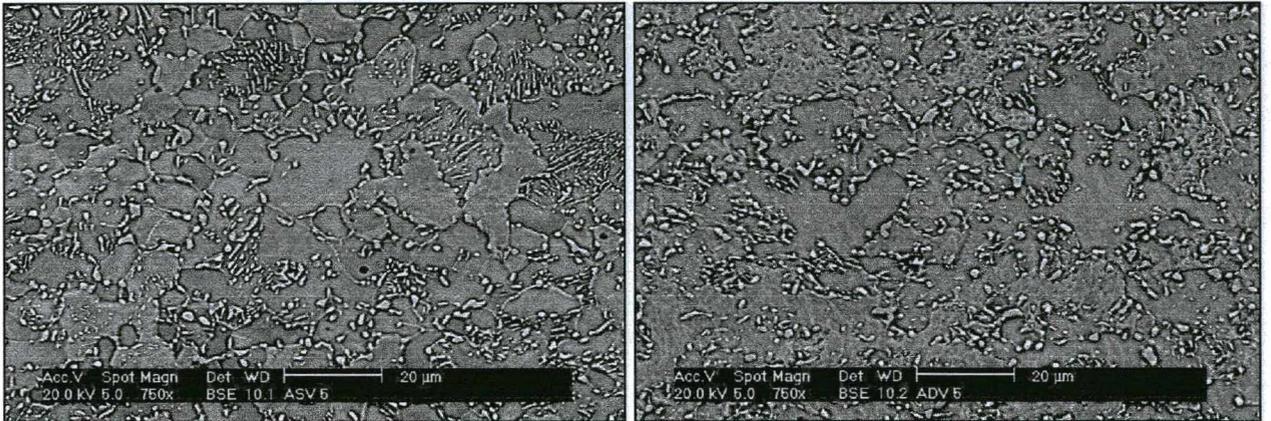


**Figura 4.5** - Microestrutura obtida após têmpera a partir de 1100°C. Ataque: Nital 2%. Microestrutura composta por martensita acicular.

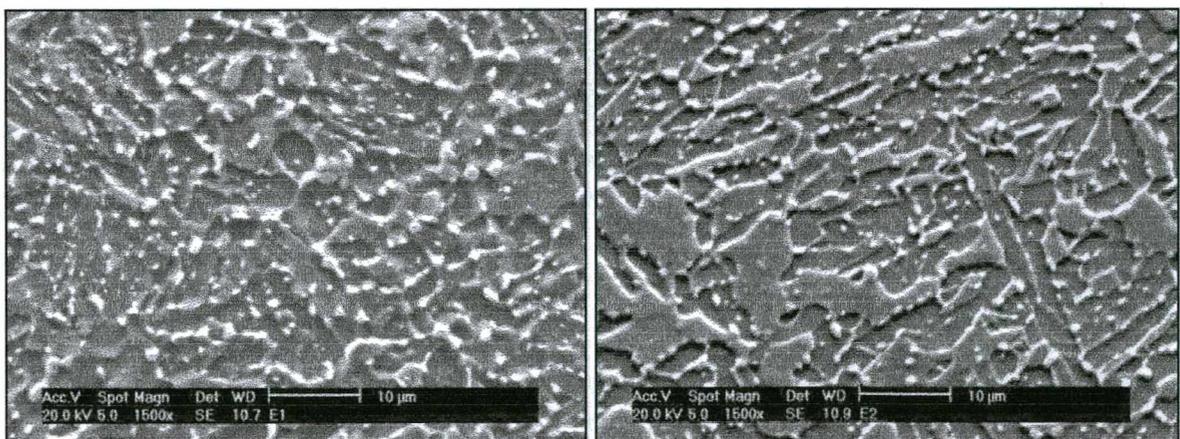
As variações nos ciclos térmicos e das microestruturas prévias produziram, após os recozimentos de esferoidização, diferentes microestruturas. Estas amostras apresentaram carbonetos parcialmente ou totalmente esferoidizados, dispersos no interior e nos contornos dos grãos da ferrita, como pode ser observado nas figuras 4.6 a 4.9.



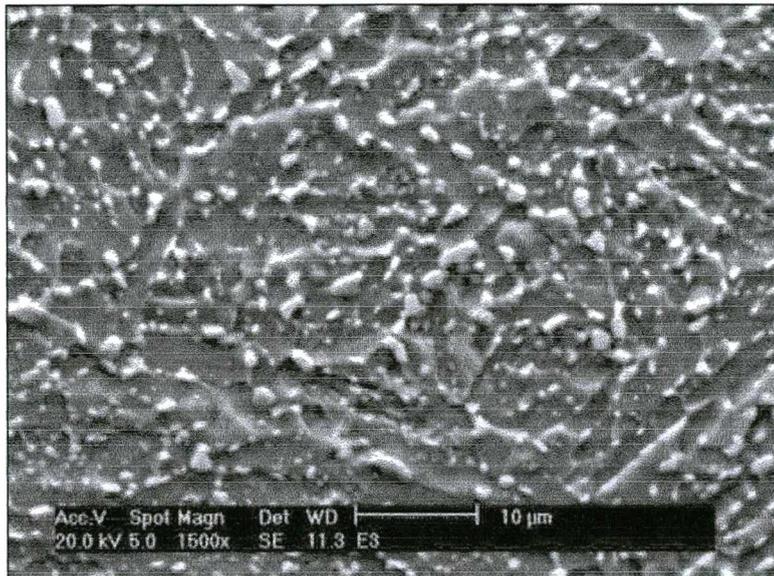
**Figura 4.6** - Micrografias das amostras recozidas no ciclo subcrítico; a) amostra sem deformação inicial e b) amostra deformada (21%). Ataque: nital 2%. A matriz em cinza é a ferrita e as partículas, cementita.



**Figura 4.7** - Micrografias das amostras recozidas no ciclo pendular; a) amostra sem deformação inicial e b) amostra deformada (21%). Ataque: nital 2%.



**Figura 4.8** - Micrografias das amostras esferoidizadas no ciclo subcrítico; a) amostra previamente temperada a partir de 850°C e b) amostra previamente temperada a partir de 1000°C. Ataque: Nital 2%.



**Figura 4.9** - Micrografia das amostras previamente temperadas a partir de 1000°C e esferoidizadas no ciclo subcrítico por 22 horas. Ataque Nital 2%.

A seguir serão mostrados os efeitos das microestruturas sobre o tamanho de grão ferrítico e propriedades mecânicas do aço SAE 1045 esferoidizado e também, o comportamento do material frente aos ciclos térmicos aplicados.

Observa-se na tabela 4.1 que os tamanhos de grãos ferríticos apresentaram valores bastante próximos. As amostras com microestrutura perlítica inicial, testadas segundo o critério de *t*-Student, não apresentaram diferenças significativas entre si, para um intervalo de confiança de 95% (anexo A). Para as amostras previamente temperadas, diferenças foram verificadas, com exceção de TS1 e TS2, que apresentaram tamanhos de grãos  $\alpha$  equivalentes. Entre os dois grupos de amostras (perlíticas e temperadas), diferenças significativas foram verificadas, conforme pode ser observado na tabela A2 do anexo A.

**Tabela 4.1** - Tamanho de grão ferrítico para as amostras dos diferentes ciclos térmicos.

Tempo (h)	Condição Inicial/ Ciclo	Média ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão ( $\mu\text{m}$ )
DS	Deformada – subcrítico	$7,2 \pm 0,7$	3,1
DP	Deformada – pendular	$8,9 \pm 1,0$	2,7
SS	S/Deformação – subcrítico	$6,8 \pm 0,9$	2,5
SP	S/Deformação – pendular	$7,7 \pm 0,5$	3,0
TS1	Temperada $850^\circ\text{C}/18\text{h}$ – subcrítico	$4,1 \pm 0,1$	1,4
TS2	Temperada $1000^\circ\text{C}/18\text{h}$ – subcrítico	$4,7 \pm 0,1$	2,9
TS3	Temperada $1000^\circ\text{C}/22\text{h}$ – subcrítico	$4,8 \pm 0,1$	1,8

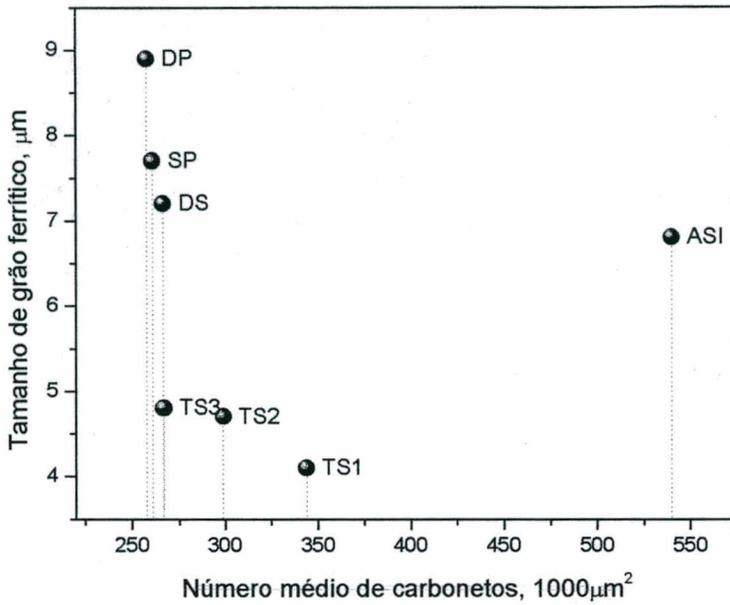
#### 4.1.2 EFEITO DAS MICROESTRUTURAS PRÉVIAS E CICLOS TÉRMICOS

Observou-se que as amostras que sofreram deformação DS e DP, submetidas aos dois ciclos térmicos, apresentaram-se praticamente isentas de traços de perlita, o mesmo não ocorrendo com as amostras sem deformação, principalmente as submetidas ao ciclo subcrítico. Isto indica que a deformação aplicada contribuiu na aceleração da cinética de esferoidização dos carbonetos, uma vez que estes encontraram-se mais dispersos na matriz (maior distância entre partículas), resultado do maior grau de esferoidização verificado ( $GE_{DS \text{ e } DP} = 0,79 \text{ e } 0,74$  e para  $GE_{SS \text{ e } SP} = 0,73$ ) e a menor densidade de partículas de carbonetos na matriz ferrítica (i.é., 267 partículas para DS e 540 para SS e; 299 partículas para DP e 344 para SP)(figuras 4.6 e 4.7).

Tabela 4.2 - Resultados encontrados para as diferentes amostras na caracterização

Amostra		Posição do carboneto na matriz ferrítica													
		Interior do grão						Contorno do grão						Contagem total	
		Area $\mu\text{m}^2$	Tamanho $\mu\text{m}$	GE	N (1000 $\mu\text{m}^2$ )	Área $\mu\text{m}^2$	Tamanho $\mu\text{m}$	GE	N (1000 $\mu\text{m}^2$ )	Area $\mu\text{m}^2$	Tamanho $\mu\text{m}$	GE	N (1000 $\mu\text{m}^2$ )		
DP	X	0.255	0.66	0.72	175	0.422	0.84	0.73	149	0.331	0.74	0.74	258		
SP	X	0.232	0.61	0.74	159	0.520	0.97	0.73	112	0.378	0.79	0.73	261		
SS	X	0.266	0.69	0.74	457	0.421	0.83	0.71	141	0.312	0.74	0.73	540		
DS	X	0.240	0.59	0.82	201	0.478	0.95	0.74	105	0.330	0.73	0.79	267		
TS1	X	0.089	0.35	0.86	93	0.435	0.81	0.77	250	0.305	0.64	0.79	344		
TS2	X	0.107	0.37	0.81	49	0.364	0.80	0.69	251	0.318	0.72	0.71	299		
TS3	X	0.086	0.33	0.85	70	0.546	0.92	0.73	198	0.420	0.76	0.75	267		

X – média aritmética; GE – grau de esferoidização (fator de forma); N – número total de partículas; Área – área individual da partícula de carboneto; Contagem total – carbonetos contados sem distinção de posição na matriz.



**Figura 4.10** - Relação entre o número de carbonetos e o tamanho de grão ferrítico das amostras esferoidizadas

O maior grau de esferoidização das amostras DS indica que a esferoidização das microestruturas deformadas foram aceleradas pela utilização do ciclo subcrítico, o qual privilegia a difusão atômica. Isto evidencia que este ciclo constituiu um fator positivo na aceleração da cinética de esferoidização das amostras inicialmente deformadas, uma vez que os processos de recuperação, recristalização e de crescimento de grão, atuaram mais efetivamente no arredondamento dos carbonetos, principalmente no início do recozimento.

Nas amostras sem deformação, o ciclo pendular, que privilegia a dissolução e a precipitação dos carbonetos, apresentou uma maior esferoidização (observado pela menor densidade de partículas N), quando comparadas com as amostras sem deformação submetidas ao ciclo subcrítico (figura 4.6 e 4.7 e tabela 4.2).

A oscilação da temperatura em torno de  $A_1$  acelerou a quebra das lamelas de perlita, isto porque nas temperaturas mais altas, parte das lamelas de cementita são dissolvidas, devido ao aumento da solubilidade do carbono na austenita e, nas temperaturas abaixo de  $A_1$ , os carbonetos que não se dissolveram atuaram como núcleos para o crescimento dos carbonetos anteriormente dissolvidos [15]. Fato repetido várias vezes no ciclo pendular aplicado.

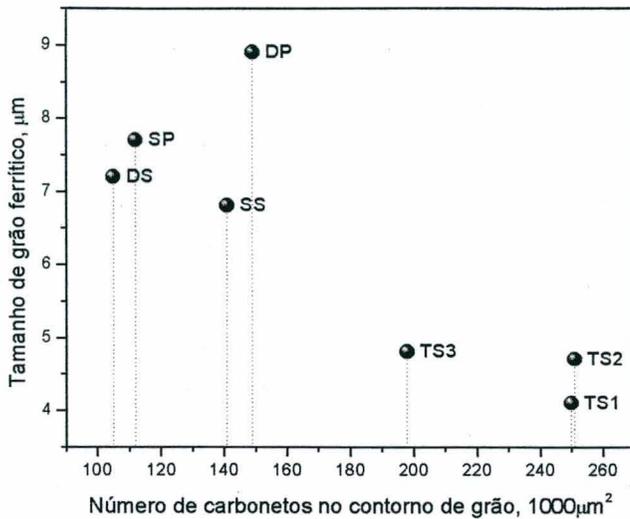
Os menores tamanhos de grão ferríticos observados nas amostras temperadas (tabela 4.1), devem-se possivelmente a três fatores: o primeiro seria a maior concentração de carbonetos nos contornos de grão da ferrita (precipitados inicialmente (durante a têmpera) nos contornos de grãos austeníticos e subcontornos e posteriormente, nos contornos das ripas)[10], o segundo, aos reduzidos tamanhos dos carbonetos inicialmente presentes na matriz ferrítica, o que promovem um maior retardo na migração dos contornos de grão durante o seu crescimento [14]e, o terceiro fator seria a presença da estrutura martensítica na forma de ripas, que favorece a formação de ferrita com grãos pequenos [10].

Conforme observou Vakulenko et. al.[14], tamanhos de partículas entre 0,15 e 0,20 $\mu\text{m}$  tem um efeito retardador mais efetivo na migração do contorno de grão, durante o seu crescimento. Esta faixa de tamanhos de partículas é encontrada nas microestruturas prévias de têmpera, principalmente nos estágios iniciais do recozimento (primeiras 2 horas), devendo ser portanto, um dos principais responsáveis pelos pequenos tamanhos de grão  $\alpha$  apresentados (figuras 4.6, 4.8 e 4.9 e tabela 4.2).

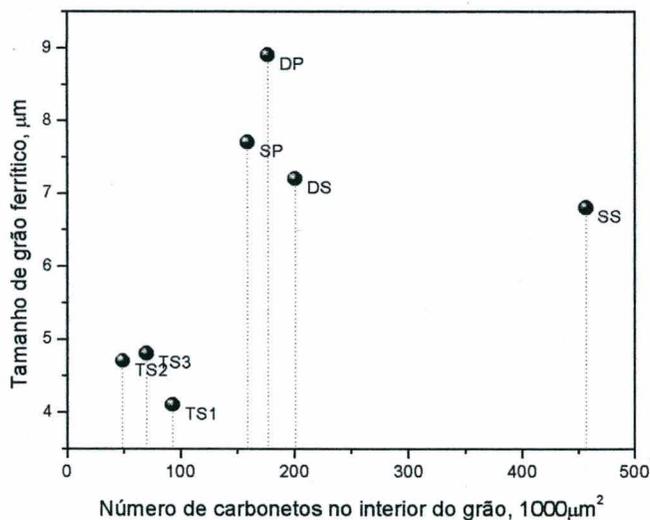
O retardo no crescimento dos grãos ferríticos não é observado nas amostras deformadas e não deformadas, nas quais o recozimento se inicia a partir de microestruturas ferrítico-perlíticas, com os carbonetos inicialmente na forma de lamelas.

As amostras temperadas apresentaram uma maior área de carbonetos nos contornos de grão, cerca de 4,9 vezes maior que no interior do grão, enquanto que essa proporção para as amostras sem e com deformação está em torno de 1,9 vezes (tabela 4.2).

Este é possivelmente um dos fatores responsáveis pelos menores tamanhos de grão ferríticos encontrados, uma vez que a grande área de carbonetos nos contornos seria responsável pelo bloqueio e ancoramento destes contornos nas etapas iniciais de crescimento de grão [10,14].



**Figura 4.11** - Relação entre o número de carbonetos nos contornos de grão e o tamanho de grão ferrítico das amostras esferoidizadas



**Figura 4.12** - Relação entre o número de carbonetos no interior do grão e o tamanho de grão ferrítico das amostras esferoidizadas

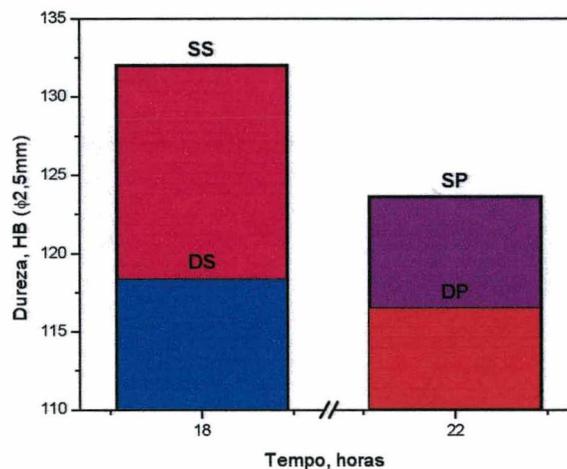
A figura 4.10 mostra que com a redução do número de carbonetos na matriz (devido aos processos de coalescimento), maior foi o tamanho de grão ferrítico. Observa-se também, nas figuras 4.11 e 4.12, que os maiores tamanhos de grãos ferríticos são obtidos para as amostras que apresentam menor quantidade de carbonetos nos contornos e maior no interior dos grãos, confirmando o exposto anteriormente.

