



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

Guilherme Zulian Perin

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA PRÉVIA E CICLO DE RECOZIMENTO NA
CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DIN
34CrMo4

Florianópolis
2022

Guilherme Zulian Perin

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA PRÉVIA E CICLO DE RECOZIMENTO NA
CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DIN
34CrMo4

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia de Materiais
Orientador: Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, DSc.

Florianópolis
2022

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Perin, Guilherme Zulian

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA PRÉVIA E CICLO DE RECOZIMENTO NA CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DIN 34CrMo4 / Guilherme Zulian Perin; Orientador, Carlos Augusto Silva de Oliveira – Florianópolis, SC, 2022 128 p.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Recozimento de Esferoidização. 3. Cementita Esferoidizada. I. Oliveira, Carlos Augusto da Silva. II. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. III. Título.

Guilherme Zulian Perin

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA PRÉVIA E CICLO DE RECOZIMENTO
NA CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM
AÇO DIN 34CrMo4**

O presente trabalho em nível de mestrado foi avaliado e aprovado por banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, DSc
Instituição Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Matheus Barancelli, Dr.
Instituição Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Sergio Souto Maior Tavares, Dr.
Instituição Universidade Federal Fluminense

Certificamos que esta é a **versão original e final** do trabalho de conclusão que foi julgado adequado para obtenção do título de mestre em Engenharia de Materiais.

Coordenação do Programa de Pós-Graduação

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, DSc
Orientador

Florianópolis, 2022.

Dedico este trabalho à minha mulher, Thaise e minha filha
Olívia, que me ajudaram e acompanharam as dificuldades
encontradas ao longo da realização deste trabalho e aos amigos
que participaram do seu desenvolvimento.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e aos seus colaboradores, por manter um excelente curso e pelo auxílio que prestam à formação acadêmica dos alunos. Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Carlos Augusto da Silva Oliveira, pelo direcionamento prestado durante a realização do trabalho bibliográfico e durante a discussão e revisão dos resultados do Projeto de dissertação. Deixo um agradecimento especial aos Srs. Adão Pedro Pavanelo, Marcelo Cidral, José Francisco e Bruno Kneipel, que cordialmente auxiliaram nas análises e caracterização dos resultados, seja na medição ou na disponibilização da estrutura laboratorial. Meus amigos que participaram das discussões durante a realização deste trabalho, desde sua concepção até a produção de pequenos lotes de tratamento: Célio Moratelli, Cristiano Bonetti, Pedro Neto, Janilson Buse e especialmente ao mestre engenheiro Filipe Possamai de Souza. Gostaria de agradecer também ao amigo e colega André Merini, pela ajuda com os corpos de prova para os testes de compressão e aos demais colegas da Metalúrgica Fey, Uniasselvi e Embraco, com que convivi durante a realização deste Trabalho. Para finalizar, agradeço a ajuda, confiança e paciência da minha família, minha esposa: Thaise Bilk Perin e minha filha, Olívia Bilk Perin. Agradeço também aos meus pais, Orli e Eliane Perin e ao meu irmão e colega engenheiro de materiais, Ricardo Z. Perin. A todos meus sinceros agradecimentos !

“Os que se encantam com a prática sem a ciência são como os timoneiros que entram no navio sem timão nem bússola, nunca tendo certeza do seu destino.” (Leonardo da Vinci)

RESUMO

Este trabalho estudou o efeito de dois tratamentos térmicos de recozimento de esferoidização, um subcrítico e o outro intercrítico realizado em um aço DIN 34CrMo4, com três diferentes microestruturas iniciais, perlítica fina, perlítica grosseira e martensítica nas propriedades mecânicas e na cinética de esferoidização da cementita. Estas microestruturas iniciais foram obtidas após o forjamento a quente, com diferentes velocidades de resfriamento. Os resultados mostraram que a microestrutura inicial, assim como o ciclo de recozimento de esferoidização exerceram grande influência nas propriedades mecânicas e no grau de esferoidização do aço. As amostras martensíticas apresentaram, em média, uma cinética de esferoidização mais acelerada tanto para ciclos subcríticos como para ciclos intercríticos. Os ciclos intercríticos apresentaram, em média, maior cinética de esferoidização e valores de dureza menores que os ciclos subcríticos. O aumento do tempo de tratamento reduziu os valores de dureza e tensão limite de escoamento para todas as microestruturas iniciais e recuos estudados.

Palavras-chave: Recozimento de Esferoidização. Efeito de Ciclo Térmico. Efeito de Microestrutura Inicial. Aço DIN 34CrMo4.

ABSTRACT

This work studied the effect of two annealing treatments for spheroidization of cementite, subcritical and intercritical, carried out on a DIN 34CrMo4 steel, with three different initial microstructures, fine pearlite, coarse pearlite and martensite exerted on the spheroidization kinetics of cementite. These microstructures were obtained after hot forging, with different cooling speeds. The results showed that the initial microstructure, as well as the spheroidization annealing cycle, had a great influence on the mechanical properties and the degree of spheroidization of the steel. Martensitic samples showed, on average, acceleration in spheroidization kinetics for both subcritical cycles and intercritical cycles. The intercritical cycles showed, on average, higher spheroidization kinetics and lower hardness values than the subcritical cycles. The increase in the treatment time reduced the values of hardness and yield stress for all the initial microstructures and annealing cycles studied.

Keywords: Spheroidization Annealing. Thermal Cycle Effect. Previous Microstructure Effect. DIN 34CrMo4 Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de Transformação-Tempo-Temperatura para um aço com composição eutetóide. Austenita (A), Austenita super-resfriada (Au), Martensita (M), Ferrita (F), Cementita (C) (Totten, 2006).....	19
Figura 2 - Faixa de temperaturas do ciclo de recozimento para os aços (Metals Handbook, 1991).....	21
Figura 3 - Microestrutura ferrítica-perlítica obtida por um recozimento pleno em um aço SAE 1040. Ataque com Picral 4% mais Nital 2%. (Chiaverini, 2008).....	21
Figura 4 - Variação de dureza em aço baixo carbono laminado a frio e recozido (a). Microestruturas: após laminação à frio (b); após recozimento (C) (Krauss, 2005).....	22
Figura 5 - Microestruturas de aço DIN 16MnCr5, após a normalização (a); após o recozimento isotérmico (b). (Totten, 2006).....	23
Figura 6 - Diagrama TTT do aço baixa liga para cementação DIN 15CrNi6 mostrando o Campo para Recozimento isotérmico (Totten, 2006).....	23
Figura 7 - Microestrutura de aço 1040 esferoidizado após 21h em 700°C. Ataque Picral 4%. Aumento de 1000x. (Gupta e Sem, 2006).....	24
Figura 8 - Diagrama de Fase Binário para Sistema Ferro-Carbono mostrando faixas de temperatura de esferoidização. (Totten, 2007).....	25
Figura 9 - Microestrutura de um aço SAE 1045 após recozimento de esferoidização obtida por microscopia eletrônica de varredura. (Oliveira e Bearzi, 2009).....	26
Figura 10 - Comparativo das propriedades mecânicas das pré-formas de tubos de aço AISI 4340, fabricados a partir de diferentes pré-tratamentos térmicos: recozimento (ANN), esferoidização (SPH) e têmpera e revenimento (HT). Propriedades Mecânicas: (a) Tensão de Escoamento; (b) Limite de Resistência; (c) Alongamento; (d) Dureza Vickers. (Podder et al, 2012).....	27
Figura 11 - Efeito da esferoidização parcial na superfície acabada e no desempenho da ferramenta durante a usinagem de aço SAE 5160. (a) Microestrutura perlítica (recozida) com dureza de 241 HB e acabamento da superfície do flange após usinagem de oito peças. (b) Microestrutura parcialmente esferoidizada com dureza de 180 HB e a superfície do flange 11 após usinagem de 123 peças. (c) Vida da ferramenta entre afiações. (ASM Handbook, 1991).....	28
Figura 12 - Ciclos de Esferoidização, (a) Ciclo intercrítico típico; (b) ciclo subcrítico. (O'Brien e Hosford, 1997).....	29

