

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM

**INFLUÊNCIA DO CICLO DE RECOZIMENTO PARA ESFEROIDIZAÇÃO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ABNT 5160.**

Fábio Peruch

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica

Porto Alegre

2009

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM

**INFLUÊNCIA DO CICLO DE RECOZIMENTO PARA ESFEROIDIZAÇÃO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ABNT 5160.**

Fábio Peruch

Trabalho realizado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2009

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr.-Jaime Álvares Spim Jr.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Walman Benício de Castro – (UFCG)

Prof. Dr. Lírío Schaeffer – (UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira – (UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGEM

Dedico este trabalho a minha esposa
Alessandra Pacheco Peruch e minha filha
Bruna Pacheco Peruch.

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao professor Jaime Alvares Spim Jr. pelo estímulo, dedicação e esforço pessoal proporcionado para a elaboração deste trabalho.

Ao colega Luiz Carlos de Cesaro Cavaler pelas sugestões e observações valiosas no decorrer deste trabalho.

Ao coordenador da Engenharia Mecânica Luciano Dagostin Biléssimo pelo incentivo na realização deste trabalho.

A todos os colegas da SATC que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao LAFUN, por disponibilizar ambientes e equipamentos para realização dos experimentos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XII
LISTA DE ABREVIACOES.....	XIII
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XIV
RESUMO.....	XV
ABSTRACT.....	XVI
1.INTRODUÇÃO.....	17
2.OBJETIVOS.....	18
2.1. Objetivo geral.....	18
2.2. Objetivos específicos.....	18
3. REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	19
3.1. Tratamento térmico de recozimento.....	19
3.2. Esferoidizao.....	19
3.3. Tratamento térmico de esferoidizao.....	20
3.4. Processo de esferoidizao da estrutura perlítica.....	21
3.4.1. Recozimento de esferoidizao.....	21
3.5. Ciclos térmicos de esferoidizao.....	24
3.6. As Etapas de esferoidizao da cementita da perlita.....	25
3.7. Mecanismos do fenmeno de esferoidizao.....	29
3.8. Equações para processo de esferoidizao.....	31
3.9. Influência dos parâmetros de processo na esferoidizao.....	33
3.9.1. Influência de alguns elementos de liga na esferoidizao.....	33
3.9.2. Influência do encruamento anterior.....	34
3.10. Influência do ciclo de recozimento.....	35
3.11. Influência da composio química.....	37
3.12. Efeitos da esferoidizao nas propriedades mecânicas dos aços.....	39
3.13. Efeitos dos parâmetros micro estruturais nas propriedades mecânicas.....	41
3.14. Diferença entre aços de baixo, médio e alto carbono esferoidizados.....	43
3.15. Efeito da estrutura prévia na esferoidizao.....	45
4. METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	48
4.1. Metodologia.....	48
4.2. Procedimento experimental.....	50

4.2.1. Condições Iniciais.....	50
4.2.2. Tratamentos e ciclos térmicos.....	51
4.2.3. Caracterização micro estrutural.....	55
4.2.4. Caracterização mecânica.....	56
4.2.5. Coeficiente de encruamento.....	56
4.2.6. Determinação do módulo de tenacidade.....	57
4.2.6. Determinação do tamanho médio da partícula precipitada.....	57
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	58
5.1. Micro estruturas e propriedades mecânicas.....	58
5.1.1. Microestrutura prévia da amostra padrão nas condições iniciais.....	58
5.1.2. Microestrutura das amostras tratadas termicamente.....	58
5.1.3. Tamanho médio de partícula precipitada.....	63
5.2. Propriedades mecânicas.....	63
5.2.1.Comportamento do limite de escoamento com relação à temperatura de tratamento.....	68
5.2.2.Comportamento do limite de escoamento com relação ao tamanho médio de partícula precipitada dgb.....	69
5.2.3.Comportamento da tensão máxima com relação à temperatura de tratamento.....	70
5.2.4.Comportamento do coeficiente de encruamento com relação à temperatura de tratamento.....	71
5.2.5.Comportamento da estrição com relação à temperatura de tratamento.....	76
5.2.6.Comportamento do coeficiente de resistência com relação à temperatura de tratamento.....	76
5.2.7.Comportamento do módulo de resiliência com relação à temperatura de tratamento.....	77
5.2.8.Comportamento da dureza com relação à temperatura de tratamento.....	78
5.2.9.Comportamento geral analisando a sobreposição dos valores referentes as mudanças nas propriedades mecânicas em função da temperatura.....	78

6. CONCLUSÃO.....	80
6.1. Conclusões.....	80
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	82
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	83

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1- Etapas do processo de esferoidização.....	20
Figura 3.2 – Efeito da esferoidização parcial sobre o tempo de vida da ferramenta, na usinagem de um aço SAE 5160. Adaptado de (Metals Handbook, 1994.).....	22
Figura 3.3 – Diagrama de fases ferro-carbono evidenciando a faixa de temperatura utilizada para o recozimento de esferoidização.(A_1 – temperatura eutetóide, A_3 – e A_{cm} temperaturas críticas para os aços hipo e hipereutetóides); adaptado de, (Metals Handbook, 1994).....	23
Figura 3.4 – Ciclos térmicos utilizados para o processo de recozimento de esferoidização.....(Rossi, H. E., Cotinho, C. A. B. 1983.).....	24
Figura 3.5 – Representação de uma lamela de cementita no início do processo esferoidização.Adaptado de (Samuels, 1999).....	26
Figura 3.6 – Variação aproximada com a temperatura do tempo necessário para obter um determinado grau de esferoidização da perlita em um aço normalizado com 0,8%C e para um aço com 0,6%C com diferentes graus de encruamento (Samuels, 1999).....	27
Figura 3.7 – 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 ($r \sim \infty$) (Schastlivtsev, 1994).....	30
Figura 3.8 – Representação esquemática do processo de estabilização da cementita pelo cromo (Cree, 1995).....	34
Figura 3.9 – Influência do cromo na esferoidização do aço carbono, adaptado de (Coutinho 1988).....	38
Figura 3.10 - Diagrama esquemático ilustrando os parâmetros utilizados na caracterização da microestrutura.....	41
Figura 3.11. - Curva tensão deformação de um aço de ultra alto carbono (1,8 % C) contendo carbonetos esferoidizados com três microestruturas diferentes. Os materiais têm aproximadamente as mesmas tensões de escoamento e fratura, adaptado de (Syn, 1994).....	43
Figura 3.12. Comportamento de tensão e deformação e ductilidade para aços de alto carbono como função de: (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. Adaptado de (Doherty, 1983).....	44
Figura 3.13 - Taxa de esferoidização da perlita para três espaçamentos interlamelares diferentes, durante o recozimento a 700°C, adaptado de (Samuels, 1999).....	45

Figura 3.14 – Efeito da microestrutura prévia sobre a esferoidização de um aço SAE 1040 a 700°C por 21 horas. (a) De uma estrutura prévia martensítica. (b) De uma estrutura prévia perlítica, adaptado de (ASM Handbook, 1994).....	46
Figura 4.1 – Fluxograma: (a) geral do experimento, (b) desenvolvimento dos ensaios de caracterização.....	50
Figura 4.2 - Ciclo A, tratamento térmico de Normalização.....	51
Figura 4.3 - Ciclo B, tratamento térmico das amostras 03 e 04.....	52
Figura 4.4 - Ciclo C, tratamento térmico das amostras 05 e 06.....	52
Figura 4.5 - Ciclo D, tratamento térmico das amostras 07 e 08.....	53
Figura 4.6 - Ciclo E, tratamento térmico das amostras 09 e 10.....	53
Figura 4.7 - Ciclo F, tratamento térmico das amostras 11 e 12.....	54
Figura 4.8 - Ciclo G, tratamento térmico das amostras 13 e 14.....	54
Figura 4.9 - Ciclo H, tratamento térmico das amostras 15 e 16.....	55
Figura 5.1 - Micrografia da amostra padrão (comercial), ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	58
Figura 5.2 - Micrografia da amostra ciclo A, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	59
Figura 5.3 - Micrografia da amostra ciclo B, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	59
Figura 5.4 - Micrografia da amostra ciclo C, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	60
Figura 5.5 - Micrografia da amostra ciclo D, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	60
Figura 5.6 - Micrografia da amostra ciclo E, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	61
Figura 5.7 - Micrografia da amostra ciclo F, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	61
Figura 5.8 - Micrografia da amostra ciclo G, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	62
Figura 5.9 - Micrografia da amostra ciclo H, ataque nital 2%, ampliação 12000x.....	62
Figura 5.10 – Tamanho médio do grão em relação à temperatura de tratamento.....	63
Figura 5.11 - Curvas características referentes aos valores de Tensão σ_c (MPa) x Deformação Relativa ϵ (%).....	64
Figura 5.12 – Limite de escoamento em relação à temperatura de tratamento.....	69
Figura 5.13 – Limite de escoamento em relação ao Tamanho médio do Grão TG.....	70
Figura 5.14 – Tensão Máxima em relação à Temperatura de Tratamento.....	70
Figura 5.15 – Curvas características referentes aos valores de Tensão Real σ_r (MPa) x Deformação.....	71

Figura 5.16 – Comportamento do Coeficiente de Encruamento em relação à Temperatura de Tratamento tempo 24 horas.....	75
Figura 5.17 - Coeficiente de Resistência K em relação à Temperatura T de Tratamento.....	76
Figura 5.18 – Variação da Dureza em relação à Temperatura de Tratamento.....	77
Figura 5.19 – Módulo de Resiliência em relação à Temperatura de Tratamento.....	77
Figura 5.20 – Variação da Dureza em relação à Temperatura de Tratamento.....	78
Figura 5.21 – Sobreposição das curvas das características mecânicas obtidas nos ensaios.....	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Evolução microestrutural na esferoidização dos aços.(Cunha, 1994).....	28
Tabela 3.2 – Evolução da fração esferoidizada em função do tempo de tratamento para o aço SAE 10100; adaptado de (Coutinho, 1988).....	36
Tabela 3.3 – Evolução da fração esferoidizada em função da temperatura para diferentes deformações, adaptado de (Coutinho, 1990).....	37
Tabela 4.1 - Composição química do aço SAE 5160 em estudo (% em peso).....	48
Tabela 4.2 - Metodologia utilizada para identificação e tratamento das amostras.....	52
Tabela 4.3 - Reagente utilizado para ataque químico da amostra.....	55
Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas do aço SAE 5160, normalizado a 860°C, (Metals HandBook, 1994).....	56
Tabela 5.1 – Resultados das propriedades obtidas nos ensaios realizados nos corpos de prova para determinar a melhor temperatura.....	67
Tabela 5.2 – Resultados das propriedades obtidas nos ensaios realizados para determinar o melhor tempo para a temperatura de 700°C.....	68
Tabela 5.3. - Coeficientes de encruamento encontrados para as amostras nos diferentes ciclos térmicos	76

LISTA DE ABREVIações

- AC₁ - temperatura de transformação da austenita no resfriamento
- CCC - sistema cúbico de corpo centrado
- CFC - sistema cúbico de faces centradas
- ABNT - associação brasileira de normas técnicas
- MEV - microscópio eletrônico de varredura
- A₁ - temperatura de transformação da ferrita e da cementita no aquecimento
- A₃ - temperatura de transformação da ferrita no aquecimento
- A_{cm} - temperatura de transformação da cementita no aquecimento
- TTT - curva temperatura/tempo/transformação
- CP – corpo de prova
- °C – graus Célsios
- °C/min – graus Célsios por minuto
- µm – micrometro
- HB – dureza brinell
- Fe₃C – carboneto de ferro
- DSA – direct spheroidize annealing

LISTA DE SÍMBOLOS

- $\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima (MPa)
- σ_r – Tensão real (MPa)
- σ_e – Limite de escoamento (MPa)
- ε - Deformação específica (%)
- ε_r - Deformação real
- φ - Extrinsicção (%)
- n – Coeficiente de encruamento
- K – Coeficiente de resistência (MPa)
- U_r – Módulo de resiliência (Nmm/mm³)
- U_t – Módulo de tenacidade (Nmm/mm³)
- D_{gb} – Tamanho da partícula precipitada (μm)

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo analisar os efeitos dos ciclos de recozimento de esferoidização nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160. O aço ABNT 5160 foi escolhido para este estudo por ter uma grande aplicabilidade na indústria automobilística; possuindo como características principais a sua utilização em peças e conjuntos que necessitam de grande resistência à corrosão e ao calor e também onde é necessário um número elevado de ciclos de tensões; como por exemplo: em molas automotivas.

Os espécimes originais foram caracterizados através de análise química, tração, dureza e estrutura metalográfica. Para este estudo, foram realizados diferentes ciclos de recozimento de esferoidização para a obtenção das mudanças na estrutura cristalina e, por conseguinte, alterações nas propriedades mecânicas do material.

Para isto, as amostras foram submetidas a diferentes ciclos de recozimento de esferoidização, seguindo a curvas distintas de tempo em temperatura.

Palavras chaves: Propriedades Mecânicas, Esferoidização, Austenitização, Aço.

ABSTRACT

The present work has as goal analyzes the effects of the spheroidizing anneal cycles of in the mechanical properties of the ABNT 5160 steel. The ABNT 5160 steel was chosen for this study by has a great applicability in the automobilist industry; possessing as main characteristics the use in pieces and groups that need great resistance to the corrosion and the heat and also where it is necessary a high number of stress cycles; as for instance: in automotive springs.

The original specimens were characterized by chemical analysis, uniaxial tension test, hardness and metallographic structures. For this study, different spheroidizing anneal cycles were accomplished for the obtaining of the changes in the crystalline structure and consequently, alterations in the mechanical properties of the material.

For this, the samples were submitted to different spheroidizing anneal cycles, following to curves different from time in temperature.

Key-words: Mechanics properties, spheroidizing, austenitizing, steel.

1. INTRODUÇÃO

A possibilidade de alterar a microestrutura de um material permite ao engenheiro definir a combinação das propriedades mais adequadas de um material em relação a uma determinada aplicação. A quantidade relativa das fases estará relacionada com a composição química de cada liga. O tamanho e a morfologia dependem basicamente do histórico termomecânico de cada material. Nos aços carbono, a sua estrutura de equilíbrio contém duas fases constituintes básicas de ferrita e carbonetos com diversas morfologias, tais como: ferrita-perlita e ferrita-esferoidita, com cada uma dessas morfologias apresentando propriedades características e qualitativamente bem conhecidas. O conhecimento prévio de tais propriedades é muito importante para se determinar qual o processamento termomecânico (ciclos de tratamento térmico e/ou deformação plástica a frio) que permita a melhor utilização de uma liga disponível para um determinado trabalho.

Uma dessas estruturas desejada no aço carbono é a estrutura ferrítica com partículas de carbonetos em forma de esferas, normalmente chamada de estrutura esferoidizada. Essa estrutura irá conferir aos aços com médio e alto teor de carbono uma boa ductilidade, aliada a uma alta usinabilidade. O processo de esferoidização durante o recozimento a partir de uma estrutura laminada a frio, pode estar relacionado aos parâmetros operacionais do processo de recozimento (temperatura e tempo) os quais a liga será submetida. Este estudo compreenderá o levantamento bibliográfico e a avaliação de alguns parâmetros operacionais de recozimento no processo de esferoidização de um aço médio carbono (ABNT 5160 comercial).

2.OBJETIVOS

Este trabalho objetivou realizar uma investigação sobre a influência da temperatura de esferoidização aplicada em quatro patamares próximos a linha de transformação A_1 .

2.1.Objetivo geral

Determinar a melhor faixa de tempo e temperatura para o tratamento de recozimento de esferoidização para um aço ABNT 5160 sendo aplicado resfriamento ao ar.

2.2.Objetivos específicos

Como objetivos específicos deste trabalho pode-se citar:

- ▶ Realizar uma investigação sobre a influência da temperatura para esferoidização, aplicada em patamares próximos a linha de transformação A_1 ;
- ▶ Determinar a melhor faixa de tempo e temperatura para o tratamento de recozimento para esferoidização do aço ABNT 5160 com resfriamento ao ar;
- ▶ Analisar a influência da temperatura sobre a alteração nas fases precipitadas;
- ▶ Analisar a influência da temperatura sobre o comportamento Mecânico.

3. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

3.1. Tratamento térmico de recozimento

O processo de recozimento é uma das etapas na fabricação perfis de aço laminados a frio e consiste em um tratamento térmico que contribui para a obtenção das propriedades requeridas em suas aplicações. Basicamente este tratamento consiste das etapas de recuperação, recristalização (nucleação e recristalização primária) e crescimento de grão.

Quando metais laminados a frio são tratados termicamente, dois processos, recuperação e recristalização, competem pela energia armazenada no trabalho a frio. A recristalização é definida como a re-orientação de cristais em um corpo sólido pela migração de contornos de alto ângulo. A recuperação é um termo geral aplicado a todas as outras mudanças que reduzem a energia armazenada de deformação.

Conforme (Leslie, 1982), no ferro esta energia armazenada é usualmente na faixa de 20 a 40 J/mol, ou cerca de 2 a 4% da energia do trabalho a frio. Durante a recuperação, apenas as imperfeições de maior mobilidade participam do processo de recondução parcial do metal a uma estrutura menos distorcida. As lacunas e átomos intersticiais existentes nas faixas de escorregamento são, eliminadas bem como deslocções de sinais contrários. O maior efeito destas pequenas modificações estruturais é o de diminuir as tensões internas produzidas pela deformação, sendo mais pronunciado para temperaturas mais altas e tempos mais longos.

3.2. Esferoidização

A esferoidização é um processo normalmente aplicado em aços hipereutetóides e aços ligados. Nestes aços, a perlita é envolvida por uma rede de cementita que dificulta trabalhos de usinagem e outros processos de fabricação. O tratamento consiste em aquecer e manter por um longo tempo o material em temperaturas um pouco abaixo da formação da austenita e resfriar em tempos controlados (Erdal, 2007). O resultado é uma estrutura globular de cementita em uma matriz de ferrita, o que facilita a usinagem e outros trabalhos.

Esta estrutura é denominada esferoidita, e um aspecto micrográfico típico é mostrado na parte direita da Figura 3.1.

Também é possível alternar temperaturas abaixo, como na seqüência “ab123d” da mesma figura.

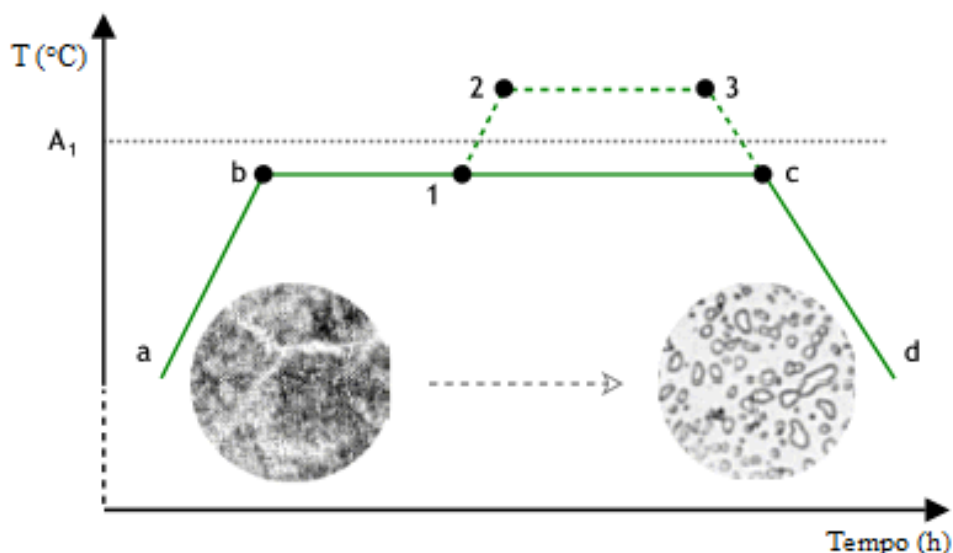


Figura 3.1., Etapas do processo de esferoidização; adaptado de [HTTP://info.lu.farmingdade.edu.br](http://info.lu.farmingdade.edu.br)

3.3. Tratamento térmico de esferoidização

O tratamento térmico de esferoidização tem como objetivo produzir uma microestrutura de carbonetos globulares em uma matriz ferrítica. Esta microestrutura é necessária no processamento dos aços de médio carbono quando se deseja mínima dureza, máxima ductilidade e usinabilidade (Metals Handbook, 1994). Os carbonetos adquirem a forma esférica durante o coalescimento para minimizar a relação entre a energia livre de superfície e a volumétrica, reduzindo a energia total do sistema (Brooks, 2000).

Em função do ciclo térmico do processo de esferoidização pode haver variações no tamanho e distribuição dos carbonetos e no tamanho de grão ou sub grão da ferrita que podem alterar significativamente a ductilidade e conseqüentemente, a conformabilidade dos aços, (Syn e Sherby, 1994).

Aços de alto carbono, quando necessitam ser usinados ou conformados mecanicamente, apresentam dureza elevada no estado normalizado ou possibilidade de ter carbonetos nos contornos de grão após recozimento, tornando-os frágeis. Aços médio carbono, quando necessitam máxima ductilidade para trabalhos que exigem muito esforço tanto da ferramenta quanto do material, também devem ser esferoidizados. A esferoidização aumenta a vida das ferramentas e facilita as operações de conformação mecânica e usinagem.

3.4. Processo de esferoidização da estrutura perlítica

O processo de esferoidização da estrutura perlítica, consiste em um tratamento de recozimento sob uma manutenção de tempo em temperatura por longos períodos para que as lamelas de cementita adquiram energia suficiente para um equilíbrio em sua energia de forma para que as mesmas sofram uma segmentação em função da relação entre seus raios de forma, (Wang, 2004).

3.4.1. Recozimento de esferoidização

O recozimento de esferoidização é aplicado aos aços de médio e alto teor de carbono com o objetivo de obter-se uma microestrutura composta por partículas aproximadamente esféricas de cementita em matriz ferrítica, (Thelning, 1984), com a finalidade de melhorar a usinabilidade; melhorar a ductilidade, a conformabilidade e; desenvolver uma estrutura apta a receber os tratamentos térmicos de endurecimento que, por conseguinte, serão realizados.

A esferoidização é um processo de ajuste morfológico que se dá sob a ação da energia superficial, onde ocorre uma evolução micro estrutural da perlita pelo mecanismo de coalescimento, com conseqüente formação de carbonetos globulares em uma matriz ferrítica.

Partículas de cementita lamelar, presentes na perlita, têm uma área de superfície por unidade de volume de partícula muito grande e, portanto uma elevada energia interfacial afim de reduzir esta energia as lamelas de cementita ou placas se quebram em pequenas partículas que eventualmente assumem forma esférica. Uma vez quebrada as lamelas, as menores partículas esféricas se dissolvem as custas do crescimento das maiores, novamente em função da redução da energia interfacial.

Pode-se demonstrar que a taxa de esferoidização está diretamente relacionada com a difusão do carbono na ferrita e que a mesma decresce com o crescimento do tamanho médio da partícula. Elementos de liga diminuem a taxa de difusão de carbono na ferrita (coeficiente de difusão) e, portanto a taxa do processo de esferoidização. Se o aço contiver elementos formadores de carbonetos, ocorre o mesmo efeito, reduzindo fortemente a taxa de esferoidização. A esferoidização das partículas de cementita presentes na perlita tem um efeito determinante no resultado de propriedades mecânicas dos aços médio carbono. Quando uma estrutura perlítica lamelar é substituída por uma estrutura ferrítica com esferóides de carbonetos, nota-se uma significativa modificação nas propriedades mecânicas desse produto. Esta nova estrutura irá conferir ao aço propriedades tais, que proporcionarão ao material uma

maior facilidade na conformação de peças trabalhadas a frio fabricadas a partir daquele material.