Na figura 4.10 observa-se que a amostra SS apresenta comportamento diferente das demais amostras. Este comportamento deve-se possivelmente aos traços de perlita residual presentes (figura 4.6a), resultado da esferoidização parcial dos carbonetos e também pela maior quantidade

de carbonetos no interior do grão, os quais seriam pouco efetivos em retardar o crescimento de grão ferrítico.

#### 4.1.3 MICROESTRUTURA X COMPORTAMENTO MECÂNICO

A figura 4.13 mostra a dureza apresentada pelas amostras com e sem deformação, submetidas aos ciclos pendular e subcrítico. As microestruturas deformadas, submetidas aos dois ciclos térmicos, apresentaram uma menor dureza, indicando que deformação aplicada acelerou o processo de esferoidização dos carbonetos ( $GE_{DS \text{ e } DP} = 0,79 \text{ e } 0,74$  e para  $GE_{SS \text{ e } SP} = 0,73$ ). Os menores níveis de dureza foram observados nas amostras submetidas ao ciclo pendular.

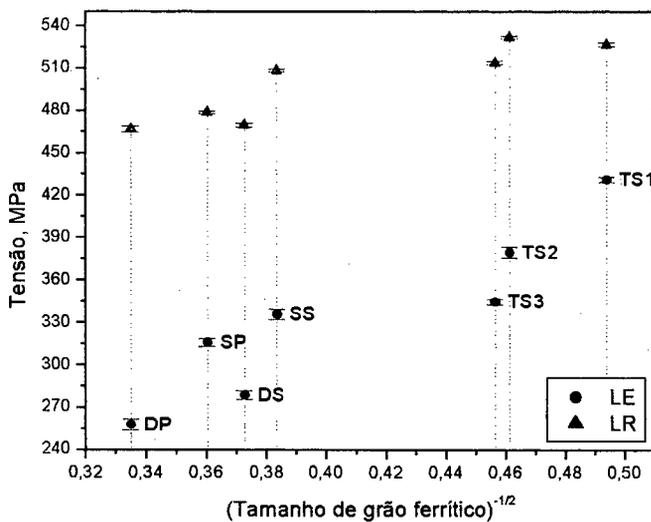


**Figura 4.13** - Comparativo da dureza obtida entre as amostras submetidas aos ciclos subcrítico e pendular.

A influência dos tamanhos de grão ferríticos não apresentou-se evidente sobre o comportamento mecânico (LE, LR, dureza e alongamento) das amostras com microestruturas prévias perlíticas (deformadas e não deformadas nos dois ciclos). Porém, quando estas amostras (SS, DS, SP e DP) são comparadas com as amostras previamente temperadas TS1, TS2 e TS3 (que apresentam menores tamanhos de grão ferríticos), a influência do tamanho de grão sobre o comportamento mecânico do material tornou-se mais evidente, como observado nas tabelas 4.1 e 4.3.

Com o aumento do tamanho de grão ferrítico há uma redução dos limites de escoamento do material esferoidizado, o que está de acordo com a equação de Hall-Petch\* [28], que relaciona o tamanho de grão com o limite de escoamento do material. O limite de resistência e dureza seguem o mesmo comportamento.

Nas figuras 4.14 e 4.15, o limite de resistência e de escoamento, e também a dureza são apresentados em função do inverso da raiz quadrado do tamanho de grão ferrítico.

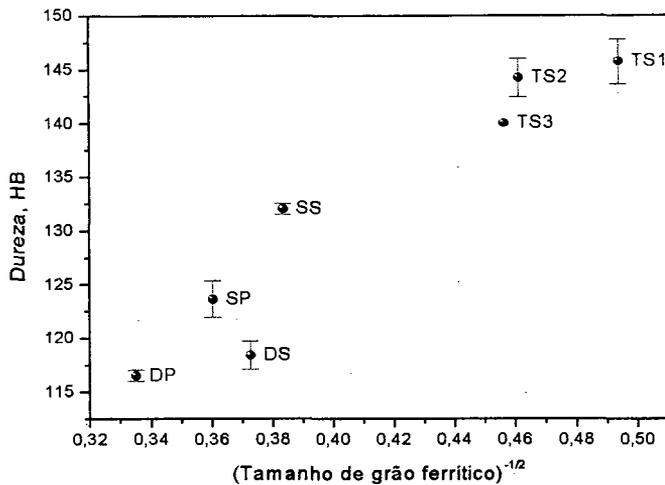


**Figura 4.14** - Comportamento do limite de resistência e escoamento do aço SAE 1045 esferoidizados em função do tamanho de grão ferrítico.

\*  $\sigma_y = \sigma_0 + k/L^{(1/2)}$  onde  $\sigma_0$  e  $k$  são constantes do material e  $L$  é o tamanho de grão ferrítico.

Tabela 4.3 - Limite de escoamento e resistência das diferentes amostras ensaiadas

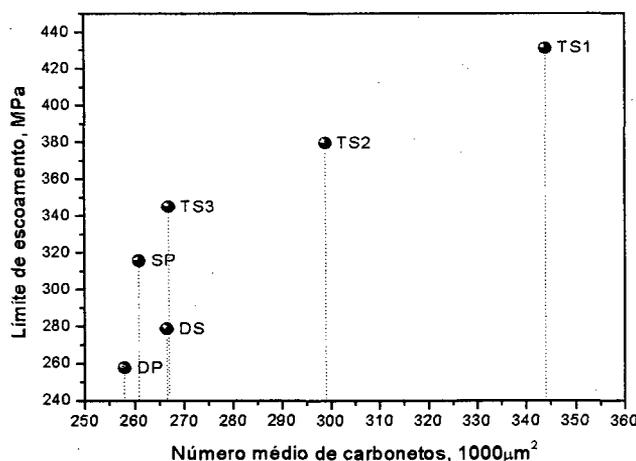
Limite de escoamento e resistência	Amostra	$\sigma_y$ (MPa)	Sd	$\sigma_R$ (Mpa)	sd
	SS	336±4	6,4	508 ± 1	1,7
	DS	279±3	5,0	469 ± 2	2,7
	SP	316±3	4,6	479 ± 1	1,8
	DP	258±4	6,5	466 ± 2	3,7
	TS1	431±2	2,9	527 ± 2	2,5
	TS2	379±4	6,9	532 ± 1	1,6
	TS3	345±2	3,7	514 ± 1	2,7
Tensão de Fratura	Amostra	$\sigma_f$ eng (MPa)	Sd	$\sigma_f$ (MPa)	sd
	SS	256 ± 13	23,0	506 ± 31	54,2
	DS	363 ± 3	4,3	744 ± 10	16,8
	SP	339 ± 3	4,5	878 ± 49	69,5
	DP	187 ± 19	26,2	348 ± 45	63,3
	TS1	412 ± 7	12,5	903 ± 37	64,7
	TS2	398 ± 10	13,4	933 ± 36	50,3
	TS3	390 ± 2	3,6	946 ± 15	26,4
Alongamento	Amostra	Al (%)	Sd	<i>Al</i> – alongamento convencional <i><math>\sigma_y</math></i> – limite de escoamento <i><math>\sigma_R</math></i> – limite de resistência <i><math>\sigma_F</math></i> – tensão de fratura <i>Sd</i> – desvio padrão	
	SS	34,3 ± 0,9	1,5		
	DS	32,0 ± 2,0	3,4		
	SP	37,1 ± 0,8	1,3		
	DP	35,4 ± 1,6	2,7		
	TS1	33,8 ± 0,6	1,1		
	TS2	34,5 ± 1,6	2,7		
	TS3	37,1 ± 1,5	2,5		
Dureza	Amostra	HB	Sd		
	SS	132,0 ± 0,5	1,1		
	DS	118,4 ± 1,3	2,9		
	SP	123,6 ± 1,7	4,1		
	DP	116,5 ± 0,5	1,1		
	TS1	145,7 ± 2,1	4,7		
	TS2	144,2 ± 1,8	4,0		
	TS3	140,0 ± 0,0	0,0		



**Figura 4.15** - Comportamento da dureza do aço SAE 1045 esferoidizado em função do tamanho de grão ferrítico.

Quando a microestrutura apresenta-se composta por ferrita e perlita, uma maior resistência mecânica é oferecida pelo material devido ao menor caminho livre médio para a movimentação das discordâncias. Quando esta microestrutura é substituída por outra com carbonetos esferoidizados, uma redução dos limites de resistência e escoamento é verificada devido a maior distância entre as partículas e desaparecimento da morfologia lamelar (o que resulta em um maior caminho livre médio) [25].

Embora a mudança das microestruturas perlíticas para esferoidizadas resulte em uma redução dos limites de resistência e escoamento do material, estruturas parcialmente esferoidizadas (i.é., com grande número de partículas isoladas ou ainda com traços residuais de perlita) tendem a apresentar uma maior resistência quando comparada com amostras mais esferoidizadas, como pode ser observado nas figuras 4.16 a 4.18 (tabela 4.2 e 4.3).



**Figura 4.16** - Variação do limite de escoamento do aço SAE 1045 esferoidizado em função do número de carbonetos esferoidizados na matriz ferrítica.

Nas figuras 4.16 a 4.18 observa-se que os limites de escoamento, resistência e dureza estão relacionados com o número médio de carbonetos (distribuídos tanto no interior quanto nos contornos de grão).

Durante o recozimento, os carbonetos crescem e coalescem. Sendo a fração volumétrica de  $Fe_3C$  constante (função do teor de carbono), o livre caminho médio entre partículas vai aumentando e desta forma, menor oposição é oferecida ao movimento das discordâncias pelo interior do material, o que resulta em menores valores para o limite de escoamento, resistência e dureza. Então, quanto maior o número de partículas presentes, maior será a resistência apresentada pelo material durante a sua solicitação [15,25].

Isto está evidente para as amostras previamente temperadas, as quais apresentaram um menor tamanho de carboneto e, conseqüentemente, maiores valores de resistência mecânica, quando comparada com as demais amostras (tabela 4.2).

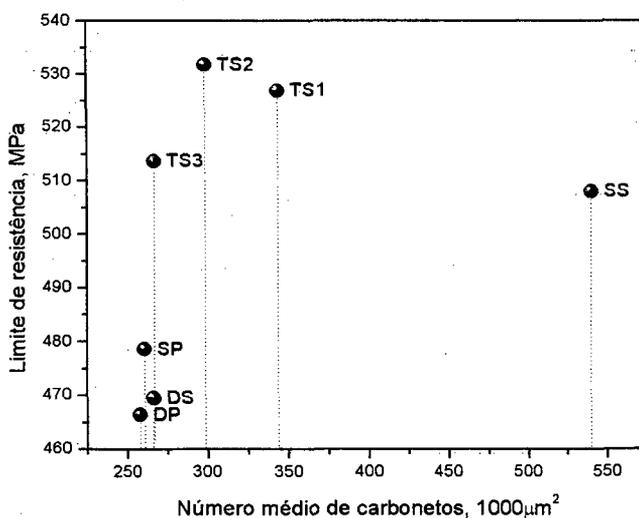


Figura 4.17 - Variação do limite de resistência do aço SAE 1045 esferoidizado em função do número de carbonetos na matriz ferrítica.

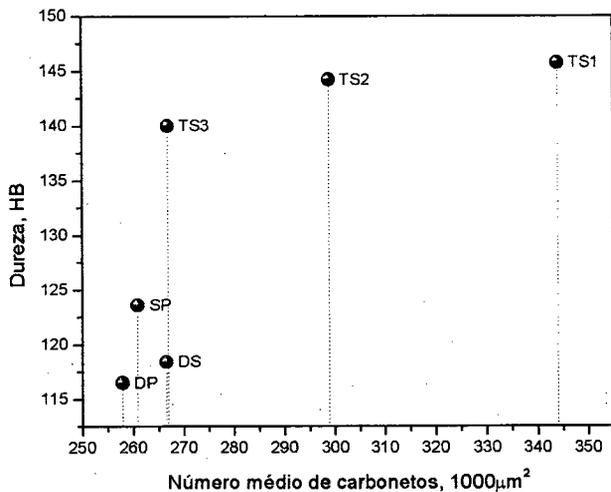


Figura 4.18 - Variação da dureza do aço SAE 1045 esferoidizado em função do número de carbonetos na matriz ferrítica.

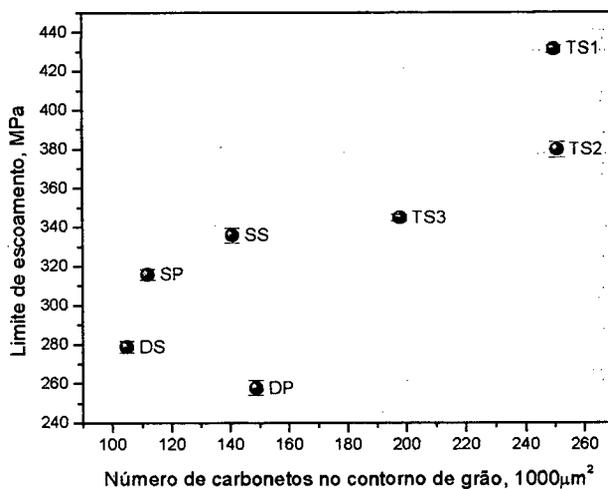


Figura 4.19 - Comportamento do limite de escoamento em função da variação do número de partículas no contorno de grão.

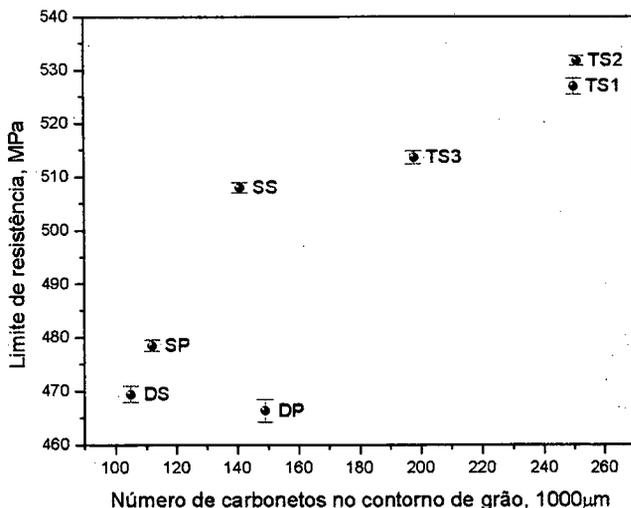
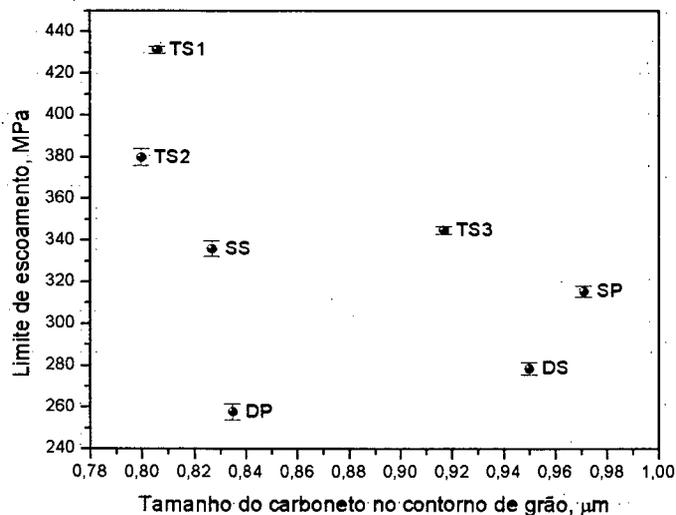


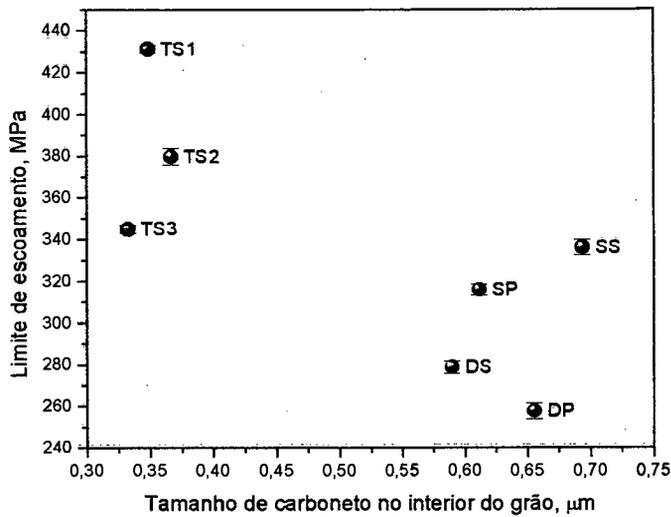
Figura 4.20 - Comportamento do limite de resistência em função da variação do número de partículas no contorno de grão.

Quanto à localização dos carbonetos, as amostras com e sem deformação (prévia ao recozimento), apresentaram uma distribuição mais irregular dos carbonetos na matriz ferrítica (regiões mais concentradas), devido as colônias de perlita anteriores. Isto não é verificado nas amostras inicialmente temperadas (figuras 4.7 a 4.9). Devido a esta característica, diferenças foram observadas entre o comportamento mecânico das amostras temperadas e das amostras com e sem deformação (figuras 4.19 a 4.21)

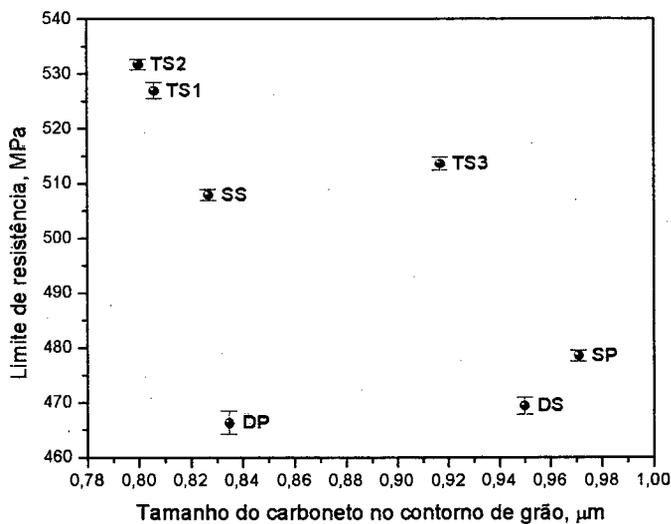
O limite de escoamento e resistência aumentam com o aumento do número de carbonetos. Isto pode ser observado nas figuras 4.19 a 4.23, as quais mostram que para um maior tamanho de carboneto (o que implica em um menor número de partículas isoladas), menores valores de limite de escoamento e resistência são encontrados.



**Figura 4.21** - Comportamento do limite de escoamento em função da variação do tamanho de carbonetos no contorno de grão.



**Figura 4.22** - Comportamento do limite de escoamento em função da variação do tamanho de carbonetos no interior do grão.