Figura 13 - Tipos básicos de ciclos de esferoidização. (Rossi e Coutinho et al, 1983).....	30
Figura 14 - Microestruturas de amostras recozidas em ciclos intercríticos (A) e subcríticos (B). (Schaneman, 2009).....	31
Figura 15 - Micrografia do aço AISI 4037 recozido por tratamento subcrítico em 704°C por 12 horas (a) e ciclo intercrítico (b). (Podder et al, 2012).....	31
Figura 16 - Representação tridimensional de uma lamela de cementita no início do processo de esferoidização (Krauss et al, 2005).....	36
Figura 17 - Efeito da variação da deformação a frio, da temperatura e do tempo necessários para se obter um determinado grau de esferoidização (Fagundes, 2006).....	38
Figura 18 - (a) Morfologia da cementita: A – ponto triplo na ferrita, B – Uma partícula no ponto triplo da ferrita, C – Uma partícula no contorno de grão da ferrita, D – Duas partículas no ponto triplo da ferrita; (b) Aço com 0,8% de C, recozido a 650°C por 360h, 180HV. (Rocha, 2001).....	39
Figura 19 - Variação da porcentagem de esferoidização em função do tempo de tratamento térmico para diferentes microestruturas prévias (Kamyabi – Gol e Shiekh-Amiri, 2010).....	40
Figura 20 - Efeito do espaçamento interlamelar da perlita na esferoidização da cementita, durante o recozimento a 700°C (Schaneman et al, 2009).....	41
Figura 21 - Influência do cromo na esferoidização de um aço carbono (Peruch, 2009).....	43
Figura 22 - Processo de estabilização da cementita pelo cromo em temperaturas intercríticas. Deslocamento da Linha Acm com adição de Cr. (Rocha et al, 2001).....	43
Figura 23 - Variação das Tensões de Escoamento e Máxima e Alongamento com aumento da fração esferoidizada em aço um DIN C75 (Totten, 2007).....	44
Figura 24 - Diagrama indicando parâmetros microestruturais utilizados para caracterização de propriedades mecânicas de aços esferoidizados (Syn et al, 1994).....	45
Figura 25 - Relação entre Comportamento em Tensão-Deformação com parâmetros microestruturais - (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 (Oliveira e Bearzi, 2009).....	46
Figura 26 - Aço AISI 4140 após recozimento de esferoidização a partir de amostras normalizadas ou temperadas. (a) variação da dureza e (b) conformabilidade a frio. (Karadeniz, 2006).....	47

Figura 27 - Procedimento geral do Experimento.....	48
Figura 28 - Representação da arruela forjada a quente, (a) mostrada em corte; (b) representação 3D e (c) Corpo de prova usinado para ensaio de compressão.....	50
Figura 29 - Diagrama esquemático mostrando os tratamentos térmicos realizados nas amostras com ciclos de temperaturas intercríticas e subcríticas.....	51
Figura 30 - Grau de Esferoidização conforme ASTM F2282/3.....	55
Figura 31 - Dureza conforme microestrutura obtida após forjamento a quente e resfriamento (a); Histograma da amostragem (b).....	57
Figura 32 - Microestruturas prévias ao recozimento de esferoidização obtidas após o resfriamento do forjamento a quente. Martensita formada no resfriamento em óleo (a); Perlita fina formada no resfriamento por ventilação forçada (b) e Perlita grosseira formada por resfriamento em caixa (c).....	58
Figura 33 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 5 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	60
Figura 34 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 10 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	61
Figura 35 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 20 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	62
Figura 36 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 30 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	63
Figura 37 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 40 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	64
Figura 38 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 50 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	65
Figura 39 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 5 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	69

Figura 40 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 10 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	70
Figura 41 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 20 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	71
Figura 42 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 30 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	72
Figura 43 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 40 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	73
Figura 44 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 50 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).....	74
Figura 45 – Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na esferoidização dos carbonetos com agrupamento de tipos de tratamentos.....	76
Figura 46 – Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na esferoidização.....	77
Figura 47 – Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na esferoidização média, agrupando tempos de tratamento.....	79
Figura 48 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 5 horas, conforme microestrutura prévia.....	80
Figura 49 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 10 horas, conforme microestrutura prévia.....	81
Figura 50 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 20 horas, conforme microestrutura prévia.....	82
Figura 51 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 30 horas, conforme microestrutura prévia.....	83
Figura 52 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 40 horas, conforme microestrutura prévia.....	84
Figura 53 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 50 horas, conforme microestrutura prévia.....	85

Figura 54 – Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de grão ferrítico.....	86
Figura 55 - Tamanho de grão após recozimentos para esferoidização, conforme média de tempos de tratamento para cada microestrutura (a) e conforme microestruturas para cada ciclo de tratamento (b).....	87
Figura 56 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de ciclo no tamanho de grão ferrítico com agrupamento de tipos de tratamentos.....	88
Figura 57 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de partículas de cementita.....	90
Figura 58 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de partículas de cementita – partículas localizadas no interior dos grãos.....	90
Figura 59 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de partículas de cementita – partículas localizadas nos contornos de grão.....	91
Figura 60 - Efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos.....	91
Figura 61 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) no tamanho de partículas de cementita, agrupando tempos de tratamento.....	92
Figura 62 - Efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos – partículas localizadas no interior dos grãos.....	93
Figura 63 - Efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas com agrupamento de tipos de tratamentos – partículas localizadas nos contornos de grão.....	94
Figura 64 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na quantidade de partículas de cementita.....	96
Figura 65 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na quantidade de partículas de cementita - partículas localizadas no interior dos grãos.....	97
Figura 66 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na quantidade de partículas de cementita – partículas localizadas nos contornos de grão.....	97
Figura 67 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na quantidade de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos.....	98

Figura 68 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na quantidade de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos – ciclos subcríticos.....	98
Figura 69 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na quantidade de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos – ciclos subcríticos.– ciclos intercríticos.....	99
Figura 70 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na quantidade de partículas esferoidizadas, agrupando tempos de tratamento.....	99
Figura 71 – Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na dureza média.....	102
Figura 72 – Efeito da microestrutura prévia e tempo de processo com agrupamento de tipos de tratamentos na dureza.....	104
Figura 73 – Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na dureza, agrupando tempos de tratamento.....	104
Figura 74 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na tensão de escoamento.....	106
Figura 75 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento com agrupamento de tipos de tratamento na tensão de escoamento.....	108
Figura 76 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na tensão de escoamento, agrupando tempos de tratamento.....	109
Figura 77 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento com agrupamento de tipos de tratamento na deformação máxima.....	112
Figura 78 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento e microestrutura prévia na deformação máxima, agrupando tempos de tratamento.....	113
Figura 79 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na deformação máxima.....	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Evolução Microestrutural da Esferoidização dos Aços (Fagundes et al, 2006).....	34
Tabela 2 - Composição Química em peso do aço DIN 34CrMo4 utilizado.....	49
Tabela 3 - Projeto de Experimento.....	53
Tabela 4 - Descrição do Grau de Esferoidização (ASTM F 2282/3).....	54
Tabela 5 - Classificação da localização dos Carbonetos para ciclos subcríticos em função da microestrutura prévia e tempo de tratamento térmico.....	67
Tabela 6 - Classificação da localização dos Carbonetos para ciclos intercríticos em função da microestrutura prévia e tempo de tratamento térmico.....	68
Tabela 7 - Esferoidização média para ciclos subcríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.....	77
Tabela 8 - Esferoidização média para ciclos intercríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.....	78
Tabela 9 - Tamanho de Grão médio para ciclos subcríticos.....	88
Tabela 10 – Tamanho de Grão médio para ciclos intercríticos.....	89
Tabela 11 – Tamanho Médio de Partículas para ciclos subcríticos.....	94
Tabela 12 – Tamanho Médio de Partículas para ciclos intercríticos.....	95
Tabela 13 – Quantidade média de partículas para ciclos subcríticos.....	100
Tabela 14 – Quantidade média de partículas para ciclos intercríticos.....	101
Tabela 15 – Dureza média para ciclos subcríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.....	103
Tabela 16 - Dureza média para ciclos intercríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.....	103
Tabela 17 - Tensão de Escoamento média para ciclos subcríticos.....	107
Tabela 18 – Tensão de Escoamento média para ciclos intercríticos.....	107
Tabela 19 – Deformação Máxima média para ciclos subcríticos.....	110
Tabela 20 – Deformação Máxima média para ciclos intercríticos.....	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas
IBGE Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
AISI American Iron and Steel Institute
ASME American Society of Mechanical Engineers
ASTM American Society for Testing and Materials
DIN Deutsches Institut für Normung et al Mais de dois autores
HB Hardness Brinell
HRC Hardness Rockwell
HV Vickers Hardness
MEV Microscópio Eletrônico de Varredura
MO Microscópio Ótico
SAE Society of Automotive Engineers
T-T-T Transformação-Tempo-Temperatura

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	15
2. OBJETIVOS.....	23
2.1. OBJETIVO GERAL.....	17
2.1.1 Objetivos específicos.....	17
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
3.1. TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	18
3.1.1. Tratamentos Térmicos – Recozimentos.....	20
3.2. RECOZIMENTO DE ESFEROIDIZAÇÃO.....	24
3.2.1. Recozimento de Esferoidização – Aplicações.....	26
3.2.2. Ciclos de Esferoidização.....	29
3.3. MECANISMOS DE ESFEROIDIZAÇÃO.....	32
3.4. PROCESSO DE ESFEROIDIZAÇÃO.....	35
3.5. CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO.....	37
3.6. EFEITO DA MICROESTRUTURA PRÉVIA NA ESFEROIDIZAÇÃO.....	39
3.7. EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA ESFEROIDIZAÇÃO.....	41
3.8. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS ESFEROIDIZADOS.....	44
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	48
4.1. MATERIAIS.....	49
4.1.1. Aço DIN 34CrMo4.....	49
4.1.2. Microestruturas Prévias ao Recozimento de Esferoidização.....	51
4.1.3. Ciclos de Recozimento para Esferoidização.....	51
4.2. MÉTODOS DE ANÁLISE.....	52
4.2.1. Análise Microestrutural.....	53
4.2.2. Ensaio Mecânico.....	56
5. RESULTADOS.....	57
5.1. DUREZA APÓS FORJAMENTO A QUENTE.....	57
5.2. MICROESTRUTURAS APÓS FORJAMENTO A QUENTE.....	58
5.3. GRAU DE ESFEROIDIZAÇÃO APÓS RECOZIMENTO.....	59
5.4. PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS.....	86
5.4.1. Tamanho de Grão.....	86
5.4.2. Tamanho de Partículas de Cementita.....	89
5.4.3. Quantidade de Partículas de Cementita.....	95