Existem várias técnicas que são utilizadas para o tratamento de esferoidização que permitem obter uma estrutura com carbonetos esferoidizados. Partindo-se por exemplo, de uma estrutura essencialmente perlítica aquecida nas proximidades da linha de transformação A_1 do diagrama ferro carbono, obtém-se a estrutura esferoidizada. Uma comparação entre as microestruturas perlítica e esferoidizada, na usinagem de um aço 0,6% de carbono é apresentada na figura 3.2, onde é mostrado o efeito da esferoidização parcial sobre o acabamento superficial e o tempo de vida da ferramenta.

A esferoidização dos carbonetos, presentes na microestrutura, reduziu a dureza de 241 HB (para a estrutura inicialmente perlítica) para 180 HB (para estrutura parcialmente esferoidizada), figura 3.2a e 3.2c. 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 estrutura perlítica, para 123 peças com a estrutura parcialmente esferoidizada), figura 3.2b. Um melhor acabamento também foi obtido. Em função do ciclo térmico de esferoidização pode haver variações no tamanho e distribuição dos carbonetos, como também no tamanho de grão ferrítico, os quais podem alterar, significativamente, a ductilidade e, conseqüentemente, a conformabilidade dos aços tratados.

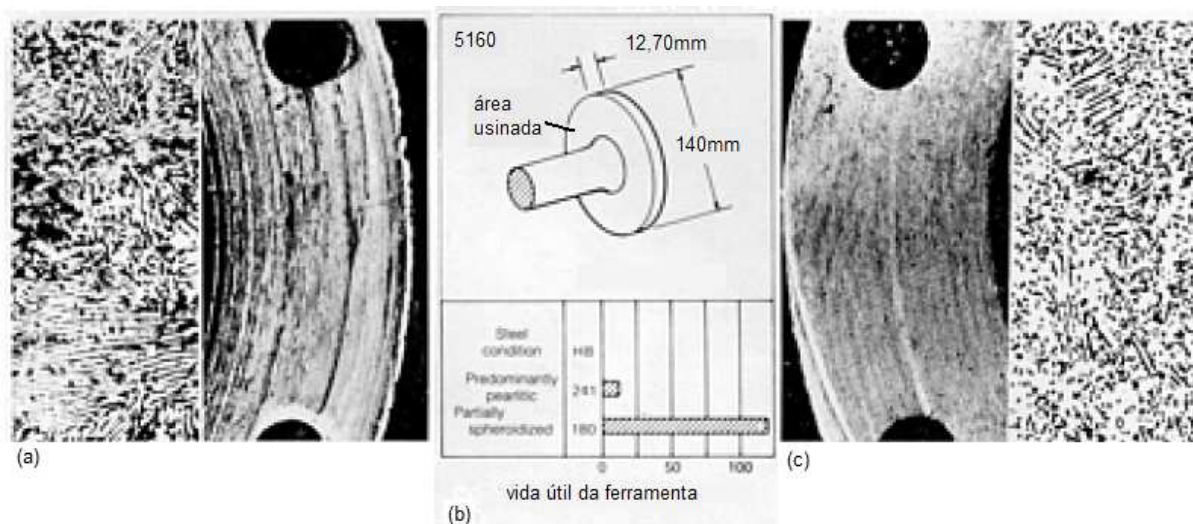


Figura 3.2 – Efeito da esferoidização parcial sobre o tempo de vida da ferramenta, na usinagem de um aço ABNT 5160. Adaptado de, (Metals Handbook, 1994.).

Com relação às temperaturas que são normalmente utilizadas para o processo de recozimento de esferoidização, a figura 3.3 apresenta parte do diagrama de equilíbrio ferro-

carbono onde as linhas horizontais próximas a temperatura A_1 , evidenciam os limites inferiores e superiores da faixa para esferoidização.

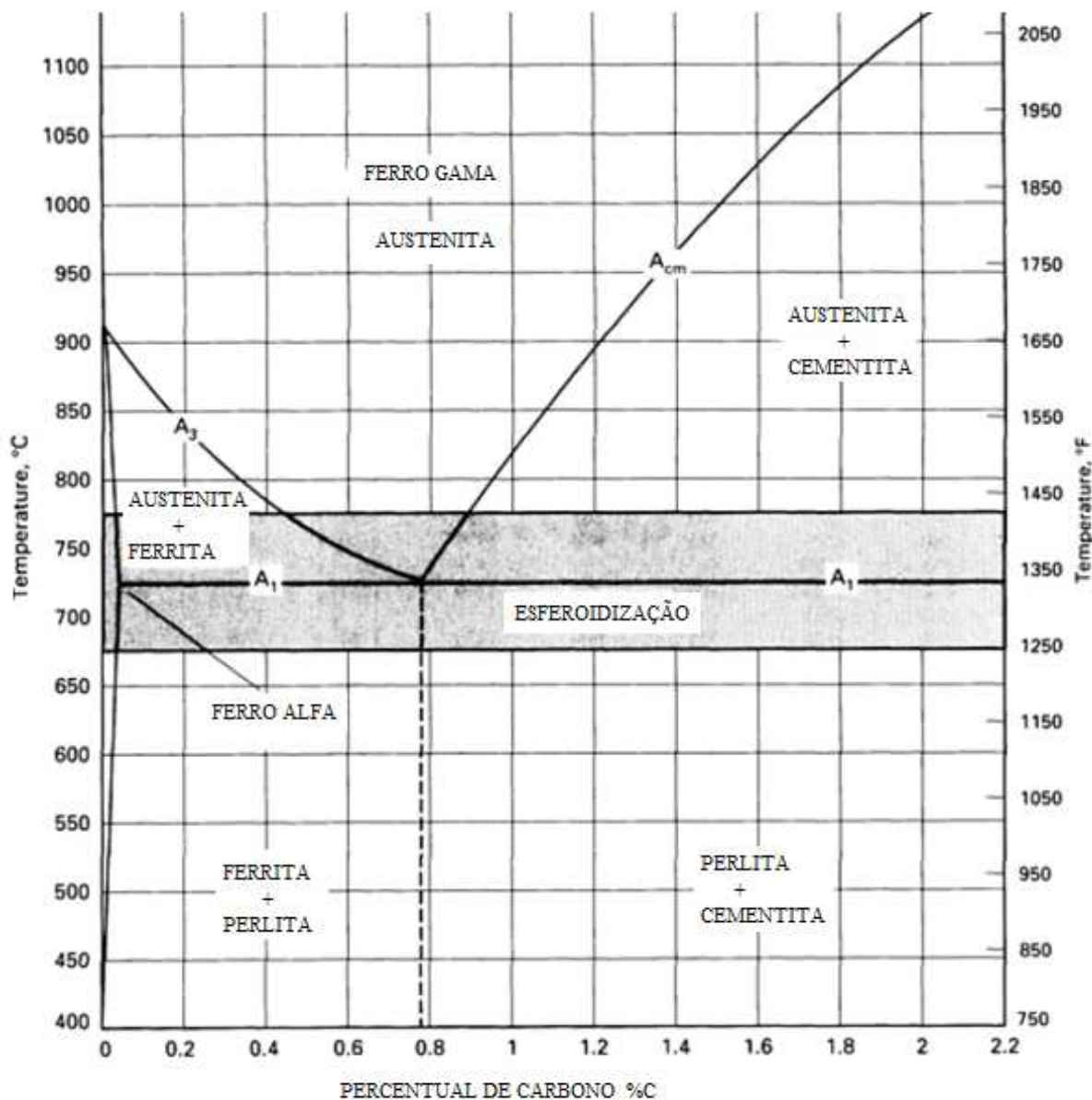


Figura 3.3 – Diagrama de fases ferro-carbono evidenciando a faixa de temperatura utilizada para o recozimento de esferoidização. (A_1 – temperatura eutetóide, A_3 – A_{cm} temperaturas críticas para os aços hipo e hipereutetóides); adaptado de, (Metals Handbook, 1994).

3.5. Ciclos térmicos de esferoidização

De um modo geral, para o processo de esferoidização dos aços pode-se utilizar os ciclos térmicos apresentados na figura 3.4, (Rossi et al, 1983).

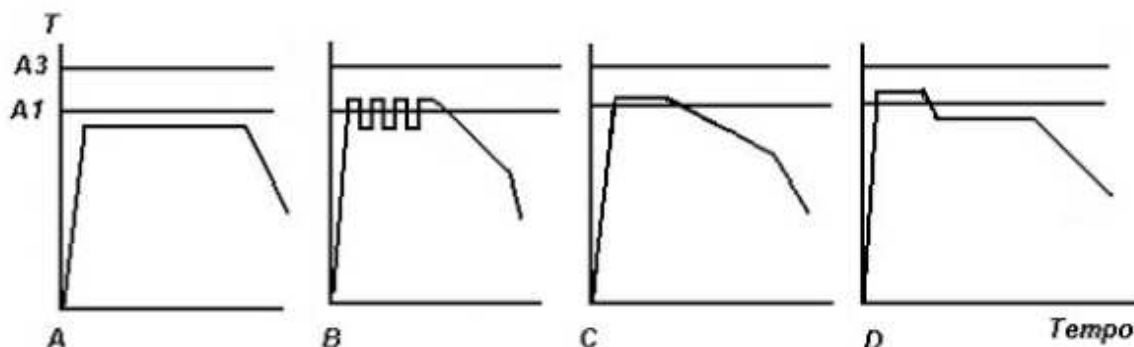


Figura 3.4 – Ciclos térmicos utilizados para o processo de recozimento de Esferoidização (Rossi, H. E. Cotinho, C. A. B. 1983).

- **Recozimento Sub-crítico:** neste tratamento o aço é aquecido a temperatura um pouco abaixo de A_1 (15 a 30°C), permanecendo nesta temperatura por um longo período de tempo (figura 3.4A). Não ocorrendo mudanças de fase para este ciclo.
- **Recozimento Pendular (ou cíclico):** este processo consiste em alterar a temperatura várias vezes em torno da linha A_1 , com posterior resfriamento lento. A cada vez que se sobe a temperatura acima de A_1 os carbonetos mais finos dissolvem-se, e quando se abaixa a temperatura, ocorre a precipitação na cementita que não se dissolveu (figura 3.4B).
- **Resfriamento Controlado:** o material é aquecido até uma temperatura 10 a 30°C acima de A_1 , permanecendo nesta temperatura por determinado tempo, sendo posteriormente resfriado lentamente (resfriamento controlado com taxa de resfriamento igual a 10°C/h). Este visa propiciar uma dissolução incompleta da cementita em temperaturas de 10 a 30°C acima de A_1 . Durante o resfriamento, as partículas de cementita não dissolvidas atuam como núcleo para o crescimento dos carbonetos esferoidizados (figura 3.4C).
- **Recozimento Isotérmico:** consiste em aquecer o aço até uma temperatura entre A_1 e A_3 (de 600 a 690°C dependendo do aço), mantendo-se nesta temperatura por um curto intervalo de tempo e após resfriar até uma temperatura ligeiramente inferior a A_1 (10 a 30°C em

média), mantendo-se 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 4h à 8h em média). Neste caso, o resfriamento não precisa ser tão lento, porém costuma-se resfriar lentamente até próximo de 650°C com posterior resfriamento rápido até a temperatura ambiente (figura 3.4D).

Em virtude do ciclo térmico e da microestrutura prévia influenciarem a cinética de esferoidização, vários processos (Aihara, 1990), têm-se 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 obtêm-se estruturas de mais fácil esferoidização direto da linha de laminação, através de resfriamento controlado. Os tratamentos termomecânicos (TTM) tem-se sido muito estudados com este objetivo.

Um exemplo seria o processo denominado ``Direct Spheroidize Annealing – DSA``, desenvolvido por (Aihara, 1990). 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 de DSA inicia a laminação em temperaturas acima de A_1 (porém menores que as normalmente utilizadas na laminação convencional) e, termina em temperaturas logo abaixo de A_1 , permitindo a precipitação da 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 método 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).

3.6. Etapas de esferoidização da cementita da perlita

Pode ser previsto pelo diagrama de equilíbrio ferro-carbono que, quando se resfria a austenita a uma temperatura imediatamente abaixo de 727°C, com uma composição definida de aproximadamente 0,8% de carbono, ocorrerá a reação de transformação da austenita em uma estrutura 100% perlítica. As fases estáveis abaixo da temperatura de 727°C (temperatura eutetóide) são a ferrita e a cementita, sendo o constituinte resultante, uma mistura dessas duas fases sendo denominado perlita que é formado por lamelas alternadas de carbonetos (cementita) e ferrita. O constituinte perlita tem um aspecto bem definido ao microscópio e pode ser claramente identificado em uma estrutura composta por diversos constituintes.

Os aços médio carbono na condição normalizado ou laminado a quente, tem uma estrutura essencialmente de nódulos de perlita, podendo apresentar, um invólucro de cementita, que pode dificultar processos sub seqüentes tal como a usinagem.

A necessidade de se conseguir para determinados processos subseqüentes, um aço com baixo nível de segregação e impurezas, como também um tratamento térmico adequado que permita uma estrutura de carbonetos uniformemente distribuídos em uma matriz ferrítica, o que pode ser desejado em alguns produtos, leva a uma tentativa de modificação desta estrutura lamelar por uma outra em que os carbonetos tem a forma aproximadamente esférica, estejam distribuídos na matriz ferrítica, estrutura esta chamada de estrutura esferoidizada.

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

Na 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 em seu interior, até formarem partículas menores, com relação de forma (razão entre o comprimento e largura da partícula) em torno de 8.

A figura 3.5 (Samuels, 1999), mostra de forma esquemática uma lamela de cementita neste estágio, ilustrando como estes canais se desenvolvem;

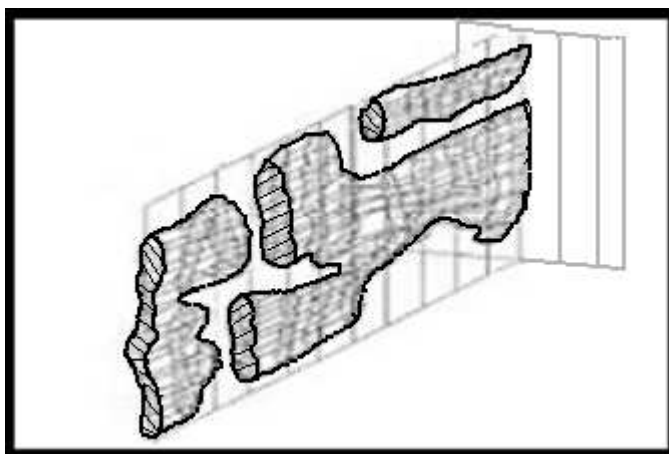


Figura 3.5 – Representação de uma lamela de cementita no início do processo esferoidização. Adaptado de (Samuels, 1999).

Na segunda etapa, o fator de forma dos fragmentos das lamelas progressivamente tende a 1 (ou seja, a um formato teoricamente esférico);

Na terceira etapa, que pode ser denominada de 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. Pode-se 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. 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 3.6.

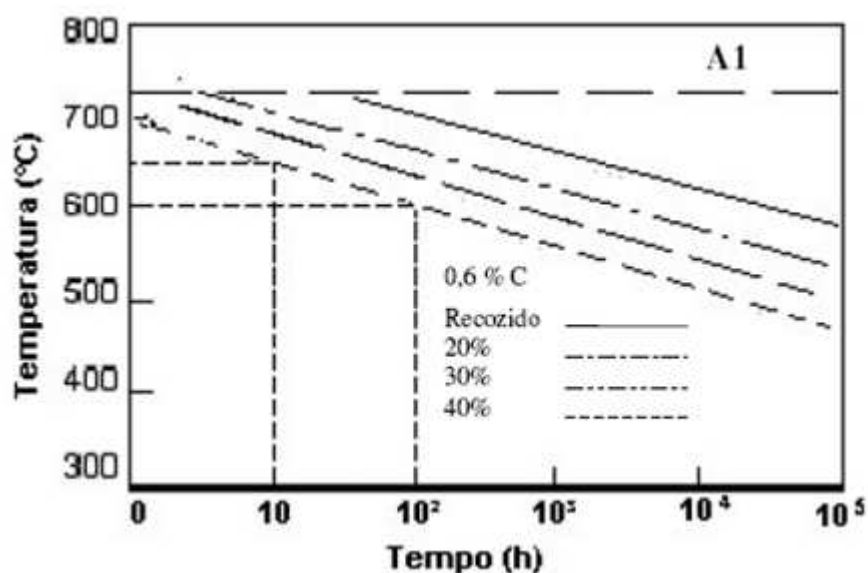


Figura 3.6 – Variação aproximada com a temperatura do tempo necessário para obter um determinado grau de esferoidização da perlita em um aço normalizado com 0,8%C e para um aço com 0,6%C com diferentes graus de encruamento (Samuels, 1999).

Como mostrado anteriormente, nos estágios mais avançados do processo, quando o aço é aquecido por longos períodos em temperaturas subcríticas, são encontrados não somente cementita esferoidizada, mas também nódulos de grafita de formatos irregulares. Isto é conhecido como grafitização e ocorre devido à grafita ser termodinamicamente mais estável que a cementita (Neri, 1998).

A grafitação, 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 fique exposto por longos períodos em temperatura próxima à subcrítica, como em tubulações de caldeiras (Neri, 1998).

Na tabela 3.1 são mostradas de modo esquemático, algumas características do processo e esferoidização para um aço com 0,8% de carbono. A microestrutura inicial se apresenta composta totalmente por perlita, que com a evolução do processo fragmenta-se formando unidades menores que tendem a se arredondar, ou seja, há a formação de uma microestrutura com morfologia esferoidizada.

Tabela 3.1 – Evolução micro estrutural na esferoidização dos aços, (Cunha, 1994).

ESTRUTURAS		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	
FORÇA MOTRIZ		Equilíbrio de tensões de superfície entre ferrita/cementita e energia de interface ferrita-cementita			Energia de interface ferrita-cementita	
PROCESSO		Global: processo de redistribuição, esferoidização, coalescimento				
		Primeira e segunda etapa: esferoidização propriamente dita			Terceira etapa: coalescimento	
Cementita	Variações Métricas	V_{Fe_3C}	Constante			
		V_V^G	Valor inicial nulo	Aumenta	Aumenta	Mantém-se constante
		λ_{Fe_3C}	Valor inicial ligado a escala de estrutura perlítica	Diminui	Diminui	Aumenta
Sendo: V_{Fe_3C} - Fração volumétrica da cementita total λ_{Fe_3C} - distância livre média da cementita ; V_V^G - fração volumétrica de cementita globular						

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 da energia de superfície (uma vez que há geração de novas superfícies), mas o equilíbrio de forças entre as interfaces de cementita e de 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, dentre outras (Schastlivtsev, 1994).

3.7. Mecanismos do fenômeno de esferoidização

O fenômeno de esferoidização além do ponto de vista da redução da energia livre, também está baseado na difusão de átomos de carbono e ferro na matriz, o que gera um efeito de capilaridade devido a mudanças de concentração de carbono na ferrita (Chadwick, 1972). Tal comportamento pode ser expresso pela equação de Gibbs-Thomson (equação 3.2), 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 (3.1).

$$r^n - r_o^n = k * (t - t_o) \quad (3.1).$$

onde:

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

Na figura 3.7, é apresentada esquematicamente a dependência da esferoidização da cementita com o tamanho médio da partícula no tempo t_o e, tamanho final, após um tempo t

indicado pela equação 3.1. 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 ($r \rightarrow \infty$).

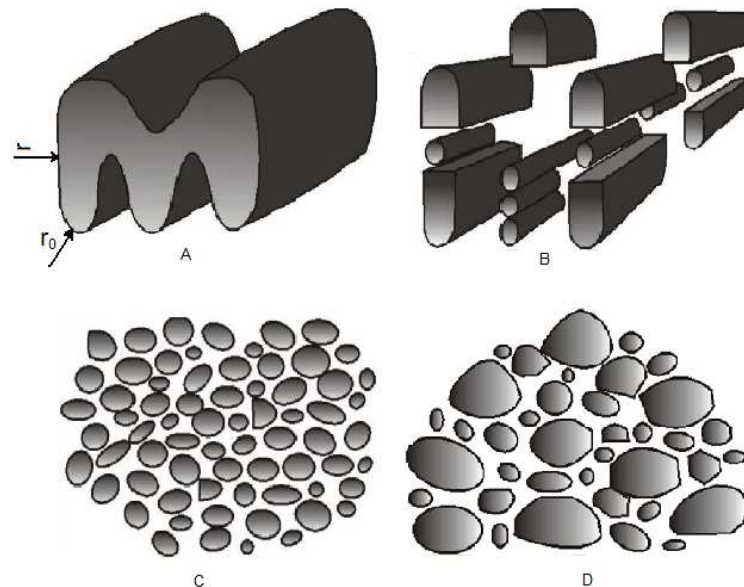


Figura 3.7 – Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização. Observa-se que o arredondamento da partícula ocorre pelos raios menores, através de sua dissolução, e precipitação nos raios maiores ($r \sim \infty$), adaptado de (Schastlivtsev, 1994).

Como D e X_e aumentam exponencialmente com a temperatura, a taxa de coalescimento também aumentará com a elevação da temperatura. (Schastlivtsev, et al 1994), propuseram uma equação específica para desenvolver o processo de fragmentação das lamelas num recozimento subcrítico partindo-se de uma estrutura perlítica, conforme mostra a equação (3.2), a qual especifica a concentração em função do raio de curvatura.

$$C^{\alpha/cm}_{(r)} = C^{\alpha/cm}_{(\infty)} \exp \{ V^m_{(cm)} [2 \gamma / (rRT)] \} \quad (3.2)$$

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 de raio tendendo ao infinito;

$V_{(cm)}^m$	- volume molar de Fe_3C ;
R	- constante dos gases;
T	- temperatura absoluta.

(Schastlivtsev, et. al 1994; Rossi, Coutinho, 1983) também propuseram uma modificação da equação 3.1, considerando agora a energia livre por unidade de volume devido à presença dos defeitos (Δg_d) na rede cristalina. A equação 3.3 mostra esta modificação.

$$C_{(r)}^{\alpha/cm} = C_{(\infty)}^{\alpha/cm} \exp [(\Delta g_d + 2 \gamma / r) V_{(cm)}^m / RT] \quad (3.3)$$

De acordo com as equações (3.2) e (3.3), se a interface da lamela 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 o processo de esferoidização.

3.8. Equações para o processo de esferoidização

Vários autores (Shkatov, 1990; Schastlivtsev, 1994; Cree, 1995 e Nam, 1999), têm procurado desenvolver modelos teóricos para descrever o processo de esferoidização da cementita. (Shkatov, 1990), estudando a esferoidização da cementita para um aço com 0,14% de carbono, obtiveram bons resultados de modelamento da cinética de esferoidização da cementita utilizando a equação de Avrami (equação 3.4 – ponto de vista fenomenológico).

$$de/dt = n \cdot A \cdot (1 - e) t^{n-1} \quad (3.4)$$

Diferenciando a equação (3.6), tem-se:

$$e = 1 - \exp(-At^n) \quad (3.5)$$

onde:

$$A = A_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.6)$$

e - grau de esferoidização;

n	- uma constante;
A_0	- pré expoente multiplicador;
t	- tempo;
Q	- energia de ativação da esferoidização;
T	- temperatura.

* A_0 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. (Samuels, 1999; et al)

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2V_c^2 X D_\gamma}{V_{Fe} RT} \left(\frac{1}{r_m} - \frac{1}{r} \right), \quad (3.7)$$

onde:

γ	- energia interfacial;
V_c e V_{Fe}	- são os volumes molar de cementita e de ferrita respectivamente;
X	- fração molar de carbono em equilíbrio com a cementita;
D	- coeficiente de difusão do carbono;
R	- raio médio das partículas geradas;
r_m	- raio médio das partículas já esferoidizadas.