**Figura 4.23** - Comportamento do limite de resistência com a variação do número de carbonetos no contorno de grão.

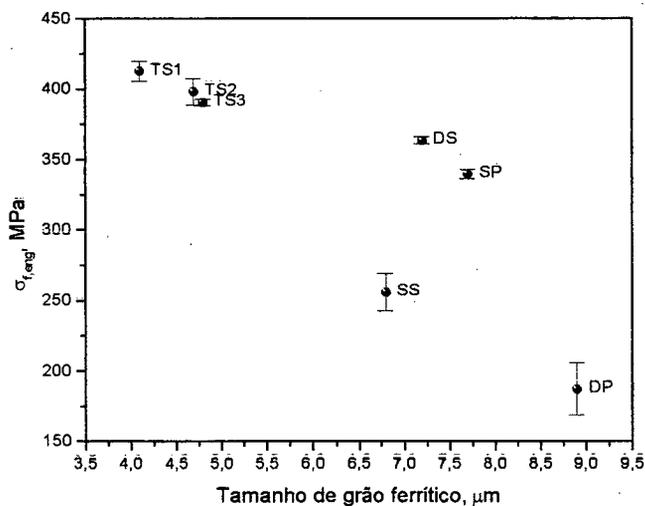
Quanto a morfologia dos carbonetos, quanto maior o grau de esferoidização (i.é., com um maior arredondamento) menor será a resistência mecânica oferecida pelo material esferoidizado (para quantidades de carbonetos próximas).

Observa-se na figura 4.24 que valores mais altos de tensão de fratura são obtidos com menores tamanhos de grão ferríticos. Isto porque com a diminuição do tamanho de grão ferrítico, maior será o número de barreiras a serem transpostas pelas discordâncias durante a sua movimentação, e desta forma, valores mais altos de tensão de fratura são conseguidos [21].

Quanto ao alongamento, não obteve-se uma boa correlação com o tamanho de grão, devido a grande dispersão dos resultados, como apresentado na figura 4.25 (tabelas 4.1 e 4.3).

Quanto a influência dos carbonetos sobre o alongamento, observa-se na figura 4.26 que com o aumento do tamanho de carboneto (que resulta em menor número de carbonetos), um maior alongamento é conseguido, principalmente para aqueles localizados nos contornos de grão (figura 4.28).

Verificou-se também que quanto maior o espaçamento entre partículas no contorno de grão (resultando em menor número de carbonetos), maiores foram os valores obtidos para a tensão de fratura. Este comportamento é verificado principalmente pelas amostras DS, DP, SP e SS (figura 4.27).



**Figura 4.24** - Comportamento da tensão de fratura (de engenharia) frente a variação dos tamanhos de grão ferríticos.

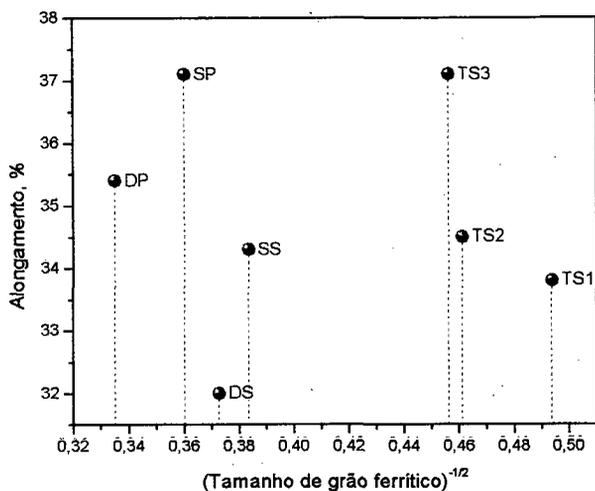


Figura 4.25 - Alongamento em função do tamanho de grão ferrítico.

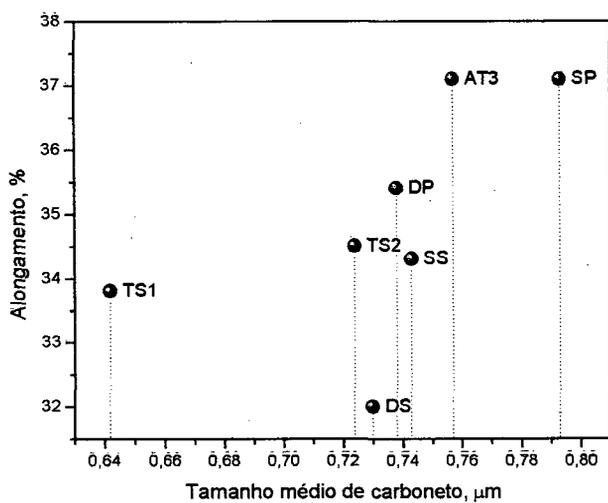


Figura 4.26 - Alongamento em função do tamanho médio de carboneto presente na matriz ferrítica.

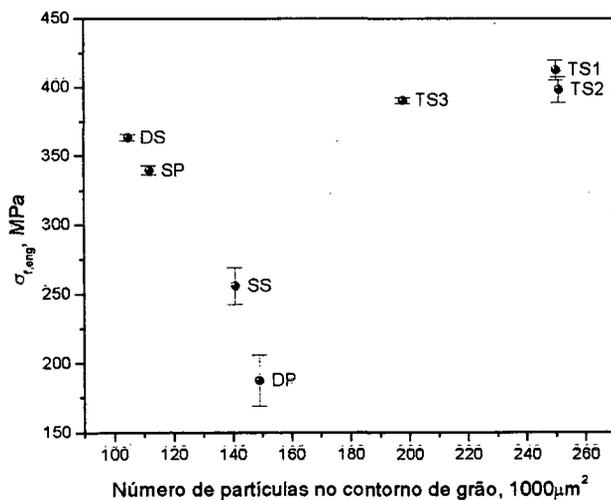
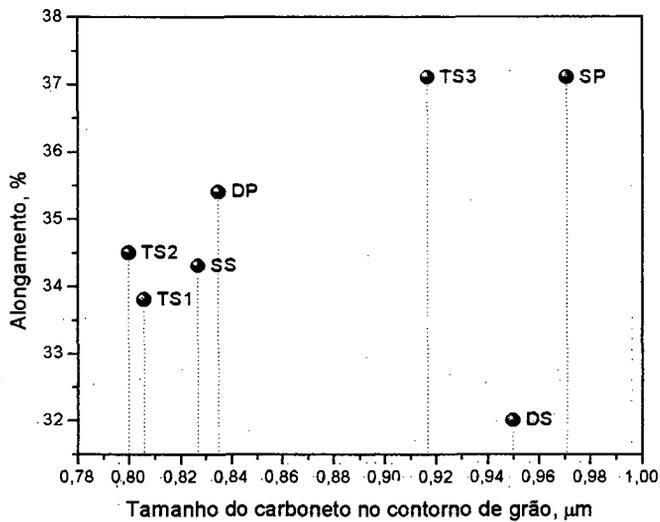
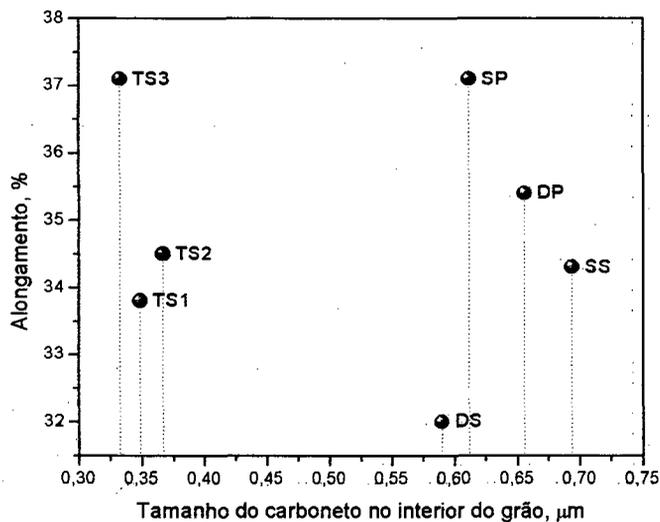


Figura 4.27 - Comportamento da tensão de fratura (de engenharia) frente a variação do número de partículas no contorno de grão.



**Figura 4.28** - Alongamento em função do tamanho do carboneto nos contornos de grãos das amostras.

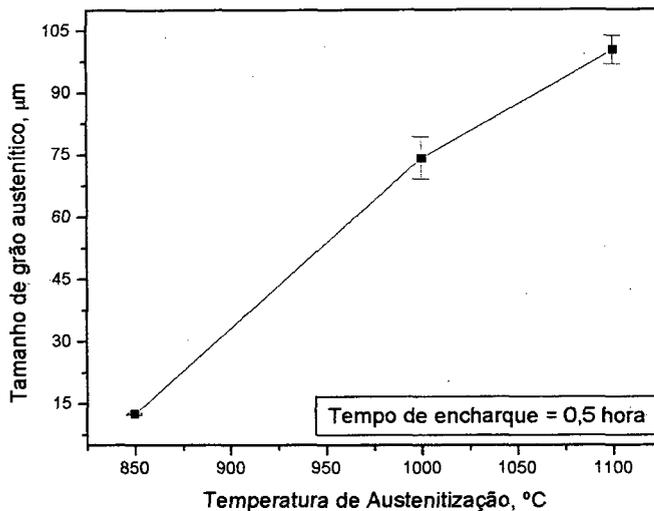


**Figura 4.29** - Alongamento em função do tamanho do carboneto no interior do grão.

### Tamanho De Grão Austenítico

A temperatura de austenitização aplicada na têmpera, influenciou os resultados apresentados pelas amostras previamente temperadas. Para uma temperatura de austenitização mais alta, obteve-se um maior tamanho de grão austenítico (tabela 4.4 e figura 4.30), o que resultou em menores valores de limite de escoamento, resistência e dureza (amostras TS1, TS2 e TS3) após o recozimento.

Com um maior tamanho de grão austenítico, uma estrutura com grãos ferríticos maiores tende a ser conseguida na transformação martensita  $\rightarrow$  ferrita +  $Fe_3C$ , em virtude de uma menor quantidade de regiões para nucleação de novos grãos estar presente.



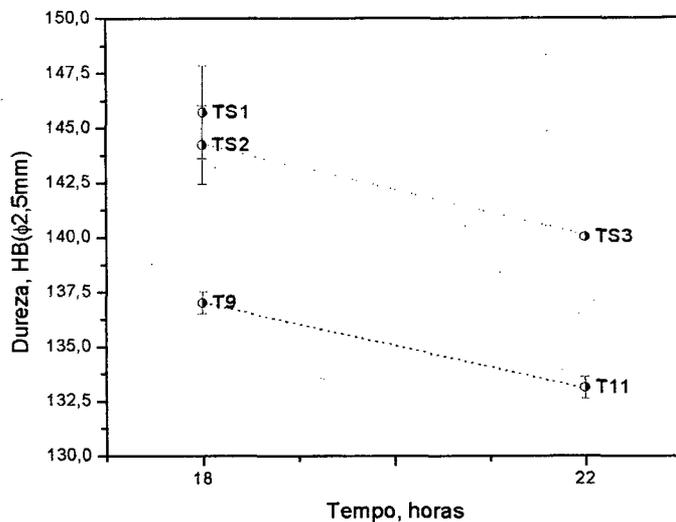
**Figura 4.30** - Tamanho de grão austenítico encontrado para três temperaturas de austenitização diferentes, medidos a partir das estruturas temperadas.

**Tabela 4.4** - Tamanho de grão austenítico das amostras temperadas

Cod.	T°C	Média ( $\mu m$ )	sd
TS1	850	12,5 $\pm$ 0,2	1,4
TS2	1000	74,1 $\pm$ 5,0	24,7
TS3	1100	100,2 $\pm$ 3,4	24,4

sd – desvio padrão

O teste t-Student (tabela A3 – anexo A) para um nível de confiança de 95%, mostrou que não houve uma diferença significativa na dureza do material, quando o tempo recozimento das amostras previamente temperadas passou de 18 para 22 horas, como pode ser verificado para as amostras T9 -T11 (amostra do estudo de cinética) e TS2-TS3, na figura 4.31.



**Figura 4.31 - Comparativo**  
entre amostras previamente  
tratadas com relação ao nível de  
dureza obtido.

#### 4.1.4 LIMITE DE ESCOAMENTO, TAMANHO DE GRÃO E DE CARBONETO

Vários autores [31] vem tentando desenvolver equações que relacionem os vários parâmetros microestruturais comumente medidos com as propriedades mecânicas, com o objetivo prever o seu comportamento, bem como de otimizar os processos e os materiais utilizados.

Syn et al [31], propuseram a equação 14\*, que correlaciona o limite de escoamento de aços de alto carbono esferoidizados com os tamanhos de grãos ferríticos e dos carbonetos, extendendo-a posteriormente para os aços de médio e baixo carbono.

Porém, em virtude das diferenças existentes, principalmente no comportamento de fratura a tração entre os aços de alto e os de médio e baixo carbono, procurou-se verificar a aplicabilidade da equação 14, e se possível, sugerir outra que descreva com maior precisão o comportamento dos aços de mais baixo carbono.

\* Durante a verificação da equação 14, um erro foi verificado no segundo termo da equação devido a um valor incorreto, sendo então apresentada a equação (14A) com seu valor corrigido:

$$(\sigma_y = 311.D_s^{*-1/2} + 455.L^{-1/2}) \quad (14A)$$

Através da equação 15, calculou-se a distância entre os carbonetos,  $D^*_s$ , das amostras deste trabalho. O valor de  $D^*_s$  é utilizado para a determinação de  $\sigma_o$  (tensão de fricção) da equação  $\sigma_y = \sigma_o + k_y.L^{-1/2}$  (eq. 10). Os resultados obtidos por Syn et. al. [31] para aços de alto carbono esferoidizados e os de médio carbono aqui calculados são apresentados nas tabelas B1 a B3 do anexo B. O valor de  $d$  (tamanho de carboneto) foi considerado igual ao tamanho dos carbonetos no interior do grão (em virtude da maior quantidade dos carbonetos estarem localizados nestes locais e também conforme sugerido por Syn et al [31]). A fração volumétrica de carbono para o aço SAE 1045, calculada a partir do diagrama ferro-carbono, foi igual a  $f = 0,067$ .

$$D^*_s = (3/2)^{1/2} \cdot [(\pi/4 \cdot f) - 1] \cdot d \quad [31] \quad (15)$$

Onde:

$D^*_s$  - é a distância entre carbonetos;

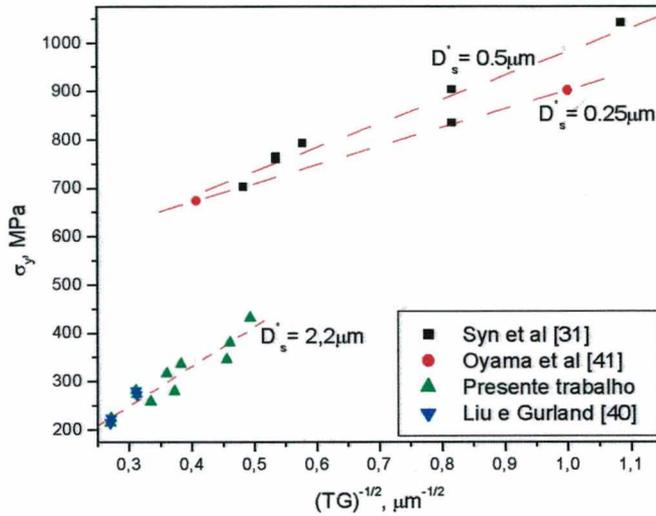
$f$  - é a fração volumétrica de carbono e;

$d$  - é o tamanho do carboneto.

Na tabela 4.5 são apresentados os resultados obtidos neste trabalho, como também alguns dados retirados do trabalho de Syn et al [31]. Para os aços de médio e baixo carbono, o  $D^*_s$  encontrado ficou em torno de 2,2; já para aços de alto carbono, o valor de  $D^*_s$  variou de 0,5 a 0,25  $\mu\text{m}$  (sendo estes os valores utilizados por Syn et al [31] para o cálculo de  $k_y$  da eq. 10, figura 4.32).

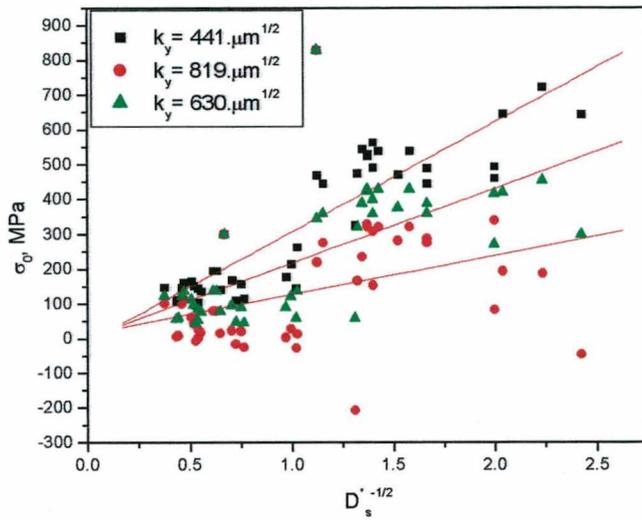
Os tamanhos de grãos e os limites de escoamento medidos (tabelas 4.1, 4.3, 4.5 e B1, anexo B) foram então correlacionados graficamente (figura 4.33). O valor obtido por regressão linear, para  $k_y$  foi de  $819.\mu\text{m}^{-1/2}$ , para os aços de médio e baixo carbono e para os dados de Syn et

al [31], o valor foi igual a  $441.\mu\text{m}^{-1/2}$  (os coeficientes da equação 11 proposta inicialmente, foram recalculados acrescentando-se agora os resultados obtidos neste trabalho).



**Figura 4.32** - Gráfico do limite de escoamento versus o tamanho de grão ferrítico, mostrando a variação de  $k_y$  (inclinação da reta) com a distância entre carbonetos,  $D^*_s$ .

A partir do valor de  $k_y$ , calculou-se então o valor da tensão de fricção  $\sigma_0$  para cada ponto, utilizando-se novamente a equação 10. Montando-se agora um gráfico  $(D^*_s)^{-1/2} \times \sigma_0$ , fez-se novamente uma regressão linear entre os valores de  $\sigma_0$  e  $D^*_s$  calculados (figura 34). Assim, obteve-se para os aços de médio carbono,  $\sigma'_0 = 116.\mu\text{m}^{-1/2}$  para um  $k_y = 819.\mu\text{m}^{-1/2}$ , e para os dados de Syn et al.[31] (os quais são referentes aos aços de alto carbono)  $\sigma'_0 = 316.\mu\text{m}^{-1/2}$  para um  $k_y = 441.\mu\text{m}^{-1/2}$ . De modo a encontrar-se um valor intermediário entre os aços de médio, baixo e de alto carbono, calculou-se uma tensão de fricção média (através de um  $k_y$  médio  $(441+819)/2 = 630.\mu\text{m}^{-1/2}$ ), encontrando-se  $\sigma'_0 = 214.\mu\text{m}^{-1/2}$ .