5.5. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	101
5.5.1. Ensaios de Dureza.....	101
5.5.2. Ensaio de Compressão.....	118
6. CONCLUSÃO.....	105
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	116
REFERÊNCIAS.....	117
ANEXO A - Imagens ilustrativas do software ImageJ usadas na avaliação de quantidade e tamanho de partículas de cementita esferoidizada.....	122

1. INTRODUÇÃO

Os tratamentos térmicos de recozimento costumam ser empregados na indústria metalúrgica como operações intermediárias, com objetivo de redução da dureza e resistência mecânica e aumento da ductilidade. Durante os recozimentos de esferoidização, além dos objetivos supracitados, os aços tratados têm a morfologia da cementita alterada, tornando a microestrutura resultante, composta por carbonetos de ferro dispersos em uma matriz ferrítica, a mais indicada para processos de forjamento a frio e usinagem de aços de médio e alto carbono. Os ciclos térmicos de esferoidização (ou coalescimento) utilizam longos períodos de tempo, o que acarreta em elevados custos operacionais, pela indisponibilidade dos fornos e pelo consumo dos insumos necessários ao processo, como energia e atmosferas sintéticas. Deste modo, alternativas que permitam reduzir o tempo empregado nestes tratamentos são constantemente pesquisadas, pois soluções tecnológicas vindas de projetos de melhoria contínua e a inovação permitirão acelerar a cinética de esferoidização dos carbonetos de ferro nos aços. Entre as alternativas para acelerar a cinética de esferoidização, há a deformação a frio, uso de microestruturas metaestáveis anteriores ao recozimento e ciclos pendulares com patamares de curta e longa duração. Neste trabalho foi avaliada a cinética de esferoidização de diferentes microestruturas do aço DIN 34CrMo4, quando submetidas a diferentes ciclos de recozimento para esferoidização. Os dois ciclos avaliados foram diferenciados pela temperatura dos seus patamares, sendo um dos ciclos com dois patamares, um em temperatura intercrítica seguido de resfriamento até um patamar subcrítico e o outro ciclo, com um patamar único em temperatura subcrítica. O experimento foi realizado de modo que os fatores fossem: Microestrutura Prévia (martensítica, ferrítica-perlítica fina e grosseira), Tipo de Ciclo (intercrítico e subcrítico) e Tempo de Tratamento (5, 10, 20, 30, 40 e 50 horas). Com base nos resultados de propriedades mecânicas (dureza e ensaio de compressão) e microestruturais dos corpos de prova, definiu-se uma microestrutura prévia e um ciclo térmico que permitiram 22 acelerar a cinética de esferoidização para o aço DIN 34CrMo4 destinado ao forjamento a frio com pré-formas forjadas a quente. O trabalho foi executado com etapas realizadas em nível industrial e etapas em nível laboratorial. Dada a complexidade de se obter corpos de prova com as microestruturas desejadas em laboratório, estas foram obtidas durante a operação, com conformadoras automáticas a quente aquecendo os blanques e forjando-os, ainda em temperaturas que permitissem as transformações microestruturais necessárias durante o resfriamento. Os tratamentos de esferoidização foram realizados em escala laboratorial, em

fornos mufla. Este procedimento foi adotado para que não fossem sucateados lotes de peças ou para que conjuntos de ferramental não fossem danificados durante as etapas de forjamento a frio para conferir a geometria final da arruela das porcas de arruela móvel. A escolha do produto, uma arruela feita de aço microligado, ocorreu devido ao complexo fluxo de fabricação, com uma extensa movimentação ao longo do parque fabril e à necessidade de lotes muito grandes, para atender à demanda da indústria automotiva (caminhões e ônibus) que utilizam em suas rodas porcas de arruela móvel. De modo resumido, o processo de fabricação dessa arruela, até a montagem com a porca, passa por forjamento a quente, recozimento para esferoidização, lubrificação para forjamento a frio, forjamento a frio, têmpera e revenimento e montagem. A redução dos tempos de tratamento permite que os prazos de entrega de lotes sejam menores e os estoques no fabricante e no cliente, também. Conseqüentemente após a escolha do produto, houve a necessidade de avaliar o processo de esferoidização no aço DIN 34CrMo4, uma vez que este aço precisa atingir uma alta resistência mecânica após o tratamento térmico final do produto.

2. OBJETIVOS

2.1. OBJETIVO GERAL

Avaliar a cinética de esferoidização da cementita no aço DIN 34CrMo4 durante o tratamento térmico de recozimento para esferoidização, com três diferentes microestruturas iniciais e dois ciclos de tratamento térmico.

2.1.1 Objetivos específicos

- Avaliar o efeito dos ciclos (subcríticos e intercríticos) na esferoidização da cementita;
- Analisar as taxas de esferoidização para diferentes microestruturas prévias ao recozimento (martensítica, ferrítica-perlítica fina e ferrítica-perlítica grosseira);
- Analisar o efeito do tempo de tratamento térmico nas propriedades mecânicas e microestruturas das amostras.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os processos de produção nem sempre fornecem os materiais nas condições desejadas; as tensões que se originam nas operações de fundição, conformação mecânica e mesmo na usinagem podem criar distorções e empenamentos e as estruturas resultantes não são, frequentemente, as mais adequadas para se obter as propriedades mecânicas desejadas dos materiais e componentes. Por esses motivos, há necessidade de submeter as peças metálicas, antes de serem colocadas em serviço a tratamentos térmicos que objetivam adequar os componentes à sua utilização. Os tratamentos térmicos envolvem operações de aquecimento e resfriamento subsequente, dentro de condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera do forno de aquecimento e velocidade de resfriamento. Os tratamentos térmicos são processos que produzem transformações microestruturais e de propriedades mecânicas e metalúrgicas que podem ser aplicados aos metais, sendo que as modificações de propriedades nem sempre ocorrem com transformações de fases. Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são resumidos nos tópicos abaixo:

- Remover tensões resultantes de resfriamento heterogêneo ou trabalho mecânico;
- Aumentar a ductilidade;
- Aumentar ou reduzir a dureza;
- Aumentar a usinabilidade;
- Aumentar a resistência ao desgaste;
- Melhorar as propriedades de corte;
- Aumentar a resistência à corrosão;
- Modificar das propriedades elétricas e magnéticas.

A cinética envolvida nos tratamentos térmicos pode ser analisada com o auxílio de um diagrama de Transformação-Tempo-Temperatura (TTT), que apresenta os microconstituintes que podem se formar no resfriamento a partir do campo austenítico. A figura 1 mostra um diagrama com algumas transformações a partir da austenita, representada pela letra A, sendo que Au é a austenita super-resfriada, ou seja, em temperatura abaixo da A, ferrita é representada por F e a cementita, C. Conforme a figura 1, ocorre a formação de

perlita ou bainita de acordo com o tratamento utilizado. Quando a curva de resfriamento passar entre o eixo de temperatura (eixo Y) e a extremidade da curva de transformação isotérmica em um tempo curto suficiente para cruzar a linha horizontal M, sem tocar a curva de transformação, haverá a formação de martensita. A medida que a curva de resfriamento passar mais à direita e cruzar a curva de transformação isotérmica, iniciará a formação de perlita. A velocidade de resfriamento para que isto ocorra normalmente é obtida com o processo ocorrendo de modo lento ou dentro do forno. Para que ocorra a formação de bainita deve haver um resfriamento mais rápido suficiente para que não toque a curva de transformação até o início do patamar isotérmico.

Figura 1 - Diagrama de Transformação-Tempo-Temperatura para um aço com composição eutetóide. Austenita (A), Austenita super-resfriada (Au), Martensita (M), Ferrita (F), Cementita (C) (Totten, 2006).



3.1.1. Tratamentos Térmicos – Recozimentos

O processo de recozimento é normalmente uma operação intermediária na fabricação de uma grande diversidade de componentes metálicos. O recozimento pode ser dividido conforme o seu objetivo, podendo haver recozimentos para recristalização, para alívio de tensões, para difusão, para esferoidização, etc. Sendo necessários estes tratamentos para remover tensões, devido aos processos de fundição e conformação mecânica à frio, recristalizar o material, diminuir a dureza, aumentar a ductilidade, diminuir as tensões originadas na zona afetada pelo calor durante soldagem ou eliminar os efeitos de tratamentos térmicos a que o material tenha sido submetido anteriormente.