A equação (3.5) descreve o processo de esferoidização de modo fenomenológico, em função basicamente do tempo, da temperatura e do raio de curvatura das partículas de cementita, tornando simplificada a sua aplicação. Já a equação (3.7), apresenta-se mais completa (visão atomística – variáveis estruturais), discriminada o efeito 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 (Metals Handbook, 1994; Samuels, 1999; Cunha, 1994). Por exemplo, a difusão do carbono é maior na ferrita que na austenita, devido à maior facilidade de movimentação destes átomos nesta estrutura (CCC)

(Cree, 1995). Embora em temperaturas maiores o coeficiente de difusão seja menor (devido à presença da estrutura (CFC), o processo de coalescimento é mais rápido, resultado da maior solubilidade de 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 mm^2 de cementita retidas na austenita. Segundo (Ochi et. al, 1992) o maior número de partículas presentes favorece o coalescimento da cementita durante a transformação γ/α no resfriamento lento. Isto porque menor é a distância para a difusão do carbono o que dificulta a regeneração da lamela de cementita na perlita.

3.9. Influência dos parâmetros de processo na esferoidização

Alguns parâmetros iniciais de processo exercem uma grande influência sobre as propriedades mecânicas alcançadas em processos posteriores de esferoidização (Sanghoon, 2007).

3.9.1. Efeito de alguns elementos de liga na esferoidização

O efeito da inclusão de elementos de liga nos aços a serem esferoidizados, é dependente do ciclo térmico aplicado. Nos ciclos térmicos em que o aço é aquecido em temperaturas superiores a A_1 , elementos de liga como o cromo e o manganês tendem a acelerarem o processo de esferoidização pois, estabilizam a cementita na austenita formada durante o tratamento térmico realizado em temperaturas mais elevadas, reduzindo a solubilização da cementita na matriz austenítica (Ohashi, 1992; Tschiptschin, 1984). Porém, para ciclos em que o aço é mantido a temperaturas inferiores a A_1 , o efeito destes elementos pode ser contrário, tendo como principal característica retardar o aparecimento do quarto estágio da esferoidização, ou seja, a grafitização. Logicamente que isto dependerá do elemento adicionado. A figura 3.8 mostra o princípio esquemático do cromo presente inicialmente na cementita quando o processo é aplicado em temperaturas mais elevadas ($T > A_1$), o elemento cromo é expulso da cementita (resposta ao aumento da solubilidade de cromo (Cr) na ferrita), promovendo uma maior concentração de cromo ao redor da partícula de cementita, e assim, deslocando a linha A_3 para temperaturas mais altas. Deste modo a cementita é estabilizada nestas temperaturas, (Schastlivtsev, 1994; Coutinho, 1979).

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 de Fe_3C , não atuam como sítios para nucleação da cementita (Atkinson, 1993; Cree, 1995).

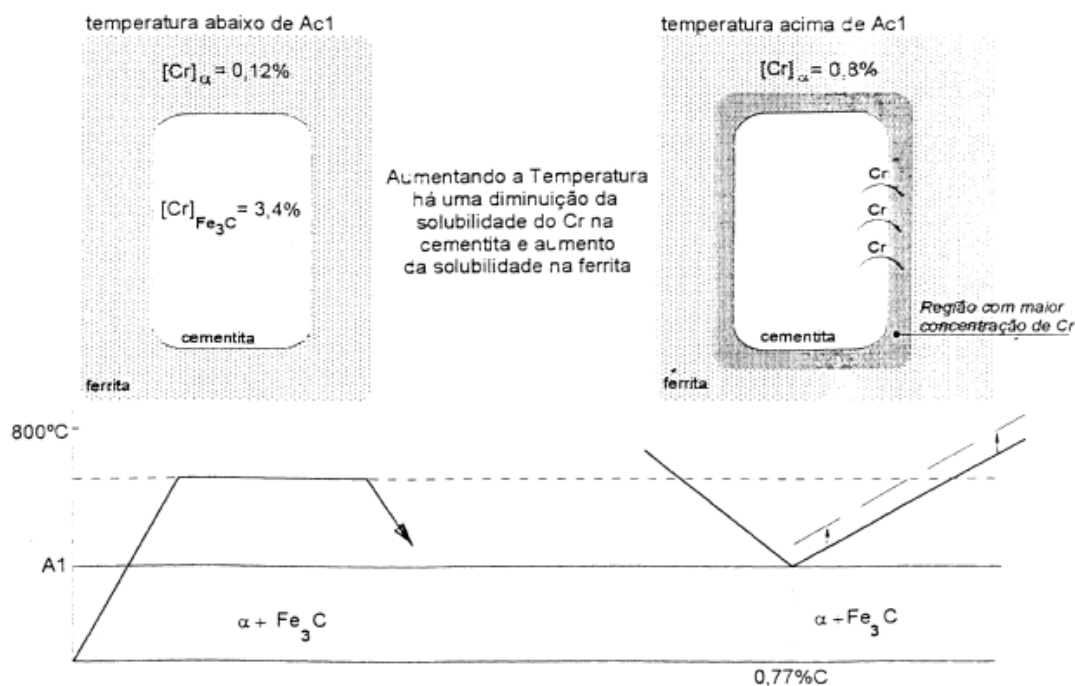


Figura 3.8 – Representação esquemática do processo de estabilização da cementita pelo cromo (Cree, 1995).

3.9.2. Influência do encruamento anterior

O mecanismo de esferoidização dos aços de estrutura ferrita-perlita encruados, quando recozidos em temperaturas subcríticas, é explicado por alguns autores, com verificação da evolução da estrutura por microscopia eletrônica. (Lupton, 1972) verificou que a grande densidade de discordâncias (devido ao processo de encruamento do aço) na ferrita e em locais preferenciais na cementita propiciaria, em temperaturas subcríticas, primeiro a formação de sub grãos na cementita, cujos sub contornos eram perpendiculares à interface lamelar da cementita com a matriz ferrítica. A cementita se dissolvia preferencialmente nestes locais, formando ali um “pescoço” na lamela (de cementita) até o seccionamento desta. Conforme (Goodchild, 1970) o processo completo seria composto por quatro etapas:

- 1 - crescimento do número de subgrãos na cementita;
- 2 - recristalização da ferrita;
- 3 - formação de “pescoço” na lamela de cementita, até sua subdivisão em pequenos carbonetos de forma elíptica;
- 4 - crescimento e mudança de forma destes carbonetos na direção da forma esférica.

(Mazeron, 1977) et al., estudaram a influência do grau de encruamento no recozimento de um aço SAE 1038 trefilado, onde ficou evidenciado o efeito favorável do encruamento sobre a esferoidização dos carbonetos e sobre as propriedades finais resultantes.

Por outro lado, (Rocha, 2000) concluiu que a aplicação de uma deformação a frio anterior ao recozimento tem por finalidade acelerar o processo de esferoidização, uma vez que novos locais de maior difusividade são inseridos na rede cristalina do material, como por exemplo, discordâncias e contornos de sub grãos. O refinamento das colônias de perlita como resultado da deformação aplicada, também atua no sentido de acelerar sua cinética. Porém, embora a deformação seja benéfica na aceleração da cinética de esferoidização, sua contribuição fica restrita ao início do processo, uma vez que os mecanismos de recuperação e recristalização ocorrem em um tempo relativamente curto, quando comparado ao ciclo total de tratamento.

3.10. Influência do ciclo de recozimento

Vários experimentos em laboratório e em escala industrial levaram a determinar a relativa importância dos parâmetros de recozimento na esferoidização de um aço médio carbono, bem como o relacionamento das estruturas obtidas com as características mecânicas do material.

(Coelho, 1980), estudou a influência do processo em função do tempo e da temperatura no processo de esferoidização do aço, mostrando que estes parâmetros apresentam relativa importância na esferoidização do aço médio carbono. Para tal experimento, foram realizados recozimentos a temperaturas de 700, 725 e 750°C, variando os tempos de recozimento entre 1h, 4h e 8 horas.

Dentro deste processo, observou-se ainda que a temperatura que apresentou melhores resultados em relação à esferoidização foi a de 700°C, tendo em vista que para esta temperatura não ocorre a austenitização do material. Para a temperatura de 750°C, o autor menciona ainda uma possível austenitização quase completa do material, formando no resfriamento a fase perlítica em morfologia lamelar. O tratamento a temperatura de 725°C

ficou caracterizado por uma austenitização parcial, devido à formação, mesmo que em menor volume que para o tratamento a 750°C, de perlita lamelar.

Ainda para o autor, a influência do tempo ficou notória, ressaltando que o aumento só seria favorável à esferoidização em temperaturas subcríticas, tendo em vista que para temperaturas superiores a A_1 o aumento do tempo favoreceria a formação e homogeneização da austenita, propiciando assim a formação de perlita lamelar.

Também (Coutinho et al., 1988) avaliaram a influência do tempo de recozimento na esferoidização de um aço SAE 10100, porém avaliando o processo de recozimento de esferoidização em uma dada temperatura, neste caso a 715°C. Ou seja, foi estudada a influência do tempo de recozimento isotérmico subcrítico a temperatura de 715°C, em tempos progressivos, variando entre 4 horas e 35 horas. Como resultado, observou-se um aumento da fração esferoidizada do aço com o aumento do tempo de recozimento subcrítico, conforme mostrado na tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Evolução da fração esferoidizada em função do tempo de tratamento para o aço SAE 10100; adaptado de (Coutinho, 1988).

Amostra	2	3	4	5	6	7	8
Tempo	4 h	8 h	12 h	23 h	27 h	31 h	35 h
Fração Esferoidizada	0%	34,6%	44,2%	41,7%	43,2%	63,0%	91,5%

De acordo com (Coutinho et. al., 1990) o grau de esferoidização cresce com a temperatura de recozimento subcrítico, porém, a esferoidização será parcial e não se completa mesmo a temperaturas relativamente elevadas de recozimento subcrítico após elevadas reduções a frio. Tal afirmação está baseada em um estudo do grau de esferoidização de três aços com diferentes concentrações de carbono, SAE 1015, SAE1045 e SAE1070.

Estes aços foram submetidos a um recozimento pleno, cujo objetivo era obter uma condição de referência. Após o tratamento de recozimento, os aços foram submetidos a reduções de 30%, 40% e 50% em valores nominais, e submetidos a recozimento subcrítico a temperaturas constante de 550, 600 e 650°C durante o mesmo intervalo de tempo. Verifica-se

um aumento da fração esferoidizada com o aumento da temperatura de recozimento subcrítica conforme verificado na tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Evolução da fração esferoidizada em função da temperatura para diferentes deformações, adaptado de (Coutinho, 1990).

REDUÇÃO	ABNT 1015			ABNT 1045			ABNT 1070		
	550°C	600°C	650°C	550°C	600°C	650°C	550°C	600°C	650°C
30%	38%	36%	46%	38,8%	49,3%	54,7%	12,3%	32,2%	54,8%
40%	49%	58%	63%	46,8%	56,9%	64,8%	33,4%	47,3%	70,2%
50%	51%	59%	71%	53,1%	64,2%	74,1%	51,3%	58,4%	81,0%

Segundo (Rocha, et. al., 2000) a temperatura de recozimento subcrítico apresenta importante influência na fração esferoidizada de um aço SAE 1045. Tratamentos realizados a uma temperatura de 710°C, com o tempo variando entre 18h e 22h, levaram a um aparente aumento na fração esferoidizada nas amostras do aço analisados. Da mesma forma, o aumento no tempo de recozimento levou a um aumento da fração esferoidizada do referido aço em estudo.

3.11. Influência da composição química

Além da redução a frio e do ciclo de recozimento, outros fatores influenciam na velocidade de esferoidização. Quanto à composição química sabe-se por exemplo que, um aço com 0,8% de carbono esferoidiza muito mais rapidamente que um aço com 0,5% de carbono. Deve-se salientar também que tal tipo de comparação só será válida se os dois aços tiverem uma estrutura inicial com o mesmo espaçamento lamelar de perlita. Isto porque se os dois aços forem austenitizados e resfriados nas mesmas condições, têm-se perlita mais fina no de maior teor de carbono, sendo, neste caso, facilitado o processo de esferoidização pelo fato da

estrutura inicial ser mais favorável, provocando-se assim uma influência indireta do teor de carbono. Quanto à influência dos outros elementos de liga, pode-se usar raciocínio análogo, admitindo que sua influência seja indireta através da influência dos mesmos nas curvas TTT.

(Coutinho et al., 1988) apresentaram um comparativo entre a fração esferoidizada de um aço carbono e um aço ligado ao cromo, para mesmos tempos e temperaturas. Ficou evidenciada uma evolução mais rápida da fração esferoidizada nas amostras do aço ligado, mostrando a influência do cromo na esferoidização. A figura 3.9 mostra um comparativo entre a fração esferoidizada de um aço carbono (SAE 10100) e um aço microligado (SAE 52100).

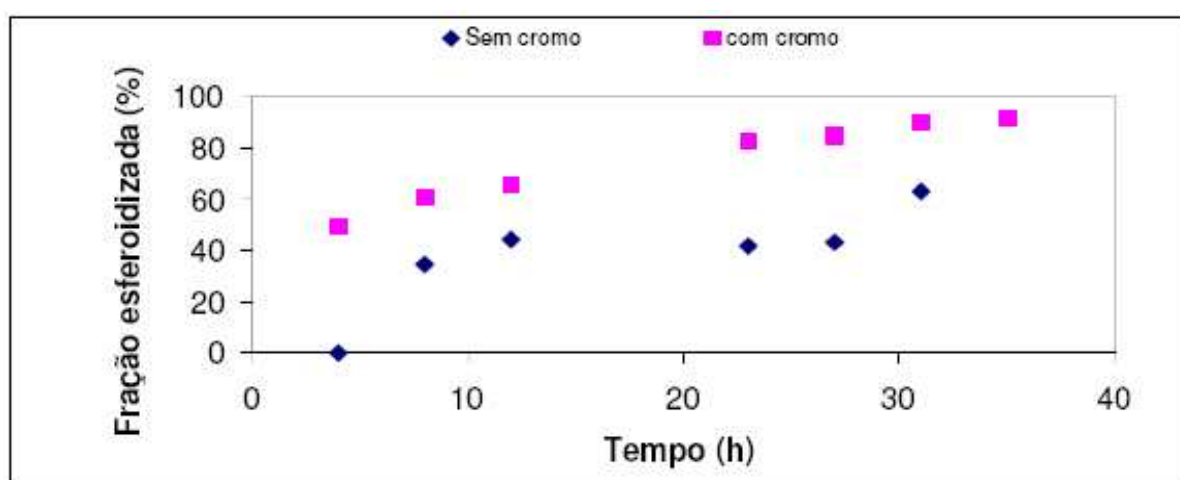


Figura 3.9 – Influência do cromo na esferoidização do aço carbono, adaptado de (Coutinho 1988).

Além da composição química, a microestrutura inicial tem grande influência na esferoidização. Quanto mais fina a perlita, mais fácil se torna o processo e mais finos serão os carbonetos esferoidizados.

Segundo (Rocha et al., 2000) que estudaram o efeito da microestrutura prévia no processo de esferoidização, a aceleração do processo pode ser promovida também pela utilização de estruturas meta-estáveis (bainita e/ou martensita), prévias ao tratamento térmico de esferoidização.

A aceleração seria promovida pela existência de uma fina dispersão de carbonetos neste tipo de estrutura, servindo de sítios para seu coalescimento. Além desse fator, a presença de alta concentração de discordâncias, características da martensita, facilita a difusão dos átomos de carbono no ferro, aumentando assim a taxa de esferoidização. Para tal as amostras

foram laminadas a frio com redução de 21%, tratadas a 850 e 1000°C por 30 minutos e resfriadas em água. Foram utilizados dois ciclo térmicos, sendo um isotérmico a temperatura de 710°C por tempos de 18 e 22 horas e outro variável em torno de AC1, entre 740 e 680°C por 22 horas.

Com relação à estrutura perlítica, (Rocha et. al., 2000), defendem o desenvolvimento de uma estrutura com maximização da ferrita para o caso dos aços médio carbono, antes do tratamento de esferoidização. Justificado pelo fato de que a estrutura com quantidade de ferrita máxima e perlita grosseira, apesar de ser de mais difícil esferoidização, proporciona, após este tratamento, uma estrutura mais macia e com carbonetos mais grosseiros em relação a uma estrutura inicial de perlita fina e menor quantidade de ferrita proeutetóide. Isto proporcionaria uma menor energia para a deformação e um menor consumo de matrizes na fabricação de peças forjadas a frio.

Por outro lado, (Coelho et. al.1980) afirmam que aços com estruturas esferoidizadas com carbonetos mais finos, provenientes de estrutura perlítica mais finas, serão mais duras, mas possuirão valores mais elevados de estrição em relação as estruturas com tamanho maior de esferóides.

3.12. Efeitos da esferoidização nas propriedades mecânicas dos aços

As mudanças estruturais sofridas pelo aço durante o tratamento de esferoidização trazem conseqüências imediatas nas propriedades mecânicas do mesmo. E ainda, a forma como este tratamento é conduzido também pode trazer modificações nas propriedades. (Rocha et. al.2000) observaram que o tratamento prévio à esferoidização pode levar a variação nas propriedades do aço SAE 1045 esferoidizado.

Para descrever o comportamento de tensão-deformação dos aços esferoidizados, várias equações têm sido propostas. A região elástica pode ser representada por uma equação do primeiro grau, na forma $\sigma = k \times \epsilon$.

Já na região plástica da curva de escoamento, expressões do tipo exponencial são geralmente utilizadas para representar, no todo ou em parte, o seu comportamento. Segundo (Reed-Hill, 1982) as formas mais comuns são:

$$\text{Hollomon} \quad \sigma = k \cdot \epsilon.^n \quad (3.8)$$

$$\text{Ludwik} \quad \sigma = \sigma_0 + k \cdot \epsilon.^n \quad (3.9)$$

$$\text{Voce} \quad \sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_y) \exp(-N_v \cdot \varepsilon) \quad (3.10)$$

onde:

σ	- é a tensão verdadeira;
σ_s e σ_0	- estão relacionadas com as tensões no início do escoamento;
σ_s	- é a tensão de saturação;
ε	- 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 alto e médio carbono esferoidizados é a de Voce (3.10), visto que as outras (3.8 e 3.9), consideram encruamento contínuo com o aumento da tensão, enquanto a de Voce (3.10), utiliza tensões de saturação σ_s , limitando a deformação plástica a um valor máximo, como observado na prática, (Shkatov, 1990).

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

Pode-se citar como exemplo o trabalho de (Syn, et al.1994) os quais, baseando-se na relação de Hall-Petch ($\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot L^{-1/2}$) e supondo que a tensão de fricção σ_0 fosse uma função do espaçamento entre os carbonetos, e ainda que os outros mecanismos como o endurecimento por solução sólida tivesse um pequeno efeito, obtiveram para o limite de escoamento dos aços de médio e alto carbono esferoidizados a seguinte relação:

$$\sigma_y = 310 \cdot D_s^{*-1/2} + 460 \cdot L^{-1/2} \quad (3.11)$$

onde:

D_s^*	- é o tamanho dos carbonetos esferoidizados;
---------	--

L - é o tamanho do grão ferrítico.

3.13. Efeitos dos parâmetros micro estruturais nas propriedades mecânicas

Os parâmetros micro estruturais são de grande importância na avaliação dos resultados obtidos experimentalmente e explicam de forma concisa a maioria dos fenômenos decorrentes do tratamento de esferoidização. Tais parâmetros podem ser relacionados com propriedades mecânicas, como: resistência do material, limite de escoamento, alongamento, níveis de encruamento entre outras. A figura 3.10 mostra um diagrama esquemático que ilustra os parâmetros micro estruturais considerados por (Syn et al. 1994), onde: D_s é o espaçamento médio entre os centros das partículas, D_s^* é o espaçamento médio entre as faces das partículas, d_{gb} é o tamanho das partículas no contorno de grão, d_{gi} é o tamanho das partículas no interior do grão. L é o tamanho médio do grão ferrítico.

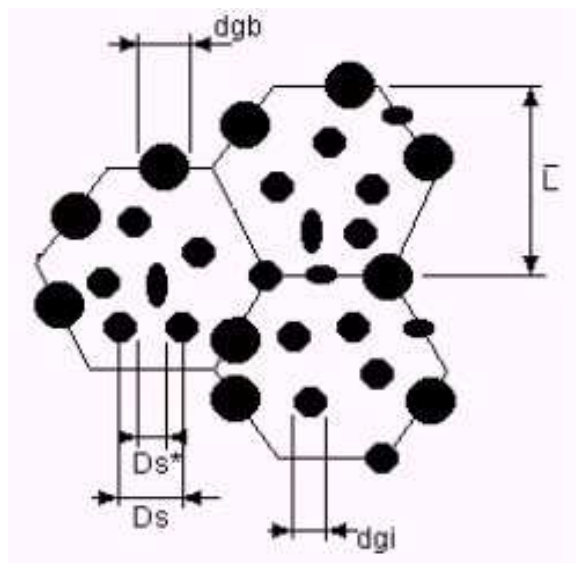


Figura 3.10 - Diagrama esquemático ilustrando os parâmetros utilizados na caracterização da microestrutura.

A tensão de escoamento de aços esferoidizados pode ser avaliada pela relação de Hall-Petch (3.11), ou seja, é determinada pelo tamanho médio de grão ferrítico, como mostrado a seguir.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot L^{-1/2} \quad (3.12)$$

Segundo (Syn, et all. 1994), baseando-se na relação de Hall-Petch e assumindo que a tensão de fricção, S_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 de aços de médio e alto carbono esferoidizados a seguinte relação:

$$\sigma_y = 310 \cdot D_s^{-1/2} + 460 \cdot L^{-1/2} \quad (3.13)$$

Segundo (Samuels, 1999), a tensão de fratura em aços de alto carbono esferoidizados está relacionada com o tamanho médio dos carbonetos no contorno de grão, d_{gb} , que são carbonetos tipicamente grosseiros. Quanto maior o tamanho médio dos carbonetos no contorno de grão, menor será a tensão de fratura nestes aços. (Syn, et all.1994), também associaram a resistência a fratura de aços hipereutetóides esferoidizados com a fração volumétrica dos carbonetos, ou seja: para um dado tamanho de carboneto, quanto maior a fração volumétrica, maior a resistência à fratura do material. Em aços de médio e baixo carbono esferoidizados os resultados mostraram que tanto a tensão como a deformação de fratura também estão relacionadas com a quantidade de carbonetos.

(Syn, et al. 1994), compararam a equação de Voce (3.10) com as de Ludwik (3.9), Hollomon (3.8), e verificaram que a mais adequada para descrever o escoamento plástico de um aço de ultra alto carbono esferoidizado é a de Voce (3.10), visto que as outras duas consideram encruamento contínuo com o aumento da tensão enquanto que, a primeira utiliza tensões de saturação, σ_s . Se assumir-se como válida a relação entre tensão e deformação verdadeiras obtidas pela lei exponencial, $s = k \cdot e^n$, a deformação uniforme é dado pela seguinte expressão:

$$\epsilon_u = n \quad (3.14)$$

onde:

ϵ_u é a deformação uniforme

Esta aproximação é geralmente aceita e pode ser aplicada relativamente bem para metais dúcteis CFC (cúbico de face centrada). Entretanto, para aços de ultra alto carbono este

critério de instabilidade não é válido. O critério assume que a estrição é a precursora da fratura e, portanto limita a deformação uniforme produzida no teste. Por outro lado, se a ductilidade for determinada pelo processo de fratura ela não dependerá da localização de fluxo (estrição), logo uma baixa correlação entre deformação uniforme (ϵ_n) e o fator de encruamento (n) seria esperada.

3.14. Diferença entre aços de baixo, médio e alto carbono esferoidizados

Na figura 3.11 mostra a curva tensão-deformação de um aço ultra alto carbono, onde o mesmo sofreu três diferentes processamentos, tendo aproximadamente as mesmas tensões de escoamento e fratura, entretanto, diferenciam-se significativamente na quantidade de deformação uniforme. A figura 3.12, evidencia que a diminuição da taxa de encruamento eleva a ductilidade. Esta observação é contrária ao que se espera da ductilidade de um material que sofre estrição (localização de fluxo). Por outro lado, os resultados são consistentes com a tendência da fratura, sendo então determinados por uma tensão crítica de fratura. Neste caso, para microestruturas que tenham resistências de escoamento e ruptura comuns, altas taxas de encruamento causarão tensões críticas de fratura com menores deformações.