**Figura 4.33** - Cálculo da tensão de fricção média a partir das tensões calculadas versus a distância entre carbonetos.

Desta forma, foram obtidas as seguintes equações:

$$\sigma_y = 316.D_s^{*-1/2} + 441.L^{-1/2} \quad (16)$$

$$\sigma_y = 116.D_s^{*-1/2} + 819.L^{-1/2} \quad (17)$$

$$\sigma_y = 214.D_s^{*-1/2} + 630.L^{-1/2} \quad (18)$$

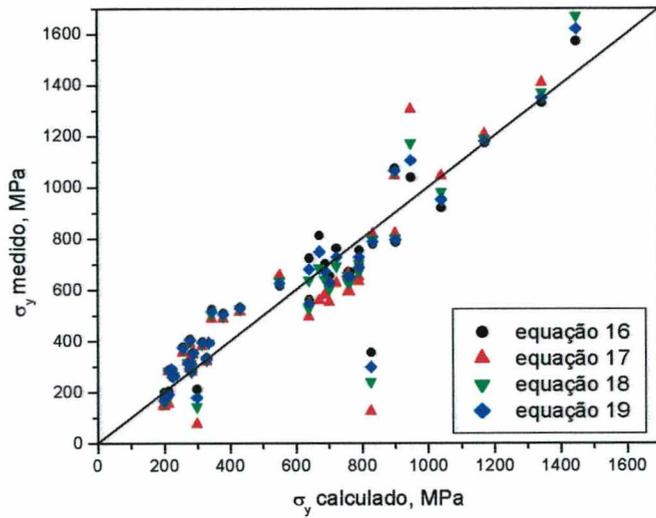
$$\sigma_y = 265.D_s^{*-1/2} + 535.L^{-1/2} \quad (19)$$

Sendo a equação (16) obtida para os aços de alto carbono, a equação (17) obtida para os aços de médio carbono e a equação (18) como resultado da média entre as equações (16) e (17). A equação (19) foi obtida a partir da média entre a equação (16) e (18), de modo a reforçar-se o efeito dos aços de mais alto carbono sobre os limites de escoamento calculados.

**Tabela 4.5** - Valores utilizados para o cálculo de  $k_y$ 

Fonte	$\sigma_{\text{escoamento}}$ MPa	$D^*_s$ , $\mu\text{m}$
<b>Presente Trabalho</b>	258	1.9
	336	2.0
	316	1.8
	279	1.7
	431	1.0
	380	1.1
	345	1.0
<b>Liu e Gurland [40]</b> (para aços de médio carbono)	281	3.40
	273	3.23
	214	3.56
	223	3.42
<b>Syn et. Al.[31]</b> (para aços de alto carbono)	903	0.55
	793	0.49
	1041	0.51
	765	0.53
	759	0.53
	834	0.57
	703	0.51
<b>Oyama et al. [41]</b>	901	0.25
	673	0.25

A figura 4.34 mostra a relação entre  $\sigma_{\text{escoamento}}$  (calculado) e  $\sigma_{\text{escoamento}}$  (medido). Observa-se que há uma boa concordância entre os valores medidos e os calculados, por todas as equações, mesmo havendo uma grande variação entre os coeficientes multiplicadores ( $k_y$  e  $\sigma_0$ ).



**Figura 4.34** - Comparação entre os valores calculados para o limite de escoamento e os limites de escoamento medidos.

Na figura 4.33, observa-se variações nas inclinações das retas de ajuste para os aços de alto carbono e os de médio e baixo carbono. Estas diferenças indicam que mecanismos diferentes podem ser responsáveis pelo comportamento mecânico dos aços de mais alto e de mais baixo carbono. Por este motivo, uma equação geral com maior precisão deveria envolver não somente os tamanhos de grão e de carbonetos, mas também outros fatores, como por exemplo, forma dos carbonetos e distribuição dos carbonetos pela matriz.

Observa-se na equação (17) que o valor de  $k_y$  encontrado para os aços de médio carbono é aproximadamente 2 vezes maior que aquele apontado pela equação (16), e a tensão de fricção,  $\sigma_0$  aproximadamente 3 vezes menor. Isto indica que (e conforme observações nos resultados da caracterização mecânica das amostras, tabela 4.3), que o tamanho de grão tem um efeito muito mais pronunciado sobre o limite de escoamento dos aços de médio carbono, do que a distância entre os carbonetos, ao contrário do que ocorre para os aços de alto teor de carbono, os quais apresentam efeitos equivalentes.

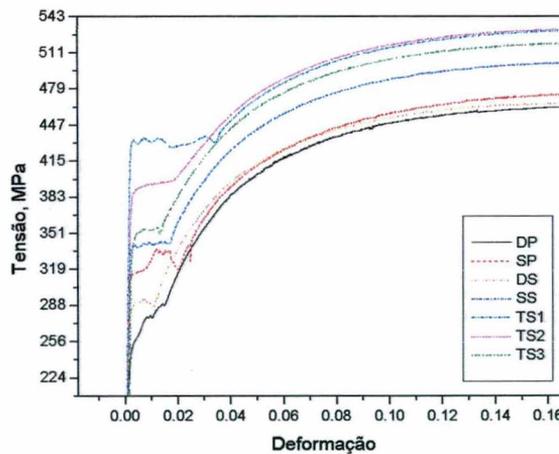
#### 4.1.5 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO

Os coeficientes de encruamento  $n$  calculados através do gráfico tensão verdadeira x deformação verdadeira são apresentados na tabela 4.6.

**Tabela 4.6** - Expoentes de encruamento encontrados para as amostras dos diferentes ciclos térmicos através do diagrama tensão-deformação obtidos nos ensaios de tração.

Amostra	SP	DP	SS	DS	TS1	TS2	TS3
N	0,23	0,23	0,21	0,22	0,19	0,20	0,20

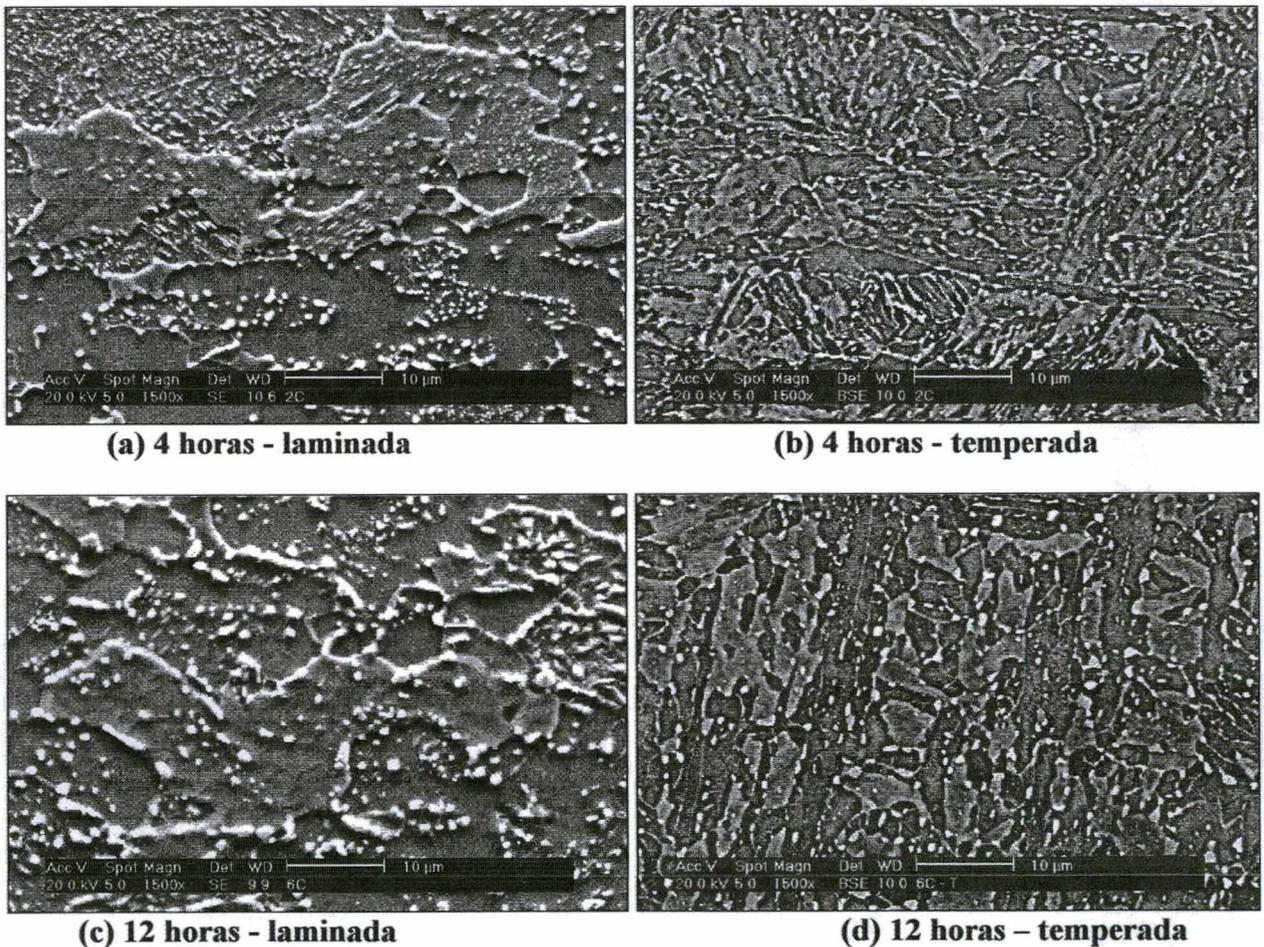
As amostras com e sem deformação inicial apresentaram expoentes de encruamento próximos daqueles verificados para as amostras temperadas, não indicando influência forte dos ciclos e microestruturas prévias sobre o coeficiente de encruamento, como pode ser verificado na figura 4.35.



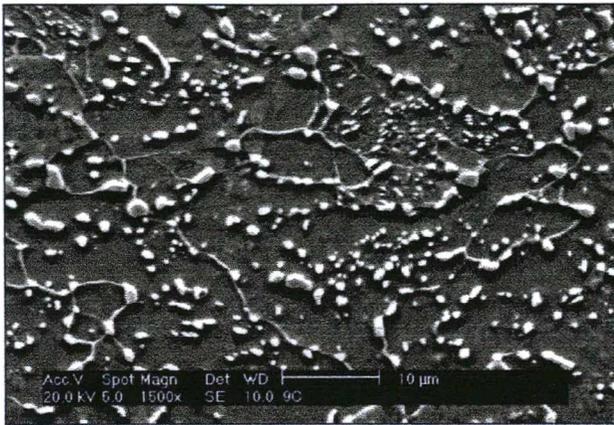
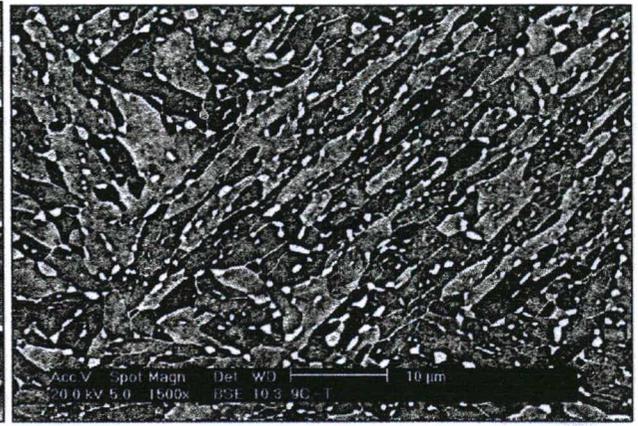
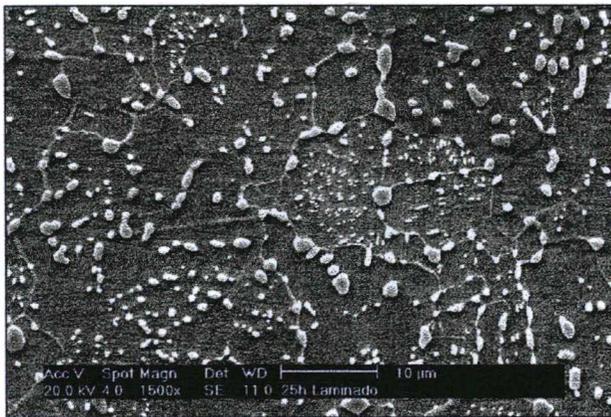
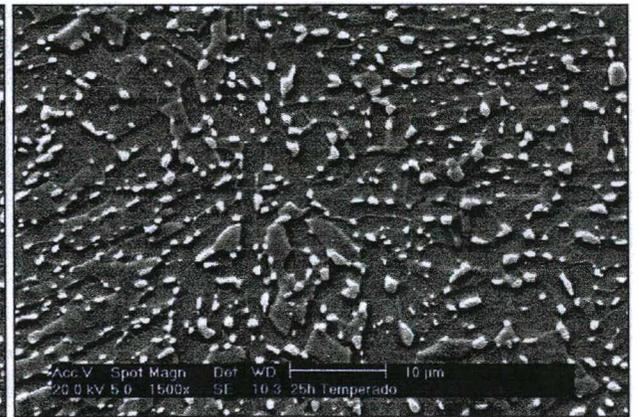
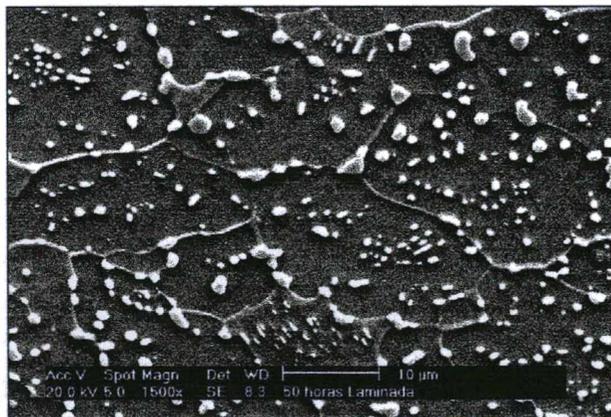
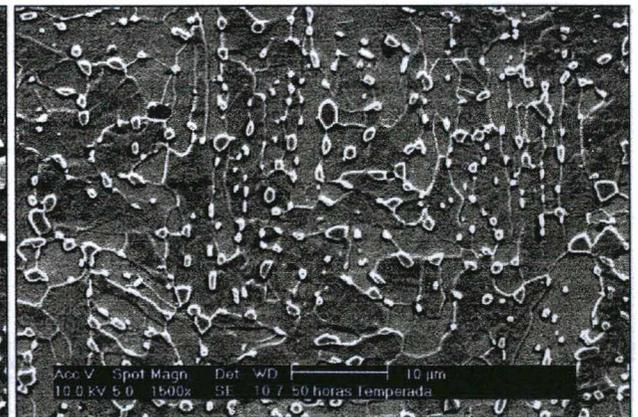
**Figura 4.35** - Curvas de deformação obtidas no ensaio de tração das diferentes amostras recozidas.

## 4.2. CINÉTICA

A seguir serão discutidos os resultados da cinética de esferoidização do aço SAE 1045, tendo sido consideradas duas condições iniciais, uma com a microestrutura prévia de têmpera (a partir de 1000°C/30min) e outra por laminação a frio (21% de deformação). As microestruturas obtidas no decorrer do recozimento podem ser observadas na figura 4.36, e os resultados da caracterização microestrutural nas tabelas 4.7 a 4.9.

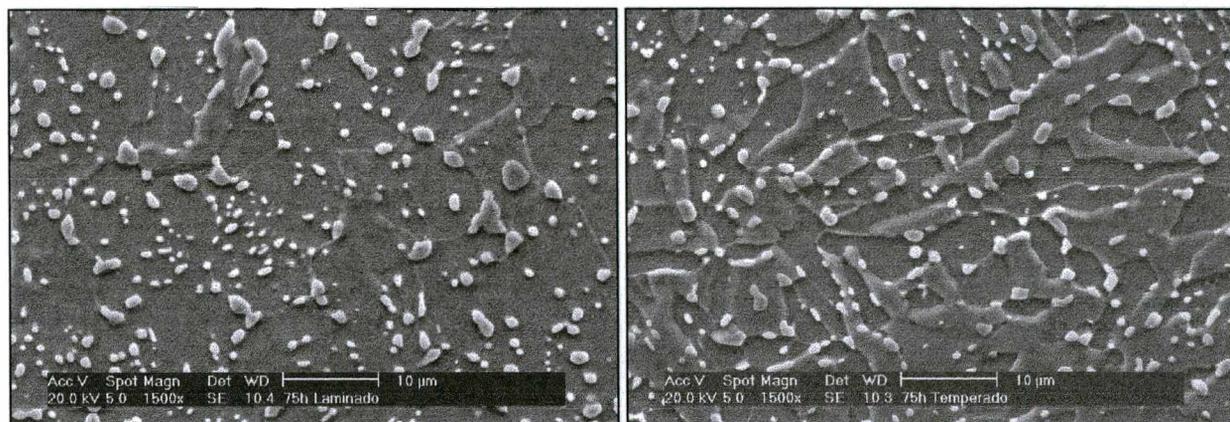
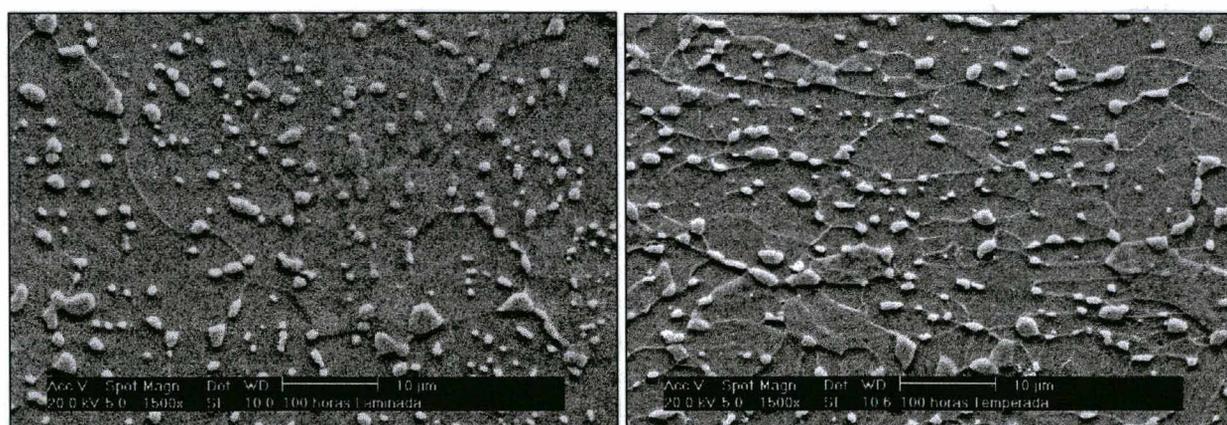


**Figura 4.36** - Evolução microestrutural das amostras previamente laminadas e temperadas no recozimento de esferoidização. a-b) 4horas, c-d) 12horas. Ataque: Nital a 2%. (continua)

**(e) 18 horas - laminada****(f) 18 horas - temperada****(g) 25 horas - laminada****(h) 25 horas - temperada****(i) 50 horas - laminada****(j) 50 horas - temperada**

**Figura 4.36** - Evolução microestrutural das amostras previamente laminadas e temperadas no recozimento de esferoidização. e-f) 18 horas, g-h) 25 horas, i-j) 50 horas. Ataque: Nital a 2%.