O tratamento térmico de recozimento pleno, quando usado em aços hipoeutetóides ou eutetóides, é executado aquecendo-o até o campo austenítico, 50°C acima da Linha A3 para completa dissolução da cementita e em seguida, resfriando-o lentamente. O resfriamento lento, assegura que a austenita se transforme primeiro em ferrita pró-eutetóide e mais tarde, em temperaturas próximas ao equilíbrio, em perlita, como destacado na figura 2, que mostra as temperaturas de recozimento pleno utilizadas, de acordo com o teor de carbono do aço. Como resultado, a ferrita será equiaxial e de grão relativamente grosseiro e a perlita terá um grande espaçamento interlamelar (Antoni et al, 2014).

A figura 3 apresenta uma microestrutura típica de ferrita e perlita, formada após o recozimento. O tratamento para os aços hipereutetóides é realizado aquecendo-o em temperaturas 50°C acima de A1, no campo bifásico de austenita e cementita, seguido de resfriamento lento, normalmente realizado dentro do forno desligado. As características desta microestrutura são a baixa dureza e resistência mecânica, porém uma boa ductilidade, por isto é usado com frequência em aços com baixos e médios teores de carbono que serão submetidos à usinagem ou que sofrerão uma grande deformação plástica durante uma operação de conformação mecânica.

O recozimento subcrítico tem como objetivo o alívio de tensões e é realizado através do aquecimento lento do material até temperaturas abaixo de A1, ou seja, em um campo inferior à zona crítica. Estas tensões normalmente são originadas em processos de fundição, usinagens severas, operações de soldagem ou cortes com maçarico.

Figura 2 - Faixa de temperaturas do ciclo de recozimento para os aços (Metals Handbook, 1991).

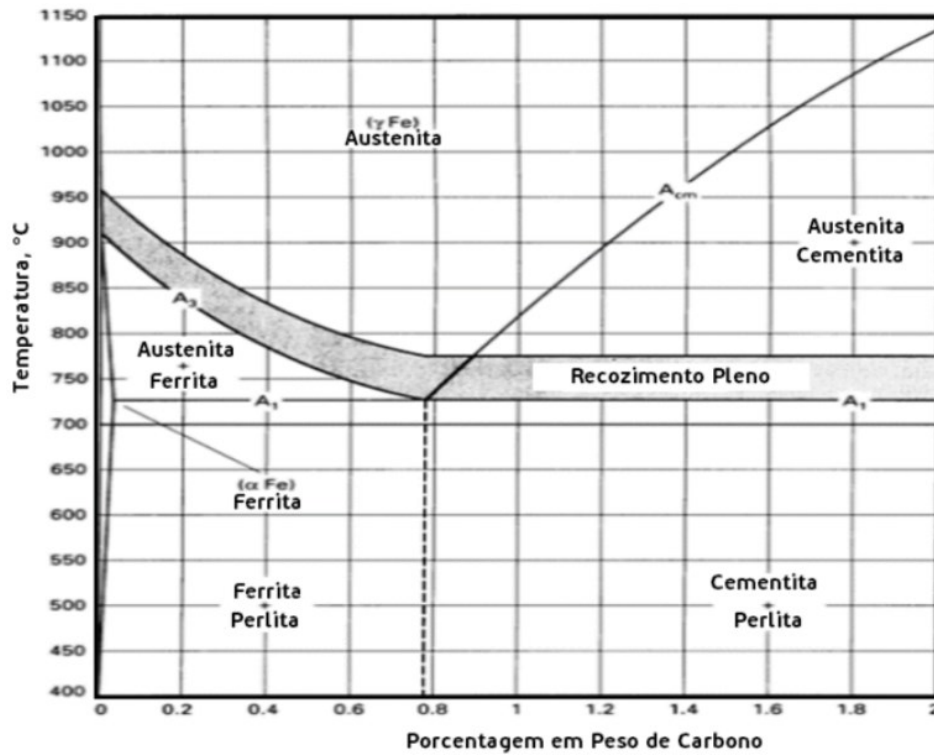
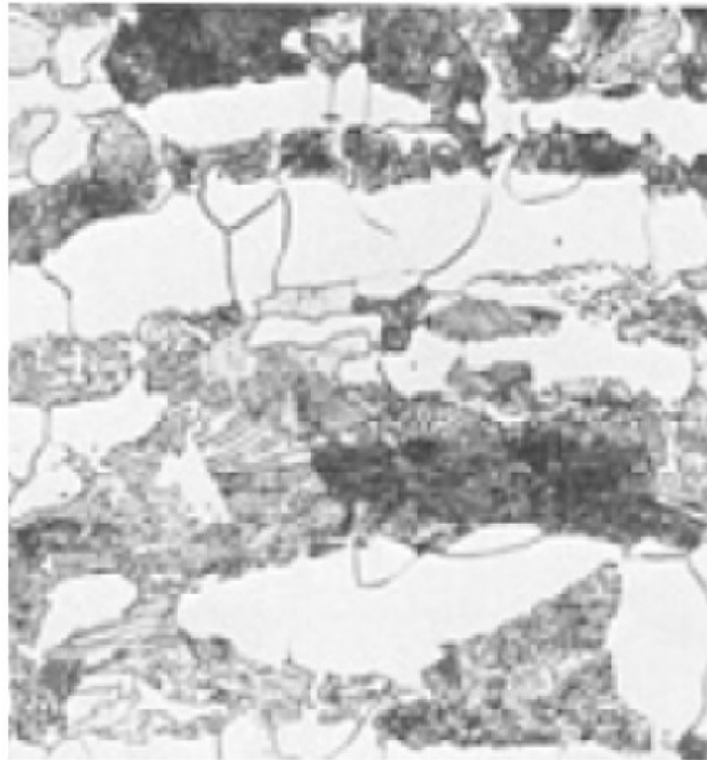


Figura 3 - Microestrutura ferrítica-perlítica obtida por um recozimento pleno em um aço SAE 1040. Ataque com Picral 4% mais Nital 2%. (Chiaverini, 2008).

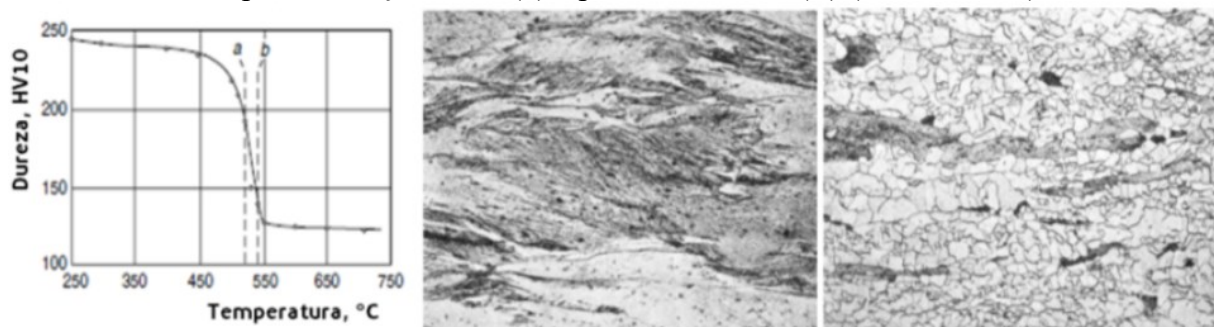


O recozimento para recristalização é um tratamento aplicado em aços deformados a frio, que utiliza temperaturas acima da sua temperatura de recristalização. Neste recozimento ocorre a recuperação, recristalização e crescimento de grãos, não havendo transformação de fases no aço. A deformação plástica cria um número elevado de defeitos cristalinos, que durante o recozimento se tornam sítios preferenciais para iniciar a recristalização (Krauss, 2005).

Após o recozimento para recristalização, a restauração da ductilidade e redução da dureza do material, figura 4 (a), permite um novo estágio de trabalho a frio. As figuras 4 (b) e 4 (c) mostram, respectivamente, os efeitos do trabalho a frio e do recozimento para a recristalização na microestrutura de um aço baixo carbono.

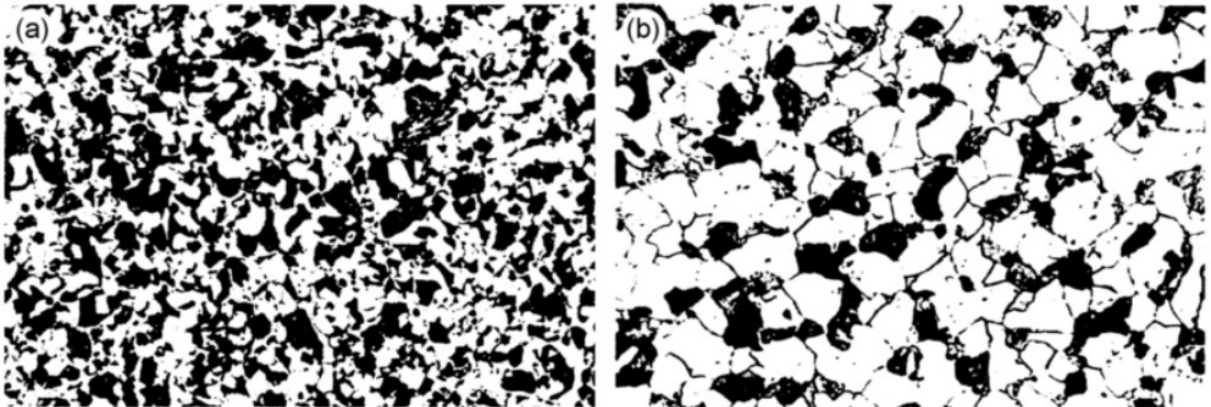
Recozimento Isotérmico é utilizado quando o objetivo é obter boa usinabilidade com microestruturas grosseiras, sejam ferrítica-perlíticas, perlíticas, ou de cementita e perlita, respectivamente para os aços com composição química hipoeutetóides, eutetóides ou hipereutetóides. Este tratamento é indicado apenas para peças de pequeno volume, uma vez que massas muito grandes terão uma taxa de resfriamento mais lenta que a necessária para este tipo de ciclo.