Por esta análise, diminuindo-se a taxa de encruamento produz-se maior ductilidade. Estes resultados são inesperados e representam novas considerações sobre a ductilidade em materiais CCC (cúbicos de corpo centrado) dúcteis. A linha de raciocínio apresentada acima, também pode ser utilizada, para descrição da ductilidade de aços de alta-resistência e aços médio carbono que ainda, é reforçada por autores como (Fukui e Uehara, 1979); (Wilson e Russel, 1960).

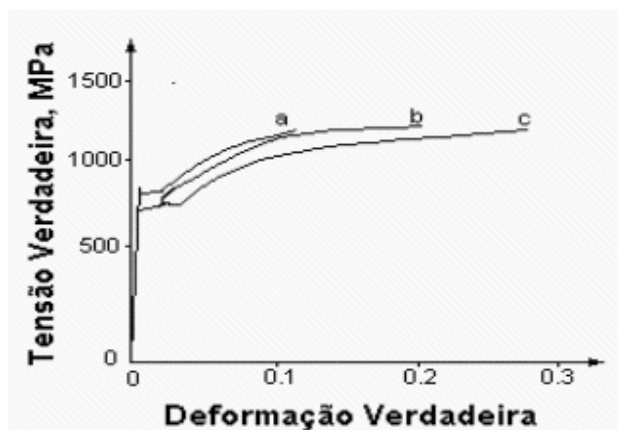


Figura 3.11. - Curva tensão deformação de um aço de ultra alto carbono (1,8 % C) contendo carbonetos esferoidizados com três microestruturas diferentes. Os materiais têm aproximadamente as mesmas tensões de escoamento e fratura, adaptado de (Syn, 1994).

Os resultados da figura 3.11 ilustram a influência sinérgica de três características, tensão de escoamento, tensão de fratura e coeficiente de encruamento na ductilidade de aços de carbono ultra-alto. A figura 3.12, mostra esquematicamente a influência de cada uma destas características na ductilidade.

A ductilidade dos aços de alto carbono poderá ser aumentada pelo:

- (1) aumento do tamanho de grão ou o espaçamento entre partículas ((a) e (b)),
- (2) diminuição do tamanho dos carbonetos nos contornos de grão (c)
- (3) diminuição da taxa de encruamento (d).

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

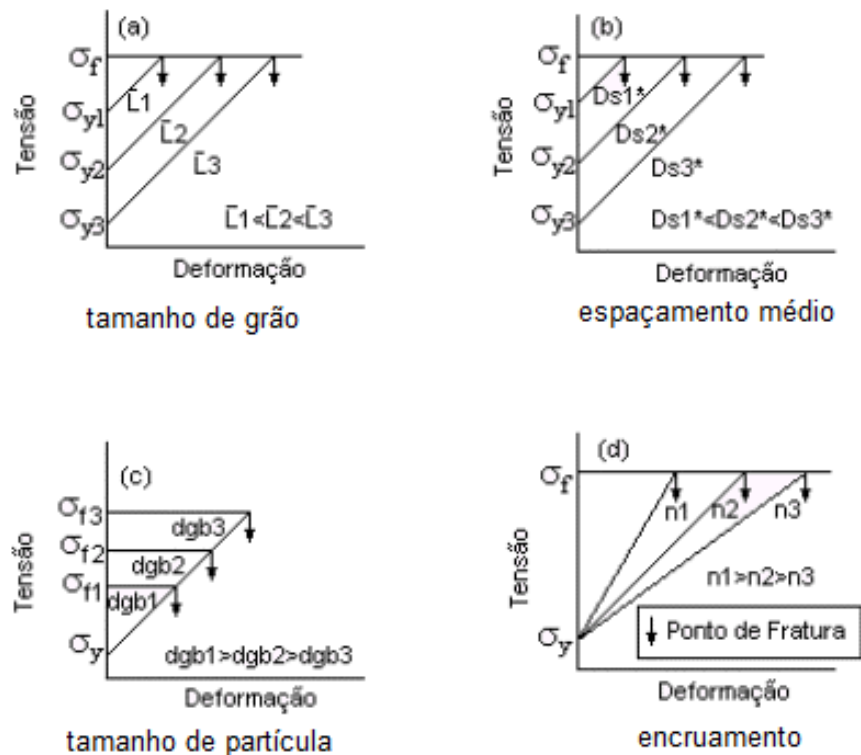


Figura 3.12. Comportamento de tensão e deformação e ductilidade para aços de alto carbono, como função de: (a) tamanho de grão, (b) espaçamento médio entre partículas de carboneto, (c) tamanho médio de partículas de carbonetos nos contornos de grão e (d) taxa de encruamento, adaptado de (Doherty, 1983).

3.15. Efeito da estrutura prévia na esferoidização

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

(Aihara e Kanbara, 1990), estudando o efeito da microestrutura prévia na taxa de esferoidização de um aço de médio carbono, observaram que a taxa de esferoidização aumenta com o refino da colônia e do espaçamento inter-lamelar. Concluíram também que, o processo de esferoidização é influenciado pelo tamanho do grão da austenita (relacionado com o tamanho da colônia perlítica); quanto menor o tamanho do grão austenítico, maior será a taxa de esferoidização.

(Shkatov et. al., 1990), mostraram que o processo controlador da esferoidização da cementita é a difusão do ferro. Confirmaram também que existe influência da estrutura perlítica inicial, na taxa de esferoidização da cementita. A redução da distância entre as lamelas de cementita e o acréscimo do número de lamelas intensificam a difusão, resultando na aceleração da esferoidização.

Segundo (Shkatov, 1990), (Cunha, 1994) e (Samuels, 1999), a redução do espaçamento inter lamelar da perlita pode aumentar a taxa de esferoidização de um fator igual a 2, em relação as faixa de espaçamentos inter lamelares normalmente encontrados na prática (figura 3.13), sendo mais significativos para longos períodos de recozimento (>100horas).

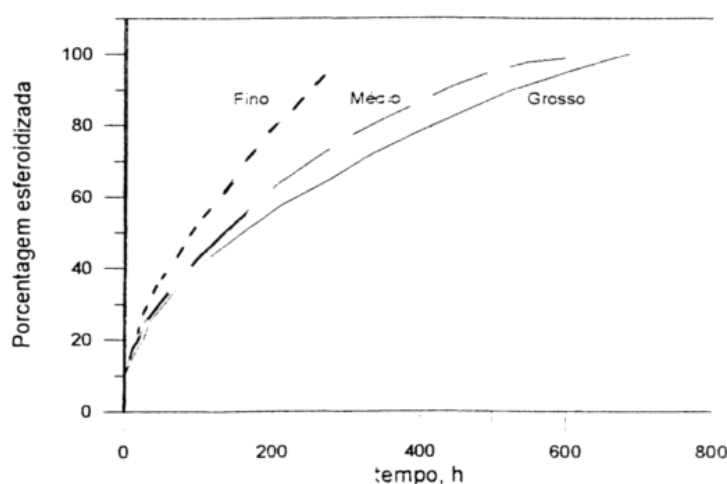


Figura 3.13 - Taxa de esferoidização da perlita para três espaçamentos interlamelares diferentes, durante o recozimento a 700°C, adaptado de (Samuels, 1999).

(Bottrel e Rossi, 1983), realizaram experiências em um aço ABNT 52100, utilizando amostras previamente temperadas e normalizadas e após submetidas aos ciclos térmicos, subcrítico e pendular para a esferoidização do aço em estudo. Os resultados mostraram que a microestrutura prévia martensítica favorece acelerando o processo de esferoidização. Pré-estruturas temperadas aceleram em até duas vezes a evolução da estrutura esferoidizada, em relação às estruturas lamelares. Já na deformação a frio anterior, ocorre um aumento da velocidade da reação de esferoidização em tratamentos térmicos subcríticos, (Coutinho, 1979).

O aumento da velocidade no 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 altas concentrações 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. Isto pode ser observado principalmente pelo maior arredondamento das partículas figura 3.14.

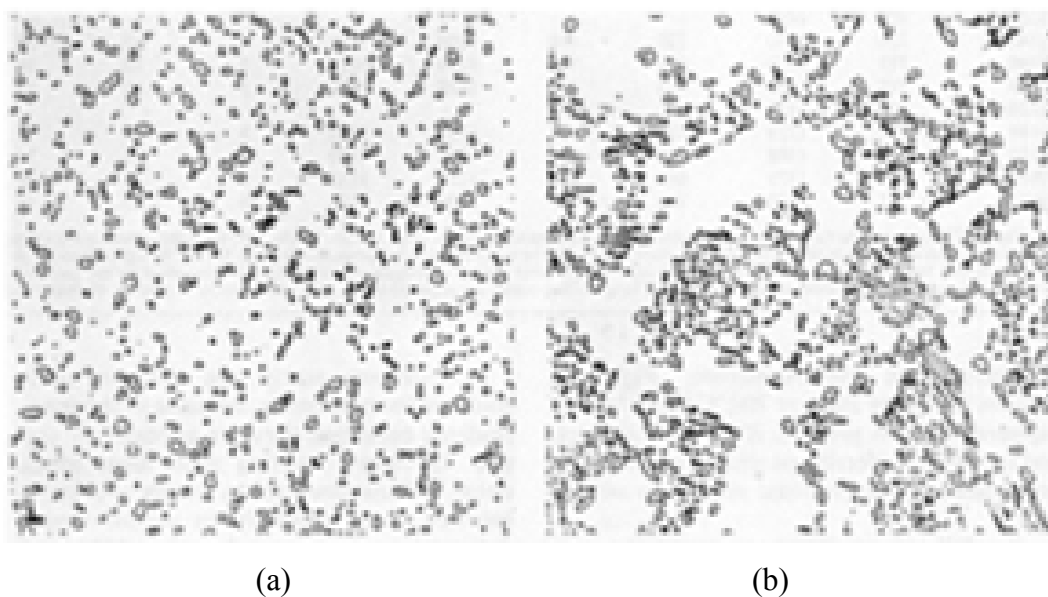


Figura 3.14 – Efeito da microestrutura prévia sobre a esferoidização de um aço SAE 1040 a 700°C por 21 horas. (a) De uma estrutura prévia martensítica. (b) De uma estrutura prévia perlítica, adaptado de (ASM Handbook, 1994).

A deformação a frio antecedente 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 sub grãos e discordâncias. A presença de uma alta difusividade de discordâncias em regiões localizadas na cementita, favorecem sua dissolução reduzindo a estabilidade da perlita lamelar e, por conseguinte contribuindo para o aumento da velocidade do processo de esferoidização da estrutura perlítica, (Coutinho, 1979).

(Vakulenko, 1991), utilizando um aço de baixo carbono, observou que a aplicação de uma deformação de 30% “a frio, aumentava a difusão dos átomos de carbono em um subsequente recozimento, de 2,5 a 3 ordens de grandeza se comparada com a têmpera e o revenimento a 700°C. Contudo, um coalescimento relativamente 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, (Kanetsuki, 1990); (Aihara, 1992); (Padilha, 1996).

4. METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. Metodologia

As propriedades mecânicas de um material são resultantes da interação entre suas fases presentes, sendo influenciadas principalmente pela quantidade, morfologia e distribuição das partículas sobre a matriz predominante, que por sua vez são dependentes principalmente da composição química e processos aplicados em sua formação.

Por esta razão, o presente trabalho teve por objetivo estudar o efeito do processo de recozimento de esferoidização sobre as propriedades mecânicas do aço ABNT 5160 com sua apresentação prévia de um estado de fornecimento comercial. A composição química do aço em estudo foi determinada de acordo com as normas ASTM-E-39-84 e comparada com a norma ABNT. A tabela 4.1 mostra os valores de norma e os resultados obtidos.

Tabela 4.1 - Composição química do aço ABNT 5160 em estudo (% em peso)

Amostra	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	P (%)	S (%)
Norma SAE	0,61	0,94	-	0,88	-	-
Padrão	0,625	0,850	0,283	0,682	0,0224	0,0140
Certificado	0,571	0,869	0,262	0,726	0,020	0,009

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM E 8M e os ensaios realizados no Departamento de Materiais da Faculdade SATC. Os ensaios de dureza foram realizados conforme norma NBR-6394 (ABNT) e executados no Laboratório de metrologia da Faculdade SATC.

Nos ensaios de tração foram obtidos os valores para montagem da curva tensão x deformação. Os corpos de prova foram separados em nove lotes, cada um contendo três corpos de prova. Para caracterização inicial das amostras padrão, foi separado um lote, contendo amostras em estado comercial do aço ABNT 5160. Os outros oito lotes foram submetidos ao tratamento de térmico de normalização em um forno tipo mufla previamente aquecido na temperatura de austenitização, tendo como tempo de encharque de 60 minutos em uma temperatura de austenitização de 860°C, e após resfriados ao ar até temperatura ambiente.

Após o tratamento de normalização, foi separado um lote para caracterização mecânica do estado normalizado. Os demais lotes foram submetidos ao tratamento térmico de recozimento de esferoidização em suas determinadas temperaturas e tempos. Em virtude do tratamento térmico aplicado influenciar na microestrutura resultante dos aços esferoidizados, foram adotados os ciclos, sub-crítico e intercrítico em seus determinados tempos em temperatura onde os mesmos são mostrados na tabela 4.2.

As temperaturas selecionadas foram adotadas a partir de dados para um aço SAE 5160 obtidos da literatura ASM Handbook volume 4, 1994; tendo como estudo para os ciclos subcrítico, as temperaturas entre 610°C e 700°C com intervalos de 30°C, para o ciclo intercrítico, logo acima de A_1 , a temperatura de 730°. O tempo de manutenção em temperatura adotado foi de 24 horas com uma rampa de subida de 10°C por minuto para todas as amostras e resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. A temperatura assumida para A_1 foi determinada através da equação 4.1 (Handbook, 1994), chegando-se ao resultado de 710° C.

$$A_1(^{\circ}C) = 723 - 20,7(\%Mn) - 16,9(\%Ni) + 29,1(\%Si) - 16,9(\%Cr) \pm 11,5^{\circ}C \quad (4.1)$$

Para a temperatura de execução do tratamento de recozimento pleno foi adotado a linha A_3 calculada pela equação 4.2 (Handbook, 1994), sendo assumida como 765°C.

$$A_3(^{\circ}C) = 910 - 203\sqrt{\%C} - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) \pm 16,7^{\circ}C \quad (4.2)$$

A seqüência pode ser visualizada no fluxograma geral do experimento, figura 4.1.

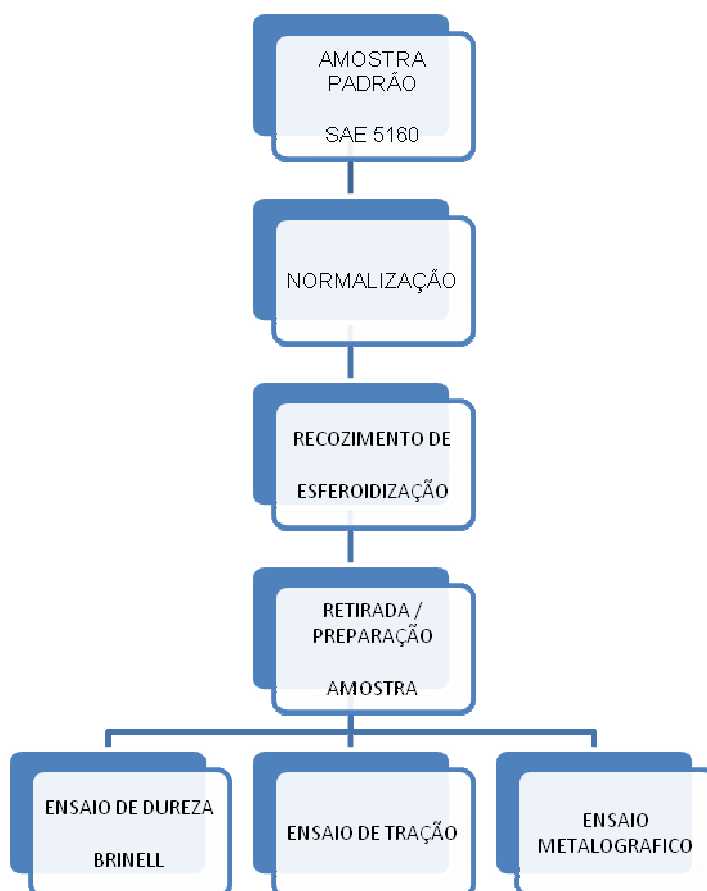


Figura 4.1 – Fluxograma geral do experimento.

4.2. Procedimento Experimental

4.2.1 Condições iniciais

O material estudado foi uma barra de aço ABNT 5160 laminado (diâmetro inicial igual a 20 mm); cuja composição química foi analisada e seus valores estão apresentados na tabela 4.1. Desta barra de aço ABNT 5160 foram confeccionados os corpos de prova, e submetidos a um acabamento superficial de lixamento para eliminar qualquer imperfeição na parte útil do mesmo (CP). Após o completo acabamento, as mesmas foram numeradas e submetidas aos devidos tratamentos e ensaios conforme tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Metodologia utilizada para identificação e tratamento das amostras.

Amostra	Condição	Temperatura	Tempo	Resfriamento	Ciclo
Padrão	Comercial				
01 e 02	Normalizado	860°C	40'	Ao ar	A
03 e 04	Recozido	610°C	24 h	Ao ar	B
05 e 06	Recozido	640°C	24 h	Ao ar	C
07 e 08	Recozido	670°C	24 h	Ao ar	D
09 e 10	Recozido	700°C	24 h	Ao ar	E
11 e 12	Recozido	730°C	24 h	Ao ar	F
13 e 14	Recozido	700°C	12 h	Ao ar	G
15 e 16	Recozido	700°C	36 h	Ao ar	H

4.2.2. Tratamentos e ciclos térmicos

Após a preparação das amostras conforme tabela 4.2, cada lote foi tratado em um forno tipo Mufla, sem controle de atmosfera sendo as temperaturas monitoradas por um sensor termopar S –Ter. Duplo (°C) no interior do forno em conjunto com um controlador digital.

Após a inserção das amostras, foi aguardado até que a temperatura equaliza-se e assim contado o início do tempo de encharque. Após, as amostras foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente conforme mostra a figura 4.2.

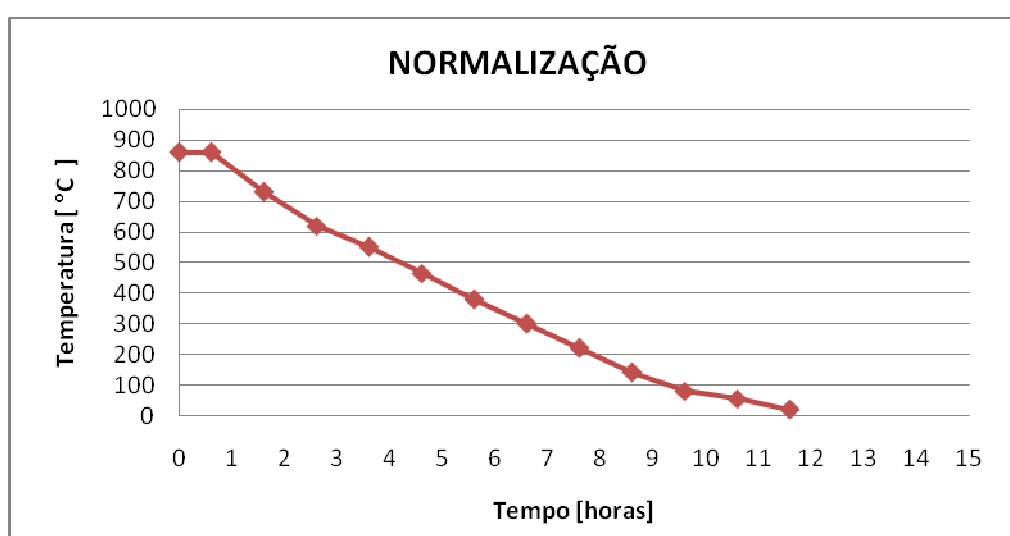


Figura 4.2 - Ciclo A, tratamento térmico de Normalização.

As amostras, 01 e 02 foram ensaiadas logo após a normalização, as outras amostras sofreram seus respectivos tratamentos de recozimento para esferoidização.

Para a realização dos tratamentos, o forno já estava previamente aquecido e somente após a estabilização da temperatura fora iniciado a contagem do tempo de encharque.

Nas amostras 03 e 04, foi realizado um ciclo de recozimento de esferoidização sub crítico conforme a figura 4.3, onde as mesmas foram colocadas no forno mufla na temperatura de 610° e mantidas por 24 h. Logo após resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

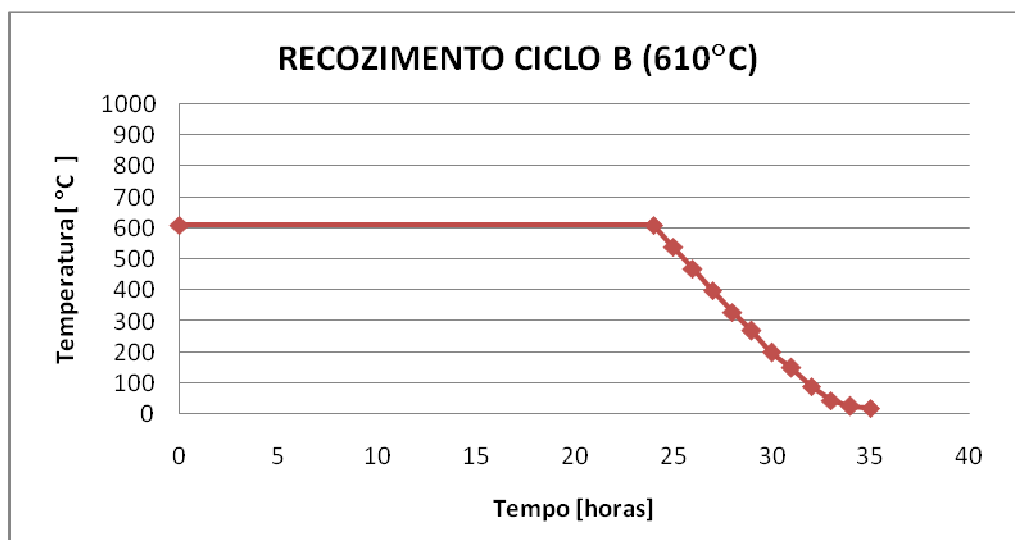


Figura 4.3 - Ciclo B, tratamento térmico das amostras 03 e 04.

Nas amostras 05 e 06, foi aplicado um ciclo de recozimento para esferoidização conforme a figura 4.4, onde as mesmas foram encharcadas na temperatura de 640°C e mantidas por 24 h, após sendo resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

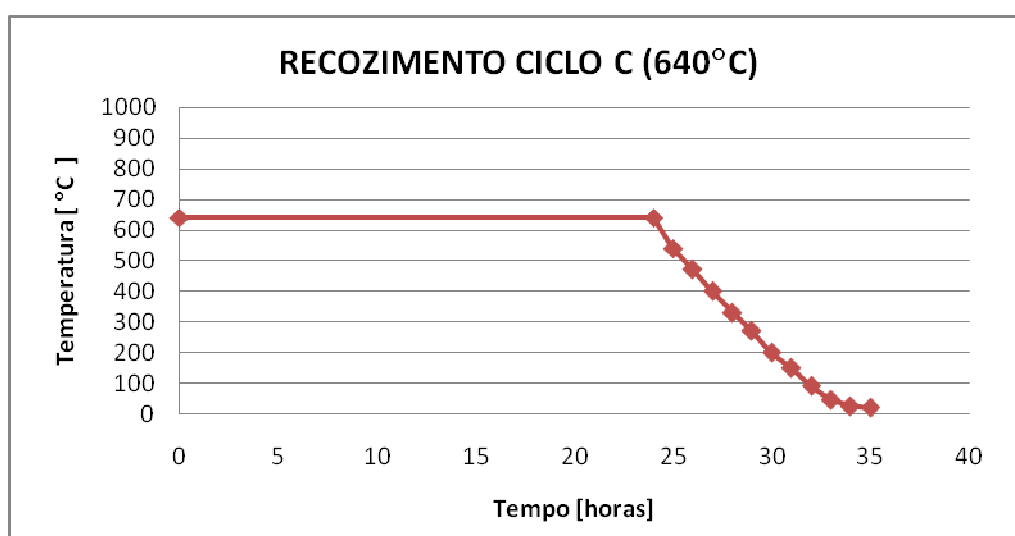


Figura 4.4 - Ciclo C, tratamento térmico das amostras 05 e 06.