(continua)

**(k) 75 horas - laminada****(l) 75 horas – temperada****(m) 100 horas - laminada****(n) 100 horas - temperada**

**Figura 4.36** – Evolução microestrutural das amostras previamente laminadas e temperadas no recozimento de esferoidização. a-b) 4horas, c-d) 12horas, e-f) 18 horas, g-h) 25 horas, i-j) 50 horas, k-l) 75 horas e m-n) 100 horas. Ataque: Nital a 2%.

Tabela 4.7 - Resultados encontrados na caracterização microestrutural das amostras laminadas.

	Amostra	Tempo, h	X $\mu\text{m}$	Sd $\mu\text{m}$	X50 $\mu\text{m}$	X90 $\mu\text{m}$	GE	AREA $\mu\text{m}^2$
Carboneto no contorno de grão	L2	4	0,75	0,55	0,61	1,35	0,75	0,34
	L3	6	0,98	0,63	0,81	1,62	0,78	0,61
	L6	12	1,08	0,68	0,91	1,81	0,78	0,70
	L9	18	1,05	0,64	0,88	1,80	0,78	0,69
	L50	50	1,31	0,92	0,97	2,15	0,79	1,16
	L75	75	1,21	0,90	0,92	2,26	0,80	1,13
	L100	100	1,76	0,82	1,36	2,83	0,81	2,08
Carboneto no interior do grão	L2	4	0,46	0,33	0,35	0,81	0,79	0,13
	L3	6	0,57	0,42	0,37	1,00	0,83	0,25
	L6	12	0,72	0,63	0,44	1,37	0,80	0,39
	L9	18	0,66	0,41	0,52	1,14	0,85	0,33
	L12	24	0,73	0,44	0,59	1,28	0,86	0,40
	L50	50	0,79	0,49	0,65	1,37	0,88	0,51
	L75	75	0,82	0,49	0,67	1,40	0,86	0,52
Média Geral	L2	4	0,54	0,42	0,37	1	0,77	
	L3	6	0,74	0,55	0,56	1,35	0,8	
	L6	12	0,79	0,57	0,602	1,44	0,81	
	L9	18	0,81	0,53	0,627	1,418	0,83	
	L12	24	0,86	0,58	0,653	1,563	0,83	
	L50	50	0,94	0,69	0,7	1,682	0,85	
	L75	75	0,97	0,71	0,696	1,695	0,84	
	L100	100					0,84	

*X* – tamanho médio de carboneto; *sd* – desvio padrão; *X50* e *X90* – tamanhos médios dos carbonetos em 50 e 90% da população medida, *GE* – grau de esferoidização; *área* – área das partículas de carbonetos média

**Tabela 4.8** - Resultados encontrados para as amostras previamente temperadas na caracterização microestrutural.

	Amostra	Tempo, h	X $\mu\text{m}$	Sd $\mu\text{m}$	X50 $\mu\text{m}$	X90 $\mu\text{m}$	GE	AREA $\mu\text{m}^2$
Carboneto no interior do grão	T2	4	0.39	0.24	0.32	0.64	0.78	0.10
	T6	12	0.54	0.43	0.35	0.96	0.78	0.19
	T25	25	0.65	0.41	0.56	1.14	0.84	0.31
	T50	50	0.74	0.50	0.59	1.37	0.82	0.42
	T75	75	-	-	-	-	0.84	-
	T100	100	0.75	0.37	0.61	1.11	0.84	0.43
Carboneto no contorno de grão	T2	4	0.56	0.42	0.41	0.92	0.69	0.17
	T6	12	0.66	0.54	0.46	1.18	0.74	0.27
	T25	25	0.88	0.55	0.73	1.55	0.79	0.51
	T50	50	1.02	0.62	0.88	1.72	0.76	0.68
	T75	75	1.01	0.62	0.81	1.77	0.77	0.66
	T100	100	1.15	0.69	0.97	1.94	0.75	0.87
Média Geral	T2	4	0.51	0.32	0.42	0.89	-	0.15
	T4	8	0.57	0.29	0.48	0.93	0.78	0.21
	T6	12	0.62	0.45	0.47	1.08	0.78	-
	T9	18	0.60	0.39	0.48	1.10	0.78	-
	T10	20	0.67	0.40	0.56	1.14	0.78	0.31
	T25	25	0.78	0.52	0.63	1.42	0.82	0.44
	T50	50	0.88	0.57	0.71	1.58	0.78	0.53
	T75	75	0.92	0.59	0.71	1.63	0.79	0.57
	T100	100	1.09	0.69	0.87	1.91	0.77	0.80

*X* – tamanho médio de carboneto; *sd* – desvio padrão; *X50* e *X90* – tamanhos médios dos carbonetos em 50 e 90% da população medida, *GE* – grau de esferoidização; *área* – área das partículas de carbonetos média

**Tabela 4.9** - Resultados encontrados para os tamanhos de grão ferríticos das amostras previamente laminadas e temperadas.

Amostra	Tempo (h)	Média ( $\mu\text{m}$ )	Sd
L2	4	$9,5 \pm 0,4$	3,1
L3	6	$13,6 \pm 0,7$	5,3
L6	12	$15,7 \pm 0,8$	7,1
L9	18	$17,7 \pm 0,8$	6,1
L12	24	$20,6 \pm 1,3$	8,9
L50	50	$21,4 \pm 1,0$	6,4
L75	75	$23,5 \pm 0,8$	5,8
L100	100	$24,9 \pm 1,4$	9,3
T2	4	$2,8 \pm 0,1$	1,7
T4	8	$3,1 \pm 0,2$	1,2
T25	25	$5,7 \pm 0,5$	3,4
T50	50	$8,7 \pm 0,3$	3,6
T75	75	$8,8 \pm 0,3$	3,7
T100	100	$8,9 \pm 0,4$	3,8

sd – desvio padrão

Observa-se na figura 4.36, que as microestruturas apresentaram uma grande quantidade de carbonetos esferoidizados, principalmente nas primeiras horas de tratamento, e com o decorrer do recozimento (devido ao coalescimento) houve uma redução nesta quantidade.

Nas amostras laminadas, em tempos iguais a 20 horas de recozimento, são verificados ainda a presença de partículas parcialmente esferoidizadas, resultantes da estrutura perlítica inicial (no caso das amostras laminadas). Em tempos maiores, somente carbonetos esferoidizados são encontrados nestas microestruturas.

Observa-se também, que a distribuição das partículas de carboneto das amostras laminadas localizam-se nas posições ocupadas anteriormente pelas colônias de perlita, e desta forma, uma maior concentração de carbonetos no interior dos grãos ferríticos é verificada

(principalmente nas primeiras 20 horas de recozimento). Com o decorrer do recozimento, a quantidade dos carbonetos diminui devido ao coalescimento das partículas. Em tempos de recozimento acima de 75 horas não são verificadas alterações significativas nestas microestruturas.

As amostras inicialmente temperadas apresentaram, já a partir das primeiras horas de recozimento (< 4 horas), uma microestrutura composta por carbonetos esferoidizados.

Observa-se também (figura 4.36), que os grãos de ferrita formados mantêm a morfologia das ripas de martensita, inicialmente presentes, até tempos superiores a 50 horas, com tamanhos menores que aqueles encontrados nas amostras inicialmente laminadas.

Após tempos de recozimento menores que 2 horas, há a formação de regiões alongadas de ferrita, as quais são praticamente isentas de cementita no seu interior. A forma similar de ripas e o tamanho destas áreas, indicam que as partículas de cementita estão localizadas preferencialmente nos contornos das ripas da martensita, com a forma alongada [10].

Isto ocorre devido as características de precipitação dos carbonetos nas estruturas martensíticas, resultando em uma maior concentração de carbonetos nos contornos de grão e quase nenhum carboneto no interior da matriz. Os carbonetos tendem a precipitar nos pontos *de maior energia*, os quais são justamente os contornos e subcontornos de grãos. Posteriormente, com a formação de ferrita, estes carbonetos acabam localizando-se nos contornos de grão da ferrita, inibindo a mudança de sua morfologia inicial [10].

Segundo Nam et al [10], aços acima de 0,2% de carbono passam por processos de recuperação e crescimento de grão durante o recozimento, sem a ocorrência de recristalização nas primeiras 2 horas de recozimento.

A recuperação de defeitos estruturais da martensita torna-se intensa em temperaturas acima de 400°C. Durante a recuperação, há a eliminação de defeitos e aglomerados de

defeitos de ponto, aniquilamento e rearranjo de discordâncias, poligonização ou formação de subgrãos e o crescimento de subgrãos [10,43].

Em aços de baixo e médio carbono, a área de contornos das ripas por unidade de volume diminui muito rapidamente, como resultado da diminuição e posterior eliminação dos contornos das ripas de baixo ângulo [43]. Os contornos das ripas de alto ângulo restantes são ancorados pelos carbonetos formados anteriormente e as ripas de martensita embora aumentem de tamanho, são estabilizadas até em temperaturas de recozimento mais altas [43].

Alguns autores [10, 43] assumem que não ocorre recristalização nos aços, embora a microestrutura obtida após prolongado recozimento em altas temperaturas seja de carbonetos esferoidizados espalhados numa matriz de ferrita equiaxial. Foi assumido que a ferrita equiaxial seja resultante do crescimento de grão e não da recristalização, devido ao fato da força motriz (energia de deformação) para a recristalização ser reduzida pela recuperação e poligonização da subestrutura da martensita e que a cementita esferoidiza e coalesce até um ponto onde não é mais efetiva em ancorar os contornos de alto ângulo das ripas de martensita. Portanto, os contornos se rearranjam por si, numa rede equiaxial, de modo a diminuir a energia interfacial [43].

O crescimento dos carbonetos é favorecido pela localização das partículas nos contornos de grãos ferríticos, como resultado da maior difusividade e arraste de soluto nos contornos. A difusão de soluto ocorre da matriz para os contornos de grão, devido a mais baixa energia interfacial das partículas nos contornos, quando comparadas com aqueles carbonetos de tamanho equivalente no interior dos grãos. Desta forma, as partículas localizadas nos contornos crescem, enquanto que as partículas no interior do grão tendem a se dissolver [9,10,14].

Quando comparados os tamanhos de carbonetos entre as duas condições prévias, embora as amostras temperadas apresentem uma maior quantidade de carbonetos nos contornos de grão, as laminadas apresentam um tamanho médio de carbonetos maior (tabelas 4.7 e 4.8).

Isto pode ser decorrente dos menores tamanhos de partículas inicialmente presentes nas amostras temperadas, as quais precisariam de um tempo maior que as amostras laminadas para obter tamanhos de carbonetos equivalentes. Sob o aspecto morfológico, pode se afirmar de um modo geral que as estruturas previamente martensíticas aceleram a formação das microestruturas esferoidizadas, quando comparadas às amostras inicialmente ferrítico-perlíticas [7,15].

Entretanto, as amostras temperadas quando comparadas com as amostras laminadas, apresentam uma cinética de crescimento de carboneto semelhante, como pode ser observado na figuras 4.37 a 4.39. Isto também é confirmado pela pequena redução dos níveis de dureza no decorrer do tratamento (figura 4.38), principalmente para tempos mais longos de recozimento (acima de 25 horas).

Quanto a forma dos grãos ferríticos das amostras laminadas, apresentam-se com uma morfologia irregular, entretanto próxima da equiaxial, ao contrário das temperadas que somente após tempos de recozimento superiores a 75 horas que começaram a perder o padrão de forma das ripas de martensita.

#### **4.2.7 Evolução microestrutural - crescimento dos carbonetos**

Conforme apontado anteriormente, a cinética de crescimento dos carbonetos das amostras laminadas e temperadas tiveram comportamentos similares, diferindo apenas nos tempos de ocorrência, devido as condições das microestruturas iniciais.

Nas primeiras 10 horas, em ambos os casos observa-se um rápido crescimento dos carbonetos, tanto no interior quanto nos contornos de grão (figura 4.37), evidenciando que a etapa de alterações significativas na microestrutura localiza-se principalmente nas primeiras horas de tratamento (o que pode ser verificado pela rápida redução dos níveis de dureza do material).

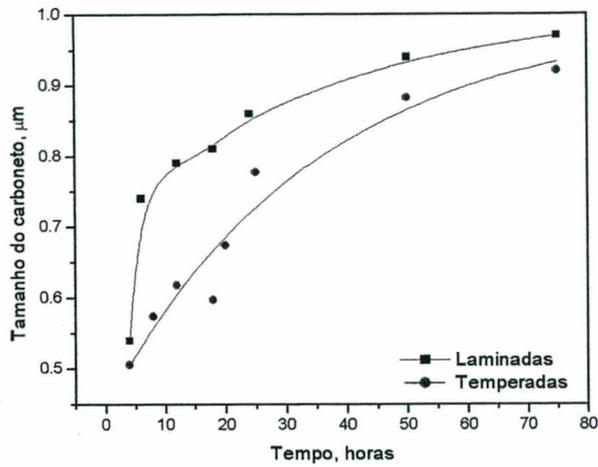
As deformações introduzidas na microestrutura inserem uma maior quantidade de defeitos na microestrutura do material. Desta forma, e conforme observado por Lupton e Warrington [44], um aumento na cinética de esferoidização é conseguido, graças a inserção de novos locais de mais fácil difusão, tais como defeitos e mudanças nas relações de orientação entre as interfaces cementita/ferrita da perlita.

Todavia, esta contribuição restringe-se apenas a etapa inicial do processo de esferoidização (quebra de lamelas), não tendo efeito significativo sobre períodos de recozimento posteriores (figura 4.37).

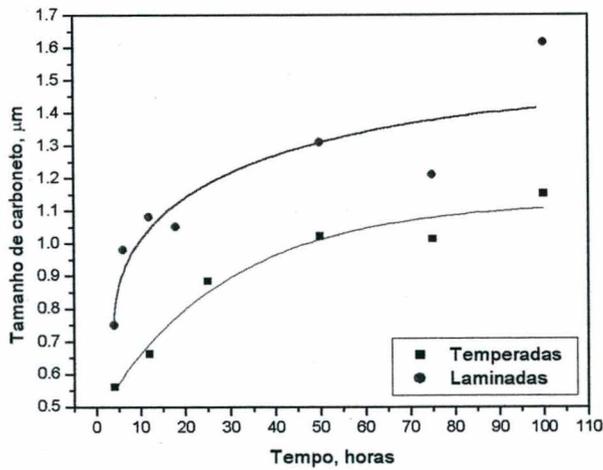
Com o aumento do caminho livre médio, maior será o tempo necessário para o crescimento dos carbonetos, conforme previsto pela equação 1 (página 12). Isto promove a redução da força motriz do processo, devido a diminuição dos gradientes de concentração entre partículas de tamanhos diferentes e também, devido a obtenção de uma morfologia mais estável (com mais baixa energia de superfície) [9]. Assim, conseqüentemente, uma redução da velocidade de crescimento dos carbonetos seria verificada.

Tal comportamento pode ser observado nas figuras 4.37 a 4.39, onde o tamanho do carboneto nas etapas iniciais tem um rápido crescimento, posteriormente reduz-se a uma taxa de crescimento mais lenta.

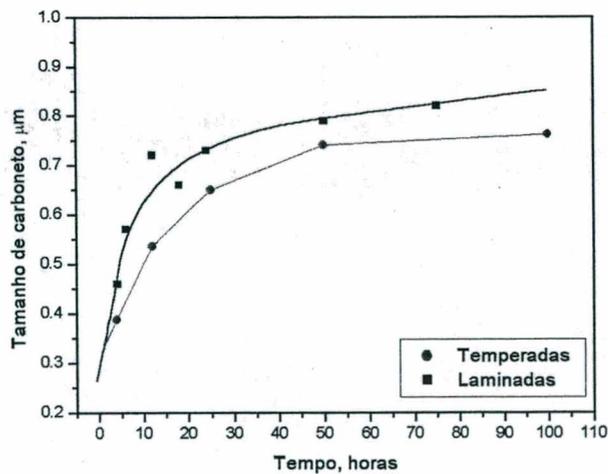
Apesar de possuírem uma cinética de crescimento similar, as amostras laminadas apresentaram tamanhos de partículas maiores que as amostras temperadas, o qual é verificado já nas primeiras 5 horas de recozimento.



**Figura 4.37** - Evolução do tamanho médio de carboneto para as amostras previamente laminadas e temperadas, em função do tempo de recozimento de esferoidização.



**Figura 4.38** - Evolução do tamanho de carboneto nos contornos de grão ferríticos, das amostras previamente temperadas e laminadas, no decorrer do recozimento de esferoidização.



**Figura 4.39** - Evolução do tamanho de carboneto no interior dos grãos ferríticos, das amostras previamente temperadas e laminadas, no decorrer do recozimento de esferoidização.

De modo a verificar o desenvolvimento microestrutural, com relação a distribuição de tamanhos de partículas pela matriz ferrítica, adotou-se utilizar as médias em 50 e 90% da população medida [39]. Se os parâmetros medidos (p.e., tamanho de carboneto) apresentarem uma distribuição gaussiana, a média X50 será igual a média simples da população (X). Para média X90, somente 10% da população medida terá valores de tamanho de carboneto maiores que os 90% da população restante. Estas medidas são úteis, por permitem verificar no decorrer do recozimento o comportamento separado das partículas menores ou maiores (anexo A).

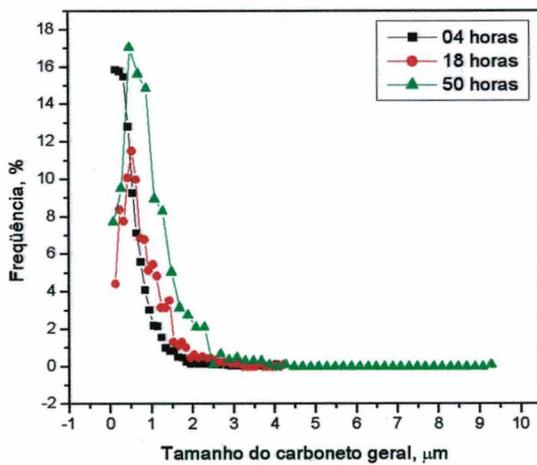
Assim, o comportamento apresentado pelos carbonetos com tamanhos maiores (acima de 90% da população) e menores (abaixo de 50% da população) foi verificado (tabelas 4.7 e 4.8). Observou-se que a esferoidização tanto para as médias normais quanto para X50 e X90 apresentaram o mesmo comportamento no decorrer do recozimento.