Figura 4 - Variação de dureza em aço baixo carbono laminado a frio e recozido (a). Microestruturas: após laminação à frio (b); após recozimento (C) (Krauss, 2005).



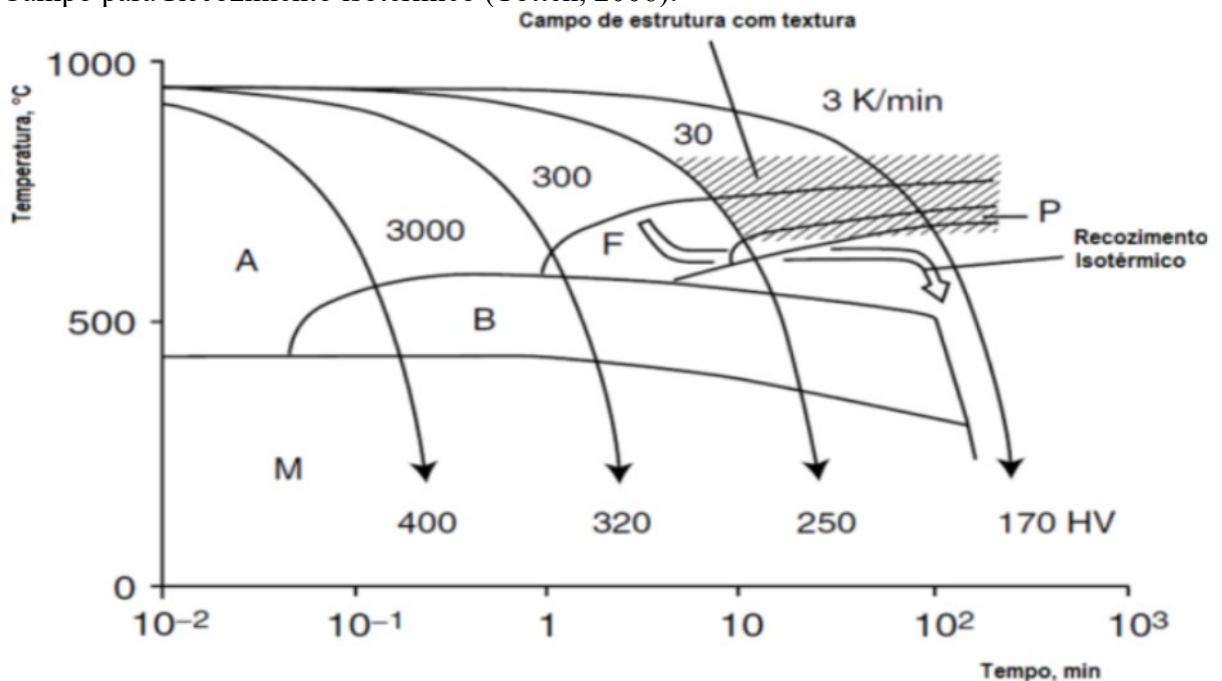
A figura 5 mostra duas microestruturas de aço DIN 16MnCr5, uma obtida após a normalização e a outra após o recozimento isotérmico. As características microestruturais dos aços tratados neste processo são grãos de ferrita grosseiros, distribuição uniforme das regiões de perlita, com lamelas finas e uma alta proporção de ferrita. Sendo este último não aplicado aos aços hipereutetóides.

Figura 5 - Microestruturas de aço DIN 16MnCr5, após a normalização (a); após o recozimento isotérmico (b). (Totten, 2006).



O ciclo térmico consiste em um aquecimento 50oC acima da linha A3, seguido de um resfriamento rápido até um patamar de temperatura situado na parte superior do diagrama de transformação isotérmico, onde o material é mantido durante o tempo necessário a se produzir a transformação completa, conforme seta mostrada na figura 6. O resfriamento final, até a temperatura ambiente, pode ser acelerado. A microestrutura final é mais uniforme que a obtida no recozimento pleno e o tempo de processamento é menor, o que torna este tratamento mais usado que o recozimento pleno, quando a geometria da peça permite. Para melhor controle das taxas de resfriamento, é comum o uso de banhos de sal.

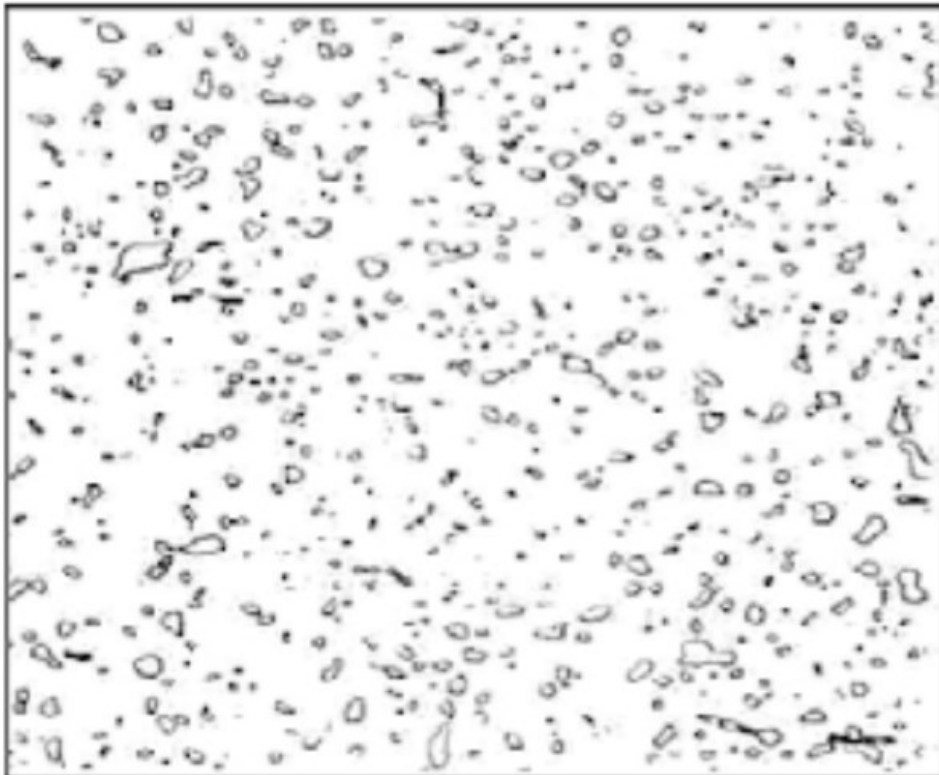
Figura 6 - Diagrama TTT do aço baixa liga para cementação DIN 15CrNi6 mostrando o Campo para Recozimento isotérmico (Totten, 2006).



3.2. RECOZIMENTO DE ESFEROIDIZAÇÃO

O recozimento de esferoidização é um tratamento térmico onde a cementita adquire a morfologia globular, transformação que é acompanhada de modificações nas propriedades mecânicas, como redução da dureza e limite de resistência e aumento da ductilidade. Tais propriedades são diretamente relacionadas com a ductilidade da matriz ferrítica, que torna-se contínua, com carbonetos grosseiros e dispersos, que oferecem pequena resistência à deformação. Desta forma, torna-se uma microestrutura importante para aços ao carbono utilizados na conformação a frio (Krauss, 2005). A figura 7 apresenta uma microestrutura típica de um aço esferoidizado, com a matriz ferrítica e os carbonetos de ferro dispersos. Esta microestrutura além de ser favorável às operações de conformação, também é desejável para aços que serão usinados (Gupta e Sem, 2006).