As amostras 07 e 08, foram submetidas ao ciclo de recozimento de esferoidização conforme a figura 4.5, sendo as mesmas mantidas na temperatura de 670°C durante 24 h, após sendo resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

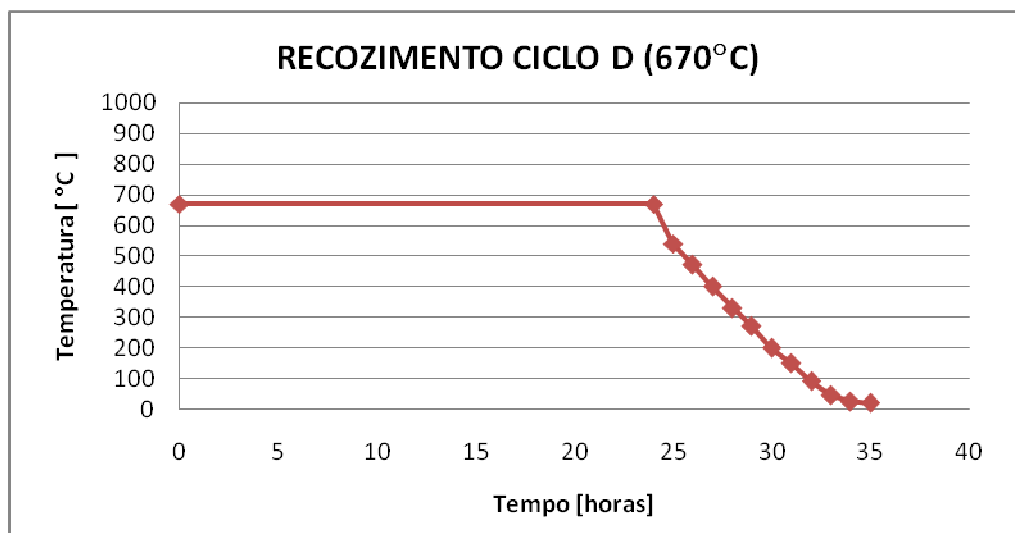


Figura 4.5 - Ciclo D, tratamento térmico das amostras 07 e 08.

Nas amostras 09 e 10, foi aplicado um ciclo de recozimento de esferoidização conforme a figura 4.6, onde as mesmas foram mantidas na temperatura de 700°C por 24 h, após sendo resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

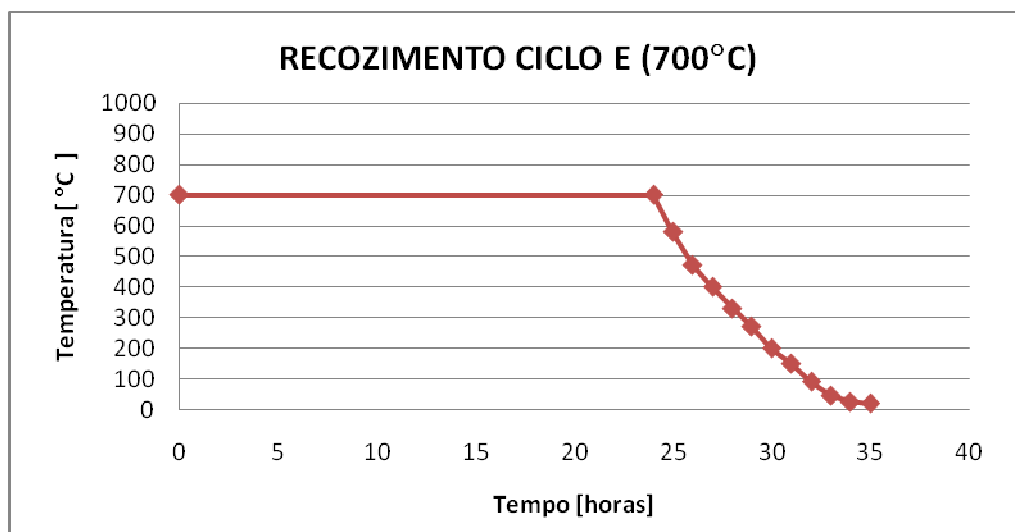


Figura 4.6 - Ciclo E, tratamento térmico das amostras 09 e 10.

As amostras 11 e 12 foram tratadas durante 24 h em temperatura de 730°C, e após sendo resfriadas ao ar até a temperatura ambiente, figura 4.7.

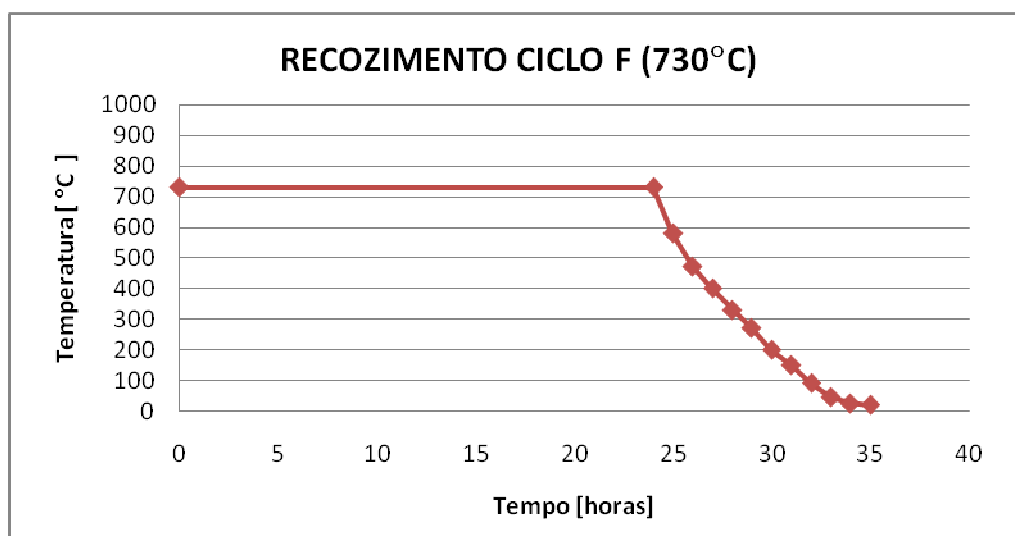


Figura 4.7 - Ciclo F, tratamento térmico das amostras 11 e 12.

As amostras 13 e 14 receberam o tratamento durante 12 h em temperatura de 700°C, e após resfriadas ao ar até a temperatura ambiente, figura 4.8.

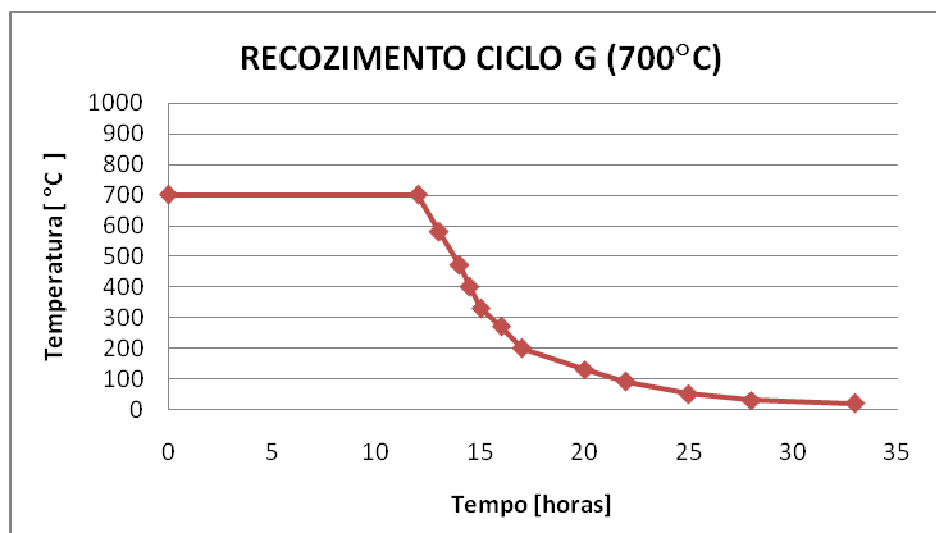


Figura 4.8 - Ciclo G, tratamento térmico das amostras 13 e 14.

As amostras 15 e 16 foram tratadas durante 36 h em temperatura de 700°C, e após sendo resfriadas ao ar até a temperatura ambiente, figura 4.9.

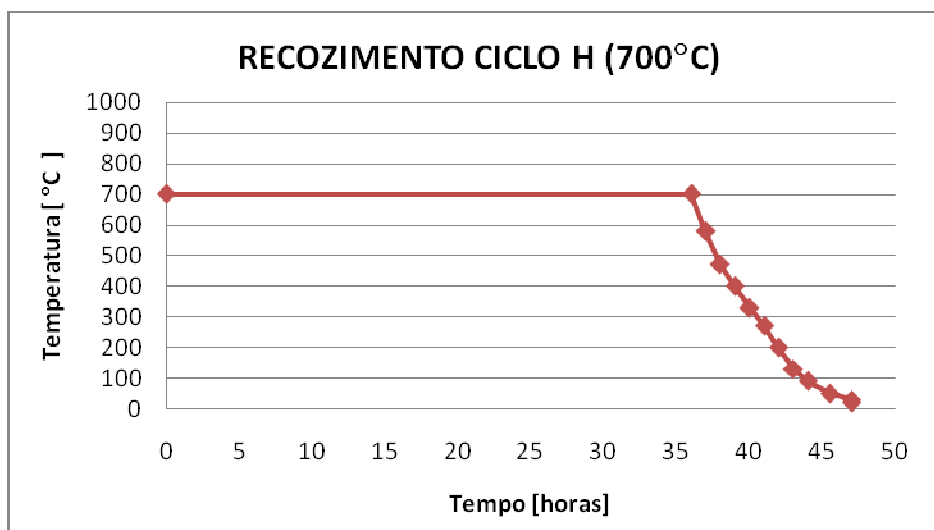


Figura 4.9 - Ciclo H, tratamento térmico das amostras 15 e 16.

4.2.3. Caracterização micro estrutural

Para a análise metalográfica as amostras foram retiradas de seus respectivos corpos de prova através de uma cortadeira metalográfica, e logo após foram embutidas em resina epóxi em uma embutidora térmica sendo, posteriormente lixadas e polidas com alumina de $0,3\mu\text{m}$ em uma poltriz metalográfica com disco de feltro de $0,3\mu\text{m}$. Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas com o reagente indicado na tabela 4.3. As estruturas foram visualizadas através de um microscópio óptico.

Para evitar possíveis influências da descarbonetação gerada durante os ciclos de recozimento, somente a região central das amostras foi avaliada desprezando sua periferia.

Tabela 4.3 - Reagente utilizado para ataque químico da amostra.

Reativo	Itens Revelados
Nital 2% (100ml de álcool etílico; 2ml de ácido nítrico)	Revela contorno de grãos e contornos na matriz.

Obs: Os tempos de ataque não foram evidenciados, pois variam para as diferentes amostras.

4.2.4. Caracterização mecânica

Para caracterização mecânica das amostras, foram realizados ensaios de Tração e Dureza Brinell (HB), sendo que os resultados utilizados no trabalho, foram de uma média de 3(três) medidas respectivamente. Os ensaios de tração foram realizados segundo norma ABNT 6150 NBR 6152 em uma máquina universal de ensaios mecânicos, e os corpos de prova foram confeccionados conforme a norma ASTM E 8M.

O ensaio de dureza Brinell, foi realizado conforme NBR-6394 (ABNT), utilizando um penetrador de esfera de aço temperado diâmetro 2,5mm e aplicação de uma carga de 180 kgf. Os resultados foram utilizados para posteriores cálculos das propriedades mecânicas.

Para o aço ABNT 5160 tem-se os valores das propriedades mecânicas de acordo com a tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas do aço SAE 5160, normalizado a 860°C, (Metals HandBook, 1994)

<i>Aço</i>	<i>Tensão Máxima</i> σ_{max} [MPa]	<i>Tensão de</i> <i>Escoamento</i> σ_e [MPa]	<i>Estricção</i> ϕ [%]	<i>Deformação</i> <i>Específica</i> ϵ [%]	<i>Dureza (HB)</i>
SAE 5160 Normalizado 860°C	960	530	45	17,5	269

4.2.5. Coeficiente de encruamento

A partir dos ensaios de tração, foram calculados os coeficientes de encruamento “n”, relacionando que, o coeficiente de encruamento corresponde à deformação real no ponto de máxima carga.

Onde:

$$n = \epsilon_{ureal} \quad (4.2)$$

4.2.6. Determinação do módulo de tenacidade (U_t)

Para a determinação do módulo de tenacidade, foi utilizado a somatória das áreas derivadas abaixo da curva tensão x deformação de engenharia descrita pelo ensaio de tração.

$$\int f(x) \quad (4.3)$$

Onde:

$f(x)$ é a função da curva escrita pelo ensaio.

4.2.7. Determinação do tamanho médio da partícula precipitada

A norma ABNT NB 1323/1990 foi utilizada para análise do tamanho médio da partícula precipitada na matriz, utilizando uma linha com dimensão previamente estabelecida. As imagens foram captadas através de um sistema digital acoplado ao microscópio ótico e analisadas visualmente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Microestruturas e propriedades mecânicas

5.1.1. Microestrutura prévia da amostra padrão nas condições iniciais

Na figura 5.1, verifica-se a microestrutura do aço ABNT 5160 nas condições de fornecimento. Pode-se observar uma a microestrutura com lamelas de cementita parcialmente seccionadas apresentando uma pequena quantidade de esferóides, tendo como fundo uma matriz ferrítica.

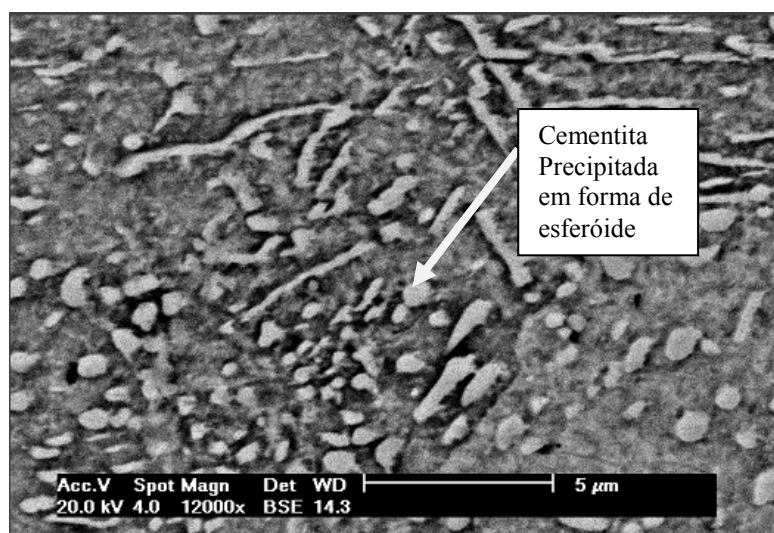


Figura 5.1 - Micrografia da amostra padrão (comercial), ataque nital 2%, ampliação 12000x.

5.1.2. Microestrutura das amostras tratadas termicamente

Com finalidade de padronizar a estrutura na qual será aplicado os referidos tratamentos de recozimento de esferoidização, foi realizado um tratamento de normalização com parâmetros de tempo e temperatura relacionados na tabela 4.2. Utilizando-se da tabela 4.4, pode-se perceber que o material após o ciclo térmico de normalização atingiu as propriedades caracterizadas por norma para este aço.

Pode-se observar na figura 5.2, a forma dos carbonetos precipitados na amostra normalizada. Estes carbonetos possuem a forma de lamelas oriundas do processo de normalização.

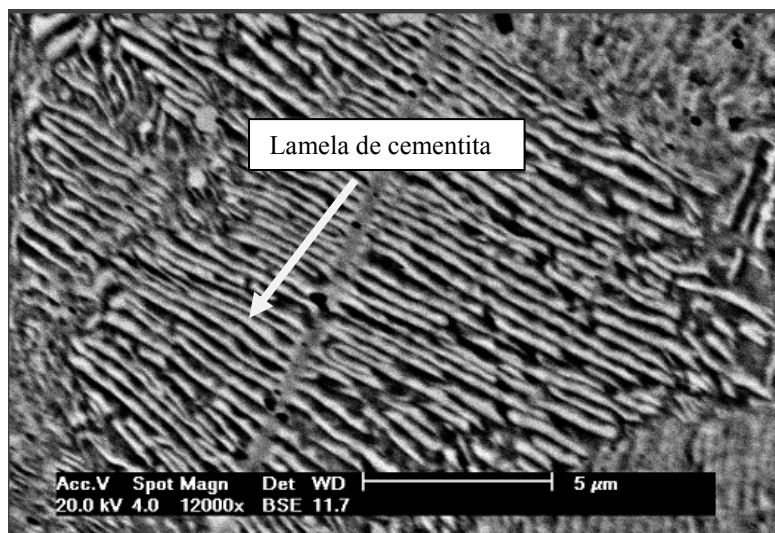


Figura 5.2 - Micrografia da amostra ciclo A normalizado, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Com a padronização das amostras, deu-se início aos tratamentos para esferoidização da estrutura prévia em fase perlítica onde na figura 5.3 pode-se observar a microestrutura obtida após ciclo térmico B. A estrutura apresenta-se com pequenos esferóides dispersos na matriz; porém ainda com predominância de cementita em forma lamelar.

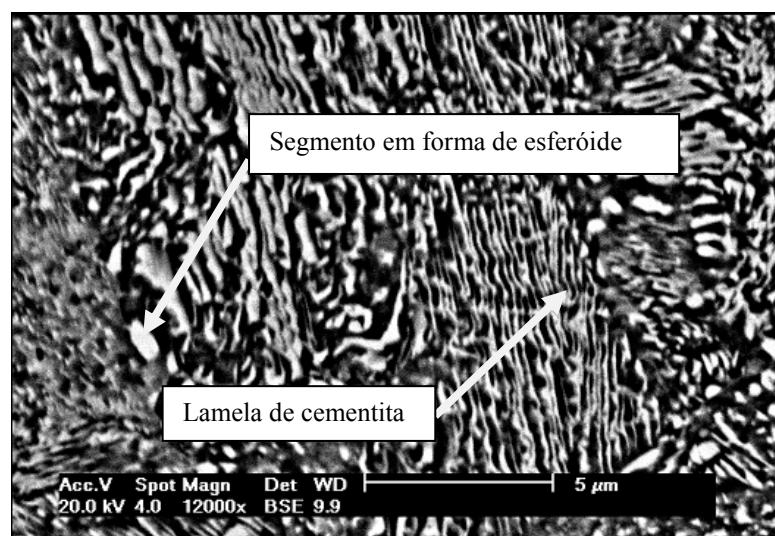


Figura 5.3 - Micrografia da amostra ciclo B, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Observa-se na figura 5.4 uma microestrutura com algumas lamelas segmentadas, porém ainda apresentando uma forma lamelar. Também contendo alguns esferóides localizados.

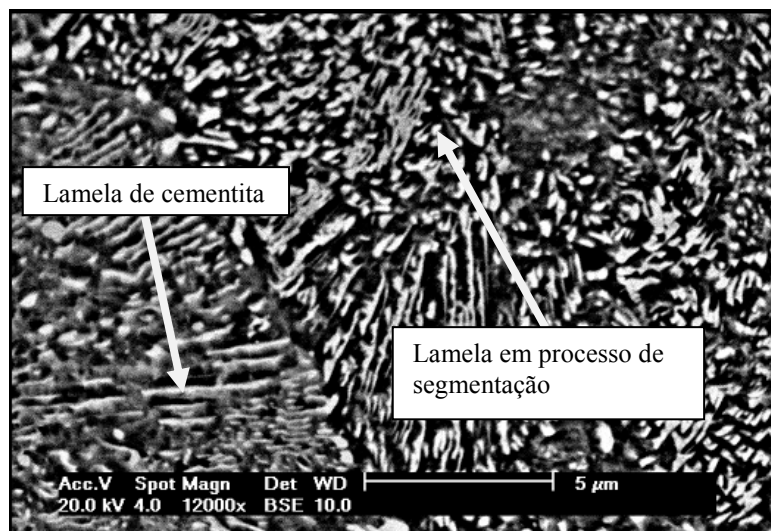


Figura 5.4 - Micrografia da amostra ciclo C, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Nota-se na figura 5.5, uma estrutura apresentando lamelas de cementita em processo de quebra, e os segmentos que já estavam separados apresentaram-se com um aumento de tamanho.

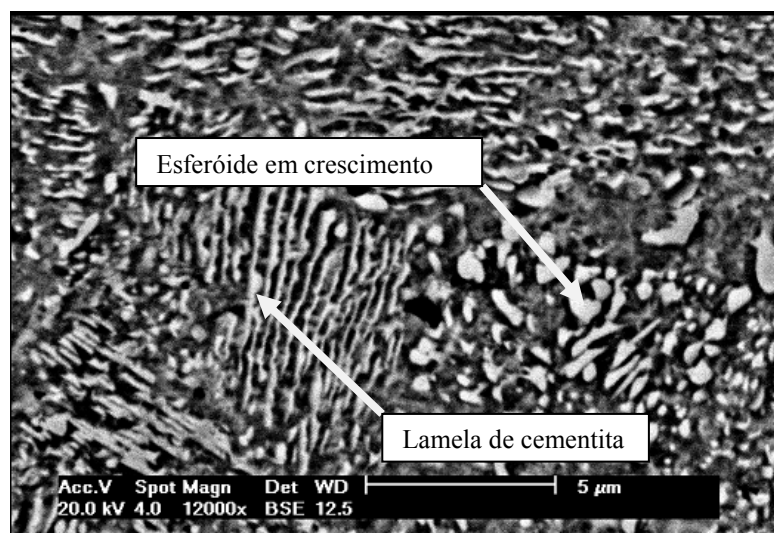


Figura 5.5 - Micrografia da amostra ciclo D, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Em análise a figura 5.6, pode-se observar a microestrutura após ciclo térmico E. Nota-se que a micrografia apresenta uma estrutura onde ocorreu a segmentação total das lamelas de cementita. Verifica-se também que ocorre um aumento no tamanho escalar dos segmentos.

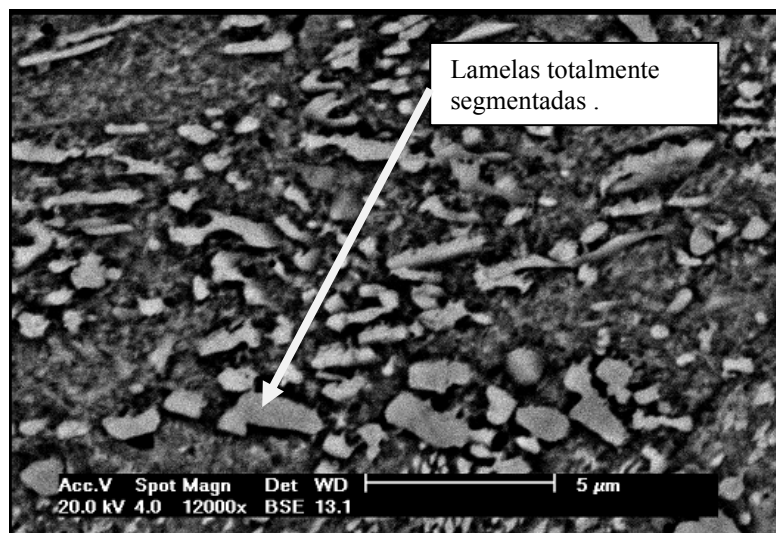


Figura 5.6 - Micrografia da amostra ciclo E, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Em análise a figura 5.7, pode-se observar a microestrutura após ciclo térmico F. Nota-se que a micrografia apresenta uma estrutura onde ocorreu a segmentação total de algumas lamelas de cementita, porem voltou a apresentar cementita em forma lamelar. Um rótulo 'Lamelas de cementita' aponta para a estrutura lamelar. Outro rótulo 'Cementita esferoidizada' aponta para a estrutura esferoidizada. No canto inferior esquerdo, há uma barra de escala de 5 µm e informações técnicas: Acc.V 20.0 kV, Spot 4.0, Magn 12000x, Det BSE, WD 12.3.