A evolução dos tamanhos dos carbonetos na microestrutura também é mostrada na figuras 4.40 a 4.42, através de gráficos de distribuição de frequência versus tamanho de carbonetos no contorno e no interior dos grãos. Pode-se observar nestas figuras o aumento do tamanho médio dos carbonetos com o aumento do tempo de esferoidização.

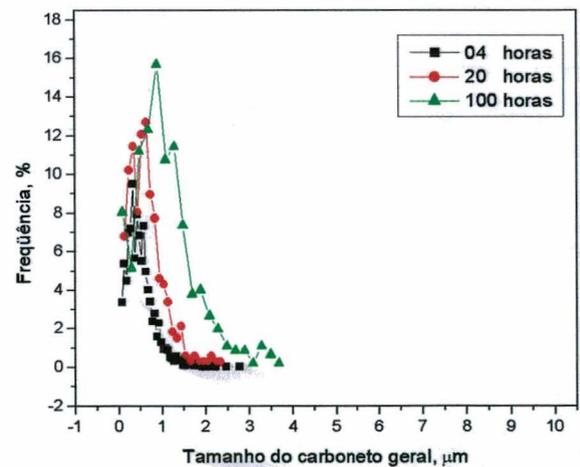
Embora tempos maiores resultem carbonetos maiores, partículas com tamanhos reduzidos ainda são encontrados em tempos de recozimento relativamente longos (tabela 4.7 e 4.8). Nota-se que o deslocamento da população de carbonetos para tamanhos médios maiores, faz com que hajam diferentes distribuições de tamanhos: unimodal no início do recozimento, passando para uma distribuição bimodal, em tempos intermediários e posteriormente, nos tempos mais longos, novamente uma distribuição normal (unimodal).

Tal comportamento na distribuição das partículas é resultado dos processos de coalescimento dos carbonetos (solução-reprecipitação), os quais tendem a promover o aparecimento de uma microestrutura com menor número de carbonetos (comparada com a inicial) e uma distribuição mais estreita de tamanhos (i.e., com menor desvio padrão)[12].

A aplicação de deformações possibilita uma mais rápida recuperação e recristalização da microestrutura, auxiliando a esferoidização dos carbonetos, e permitindo principalmente obter uma microestrutura mais dúctil já no início do recozimento. Com a movimentação dos contornos de grão, o crescimento das partículas é favorecido, principalmente para aquelas intergranulares, como resultado da maior facilidade de difusão por estes locais, resultando em maiores tamanhos de carbonetos [9]. Isto pode ser confirmado pela observação da figura 4.42, onde os maiores carbonetos foram obtidos nas amostras laminadas. A deformação a frio tende aumentar a solubilidade do carbono na ferrita e, conseqüentemente, aumenta a sua taxa de difusão [15].

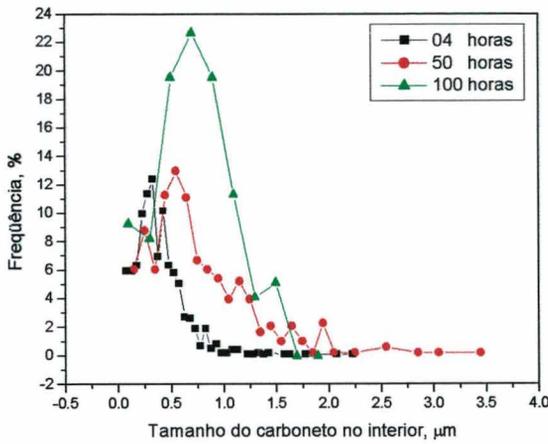


(a)

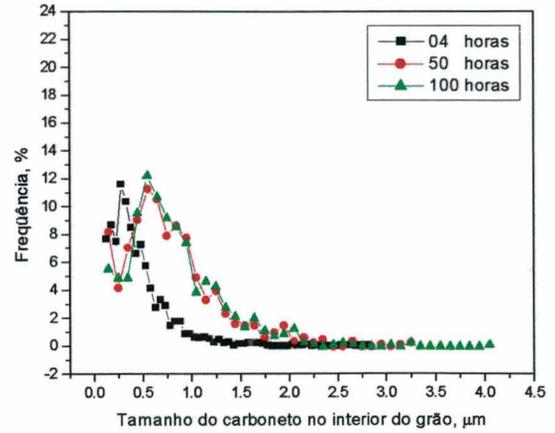


(b)

**Figura 4.40** - Distribuição de frequência dos tamanhos de carboneto médio no decorrer do recozimento de esferoidização para as amostras previamente (a) laminadas e (b) temperadas.

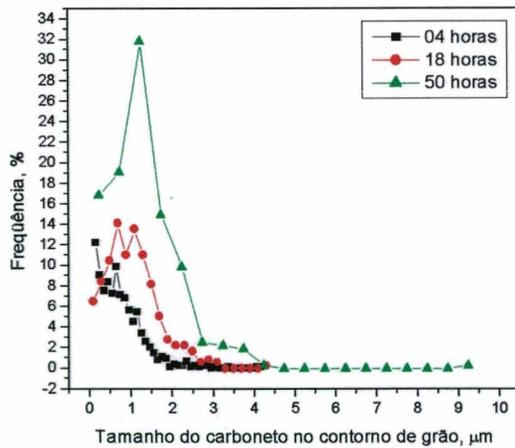


(a)

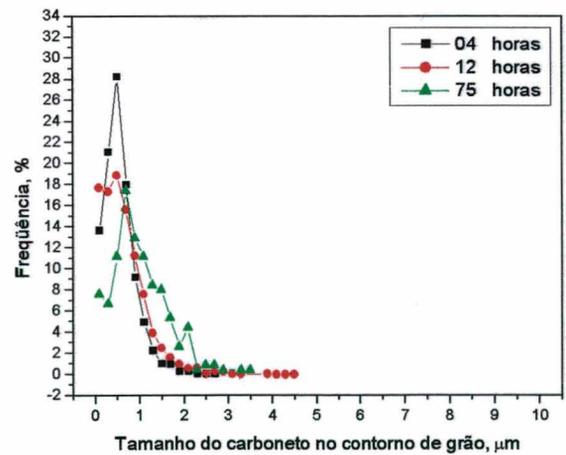


(b)

**Figura 4.41** - Distribuição de frequência dos tamanhos de carboneto no interior do grão no decorrer do recozimento de esferoidização para as amostras (a) previamente temperadas e (b) laminadas.



(a)



(b)

**Figura 4.42** - Distribuição de frequência dos tamanhos de carboneto no contorno de grão no decorrer do recozimento de esferoidização para as amostras (a) previamente laminadas e (b) temperadas.

Como pode-se observar, as amostras laminadas a frio possuem uma maior distribuição de partículas, quando comparadas com as amostras previamente temperadas, sendo encontrados tamanhos de carboneto com até  $9,5\mu\text{m}$ , o que não ocorre nas amostras temperadas, onde o tamanho máximo aproximou-se de  $4,0\mu\text{m}$  (para um tempo igual a 100 horas) (figura 4.42).

Este comportamento se desenvolve da seguinte forma: a estrutura martensítica inicial é rapidamente convertida em ferrita mais carbonetos esferoidizados de pequenas dimensões no recozimento. Desta forma, a energia acumulada inicialmente, seria rapidamente consumida, não havendo uma grande contribuição no decorrer do processo.

Um fato importante a ser apontado, seria quanto ao perfil de distribuição dos tamanhos de partículas, onde para as amostras temperadas obteve-se uma distribuição mais homogênea, ou seja, uma distribuição de partículas mais próxima de um tamanho médio, do que as das laminadas. As amostras laminadas apresentam uma maior dispersão de tamanhos.

Como pode-se observar na distribuição de tamanhos dos carbonetos nas figuras 4.41 e 4.42, há um deslocamento da média para o lado de maior tamanho, aumentando a distribuição de tamanhos de partículas de carboneto com o decorrer do tempo.

Este resultado deve ser decorrente da estabilidade obtida pelas partículas no início do processo de esferoidização, principalmente no que confere a sua morfologia, que reduz significativamente a força motriz para promover a sua dissolução. Outro fator responsável por tal comportamento, é o posicionamento destas partículas no interior do grão.

Em razão do mais rápido crescimento dos carbonetos localizados nos contornos (devido a maior difusidade e força de arraste), as partículas localizadas próximas a estas regiões tendem a desaparecer. Com a redução da quantidade de carbonetos, uma maior distância deverá ser percorrida pelo soluto até o carboneto em crescimento e por consequência, um maior tempo será

gasto no seu crescimento [9]. Isto pode ser observado pela menor inclinação da curva nas figuras 4.37 a 4.39, para tempos superiores a 20 horas de recozimento.

#### **4.2.8 Crescimento dos carbonetos no interior e contornos de grãos**

Os carbonetos localizados no interior dos grãos cresceram de modo mais lento que aqueles localizados nos contornos de grão, tendo estes últimos, para as amostras previamente laminadas um crescimento rápido até tempos em torno de 10 horas, enquanto que para as amostras temperadas, tempos maiores foram necessários (figuras 4.38 e 4.39).

As partículas localizadas nos contornos de grão são favorecidas pela maior facilidade de difusão nesses locais (em virtude da maior quantidade de defeitos e conseqüentemente, maior energia disponível). Deste modo, consegue-se obter um maior tamanho mais rapidamente, quando comparados aos carbonetos localizados no interior dos grãos [10].

Este comportamento foi observado para ambas microestruturas prévias; para as amostras laminadas, os tamanhos dos carbonetos no interior dos grãos atingiram um tamanho próximo de um “máximo” (em torno de  $0,75\mu\text{m}$ ) com tempos em torno de 25 horas, enquanto para as temperadas previamente, em torno de 45 horas, alcançando-se tamanhos na mesma ordem de grandeza a partir deste tempo de tratamento (figura 4.39).

Para os carbonetos localizados nos contornos de grão, diferenças maiores nos tempos foram observadas para a obtenção de um mesmo tamanho ( $\pm 1,05\mu\text{m}$ ); para as laminadas em torno de 18 horas e para as temperadas em torno de 50 horas (figura 4.38).

Estes resultados comprovam a cinética mais lenta apresentada pelas amostras previamente temperadas quando comparadas as inicialmente laminadas, conforme discutido anteriormente.

A figura 4.36 mostra que para tempos acima de 75 horas, há uma grande quantidade de carbonetos localizados nos contornos e poucos no interior dos grãos, tanto para as amostras previamente laminadas quanto temperadas.

Com o crescimento de grão, as partículas inicialmente intergranulares passam a ser intragranulares. Assim, algumas vezes partículas de carboneto de maior tamanho são encontradas no interior do grão, resultado principalmente da migração destes contornos durante o crescimento de grão. Quando os carbonetos anteriormente localizados nos contornos passam para o interior do grão, sua velocidade de crescimento é reduzida devida a menor difusão (aqui a difusão se dá pelo volume, diferente para as partículas intergranulares, que crescem auxiliadas pela difusão pelo contorno, principalmente).

#### 4.2.9 Mecanismo de coalescimento

Para investigar os mecanismos controladores da cinética do coalescimento das partículas, a relação de Gibbs-Thompson (equação 1) foi utilizada de modo simplificado, conforme sugerido por Nam et al. [10 ]:

$$d = k.t^m \quad (20)$$

onde:

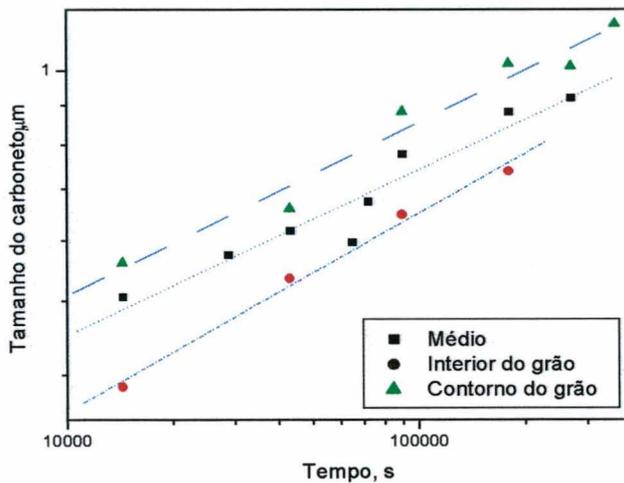
- $d$  - é o tamanho médio de partícula ( $\mu\text{m}$ );
- $t$  - é o tempo, em segundos e
- $m$  - é o expoente dependente do mecanismo que controla o coalescimento.

Foram adotados os mesmos valores de controle cinéticos utilizados por Nam et al [10], sendo os seguintes:  $m = 0,33$  (que corresponde a um  $n = 3$  na equação  $r^n - r_0^n = k.(t - t_0)$  (eq.1)) para difusão pela matriz,  $m = 0,25$  ( $n = 4$ ) para difusão pelo contorno e  $m = 0,20$  ( $n = 5$ ) para

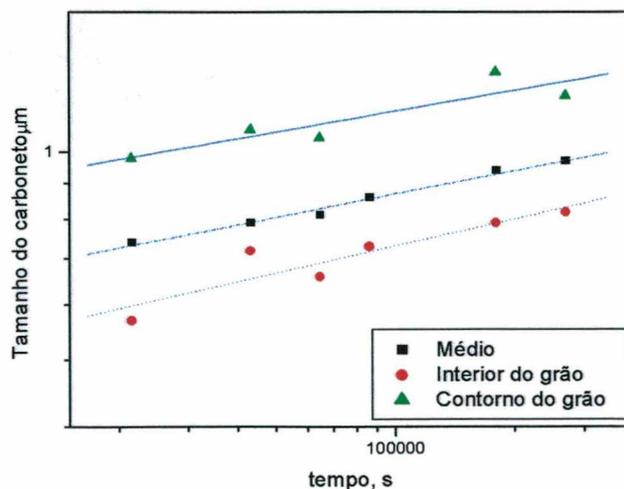
difusão ao longo das discordâncias. Estes valores foram obtidos pela simplificação da equação de Gibbs-Thomson, sendo que os valores de “m” correspondem ao inverso dos valores de “n”.

Segundo Nam et al [10], a cinética de coalescimento das partículas intragranulares deveria ser diferente daquela das partículas intergranulares durante o recozimento. Por este motivo, a comparação dos comportamentos das partículas inter e intragranulares na ferrita foi calculada.

O expoente de crescimento m é determinado a partir da inclinação das linhas nas figuras 4.43 e 4.44. Os valores calculados (tabela 4.10) apresentaram boa concordância com aqueles apresentados por Nam et al [10] para o aço SAE 1045 recozido a 710°C.



**Figura 4.43** - Gráfico log-log do tamanho médio de partícula versus o tempo, utilizado para o cálculo do expoente “m” das amostras previamente temperadas e recozidas a 710°C



**Figura 4.44** - Gráfico log-log do tamanho médio de partícula versus o tempo, utilizado para o cálculo do expoente “m” das amostras previamente laminadas e recozidas a 710°C.

Para um tamanho médio de partícula (considerando os carbonetos no interior e contornos de grãos), o valor de  $m$  para as amostras previamente temperadas foi igual a 0,217, ficando entre 0,20, o qual corresponde a difusão ao longo das discordâncias e 0,25, que corresponde a difusão pelo contorno. Conclui-se então que dois mecanismos estão atuantes no coalescimento das partículas, e não somente um; neste caso os mecanismo envolvidos seriam a difusão ao longo das discordâncias e pelos contornos. Este mesmo comportamento é encontrado para os carbonetos localizados nos contornos de grão (0,226).

Para os carbonetos localizados no interior dos grãos, o valor encontrado,  $m=0,260$ , situa-se entre os mecanismos de difusão pelo contorno ( $m=0,25$ ) e pela difusão pela matriz ( $m=0,33$ ). Desta forma, devido a proximidade com 0,25, acredita-se que o coalescimento destas partículas seja mais influenciada pela difusão pelo contorno que pela difusão pela matriz.

Para as amostras laminadas, os expoentes de coalescimento calculados apresentaram valores bem inferiores a 0,20, o que poderia sugerir difusão ao longo das discordâncias. Entretanto, acredita-se que os outros mecanismos de difusão também tenham efeito significativo, uma vez que já para pequenos tempos de recozimento, grande parte das discordâncias foram aniquiladas [25].

Desta forma, a simplificação da equação de Gibbs-Thomson proposta por Nam et al [10], parece ser satisfatória somente para a identificação dos mecanismos atuantes no coalescimento da estruturas inicialmente martensíticas, não representando de modo adequado os mecanismos envolvidos nas microestruturas ferrítico-perlíticas.

Assim, os valores obtidos pela equação (20) para a microestrutura prévia laminada podem ser decorrentes de não ser considerar os seguintes fatores: o primeiro, devido a uma distribuição mais irregular de partículas pela matriz, diferente das amostras temperadas que apresentaram, de um modo geral, uma dispersão mais uniforme de carbonetos pelo material

(mesmo nos contornos de grão); o segundo, decorrente da presença das microestruturas lamelares na matriz, que possuem um comportamento inicial diferente das temperadas (devido a quebra de lamelas e efeito dos espaçamento destas lamelas); o terceiro, que seria a maior dispersão de tamanhos (com relação ao tamanho médio de carboneto) apresentada pelas amostras laminadas e, o quarto fator, seria o efeito da deformação aplicada sobre a cinética de coalescimento nestas amostras.

**Tabela 4.10** - Expoente “m” determinado experimentalmente.

Localização das partículas		Expoente de coalescimento (m) 710°C – presente trabalho	Expoente de coalescimento (m) 700°C – <i>Nam et al</i> [10]
Temperadas	Média	0.217	0.226
	Contorno do grão	0.226	0.220
	Interior do grão	0.260	0.270
Laminadas	Média	0.112	
	Contorno do grão	0.130	
	Interior do grão	0.101	

#### 4.2.10 Forma dos carbonetos

Nas tabelas 4.7 e 4.8 observa-se que os carbonetos localizados no interior dos grãos apresentam-se praticamente arredondados, com fator de forma (GE) próximo a 1 (tabela 4.7).

Já os carbonetos localizados nos contornos apresentam um formato mais irregular (geralmente poligonal), como pode ser observado nas figuras 4.45 e 4.46, tanto para as amostras laminadas quanto para as temperadas.