Figura 7 - Microestrutura de aço 1040 esferoidizado após 21h em 700°C. Ataque Picral 4%. Aumento de 1000x. (Gupta e Sem, 2006)

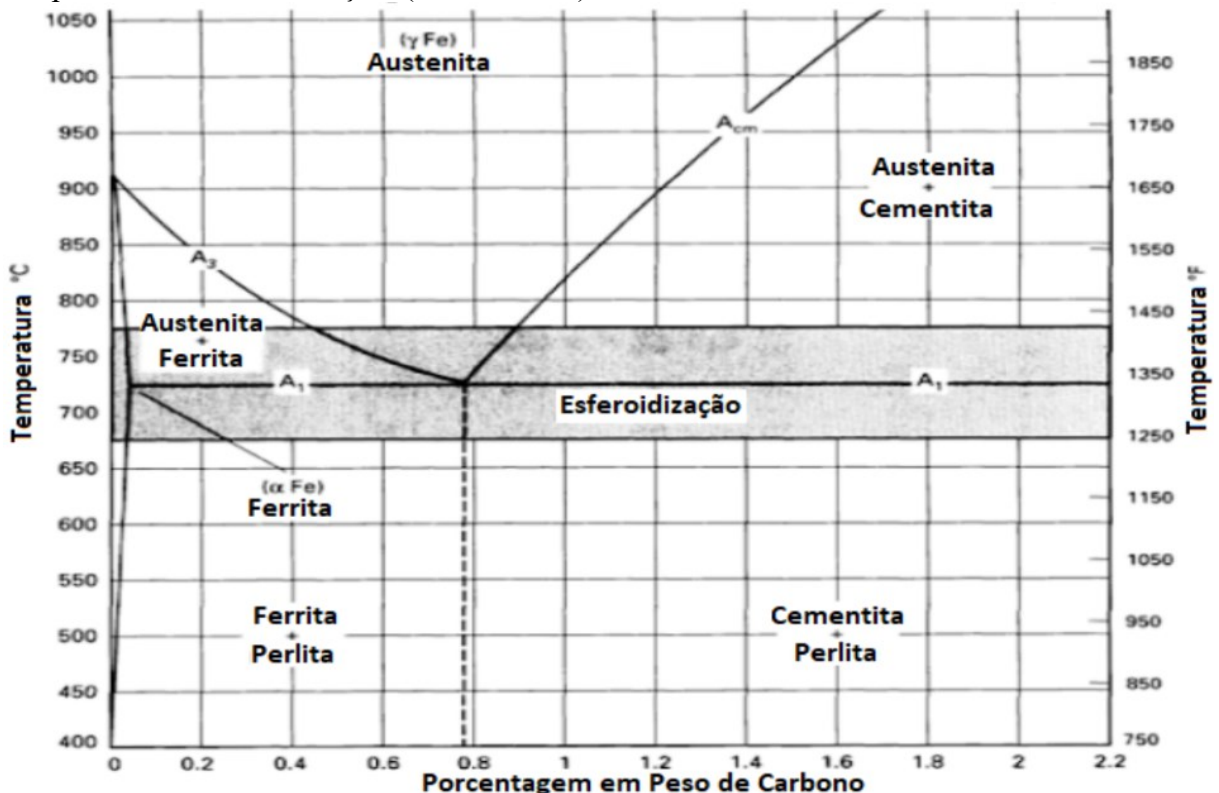


Conforme Kamyabi-Gol, Ata e Sheikh-Amin et al, (2010), o tratamento térmico de esferoidização é realizado em aços baixo e médio carbono, quando necessitam máxima ductilidade para trabalhos que exigem muito esforço, tanto da ferramenta quanto do material,

assim como quando é necessário aumentar a ductilidade nos aços perlíticos (Bramfitt e Hungwe, 1991). Aços hipereutetóides e ou de alto carbono, quando necessitam ser usinados ou conformados mecanicamente, apresentam dureza elevada ou possibilidade de terem carbonetos nos contornos de grão, tornando-os frágeis. Deste modo, Oliveira e Bearzi (2009), também indicam a necessidade da realização da esferoidização anteriormente ao processamento subsequente, seja ela uma operação de conformação ou usinagem.

Pode-se obter a morfologia globular da cementita a partir de outras microestruturas, como por exemplo, de uma estrutura essencialmente perlítica, através do aquecimento por determinado tempo próximo à Linha Ac1 (em torno de 700°C) com subsequente resfriamento lento. O processo levará dezenas de horas para se completar, entretanto microestruturas bainíticas já apresentam carbonetos na forma de partículas isoladas, tornando a esferoidização mais rápida. A microestrutura inicial que apresenta a maior taxa de esferoidização é a martensita. Uma vez que a condição metaestável acelera o processo de precipitação, esferoidização e coalescimento. A figura 8 destaca a faixa de temperaturas usada para esferoidização de aços hipoeutetóides e hipereutetóides, a partir de um diagrama de equilíbrio Fe-C.

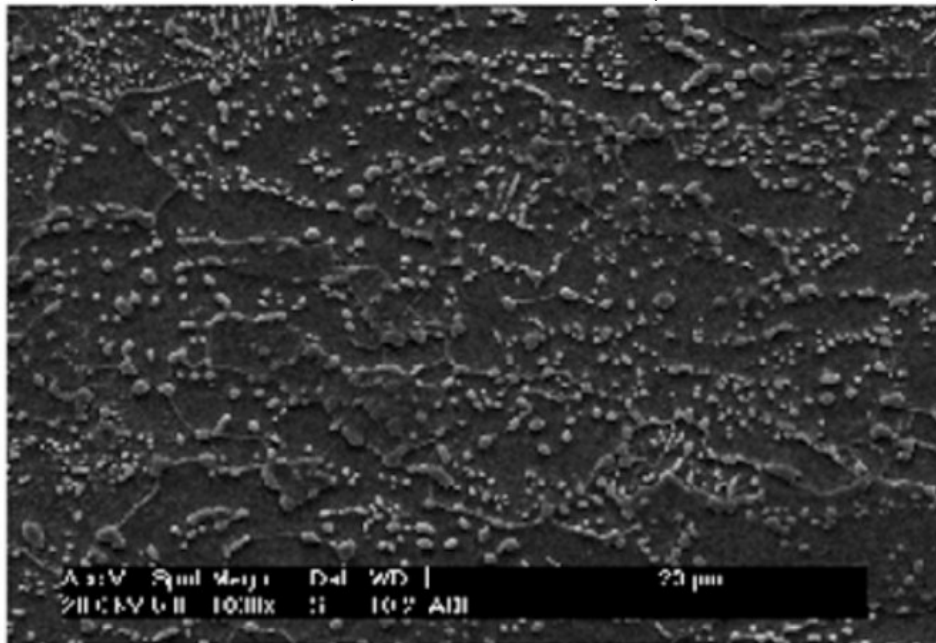
Figura 8 - Diagrama de Fase Binário para Sistema Ferro-Carbono mostrando faixas de temperatura de esferoidização. (Totten, 2007)



3.2.1. Recozimento de Esferoidização – Aplicações

O objetivo do recozimento de esferoidização é produzir uma estrutura macia através da alteração da morfologia da cementita, formando uma microestrutura de carbonetos esferoidizados em uma matriz ferrítica. São mostradas a seguir aplicações deste recozimento e seus efeitos nas microestruturas dos aços. Parafusos de alta resistência podem ser produzidos a partir de arames laminados a quente de aço SAE 1045, que têm uma operação intermediária de recozimento de esferoidização, antes do forjamento a frio. A figura 9 é uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura deste aço, que permite observar a cementita esferoidizada em uma matriz ferrítica (Oliveira e Bearzi, 2009).

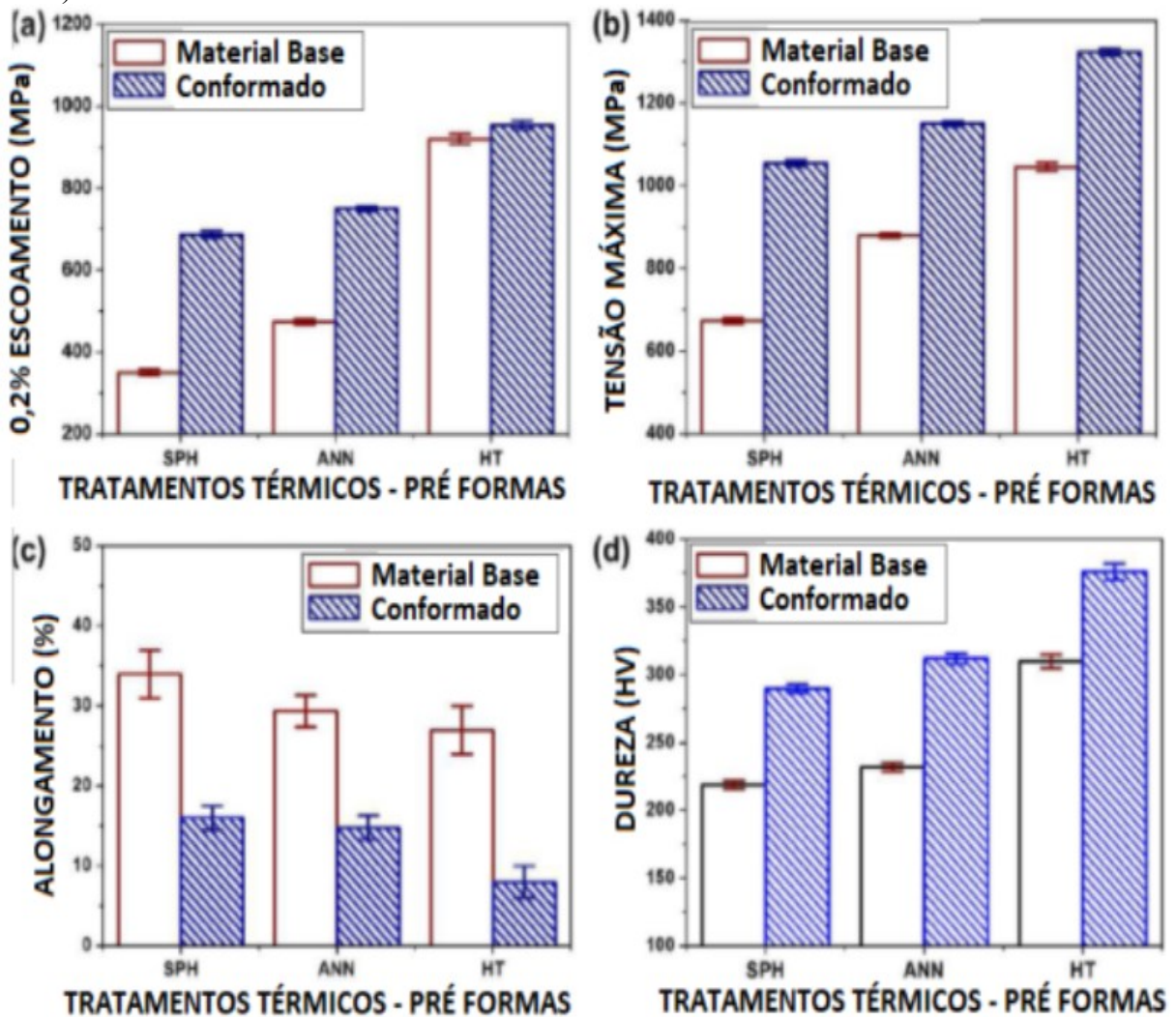
Figura 9 - Microestrutura de um aço SAE 1045 após recozimento de esferoidização obtida por microscopia eletrônica de varredura. (Oliveira e Bearzi, 2009)