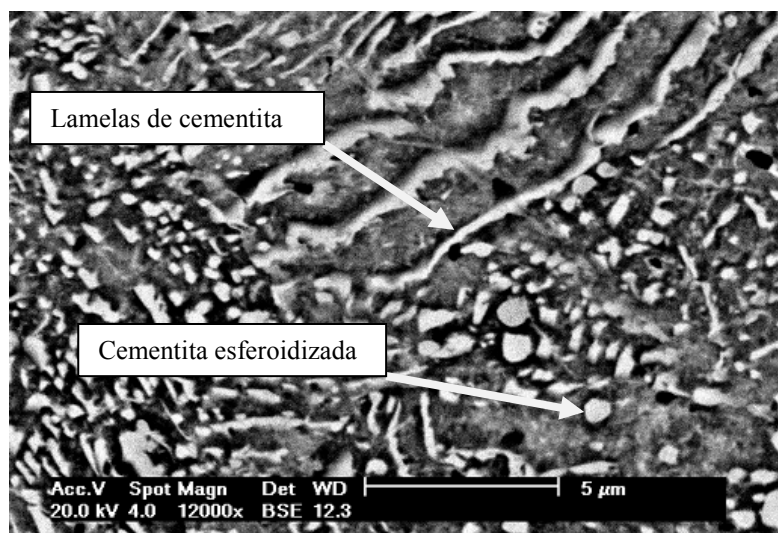


Figura 5.7 - Micrografia da amostra ciclo F, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Observa-se na figura 5.8 a amostra após o ciclo térmico G, onde a amostra apresenta uma estrutura ainda com a cementita em forma de lamelas e poucos segmentos com tendência a esferoidizar-se porém, de tamanho ainda pequeno em comparação a amostra do ciclo E.

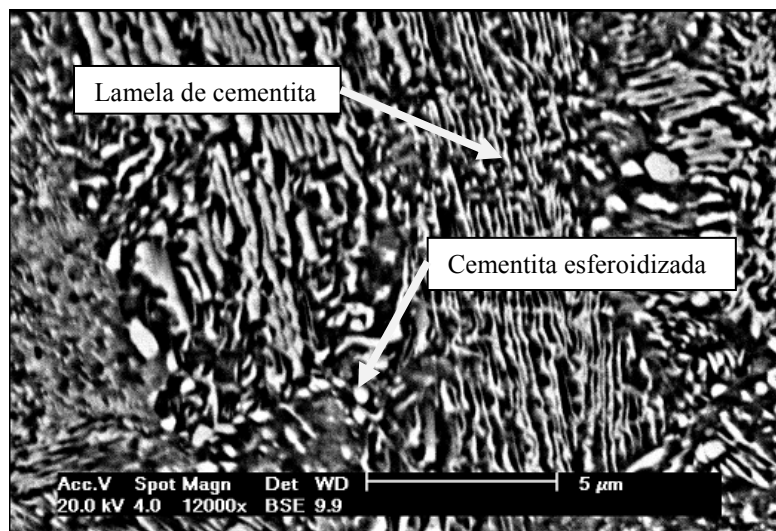


Figura 5.8 - Micrografia da amostra ciclo G, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

Nota-se na figura 5.9, uma estrutura com precipitados de cementita em completo processo de segmentação, e também verifica-se que os esferóides possuem uma escala maior em comparação a amostra do ciclo E.

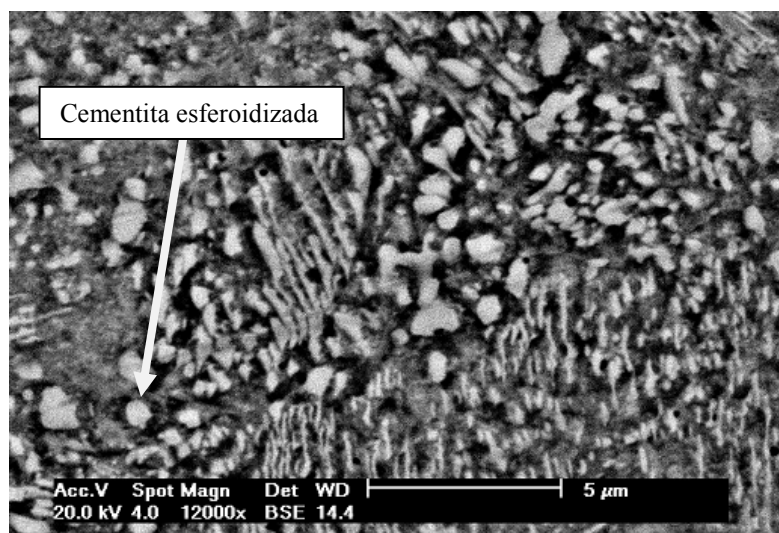


Figura 5.9 - Micrografia da amostra ciclo H, ataque nital 2%, ampliação 12000x.

5.1.3. Tamanho médio da partícula precipitada

Após a determinação do tamanho médio das partículas, os valores foram tabulados e utilizados para elaboração do gráfico da figura 5.10.

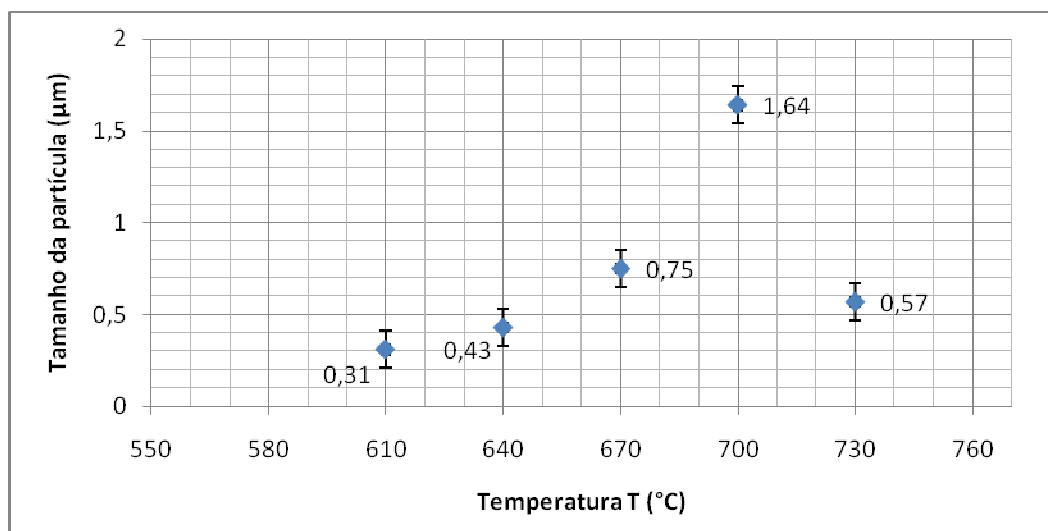


Figura 5.10 – Tamanho médio da partícula em relação à temperatura de tratamento.

Pode-se verificar através do gráfico da figura 5.10, que aplicando tratamentos em temperaturas distintas tomando com referencia a temperatura crítica de 710°C, ocorreu um aumento no tamanho da partícula quanto mais próxima desta temperatura era aplicado o processo. Verificou-se também que a temperatura de 700°C foi a que mais contribuiu para o crescimento da partícula.

5.2. Propriedades mecânicas

Para a determinação dos resultados das propriedades mecânicas referentes a cada condição das amostras, aplicou-se o ensaio de tração unidirecional conforme a norma ABNT 6150 NBR 6152. Após a realização dos ensaios e obtido as curvas característica do material figura 5.11a até 5.11g (ciclo de temperatura), foram calculados os valores de cada propriedade definida pelos ensaios. Os resultados foram processados, tabulados e são mostrados na tabela 5.1, sendo estes relacionados aos lotes para determinação da melhor temperatura.

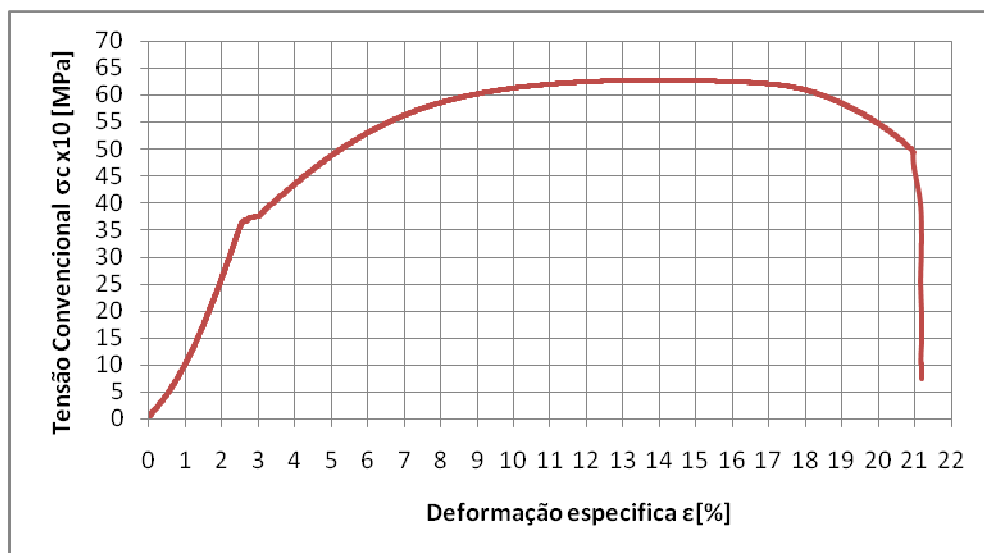


Figura 5.11a - Ciclo B 610°C 24 horas

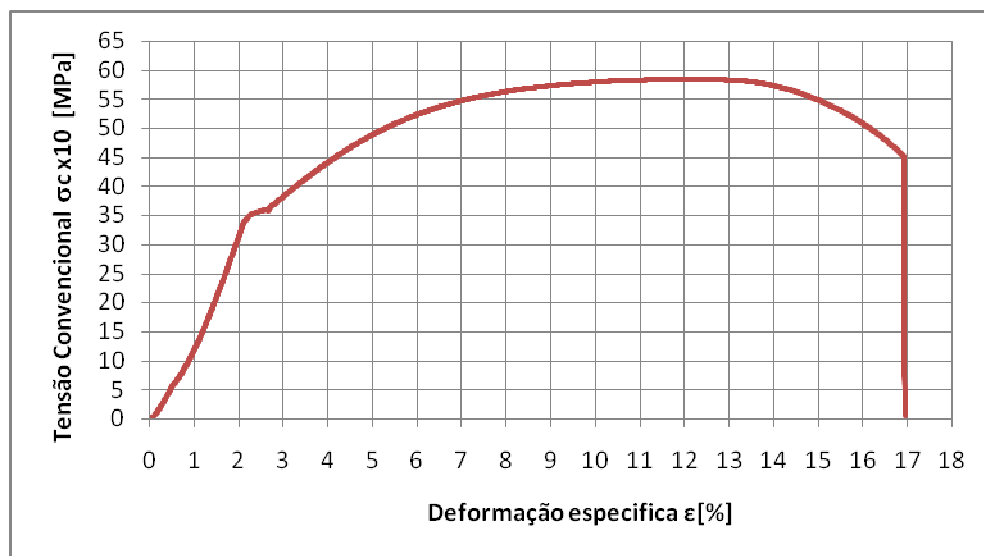


Figura 5.11b - Ciclo C 640°C 24 horas

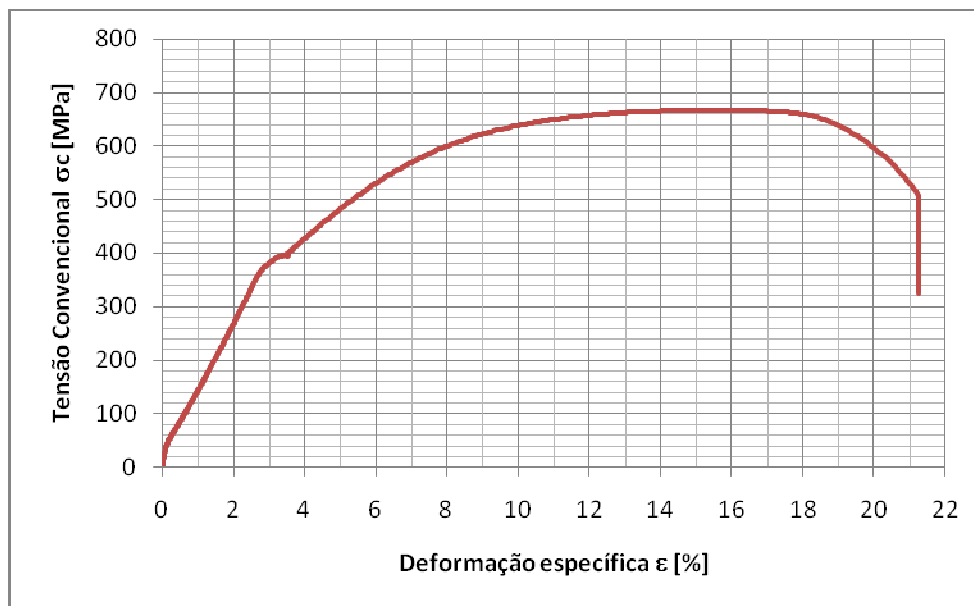


Figura 5.11c - Ciclo D 670°C 24 horas

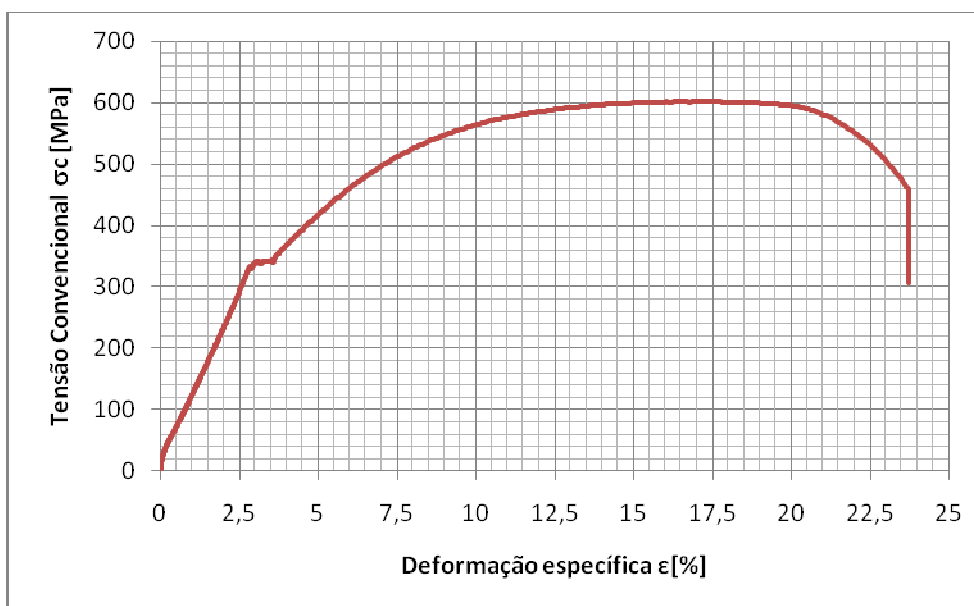


Figura 5.11d - Ciclo E 700°C 24 horas

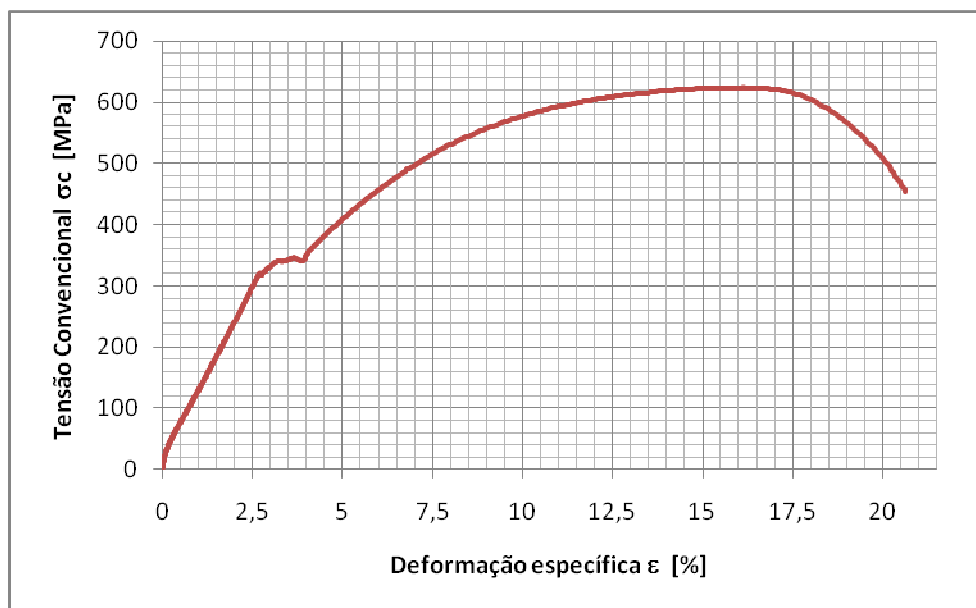


Figura 5.11e - Ciclo F 730°C 24 horas

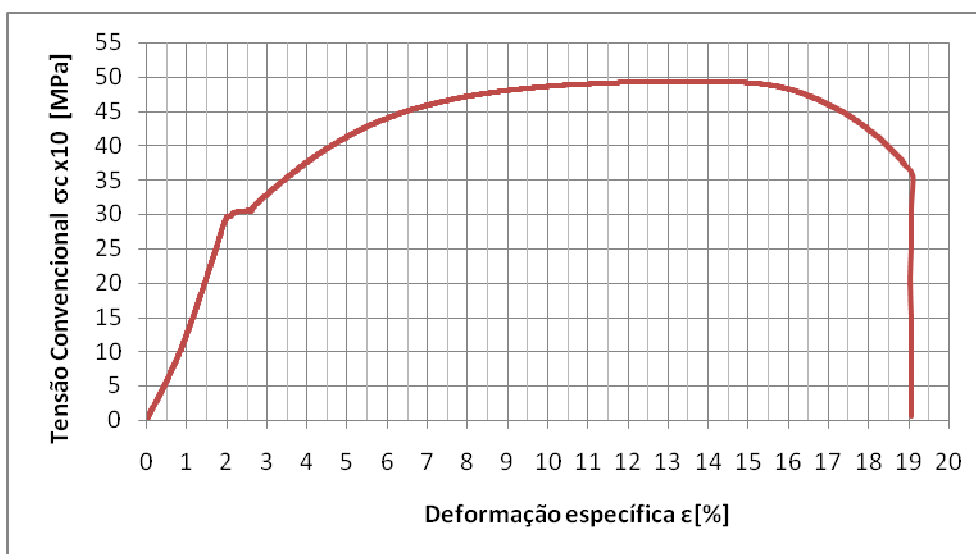


Figura 5.11f - Ciclo G 700°C 12 horas

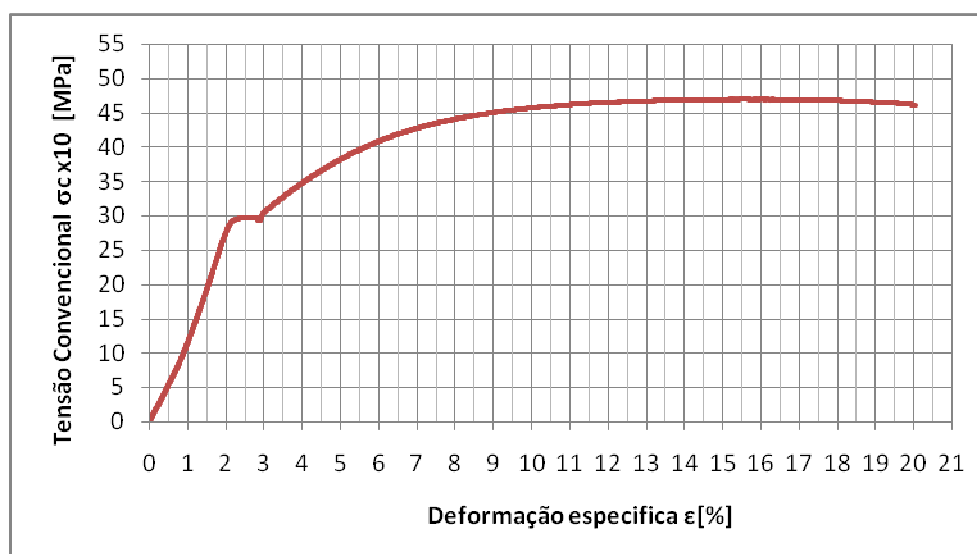


Figura 5.11g - Ciclo H 700°C 36 horas

Figura 5.11 – Curvas características referentes aos valores de Tensão σ_c (MPa) x Deformação Relativa ϵ (%).

Tabela 5.1 – Resultados das propriedades obtidas nos ensaios realizados nos corpos de prova para determinar a melhor temperatura.

Ciclos Térmicos	σ_{max} (MPa)	σ_e (MPa)	ϵ (%)	Estricção (%)	dgb (μ m)	Dureza (HB)	n	k (MPa)	U_r Nmm/mm ³	U_t Nmm/mm ³
Padrão "in natura"	720	479	15,00	50,00	0,00	231	0,1078	1005	0,546	899
Ciclo A Normalizado	900	546	12,50	56,40	0,00	280	0,0939	1233	0,710	904
Ciclo B Recozido 610°C 24	627	355	21,17	52,12	0,31	267	0,1573	972	0,300	1003
Ciclo C Recozido 640°C 24	585	355	16,96	51,48	0,43	255	0,1240	854	0,299	885
Ciclo D Recozido 670°C 24	667	376	22,50	68,00	0,75	226	0,1612	1046	0,337	1090
Ciclo E Recozido 700°C 24	601	341	23,50	70,00	1,64	194	0,1788	972	0,277	1002
Ciclo F Recozido 730°C 24	624	366	20,00	57,40	0,57	203	0,1548	970	0,319	990
Ciclo G Recozido 700°C 12	493	304	19,05	59,05	0,47	227	0,1410	745	0,220	783
Ciclo H Recozido 700°C 36	469	297	24,14	59,91	0,59	197	0,1782	754	0,210	828

Após a escolha da temperatura na qual ocorreu uma mudança significativa na redução dos limites de escoamento (σ_e), tensão máxima (σ_{max}), dureza (HB) e módulo de resiliência (U_r), com um aumento da estricção (ϕ), coeficiente de encruamento (n) e módulo de

tenacidade (U_t); foi aplicado esta temperatura nos tempo de 12 h e 36h para ser determinado o melhor tempo para esta temperatura. Os valores podem ser avaliados na tabela 5.2.

Tabela 5.2 – Resultados das propriedades obtidas nos ensaios realizados para determinar o melhor tempo para a temperatura de 700°C.

Ciclos Térmicos	σ_{max} (MPa)	σ_e (MPa)	ϵ (%)	Estricção (%)	dgb (μm)	Dureza (HB)	n	k (MPa)	U_r Nmm/mm ³	U_t Nmm/mm ³
Ciclo G Recozido 700°C 12	493	304	19,05	59,05	0,470	227	0,1410	745	0,2203	783
Ciclo E Recozido 700°C 24	601	341	23,50	70,00	1,640	194	0,1788	972	0,2766	1002
Ciclo H Recozido 700°C 36	469	297	24,14	59,91	0,590	197	0,1782	754	0,2103	828

5.2.1. Comportamento do Limite de Escoamento com relação à Temperatura de Tratamento

Durante o recozimento, os carbonetos crescem e coalescem. Sendo a fração volumétrica de Fe_3C constante (função do teor de carbono), o caminho livre médio entre as partículas vai aumentado 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. Então, quanto maior o número de partículas presentes, maior será a resistência do material durante a sollicitação.