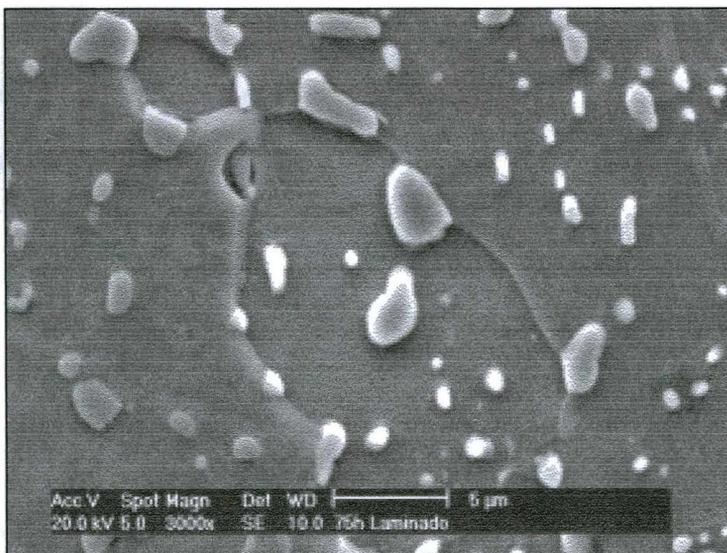
A morfologia apresentada pelas partículas contornos de grãos (intergranulares), deve-se a necessidade de se encontrar uma forma geométrica que equilibre tanto as tensões interfaciais entre  $\alpha$ /cementita como também minimize a energia de superfície das partículas. Já para as

partículas no interior dos grãos (intragranulares), o principal fator determinante de sua forma é a redução da energia de superfície, e por este motivo, apresentam formas mais próximas de uma esfera [9].

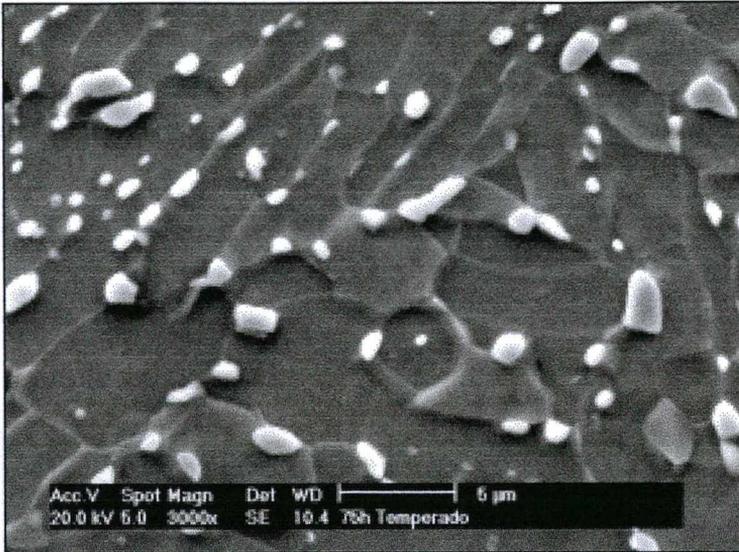
Como pode-se observar na figura 4.47, as amostras laminadas por apresentarem uma maior quantidade de partículas intragranulares, mostraram valores de fator de forma maiores que aqueles obtidos pelas amostras temperadas (nas quais a maioria dos carbonetos presentes são intergranulares).

Com o avanço do recozimento, as partículas localizadas principalmente nos contornos de grão crescem mais rapidamente que as do interior, as quais tendem a desaparecer. Deste modo, devido ao menor bloqueio apresentado pelos carbonetos presentes nas amostras laminadas sobre o crescimento dos grãos, pode-se observar uma maior quantidade de partículas de maior tamanho no interior dos grãos, as quais após tornarem-se intragranulares, tem sua forma modificada para uma mais arredondada.

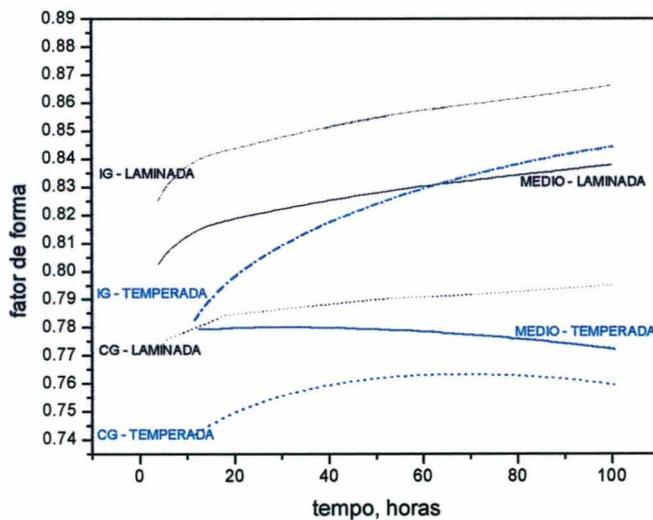
Por este motivo, o fator de forma médio das amostras laminadas, foi em torno de  $GE \approx 0,83$ , enquanto que as amostras temperadas, chegou a  $GE \approx 0,78$ .



**Figura 4.45** - Forma dos carbonetos observadas no interior e contornos de grão das amostras previamente laminadas, após 75 horas de recozimento a 710°C.



**Figura 4.46** - Forma dos carbonetos observadas no interior e contornos de grão das amostras previamente temperadas, após 75 horas de recozimento a 710°C.



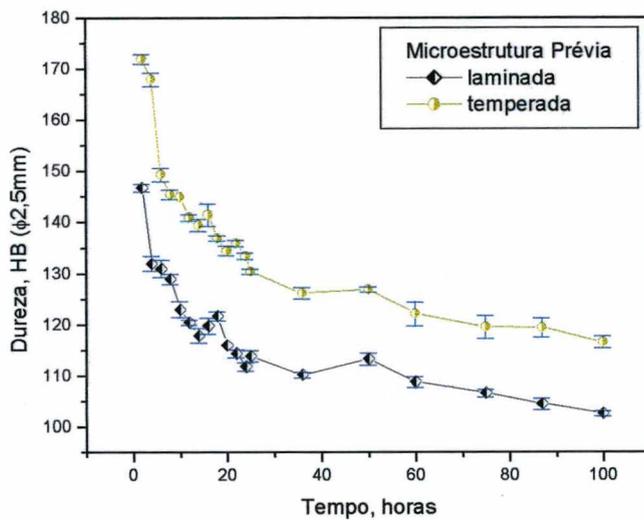
**Figura 4.47** - Variação do fator de forma com o tempo de recozimento para as amostras laminadas e temperadas; (IG) para os carbonetos localizados no interior do grão; (CG) para o contorno de grão e Médio, para um fator de forma médio entre CG e IG.

#### 4.2.11 Comportamento da Dureza com o tempo de tratamento

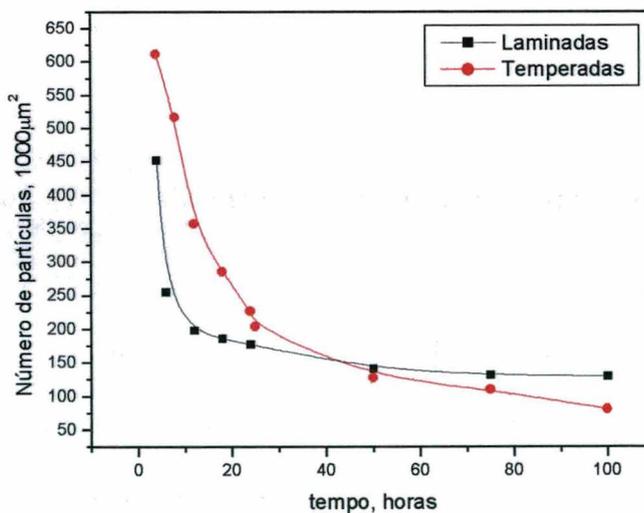
Conforme pode ser observado na figura 4.48 e tabela 4.11, com o aumento do tempo de recozimento há uma redução da dureza do material, tanto para as amostras previamente laminadas, quanto para as temperadas.

Tal comportamento segue a evolução da microestrutura, inicialmente com energia livre maior, para uma de mais baixa energia (no caso, pela mudança de perlita lamelar → carbonetos esferoidizados + ferrita, ou de martensita → carbonetos esferoidizados + ferrita).

Deste modo, com o desaparecimento das microestruturas martensíticas e lamelares e, com o crescimento dos carbonetos, há um aumento do livre caminho médio entre os carbonetos, resultando em menores valores de dureza com o decorrer do processo.



**Figura 4.48** - Evolução do perfil de dureza das amostras previamente temperadas e laminadas com o decorrer do recozimento de esferoidização.

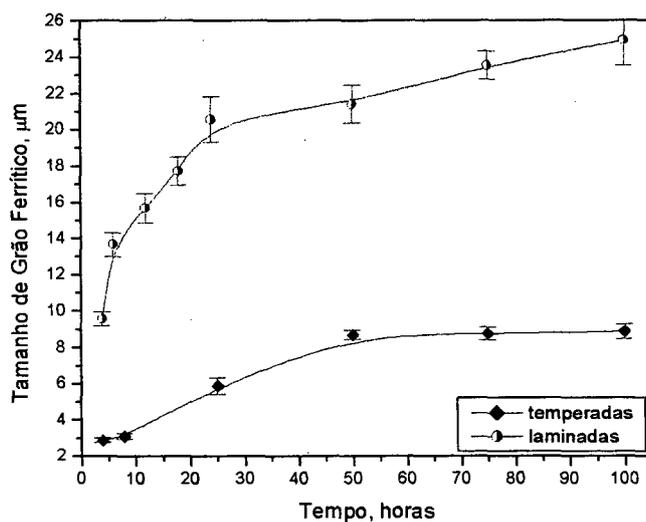


**Figura 4.49** - Variação do número de partículas de carboneto na matriz, no decorrer do recozimento de esferoidização das amostras laminadas e temperadas.

As maiores reduções de dureza, para ambas as microestruturas prévias, ocorrem até tempos em torno de 15 a 20 horas de tratamento, tornando-se progressivamente mais lentas em tempos maiores (figura 4.48).

Observa-se também, que as amostras temperadas apresentaram uma dureza mais elevada que as laminadas, durante o recozimento. Tal característica deve-se as características iniciais da estrutura deformada, a qual resulta em menores tamanhos de grão ferríticos e ao maior número (com menor tamanho) de carbonetos presentes nas amostras com microestrutura prévia temperada [27](figura 4.49 e 4.50).

Cada contorno de grão atua como uma barreira para a movimentação de discordâncias no material, onde para menores tamanhos de grãos uma maior contribuição é conseguida para o aumento da resistência do material (principalmente com relação ao limite de escoamento), como pode ser observado nas amostras temperadas da seção anterior [21].



**Figura 4.50** - Comparação dos tamanhos de grão ferríticos entre as amostras previamente temperadas e previamente laminadas com o decorrer do recozimento de esferoidização.

**Tabela 4.11** - Dureza Brinell encontrada nas amostras previamente laminadas e temperadas, no decorrer do recozimento de esferoidização.

Amostra	Tempo, h	Média (HB)	Sd
L1	2	146 ± 1	1,6
L2	4	132 ± 2	3,3
L3	6	131 ± 2	3,8
L4	8	129 ± 1	2,2
L5	10	123 ± 2	3,5
L6	12	120 ± 1	1,1
L7	14	118 ± 1	3,7
L8	16	119 ± 2	3,6
L9	18	122 ± 1	2,0
L10	20	116 ± 0	0,0
L11	22	114 ± 1	1,7
L12	24	112 ± 1	1,8
L25	25	113 ± 1	2,7
L36	36	110 ± 1	1,3
L50	50	113 ± 1	1,3
L60	60	109 ± 1	2,5
L75	75	107 ± 1	1,7
L87	87	105 ± 1	1,1
L100	100	103 ± 1	1,1
T1	2	172 ± 1	2,1
T2	4	168 ± 1	2,9
T3	6	149 ± 1	2,9
T4	8	146 ± 1	2,1
T5	10	145 ± 0	0,0
T6	12	141 ± 1	1,4
T7	14	139 ± 1	2,7
T8	16	142 ± 2	4,9
T9	18	137 ± 1	1,1
T10	20	135 ± 1	2,1
T11	22	136 ± 1	1,3
T12	24	134 ± 1	1,3
T25	25	131 ± 1	1,1
T36	36	126 ± 1	2,6
T50	50	127 ± 1	1,1
T60	60	122 ± 2	5,2
T75	75	120 ± 2	4,9
T87	87	120 ± 1	4,2
T100	100	117 ± 1	2,6

## 5. CONCLUSÕES

---

A partir dos resultados obtidos, chegou-se as seguintes conclusões:

### ◆ Microestruturas e ciclos térmicos aplicados

1. Uma maior concentração de carbonetos localizados nos contornos de grão, resulta num retardo no crescimento dos grãos ferríticos, como observado nas amostras previamente temperadas;
2. As amostras temperadas apresentaram uma maior concentração de carbonetos nos contornos de grãos, diferente das amostras com microestrutura prévia perlítica, as quais apresentam carbonetos principalmente no interior do grão, resultado das colônias perlíticas anteriores;
3. A deformação aplicada nas amostras acelerou a cinética de esferoidização dos carbonetos, nos dois ciclos térmicos aplicados;
4. As microestruturas não deformadas apresentaram-se parcialmente esferoidizadas, resultado de uma cinética mais lenta, obtendo-se microestruturas mais esferoidizadas quando recozidas no ciclo pendular;
5. O ciclo pendular acelera o processo de quebra de lamelas devido a dissolução parcial da cementita em temperaturas acima de  $A_1$  e precipitação do carbono, em temperaturas mais baixas nos carbonetos que não se dissolveram;

### ◆ Comportamento mecânico

1. Estruturas com esferoidização parcial, apresentando traços residuais de perlita, mostram limites de escoamento, resistência e dureza mais altos.

2. Os limites de resistência do aço SAE 1045 são reduzidos quando carbonetos maiores e mais arredondados estão presentes na matriz ferrítica;
3. Distribuições de carbonetos pela matriz de modo homogêneo, principalmente no interior dos grãos e, com menores tamanhos, resultam em maiores níveis de limites de escoamento, resistência e dureza;
4. O limite de escoamento apresentou comportamento semelhante ao descrito pela relação de Hall-Petch, aumentando com a redução do tamanho de grão ferrítico;
5. Para o aço de médio carbono, o tamanho de grão ferrítico tem maior influência no seu comportamento mecânico, quando comparado aos aços de alto carbono, os quais são influenciados principalmente pela distância entre carbonetos;
6. Os limites de escoamento e resistência de um aço de médio carbono pode ser aumentado pelo aumento do número de partículas na matriz, menor grau de esferoidização, presença de partículas de pequenas dimensão, uma maior quantidade de partículas no interior do grão que no contorno e redução do tamanho de grão e aumento no encruamento.
7. A equação  $\sigma_y = 112.D_s^{*-1/2} + 819.L^{-1/2}$  foi proposta para o cálculo do limite de escoamento dos aços de médio carbono.

#### ◆ Cinética

1. A aceleração imposta pela presença das microestruturas martensíticas deve-se principalmente devido a obtenção de microestruturas esferoidizadas (no que se refere a morfologia dos carbonetos), verificando-se uma aceleração na cinética de crescimento dos carbonetos somente nas primeiras horas de recozimento, tal como ocorre com as amostras laminadas a frio;

2. Aplicação de deformações prévias ao recozimento de esferoidização parecem ser mais favoráveis a contribuir na aceleração da cinética de crescimento dos carbonetos e dos grãos ferríticos, do que a utilização das estruturas martensíticas;
3. As estruturas laminadas a frio promovem a aceleração do processo de esferoidização, sendo mais efetivas na redução de dureza que as amostras previamente temperadas;
4. Tempos de recozimento em torno de 25 horas são suficientes para se obter reduções significativas de dureza no material, encontrando-se durezas em torno de 115HB para as amostras laminadas e 130HB para as temperadas previamente neste tempos;
5. A forma dos carbonetos depende de sua posição na matriz, se no contorno a forma final do carboneto será resultado da interação entre as tensões de interface ferrita/cementita e também da minimização de energia livre pela redução de área da partícula; se no interior do grão, a redução de energia livre pela redução de área será o principal responsável pela sua forma final;
6. A simplificação da equação de Gibbs-Thompson proposta por Nam et al. [10], parece ser satisfatória para mostrar o mecanismo envolvido no crescimento dos carbonetos para as microestruturas previamente temperadas, não apresentando resultado conclusivo para as amostras previamente deformadas;
7. Os mecanismos difusivos envolvidos no crescimento dos carbonetos para as amostras previamente temperadas seriam: para os carbonetos localizados nos contornos a difusão ao longo das discordâncias e pela matriz e, para os carbonetos localizados no interior dos grãos, a difusão pelo contorno tem maior influência.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

---

Durante o desenvolvimento do presente trabalho, algumas informações mostraram-se relevantes para a complementação e melhor compreensão do estudo sobre o comportamento cinético e mecânico dos aços de médio carbono, durante o recozimento de esferoidização. Infelizmente, estes estudos não puderam ser realizados, ficando como sugestão para trabalhos futuros. São eles:

- Ampliar a faixa de deformações aplicadas na microestrutura e verificação do comportamento cinético e mecânico do material no recozimento de esferoidização;
- Estudar o comportamento de fratura dos aços esferoidizados de médio carbono e correlacioná-los com os parâmetros microestruturais medidos;
- Aplicar diferentes temperaturas e tempos de encharque no tratamento de têmpera, de modo a verificar o comportamento cinético e mecânico do material, no recozimento de esferoidização;
- Estudar os mecanismos difusivos envolvidos no coalescimento dos carbonetos, durante o processo de esferoidização, tanto para as amostras deformadas quanto para as amostras temperadas, em temperaturas e tempos diferentes.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

- [1] THELNING, K. E. Steels And Its Heat Treatment, 2ªed., Butherworths, Mackays of Great Britain: Chatham Ltd., 1984.
- [2] CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos, 5ª ed., São Paulo, ABM, 1982. p.81-88.
- [3] ASM Handbook Cleaning and Finishing, 8ºed., v.2, USA, ASM Intern., 1968.
- [4] Metals Handbook, Heating Treating: Annealing of Steel, 8ªed., v.2, USA, ASM Intern., 1994. p. 42-55.
- [5] SAMUELS, L.E. Light Microscopy Of Carbon Steels. 1. ed. USA: ASM International, August, 1999. p. 165-183.
- [6] ROSSI, E.H., COUTINHO, C.A.B. Influência das Variáveis de Processamento do Aço ABNT 52100; Metalurgia ABM, v. 39, n. 310, 1983. p. 479-485.
- [7] CUNHA, A.L.M., SANTOS, R.J.M., SANTOS, D.B. Influence of Previous Microstructure on the Spheroidization Rate of Medium Carbon Low Alloy Chromium Steel Wire Rods, 49<sup>th</sup> International Congress on the Tecnology of Metals and Materials, Physical Metallurgy, vol. II, São Paulo, 1994.
- [8] NERI, N.A., COLÁS, R., VALTIERRA, S. Effect of Deformation on Graphitization Kinetics in High Carbon Steels, Journal of Materials Processing Tecnology, vol 82, 1998. p. 142-150.
- [9] SCHASTLIVTSEV, V.M.; YAKOVLEVA, I.L. Structural Transformations in Perlite Upon Heating: III. Spherodization of Carbides; Gibbs-Thomson Equation and the Problem of Carbide Coagulation; The Physics of Metals and Metallography, Vol. 78, n.3, 1994. p. 317-324.
- [10] NAM, W.J.; BAE, C.M. Coarsening Behavior of Cementite Particles at a Subcritical Temperature in a Medium Carbon Steel, Scripta Materialia, vol. 41, n. 3, 1999. p 313-318.