Podder et al (2012) apresentaram o efeito de diferentes tratamentos térmicos realizados em pré-formas de tubos de aço AISI 4340, figura 10, nas propriedades mecânicas dos tubos semi-acabados e prontos. Os tratamentos térmicos utilizados foram: recozimento (ANN), esferoidização (SPH) e têmpera e revenimento (HT). O recozimento de esferoidização do material base aumentou a conformabilidade das chapas, reduzindo os limites de escoamento, de resistência e dureza, além de aumentar o alongamento das mesmas. O efeito nos tubos acabados repetiu os padrões dos resultados das pré-formas, contudo, os

tubos fabricados com este tipo de ciclo e microestrutura ainda apresentam as propriedades mínimas requeridas para tal mercado.

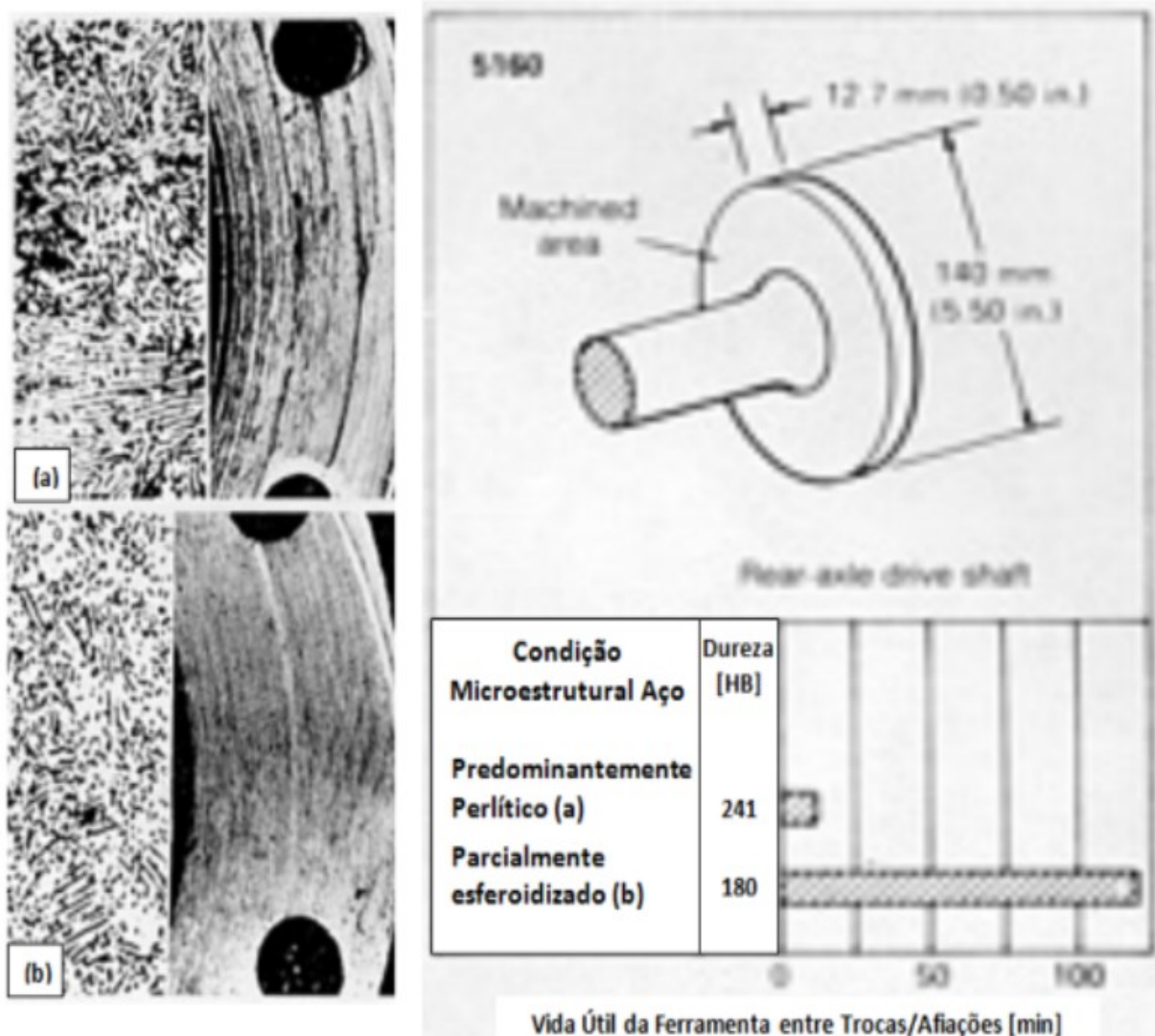
Figura 10 - Comparativo das propriedades mecânicas das pré-formas de tubos de aço AISI 4340, fabricados a partir de diferentes pré-tratamentos térmicos: recozimento (ANN), esferoidização (SPH) e têmpera e revenimento (HT). Propriedades Mecânicas: (a) Tensão de Escoamento; (b) Limite de Resistência; (c) Alongamento; (d) Dureza Vickers. (Podder et al, 2012)



Aumento de usinabilidade e da vida de ferramentas foram temas de trabalhos de muitos autores, como Luzginova, Zhao, Sietsma (2008), Pilecek e Kucerova (2013), destacando sempre o efeito positivo da utilização da microestrutura esferoidizada em pré-formas para tal aplicação. A figura 11 compara o desempenho de uma ferramenta durante a usinagem de dois componentes fabricados em aço SAE 5160, sendo um com microestrutura predominantemente perlítica (a) e outro com microestrutura parcialmente esferoidizada (b). O

desempenho da ferramenta é mostrado em (c). Além do melhor acabamento superficial das peças, as pré-formas parcialmente esferoidizadas permitiram que a ferramenta tivesse um desempenho muito melhor, uma vez que subiu de 8 para 123 peças a produção entre substituições da pastilha.

Figura 11 - Efeito da esferoidização parcial na superfície acabada e no desempenho da ferramenta durante a usinagem de aço SAE 5160. (a) Microestrutura perlítica (recozida) com dureza de 241 HB e acabamento da superfície do flange após usinagem de oito peças. (b) Microestrutura parcialmente esferoidizada com dureza de 180 HB e a superfície do flange após usinagem de 123 peças. (c) Vida da ferramenta entre afiações. (ASM Handbook, 1991)

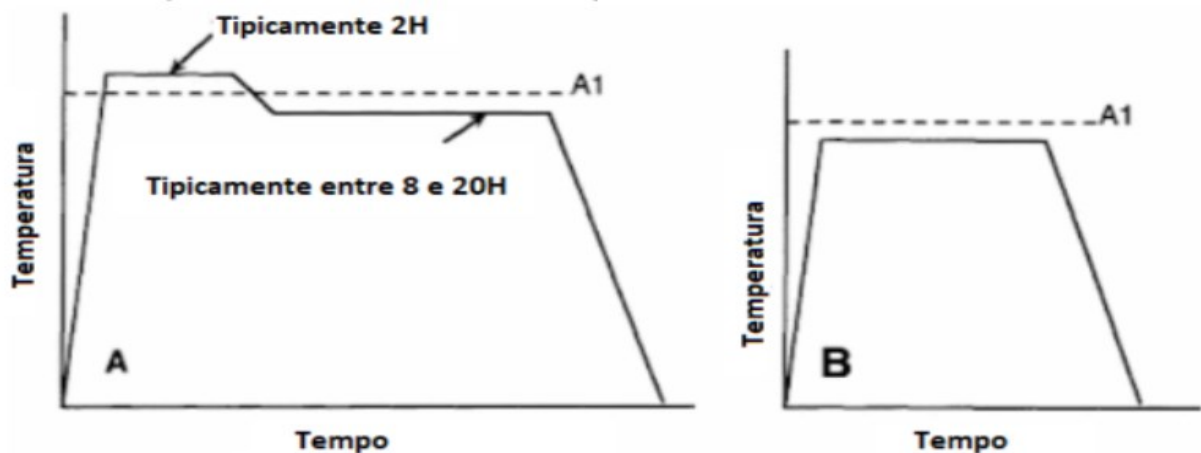


Uma outra aplicação do tratamento de esferoidização é a esferoidização direta em linhas de laminação de chapas de aço de alto carbono, onde o material será laminado a frio ou usinado posteriormente. Este tratamento é utilizado para aumentar a tenacidade e a plasticidade e melhorar a usinabilidade (Caruso, Verbomen, Godet et al, 2011).