Pode-se constatar através do gráfico da figura 5.12 que ocorreu uma alteração significativa no limite de escoamento com a variação das temperaturas nos ciclos térmicos. Também, pode-se relatar que temperaturas próximas a linha A_1 tem uma maior influência na redução do limite de escoamento. Nota-se que a temperatura de 700°C foi a que mais proporcionou redução no limite de escoamento, também que reduzindo a temperatura ou aumentando, o limite de escoamento tende a aumentar quanto mais se afasta desta temperatura.

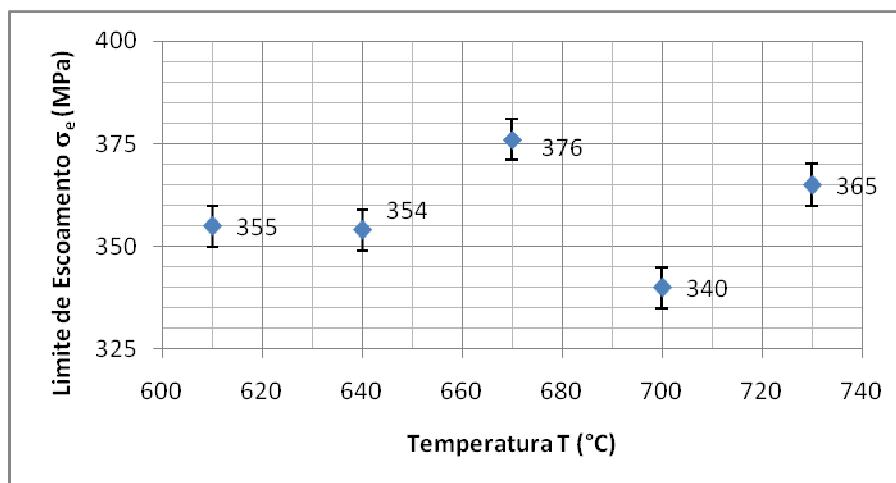


Figura 5.12 – Limite de Escoamento em relação à temperatura de tratamento.

5.2.2. Comportamento do limite de escoamento com relação ao tamanho médio da partícula precipitada

Com o aumento do tamanho médio da partícula, há uma redução dos limites de escoamento do material esferoidizado, o que está de acordo com a equação de Hall Petch, (Leslie, 1981).

Com a avaliação das estruturas e determinação do tamanho médio do grão, conclui-se que a temperatura aplicada no tratamento de esferoidização tem uma grande influência sobre o tamanho médio do grão. Podemos também evidenciar que na temperatura de 670°C e 780°C, obteve-se um tamanho de grão menor que nas temperaturas de 700°C e 730°C; tendo seu maior tamanho na temperatura mais próxima a temperatura crítica do material. Esta variação do tamanho de grão pode ser visualizada no gráfico da figura 5.13.

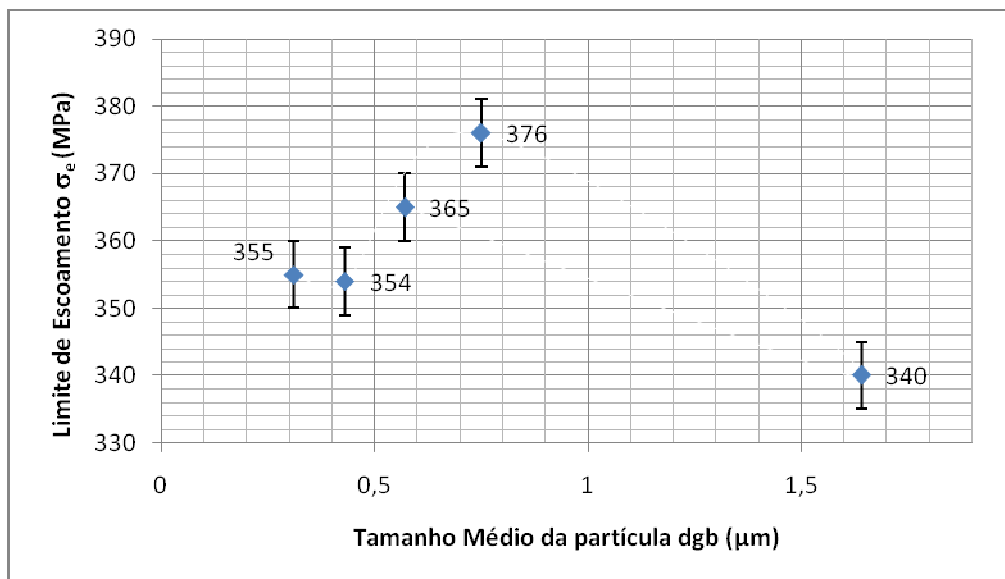


Figura 5.13 – Limite de Escoamento em relação ao Tamanho médio da partícula dgb.

5.2.3. Comportamento da tensão máxima com relação à temperatura de tratamento

Através do gráfico da figura 5.14, pode-se observar as mudanças da Tensão Máxima em relação à variação de temperatura de tratamento.

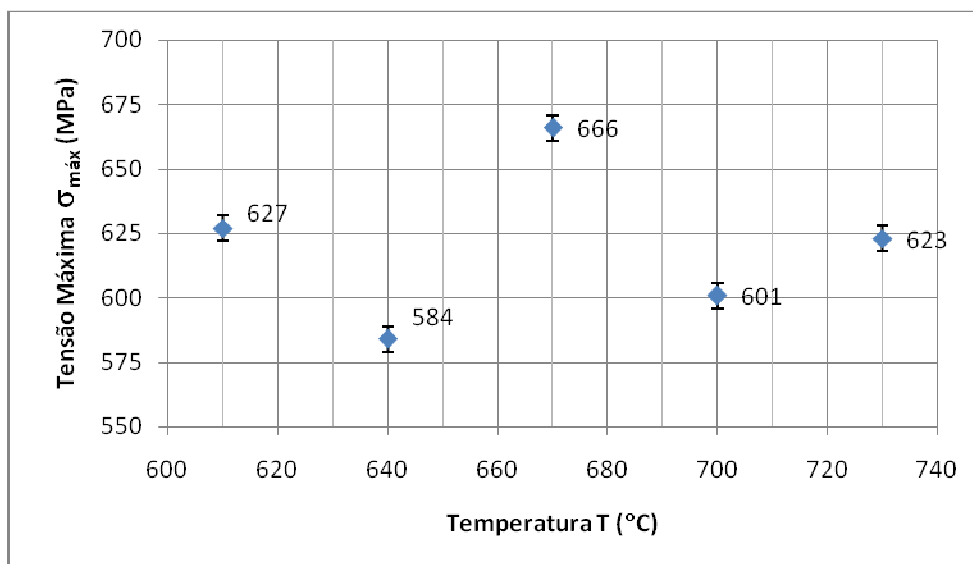


Figura 5.14 – Tensão Máxima em relação à Temperatura de Tratamento.

5.2.4. Comportamento do coeficiente de encruamento com relação à temperatura de tratamento

Através dos resultados obtidos através do gráfico, Tensão Real x Deformação Real mostrado na figura 5.15a até 5.15g, foram determinado os limites reais de escoamento e tensão máxima real. Aplicou-se a equação 4.2 para determinação do coeficiente de encruamento “n” onde seus valores são apresentados na tabela 5.3 e plotados no gráfico da figura 5.16. Verifica-se através dos valores uma ocorrência de significativa na mudança do coeficiente de encruamento em função das temperaturas de tratamento em um tempo de 24 horas.

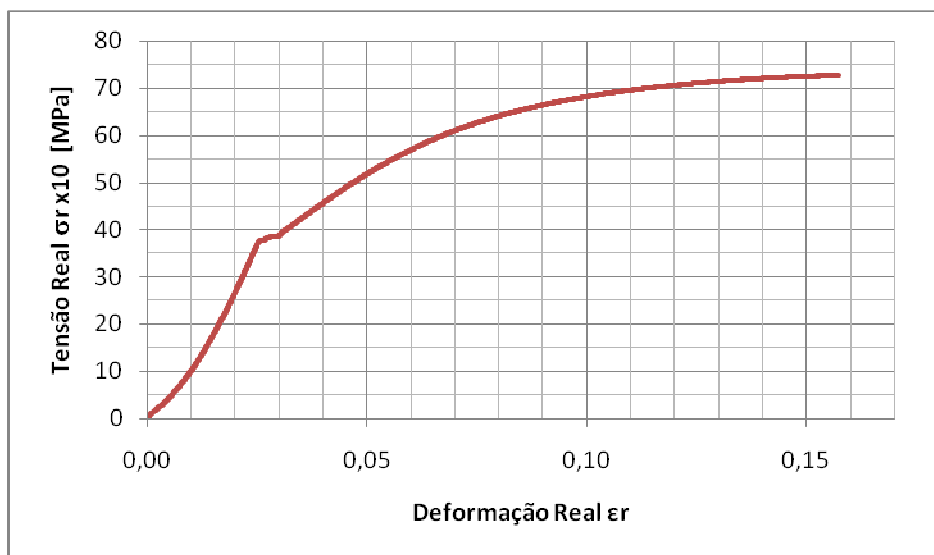


Figura 5.15a - Ciclo B 610°C 24 horas

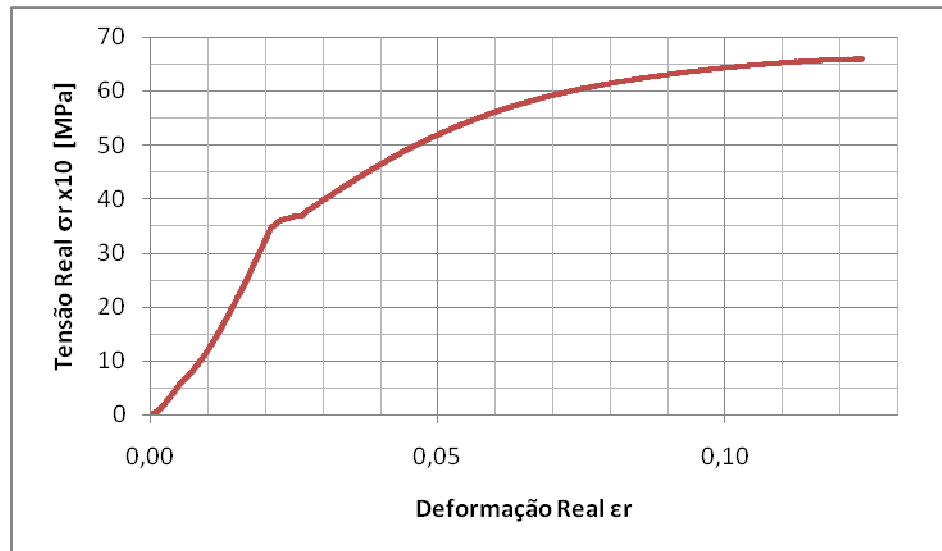


Figura 5.15b - Ciclo C 640°C 24 horas

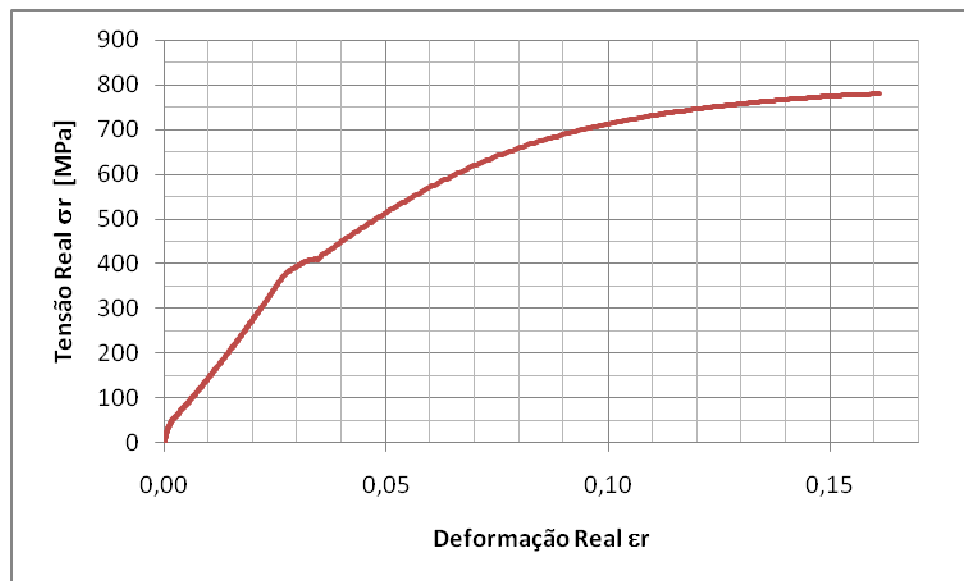


Figura 5.15c - Ciclo D 670°C 24 horas

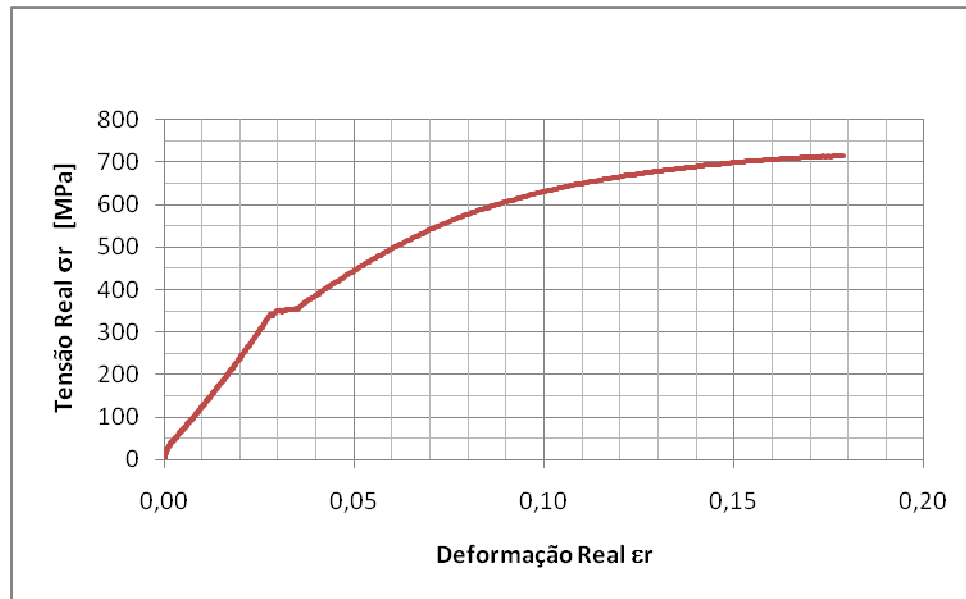


Figura 5.15d - Ciclo E 700°C 24 horas

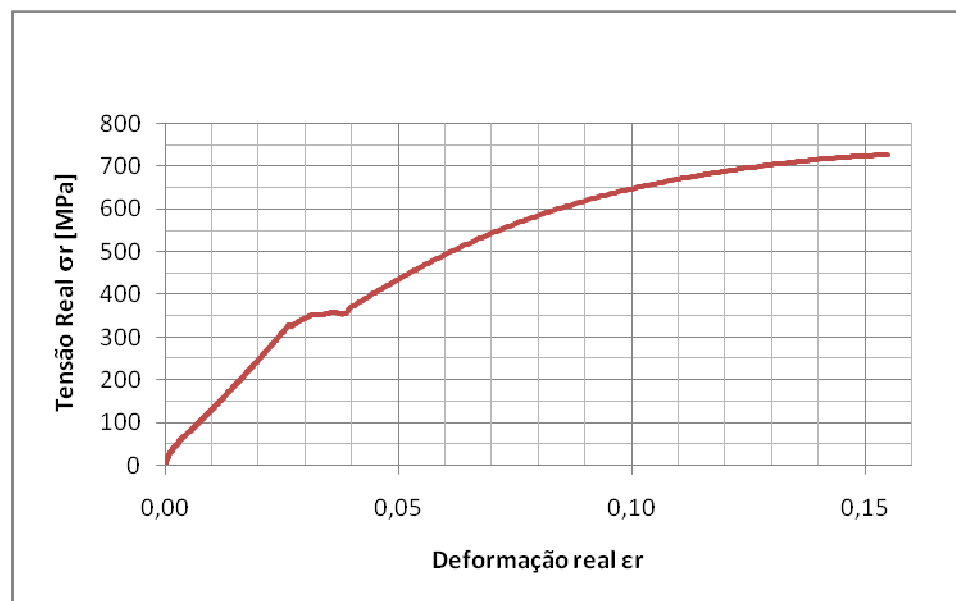


Figura 5.15e - Ciclo F 730°C 24 horas

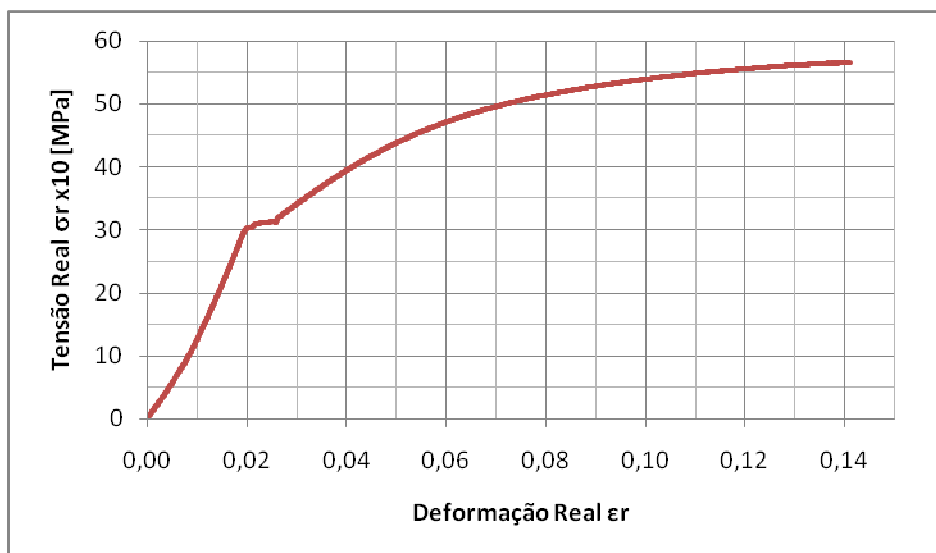


Figura 5.15f - Ciclo G 700°C 12 horas

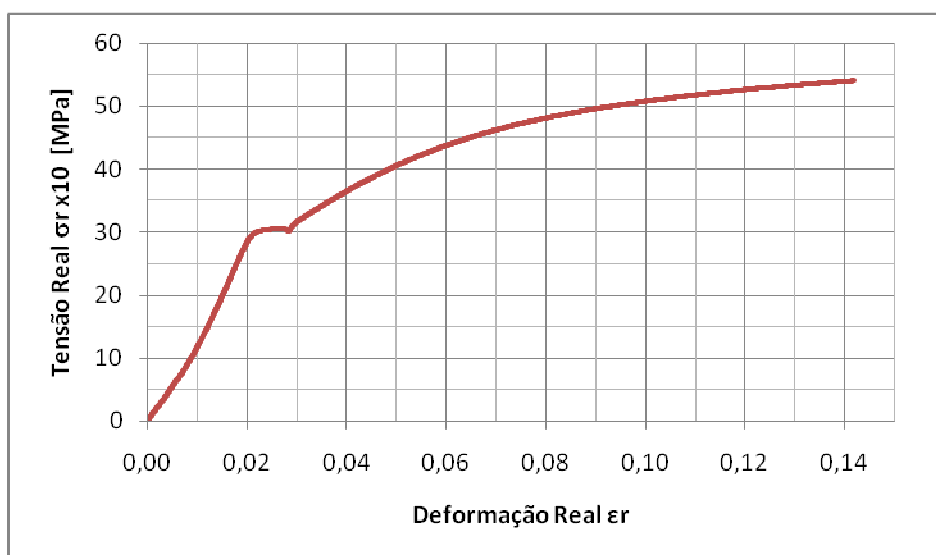


Figura 5.15g - Ciclo H 700°C 36 horas

Figura 5.15 –Curvas características referentes aos valores de Tensão Real σ_r (MPa) x Deformação Real ϵ_r .

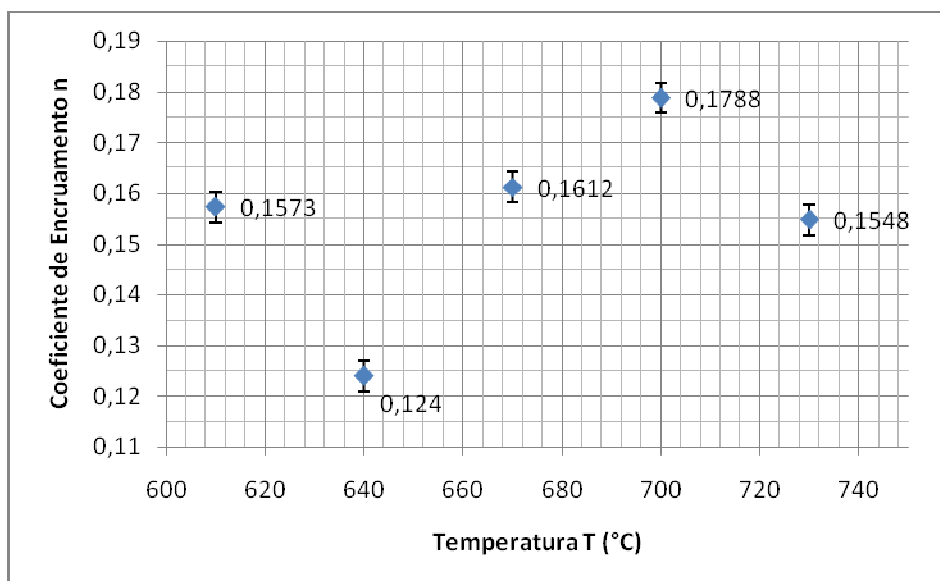


Figura 5.16 – Comportamento do Coeficiente de Encruamento em relação à Temperatura de Tratamento tempo 24 horas.

Tabela 5.3. - Coeficientes de encruamento encontrados para as amostras nos diferentes ciclos térmicos

Temperatura (°C)	N
Ciclo B 610 °C (24h)	0,1573
Ciclo C 640 °C (24h)	0,124
Ciclo D 670 °C (24h)	0,1612
Ciclo G 700 °C (12h)	0,141
Ciclo E 700 °C (24h)	0,1788
Ciclo H 700 °C (36h)	0,1782
Ciclo F 730°C (24h)	0,1548

Com análise aos resultados dos cálculos dos valores dos índices de encruamento, verifica-se que o maior valor foi para a temperatura de 700°C em um tempo de 24 h, onde assim tendo uma maior capacidade de deformação sem um aumento na distribuição das tensões decorrentes a deformação.

5.2.5. Comportamento da estricção com relação à temperatura de tratamento

Com a determinação dos valores de estricção calculados através da variação do diâmetro após a ruptura de cada corpo de prova, os valores foram utilizados para plotar o gráfico da figura 5.17. Através do gráfico, pode-se observar uma variação significativa nos valores percentuais de redução de área em função da temperatura de tratamento com tempo de tratamento de 24 horas.