- [11] CHADWICK, G.A. Metallography of Phase Transformations. London: Butterworth Ltd., 1972. p. 233-238.
- [12] CREE, A.M.; FAULKNER, R.G.; LYNE, A.T. Cementite Coarsening During Spherodisation of Bearing Steel SAE 52100; Materials Science. and Tecnology, 566, 5, 1995.
- [13] SHKATOV, V.V.; CHERNYSHEV, A.P.; LIZUNOV, V.I. Kinetics of Pearlite Spheroidization in Carbon Steel. Author Affiliation: Lipetsk Polytechnical Institute. Physics Of Metals And Metallography (USSR) 70, (4), 1990. p. 116-121.
- [14] VAKULENKO, I A Cementite Coalescence in Low Carbon Steel; Russian Metallurgy, 1991. p. 70-73.
- [15] COUTINHO, C.A.B., NETO, P.P.S., GEBER, L.P. Aceleração Do Processo De Esferoidização Do Aço Perlitico Por Deformação A Frio; Metalurgia – ABM; vol. 35; n.260; 1979.
- [16] CAHN, I.R.W., HAANSEN, P. Physical Metallurgy – Part II, Elsevier Science Publishers, 3.ed., 1983. p. 987-990.
- [17] OCHI, T. ; KOYASU, Y. A Study of Spheroidizing Mechanism of Cementite in Annealing of Medium Carbon Steel. 33rd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, 1992. p.303-309.
- [18] OHASHI, Y.; WOLFENSTEIN, J.; KOCH, R.; SHERBY, O.D. Fracture Behavior of a Laminated Steel-Brass Composite in Bend Tests. Materials Science and Engineering, A151, 1992. p. 37-44.
- [19] TSCHIPTSCHIN, A.P.; Formação de Perlita Esferoidizada em Aço Hipereutetóide, ABM, vol. 40, n.316, 1984.
- [20] ATKINSON, M. Ultra Rapid Annealing Of Low Carbon Steel; Material Forum; v.17, 1993. p.181-208.

- [21] DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*, Guanabara Dois, 2ªed., RJ, 1981. 653p.
- [22] AIHARA, K. A New Thermomechanical Processing for Spheroidizing Carbide Directly in a Rolling Line, 33rd Mech. Working and Steel Processing Conference Proceedings. Vol. 29, USA, The Iron and Steel Society, Inc., 1992. p.285-290.
- [23] AIHARA, K.; KANBARA, S. Influence of Prior Structure Upon Spheroidization Rate and Cold Forgeability of Annealed Wire, *The Sumimoto Search*, n. 42, 1990. p. 1-8.
- [24] PADILHA, A. F. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. São Paulo: ABM, 1996. 158 p.
- [25] REED HILL, R. *Principles of Physical Metallurgy*. 1982.
- [26] KANETSUKI, Y ; KATSUMATA, M ; INOUE, T. Effect of Dynamic Recrystallization on the Transformed Ferrite-Pearlite Microstructure and Subsequent Spheroidization Behavior of Medium Carbon Steel. *Recrystallization '90*, Wollongong, Australia, 22-26 Jan. 1990, The Minerals, Metals & Materials Society; Warrendale, USA, 1990. p. 523-528.
- [27] HONEYCOMBE, R.W.K. *Steels – Microstructures and Properties*, 1ªed., London: Edward Arnold, 1981.
- [28] LESLIE, W.C. *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw Hill, USA, 1981. 396 p.
- [29] GENSAMER, M., PEARSALL, EB., PELLINI, W.S. and LOW, Jr. *Trans. Am. Soc. Met.*, vol. 30, 1942. p.983-1020.(citado em [28])
- [30] DOHERTY, R.D. *Diffusive Phase Transformations in the Solid State*, 3ªed., Elsevier Science Publishers, Chapter 14, 1983.
- [31] SYN, C. K.; LESUER, D. R. e SHERBY, O. D.; *Metallurgical and Materials Transactions*, 25A, n.1481, 1994.
- [32] LESUER, D R; SYN, C K; SHERBY, O D. Fracture behavior of spheroidized hypereutectoid steels. *Acta metall. Mater.* n.43, v.10, 1995. p. 3827-3835.

- [33] FUKUI, S. e UEHARA, N. 2<sup>nd</sup> Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys II, ASM, Metals Park, OH, , 1979. p. 616-620
- [34] WILSON, D. V.; RUSSEL, B. Acta Metall. 8, 1960. p.468-479.
- [35] ASTM E562-83 Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 1983.
- [36] ASTM E112-88 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, vol.03-01, 1991. p.280-305.
- [37] ASTM A370-77 Mechanical Test of Steel Products, Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 1977.
- [38] SPIEGEL, M.R. Estatística: resumo da teoria, 875 problemas resolvidos, 619 problemas propostos, SP, McGraw-Hill do Brasil, 1976.
- [39] REED, J.S. Introduction to the Principles of Ceramic Processing, John Wiley & Sons, USA, 1988. p.94-102.
- [40] LIU, C.T., GURLAND, J. Trans. TMS-AIME, vol. 242, 1968. p.1535-42. (citado em [31])
- [41] OYAMA, T., RITTER, U., WALSER, B., SHERBY, O.D. Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 1994. (citado em [31])
- [42] HALL, O.H. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys, Macmillan and Co Ltd, Great Britain, 1970. p.68-118.
- [43] OLIVEIRA, C.A.S Têmpera Direta De Aços De Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas, Tese de doutorado, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, 1994. p22,23
- [44] LUPTON, D.F., WARRINGTON, D.H. Met. Sci. Journal, vol 6, 1972. p.200-204. Citado em [15]

## A. PROCEDIMENTO ESTATÍSTICO

Devido a pequena quantidade de amostras disponíveis neste estudo, como também pela proximidade dos valores obtidos nas caracterizações microestruturais e mecânicas, necessitou-se de uma ferramenta estatística para prever, com maior exatidão, se as médias obtidas eram significativamente diferentes, para um intervalo de confiança de 95%.

A seguir é mostrado uma breve descrição sobre as ferramentas utilizadas.

### A1 – Distribuição de Student “t”

#### Diferenças entre médias

Para verificar a hipótese das médias obtidas na caracterização microestrutural e mecânica para cada condição experimental serem iguais ou dos resultados obtidos de grupos de amostras com médias iguais (ou próximas), utilizou-se o seguinte critério [38]:

$$t = \frac{\text{diferença entre as médias}}{S \cdot (1/N_1 + 1/N_2)^{1/2}} \quad (\text{a1})$$

$$v = (N_1 + N_2 - 2) \quad (\text{a2})$$

onde:

$t$  – hipótese ou  $t$  de Student

$S$  – desvio padrão

$N_1$  e  $N_2$  – tamanho das amostras testadas

$v$  - número de graus de liberdade

No qual o valor absoluto de  $t$  é comparado com o valor de  $t_{0,975}$  (tabela a1) para um nível de significância igual a 0,05. Se o valor de  $t$  estiver dentro do intervalo  $-t_{0,975}$  a  $t_{0,975}$ , a hipótese é verdadeira, ou seja, as médias das propriedades mecânicas são iguais, ou seja, não possuem diferença significativas.

**Tabela A1** – Valores dos percentis ( $t_{0,975}$ ) da distribuição  $t$  de Student com  $v$  graus de liberdade.[38]

$v$	$t_{0,975}$	$v$	$t_{0,975}$
1	12.71	18	2.10
2	4.30	19	2.09
3	3.18	20	2.09
4	2.78	21	2.08
5	2.57	22	2.07
6	2.45	23	2.07
7	2.36	24	2.06
8	2.31	25	2.06
9	2.26	26	2.06
10	2.23	27	2.05
11	2.20	28	2.05
12	2.18	29	2.04
13	2.16	30	2.04
14	2.14	40	2.02
15	2.13	60	2.00
16	2.12	120	1.98
17	2.11	$\infty$	1.96

Nas tabelas a seguir são apresentados os valores encontrados para o  $t$  de Student, para os vários parâmetros testados.

**Tabela A2** - Resultados do t-Student para as amostras dos diferentes ciclos térmicos, referente ao tamanho de grão ferrítico (para um intervalo de confiança = 95%)

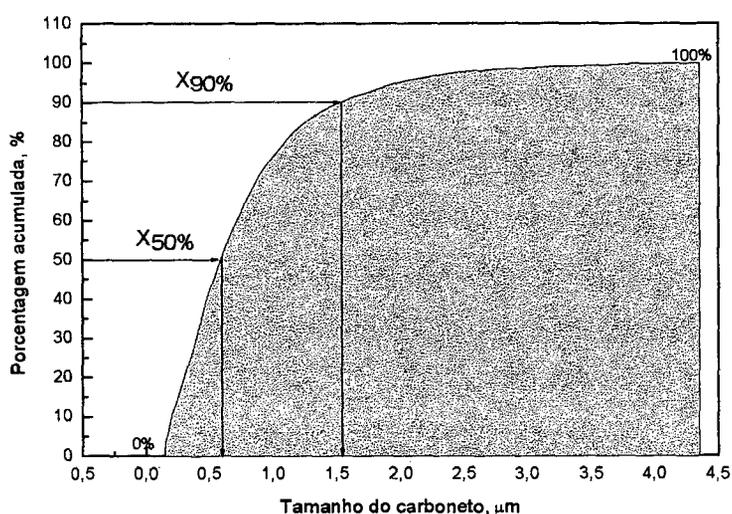
<b>Amostras</b>	<b>t-Student</b>	<b>No nível de 0,05 as duas médias são significativamente diferentes</b>
DS-DP	1.2007	não
DS-SS	-0.2889	não
DS-SP	0.4975	não
DS-TS1	-4.9711	sim
DS-TS2	-5.298	sim
DS-TS3	-5.1499	sim
DP-SS	-1.4827	não
DP-SP	-1.0301	não
DP-TS1	-8.4273	sim
DP-TS2	-7.0832	sim
DP-TS3	-8.9765	sim
SS-SP	0.7028	não
SS-TS1	-4.4477	sim
SS-TS2	-3.4239	sim
SS-TS3	-5.5129	sim
SP-TS1	-6.8444	sim
SP-TS2	-7.2997	sim
SP-TS3	-6.9108	sim
TS1-TS2	0.3638	não
TS1-TS3	-3.1269	sim
TS2-TS3	-2.5404	sim

**Tabela A3** - Resultados do T-Student para as amostras dos ciclos variados referente a dureza (para um intervalo de confiança = 95%).

<b>Amostras</b>	<b>t-Student</b>	<b>No nível de 0,05 as duas médias são significativamente diferentes</b>
TS1-TS2	2,3333	sim
TS1-TS3	2,69	sim
TS2- TS3	0,5395	não
TS1 -DP	-47	sim
TS1-DS	-16,8925	sim
TS1-SP	-8,9164	sim
TS1 - SS	-16	sim
TS2 - DP	-14,8275	sim
TS2 - DS	-11,6851	sim
TS2 - SP	-8,39578	sim
TS2 - SS	-6,53051	sim
TS3 - DP	-13,412	sim
TS3 - DS	-11,0309	sim
TS3 - SP	-8,33051	sim
TS3 - SS	-6,29262	sim
DP - DS	1,38388	não
DP- SP	3,73653	sim
DP - SS	21,9670	sim
DS -SP	2,38527	sim
DS - SS	9,90566	sim
SP - SS	4,43988	sim
TS1 - T9	-6	sim
TS2 - T9	-3,8541	sim
TS3 - T9	-3,9960	sim
DP - T9	28,9908	sim
DS - T9	13,5474	sim
SP - T9	7,0774	sim
SS - T9	7,0722	sim
TS1 - T11	-6,5320	sim
TS2 - T11	-4,3128	sim
TS3 - T11	-4,3978	sim
DP -T11	24,6658	sim
DS - T11	12,4141	sim
SP - T11	6,45903	sim
SS - T11	5,05964	sim
T9 - T11	-1,26491	não

## A2 - Médias X50 e X90

De modo a melhor acompanhar o desenvolvimento do processo de esferoidização dos carbonetos, e em virtude de um grande espalhamento dos valores obtidos (principalmente dos tamanhos de carbonetos no decorrer do processo), as médias em 50 e 90% de uma distribuição acumulativa de valores foram obtidas, conforme mostra a figura A.1 [39].



**Figura A.1** - Distribuição cumulativa de valores, mostrando as médias X50% e X90% da distribuição [39]

Tal distribuição permite, em termos percentuais, observar a evolução da microestrutura no referido processo. Como por exemplo, pode-se citar a média a 90% (X90); abaixo deste valor, 90% dos tamanhos encontrados são menores e apenas 10% dos tamanhos presentes são maiores.

Quando a distribuição de tamanhos é próxima de uma curva de Gauss, ou seja, é simétrica, o valor de X50 será igual a média da distribuição.

## B. DADOS UTILIZADOS PARA O CÁLCULO DE $K_V$ E $\sigma_0$

**Tabela B1** – Limite de escoamento e parâmetros microestruturais obtidos do trabalho de Syn et al [31].

n. amostra	$\sigma_e$ , MPa	L, $\mu\text{m}$	$d_{ig}$ , $\mu\text{m}$	$D^*_{s}$ , $\mu\text{m}$
1	903	1,50	0,70	0,55
2	793	3,00	0,50	0,40
3	793	3,00	0,62	0,49
4	1172	0,70	0,30	0,24
5	1041	0,85	0,65	0,51
6	765	3,50	0,80	0,53
7	690	4,00	0,55	0,43
8	641	5,00	0,45	0,36
9	759	3,50	0,80	0,53
10	834	1,50	0,85	0,57
11	828		1,00	0,79
12	759	2,30	1,00	0,79
13	641	5,00	0,95	0,75
14	724	3,50	0,45	0,36
15	703	4,30	0,65	0,51
16	1345	0,50	0,25	0,20
17	1448	0,30	0,22	0,17

*L – tamanho de grão ferrítico;  $D^*_{s}$  – distância entre carbonetos;  $d_{ig}$  – tamanho de carboneto no interior do grão;  $\sigma_e$  – limite de escoamento*

**Tabela B2** – limite de escoamento e parâmetros microestruturais de aços carbono esferoidizados, obtidos de outros autores a partir do trabalho de Syn et al[31].

Fonte	Teor de Carbono (%peso)	L, $\mu\text{m}$	$D^*_{s}$ , $\mu\text{m}$	$\sigma_e$ , MPa
Liu e Gurland [40]	0,55	13,6	5,24	226
	0,55	13,4	5,08	231
	0,55	10,3	3,40	281
	0,55	10,2	3,23	273
	0,55	8,9	2,36	288
	0,55		2,22	299
	0,62	13,5	3,85	283
	0,62	12,0	3,69	278
	0,62	10,6	2,63	329
	0,62	10,6	2,51	329
	1,23	13,6	3,56	214
	1,23	13,5	3,42	223
Oyama et al [41]	1,50	1,0	0,25	901
	1,50	6,0	0,25	673

**Tabela B3** – valores calculados para  $\sigma_o$ , utilizando-se os  $k_y$  calculados anteriormente.

$D^*_s \mu\text{m}$	$\sigma_o$ calculado para cada ponto		
	$k_y = 441.\mu\text{m}^{-1/2}$	$k_y = 630.\mu\text{m}^{-1/2}$	$k_y = 819.\mu\text{m}^{-1/2}$
1,3	542,9	388,6	234,3
1,6	538,4	429,3	320,2
1,4	538,4	429,3	320,2
2	644,9	419	193,1
1,4	562,7	357,7	152,7
1,4	529,3	428,3	327,2
1,5	469,5	375	280,5
1,7	443,8	359,3	274,7
1,4	523,3	422,3	321,2
1,3	473,9	319,6	165,3
1,1	828	828	828
1,1	468,2	343,6	219
1,2	443,8	359,3	274,7
1,7	488,3	387,3	286,2
1,4	490,3	399,2	308
2,2	721,3	454	186,8
2,4	642,8	297,8	-47,3
0,4	106,4	55,2	3,9
0,4	110,5	58,9	7,3
0,5	143,6	84,7	25,8
0,6	134,9	75,7	16,6
0,7	140,2	76,8	13,5
0,7	299	299	299
0,5	163	111,5	60,1
0,5	150,7	96,1	41,6
0,6	193,5	135,5	77,4
0,6	193,5	135,5	77,4
0,5	94,4	43,2	-8,1
0,5	103	51,5	0,1
1,3	325,3	58	-209,2
1	261,2	136,6	12
0,4	146,3	122,9	99,4
0,5	145,3	121,9	98,4
0,5	159,3	135,9	112,4
2	460	271	82
2	493	415,8	338,6
0,7	109,7	46,3	-17
0,7	166,6	94,1	21,6
0,8	156,7	88,6	20,5
0,8	114,1	43,7	-26,7
1	213,3	120	26,6
1	176,1	88,9	1,7
1	143,4	57,1	-29,1

**Tabela B4** – Valores obtidos pelas equações desenvolvidas para o limite de escoamento (LE)

LE medido, MPa		LE calculado, MPa			
		equação 16	equação 17	equação 18	equação 19
VALORES OBTIDOS PARA OS VALORES DO TRABALHO DE LESUER et al [31]	903	786	820	803	794
	793	754	650	702	728
	793	706	633	669	687
	1172	1172	1208	1190	1180
	1041	921	1045	983	951
	765	670	592	631	650
	690	702	580	641	672
	641	724	553	638	681
	759	670	592	631	650
	834	779	817	798	788
	828	356	126	241	298
	759	646	666	656	651
	641	562	496	529	545
	724	762	624	693	728
	703	655	552	603	629
	1345	1330	1409	1369	1349
	1448	1572	1767	1669	1619
	226	258	271	264	261
	231	261	273	267	264
	281	309	316	312	310
	273	314	319	316	315
	288	354	347	350	352
	299	212	75	144	178
	283	281	280	281	281
	278	292	295	293	292
	329	330	321	325	328
	329	335	322	329	332
	214	287	281	284	286
	223	291	283	287	289
	949	1039	1305	1172	1105
	552	615	655	635	625
201	174	144	159	167	
200	200	153	177	189	
214	204	154	179	191	
901	1073	1043	1058	1065	
673	812	558	685	748	
PRESENTE TRABALHO	257.5	378	356	367	372
	335.7	393	393	393	393
	315.6	397	380	388	392
	278.5	407	391	399	403
	431.1	533	516	525	529
	379.5	511	487	499	505
	344.7	524	488	506	515