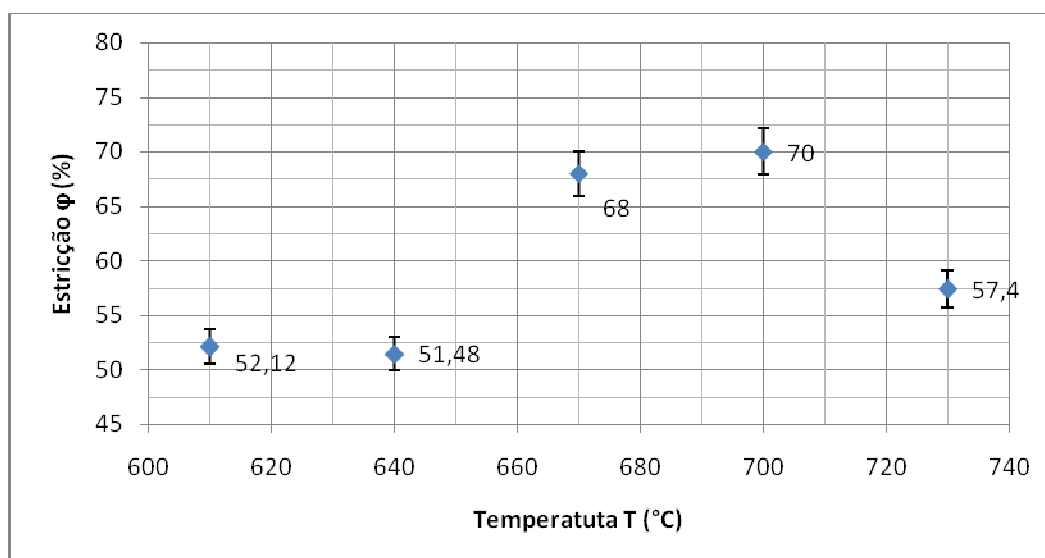


Figura 5.17 – Variação da Estricção em relação à Temperatura de Tratamento.

5.2.6. Comportamento do coeficiente de resistência com relação à temperatura de tratamento

Com o objetivo de determinar o coeficiente de resistência utilizou-se os valores da Tensão Real Máxima, Deformação Real e coeficiente de encruamento, onde obteve-se os valores que são mostrados no gráfico da figura 5.18. Para temperaturas mais próximas a temperatura crítica do material com tempo de tratamento de 24 horas, após a aplicação dos tratamentos em suas respectivas faixas de temperatura, nota-se que o material sofre uma maior redução em seu coeficiente de resistência próximo a sua temperatura A_1 , e de contra partida sofrendo um aumento quando do afastamento desta faixa crítica. Porém, na temperatura de 640°C, ocorreu uma queda significativa no coeficiente k.

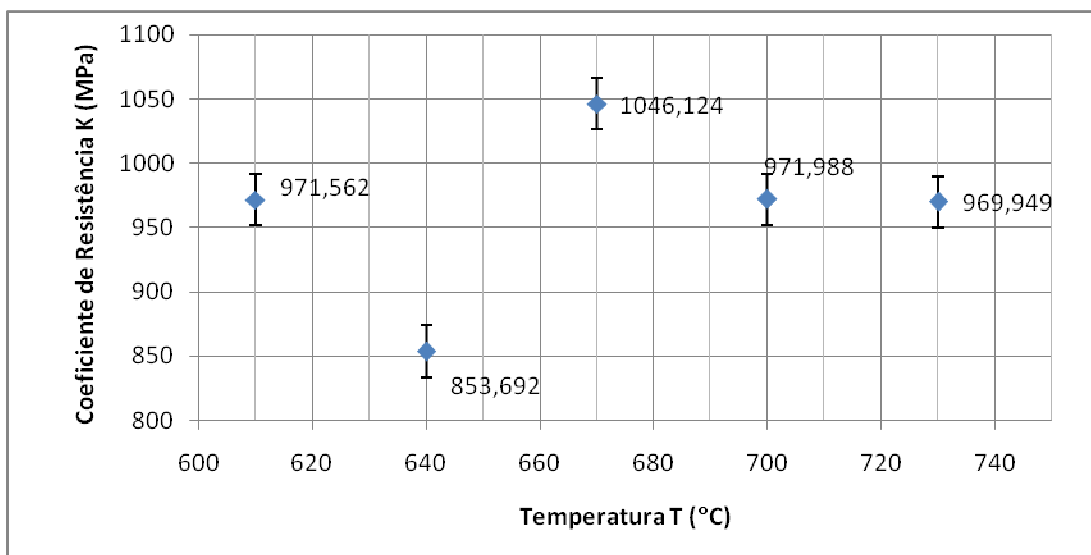


Figura 5.18 – Coeficiente de Resistência K em relação à Temperatura T de Tratamento.

5.2.7. Comportamento do módulo de resiliência com relação à temperatura de tratamento

Observa-se através do gráfico da figura 5.19 que para um tempo de 24 horas, o Módulo de Resiliência sofre uma variação em função da temperatura aplicada ao ciclo térmico. Esta variação em função da temperatura caracteriza-se com um aumento abaixo e acima da temperatura crítica utilizada para o material obtendo seu menor valor na temperatura de 700°C e seu maior valor na temperatura de 670°C.

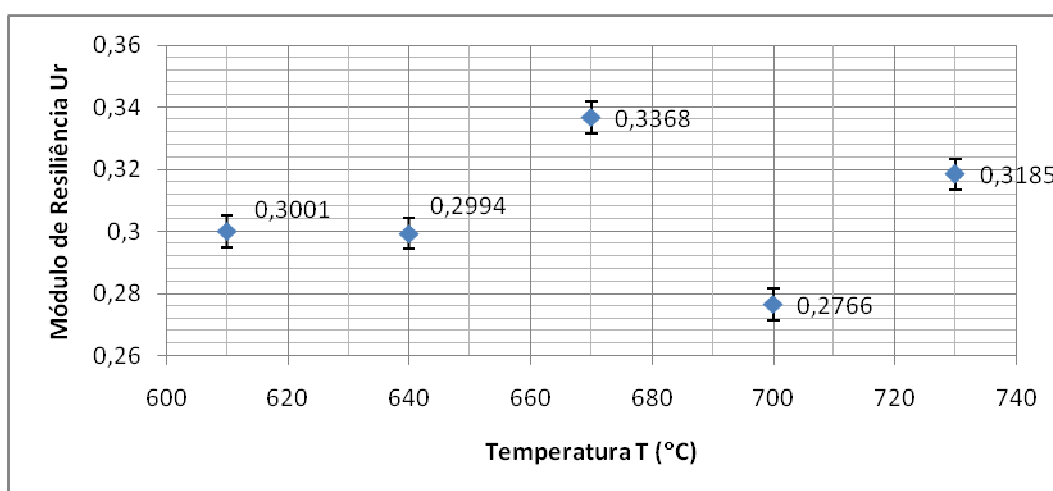


Figura 5.19 – Módulo de Resiliência em relação à Temperatura de Tratamento.

5.2.8. Comportamento da dureza com relação à temperatura de tratamento

Conforme pode ser observado na figura 5.20, que com a manutenção das temperaturas de tratamento entre 610°C e 730°C a dureza comporta-se de maneira distinta em cada faixa. Tal comportamento segue a evolução microestrutural, inicialmente com energia livre maior, para uma de mais baixa energia (no caso, pela mudança da perlita lamelar para existência de carbonetos parcialmente esferoidizados).

Deste modo, com o aparecimento de carbonetos esferoidizados, há um aumento do livre caminho médio entre os carbonetos resultando em valores de dureza menores para o tratamento subcrítico 700°C logo abaixo de A_1 e um aumento da dureza para tratamento intercrítico 730°C, também ocorrendo com a redução da temperatura abaixo de A_1 , tendo como tempo de tratamento 24 horas.

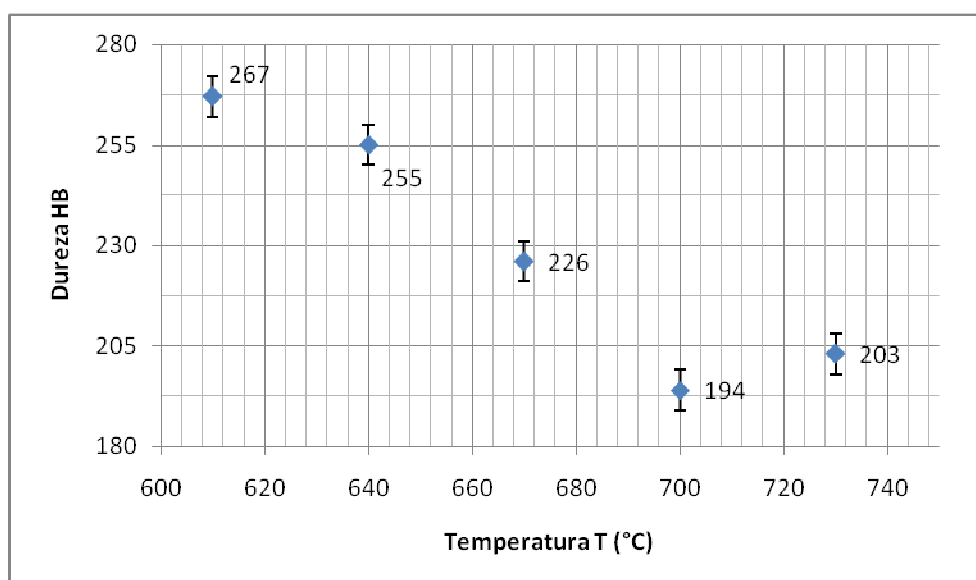


Figura 5.20 – Variação da Dureza em relação à Temperatura de Tratamento.

5.2.9. Comportamento geral analisando a sobreposição dos valores referentes as mudanças nas propriedades mecânicas em função da temperatura

Com a aplicação dos tratamentos térmicos de recozimento de esferoidização, as amostras as quais foram padronizadas as microestruturas através da normalização, obtiveram

características mecânicas particulares em cada temperatura de tratamento de recozimento de esferoidização. Pode-se observar estas mudanças através da figura 5.21.

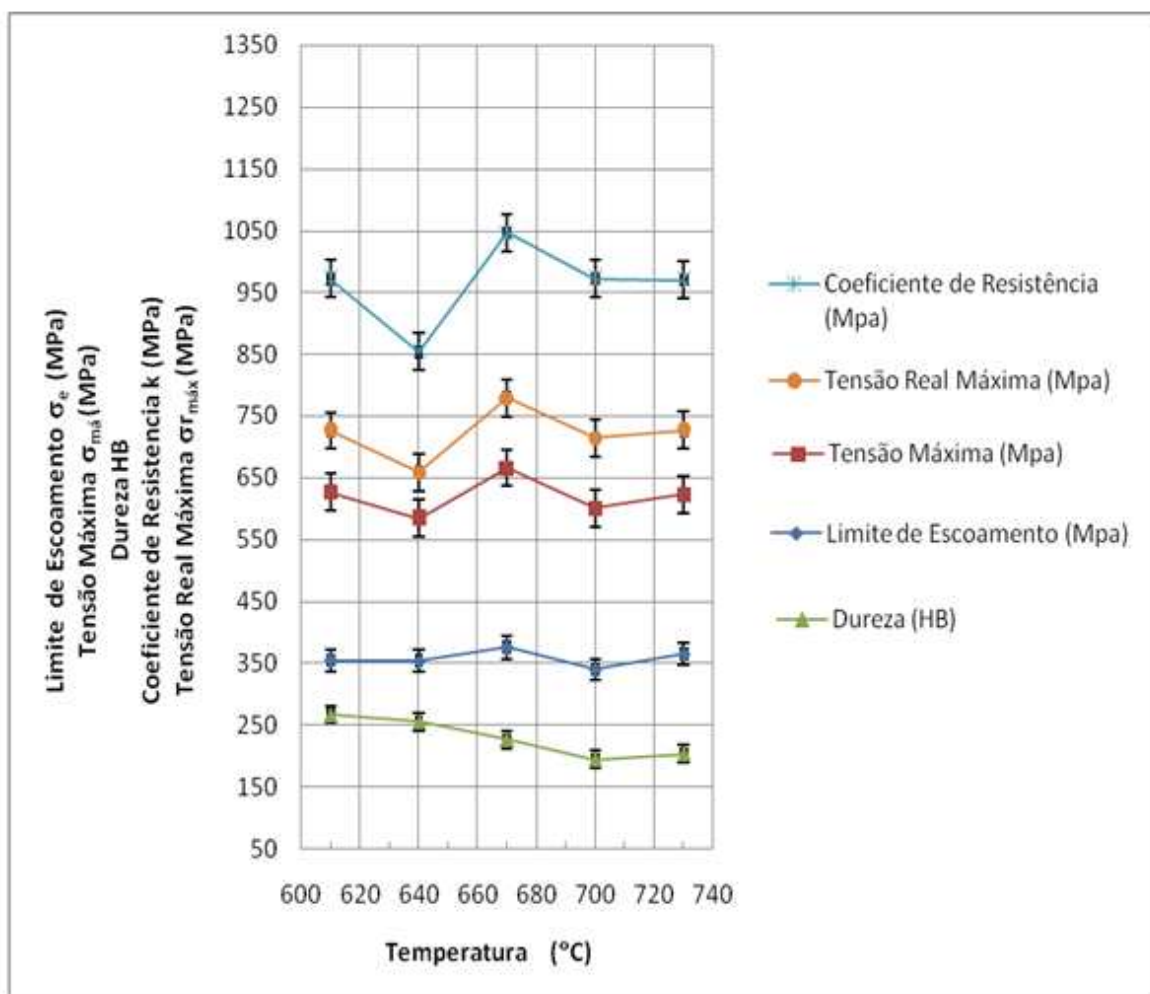


Figura 5.21 – Sobreposição das curvas das características mecânicas obtidas nos ensaios.

6. CONCLUSÃO

6.1 – Conclusões

- ▶ Os tratamentos térmicos aplicados contribuíram para as mudanças das microestruturas do aço ABNT 5160. Os aços com microestruturas multifásicas formados através dos tratamentos D (670°C 24 horas), E (700°C 24 horas) e F (730°C 24 horas), atingiram consideráveis valores de redução nas tensões de escoamento e tensões máximas com um aumento no alongamento e na estrição;
- ▶ Verifica-se que no ciclo F (730°C 24 horas), ocorre uma redução na tensão de escoamento e que os valores da tensão máxima voltam a aumentar reduzindo o alongamento e a estrição;
- ▶ Observa-se que nos ciclos D (670°C 24 horas) e E (700°C 24 horas), considerados sub-críticos, a mudança de morfologia aumentou proporcionalmente ao aumento da temperatura;
- ▶ No processo de esferoidização, pode ocorrer variações no tamanho e distribuição dos carbonetos e no tamanho de grão e sub grão da ferrita que podem alterar significativamente a ductilidade e conseqüentemente, a conformabilidade dos aços;
- ▶ As estruturas com esferoidização parcial, que apresentaram traços residuais de perlita, apresentam limites de escoamento, resistência e dureza mais altos;
- ▶ Os limites de resistência do aço ABNT 5160 são reduzidos quando carbonetos maiores e mais arredondados estão presentes na matriz ferrítica;
- ▶ Verifica-se também que com o ciclo térmico B (610°C 24 horas), a estrutura apresenta-se com a predominância de lamelas de cementita; obtendo uma estrutura similar a estrutura após o tratamento térmico de normalização;

- ▶ Estruturas apresentando carbonetos de escala menor e distribuídos pela matriz de modo homogêneo resultam em maiores níveis de resistência;
- ▶ Para o aço médio carbono, o tamanho de grão ferrítico tem maior influência no seu comportamento mecânico, quando comparados com aços de alto carbono, os quais são influenciados principalmente pela distância dos carbonetos;
- ▶ Com a análise global dos ensaios, verifica-se que a tendência da cinética de esferoidização com resfriamento ao ar ocorrer com maior facilidade em temperaturas similares a linha crítica A_1 ; e uma tendência a uma diminuição na formação de carbonetos esferoidizados com predominância na precipitação em formas de lamelas de cementita em temperaturas acima e abaixo de A_1 ;
- ▶ A temperatura de 700°C foi a que melhor proporcionou um processo de esferoidização e o tempo de 24 horas foi o que contribuiu para um coalescimento mais efetivo.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para futuras linhas de pesquisa pode-se citar:

- * Estudo da cinética do processo de esferoidização da cementita.

- * Verificar a influência nas propriedades mecânicas através da execução de outros ciclos de recozimento, como o pendular.

- * Analisar a influência do tamanho do esferóide nas mudanças dos índices de encruamento e tenacidade.

- * Analisar a influência da esferoidização nas propriedades de fadiga e impacto.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; MOURA NETO, C.; MONTEIRO, W.A.; Proceedings of the Eight International Fatigue Congress, 4 (2002) p. 2263 – 2270.

ABNT NBR-6394 – Determinação da Dureza Brinell. **Associação Brasileira de Normas Técnicas** – 12 páginas.

ABNT NBR-6152 – Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração de Materiais Metálicos. **Associação Brasileira de Normas Técnicas** – 22 páginas.

AIHARA, K. A . New Thermomechanical Processing of Spheroidization Carbide Directly in a Rolling Line, 33rd Mech. Working and Steel Processing Conference Proceedings. Vol. 29, USA, The Iron and Steel Society, Inc., p.285-290.

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.

ASTM A 370-7 Mechanical Test of Steel Products, Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 1997.

ATKINSON, M. Ultra Rapid Annealing Of Low Carbon Steel; Material Fórum; v.17, 1993. p. 181 – 208.

BROOKS, Charlie R. Microstructural observations of spheroidization from a lamellar structure in iron meteorites Material Science and Engineering Department, University of Tennessee, Knoxville, TN 37996, USA Received 1 January 1999; accepted 1 January 2000.

CALLISTER. W. D.jr., Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução. LTC Editora, Rio de Janeiro (2002).

COELHO A. R. Z. Aspectos da Esferoidização de Aços Médios Carbono. I seminário da COMFIT, Mai, 1980.

COUTINHO, C.A.B., NETO, P.P.S, GEBER, L.P. Aceleração Do Processo De Esferoidização Do Aço Perlitico Por Deformação à Frio; Metalurgia – ABM;vol. 35; n.260; 1979.

COUTINHO, C. A. B., BARBOSA R. Cinética de esferoidização do Aço SAE 52100 com Estrutura Prévia de Normalização. SEMINÁRIO METALURGIA E TRATAMENTO TERMICO. Angra dos Reis, Jun. 1988.

COUTINHO, C. A. B., BOZZI, A. C. POLANCZYK, C. A. P. OLIVEIRA, P. M. C. Efeitos do Recozimento de Recristalização Sobre a Morfologia da Cementita em Aços Carbono. XLV CONGRESSO ABM. Rio de Janeiro, Set. 1990.

CHADWICK, G.A. Metallography of Phase Transformation. London: Butterworth Ltda., 1972. P. 233-238.

CREE, A. M.; FULKNER, R. G.; LYNE, A. T. Cementite Coarsening During Spheroidisation of Bearing Steel SAE 52100; Materials Science and Technology, 566, 5, 1995.

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 th International Congress on the Tecnology of Metals and Materials, Physical Metallurgy, vol. II, São Paulo, 1994.

DOHERTY, R.D. Difusive Phase Transformations in the Solid State, 3^a ed., Elsevier Science Publishers, Chapter 14, 1983.

FUKUI, S. e UEHARA, N. 2nd Int. Conf. On the Streght of metals and Alloys II, ASM. Metals Park, OH, 1979 p. 616 – 620. WILSON, D.V.; RUSSEL, B Acta Metall. 8, 1960. p.468 – 479.

GOODCHILD, D. Spheroidization of Pearlite in a Cold Deformed Medium Carbon Steel, Scandinavian Journal of Metallurgy, n. 1, p. 235-240. 1970.

HACKENBERG, R.E.; SHIFLET, G.J.; *Acta Materialia* 51 (2003) p. 2131 – 2147.

HONGSHUANG, Di et al, Spheroidizing kinetics of eutectic carbide in the twin roll-casting of M2 high-speed steel, State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110006, China., July 2004.

KANETSUKI, Y.; KATSUMATA, M.; INOUE, T. Effect of Dynamic Recrystallization on the Transformed Ferrite-Perlite Microstructure and Subsequent Spheroidization Behavior of Medium Carbon Steel. *Recrystallization '90*, Wollong, The Metals & Materials Society; Warrendale, USA, 1990. p. 523-528.

KARADENIZ, Erdal Department of Mechanical Engineering, Engineering Faculty, Sakarya University, Esentepe Campus, 54187 Sakarya, Turkey Received 23 March 2006; accepted 21 November 2006; Available online 30 March 2007.

LESLIE, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*". 1 ed. McGraw-Hill International Student Edition, 1982. 396p.

LUPTON D. F., WARRINGTON D. H. The Influence of Deformation on the Spheroidization and Coarsening of Pearlite, *Metal Science*, v. 08. June. 1972.

MAZERON, P. R. F., TARGA, C. A. Recozimento de um Aço Médio Carbono Influência da Deformação a Frio. XXXII CONGRESSO ABM. São Paulo, Jul. 1977.

MATERIALS AND DESIGN, 29 (2008) 251–256 Influence of different initial microstructure on the process of spheroidization in cold forging

Metals Handbook, Heating Treating: Annealing of Steel, 8aed., v.4, USA, ASTM Intern., 1994. p. 46-51.

Metals Handbook, Heating Treating: Annealing of Steel, 8aed., v.2, USA, ASTM Intern., 1994. P. 42-55.

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.

NAKAE, H. Critical conditions for formation of spheroidal graphite Sanghoon Jung Waseda University, Tokyo, Japan, July 2007.

NERI, N. A.; COLAS, R.; VALTIERRA, S. Effect of Deformation on Graphitization Kinetics in High Carbon Steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol.82, 1998. p.142-150.

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.

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.

PADILHA, A.F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. São Paulo: ABM, 1996. 158 p.

RAO, P.P.; PUTATUNDA, *Material Science and Engineering A 360* (2003) p.136 – 149.

REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982, p. 288-272.

ROCHA, M. R.; OLIVEIRA, C. A. S. Avaliação dos Parâmetros Microestruturais de um Aço SAE 1045 esferoidizado e sua Correlação com as propriedades Mecânicas. LV CONGRESSO ABM. Rio de Janeiro, Jul. 2000.

ROSSI, H. E., COTINHO, C. A. B. Influência das Variáveis de Processamento na Esferoidização do Aço SAE 52100. *METALURGIA-ABM*, v. 39, n. 310, Set.1983.

SAMUELS, L. E. Light Microscopy Of Carbon Steel, 1aed. USA: ASM International, August, 1999. p. 165-183.

SCHAEFFER, L. Conformação de chapas metálicas. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004. 200p.

SCHASTLIVTSEV, V.M.; YAKOVLEVA, I.L. Structural Transformation in Pearlite Upon Heating: III. Spheroidization 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.

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.

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.

SYN, C. K.; LESUER, D. R. e SHERBY, O. D.; Metallurgical and Materials Transactions, 25A, n.1481, 1994.

TACHIPTSCHIN, A.P.; Formação de Perlita Esferoidizada em Aço Hipereutetóide, ABM, vol. 40, n. 316, 1984.

THELNING, K. E. Steels And Its Heat Treatment, 2aed., Butherworths, Mackays of Great Britain: Chatham Ltd., 1984.

VAKULENKO, I., A Cementite Coalescence in Low Carbon Steel; Russian Metallurgy, 1991. p. 70-73.

ZHAO, M.C.; YANG, K.;XIAO, F.R.;SHAN, Y.Y.Material Science and Engineering A 355 (2003) p.145 – 151.

ANEXO 1

Certificado do Material Fornecido pelo fornecedor

RAZÃO SOCIAL : Aço – Sinter Comercio de Ferros e Metais Ltda.

ENDEREÇO : Rua Aurora das Dores , 168

CEP : 03380-000 Vila Formosa

CNPJ : 01.642.543/0001-75

INSCR : 114.781.757.114

PABX : (11) 6911-0998

CERTIFICADO DE QUALIDADE	Nº 000133 FL. 1/2007
--------------------------	----------------------

D A T A
20/04/ 2007

NOME DO CLIENTE
Satc Assoc. Benef. Da ind. Carb. SC

DESCRIÇÃO DO PRODUTO	V. PEDIDO	NOTA FISCAL
Aço Redondo SAE-5160 3/4" x 5.000m/m	8261	022248

Análise Química

C	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Al (%)	Cu(%)
0,571	0,869	0,262	0,020	0,009	0,726	0,023	--	0,025	0,025

Observações : **Corrida Nº 2239506 Cert. Nr 1518330/2006**

O Certificado original encontra-se em nossos arquivos

Controle de resultados de Análises (CQ)