3.2.2. Ciclos de Esferoidização

Os tratamentos de esferoidização nos aços, envolvem o aquecimento, o encharque e o resfriamento de modo a produzir carbonetos com a morfologia globular em uma matriz ferrítica. Analisando os ciclos de processamento, O'Brien e Hosford (1997), descrevem dois ciclos típicos para tratamento de esferoidização, um intercrítico e outro subcrítico, conforme mostrado na figura 12(a) e 12(b), respectivamente. O Primeiro possui aquecimento dentro da zona de temperaturas intercríticas (740°C até 760°C) por 2h, seguido de resfriamento lento até abaixo da temperatura crítica (entre 700°C e 715°C), com manutenção nesta temperatura entre 8h e 20h antes de um resfriamento até a temperatura ambiente. O outro ciclo de tratamento em temperaturas subcríticas, aquece o material ligeiramente abaixo da temperatura crítica (entre 700 e 715°C).

Figura 12 - Ciclos de Esferoidização, (a) Ciclo intercrítico típico; (b) ciclo subcrítico. (O'Brien e Hosford, 1997)

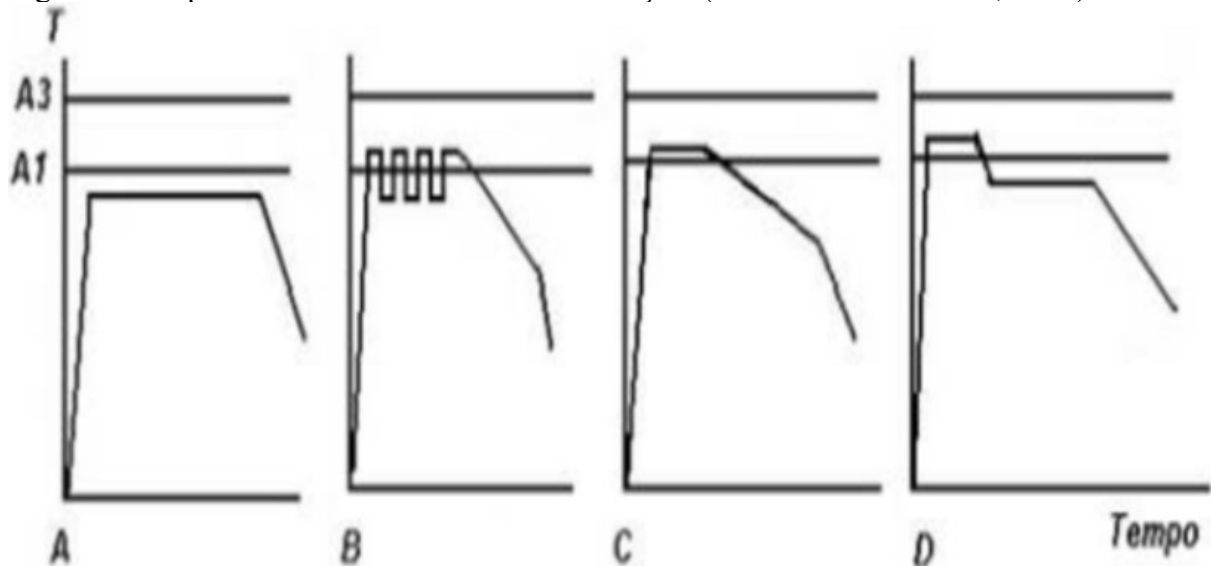


Fagundes (2006), Peruch (2009) e Oliveira et al, (2009), citam que os aços podem ser esferoidizados pelos seguintes procedimentos: Manutenção por tempos longos em temperaturas logo abaixo de Ae_1 , também denominado de recozimento subcrítico, permanecendo nesta temperatura por um longo período de tempo. Neste tratamento não ocorrem mudanças de fase e o ciclo é apresentado na figura 13 (a); Aquecimentos e resfriamentos alternados entre temperaturas logo acima e logo abaixo de Ae_1 , ou recozimento pendular, mostrado na figura 13 (b). O resfriamento posterior deve ser lento.

Neste tratamento os carbonetos mais finos são dissolvidos sistematicamente toda vez que a temperatura é elevada acima de A_1 , ocorrendo a precipitação da cementita quando a

temperatura é reduzida; Aquecimento em uma temperatura entre Ae_1 e Ae_3 e em seguida resfriamento muito lento, dentro do forno. Neste ciclo, quando utilizada uma temperatura 10 a 30°C acima de A_1 com posterior resfriamento com cerca de $10^\circ\text{C}/\text{h}$, as partículas de cementita não dissolvidas atuam como núcleos para o crescimento dos carbonetos esferoidizados durante o resfriamento. A Figura 13 (c) ilustra este ciclo; Resfriamento a uma taxa adequada a partir de uma temperatura mínima na qual todos os carbonetos são dissolvidos, para prevenir a formação de uma rede de carbonetos. Este ciclo também é conhecido como recozimento isotérmico (intercrítico), tratamento que consiste em aquecer o aço entre as temperaturas A_1 e A_3 , normalmente entre 700 e 800°C , mantendo-o nesta temperatura por um período curto de tempo. Em seguida é resfriado até um patamar inferior a A_1 e mantido nesta temperatura por tempo suficiente para que ocorra a transformação de toda a austenita existente e para que se obtenha um coalescimento suficiente da cementita. Este tempo pode variar entre 4 e 40 h, dependendo do aço. O resfriamento costuma ser lento até cerca de 650°C , com posterior resfriamento rápido até a temperatura ambiente.

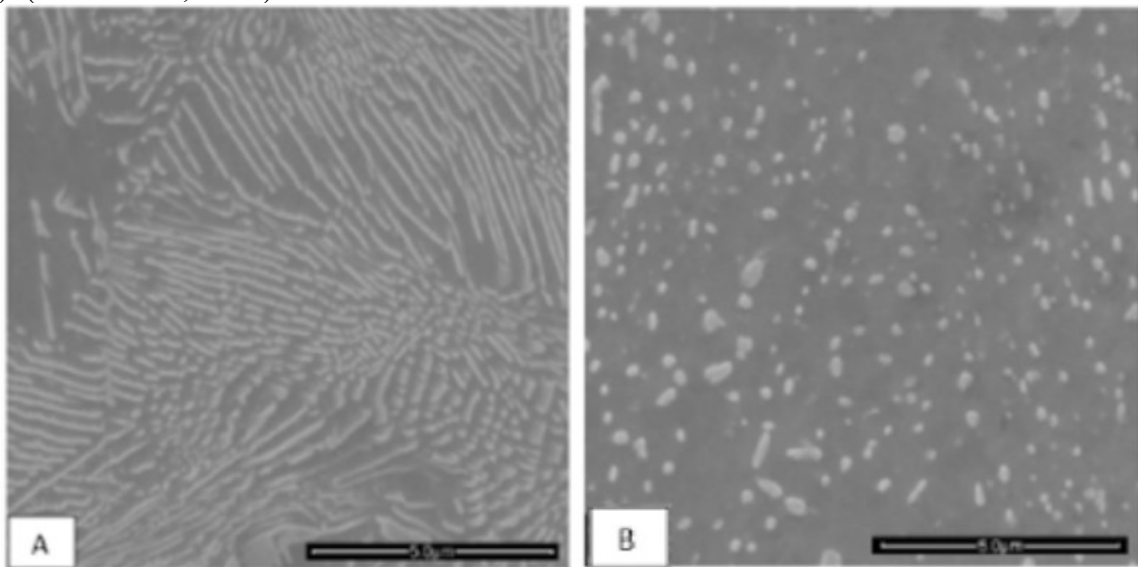
Figura 13 - Tipos básicos de ciclos de esferoidização. (Rossi e Coutinho et al, 1983)



Segundo Nijhof (1981), há um quinto método para se obter a estrutura de cementita esferoidizada, com o aquecimento dentro do campo austenítico, seguido de têmpera para formação de martensita. Após a têmpera, deve ser feito o revenimento em uma faixa de temperaturas logo abaixo de A_1 . A morfologia da cementita esferoidizada e da ferrita podem ser formadas diretamente da decomposição da martensita, processo utilizado para introduzir defeitos cristalinos. Defeitos que atuarão como sítios para nucleação da cementita e posterior

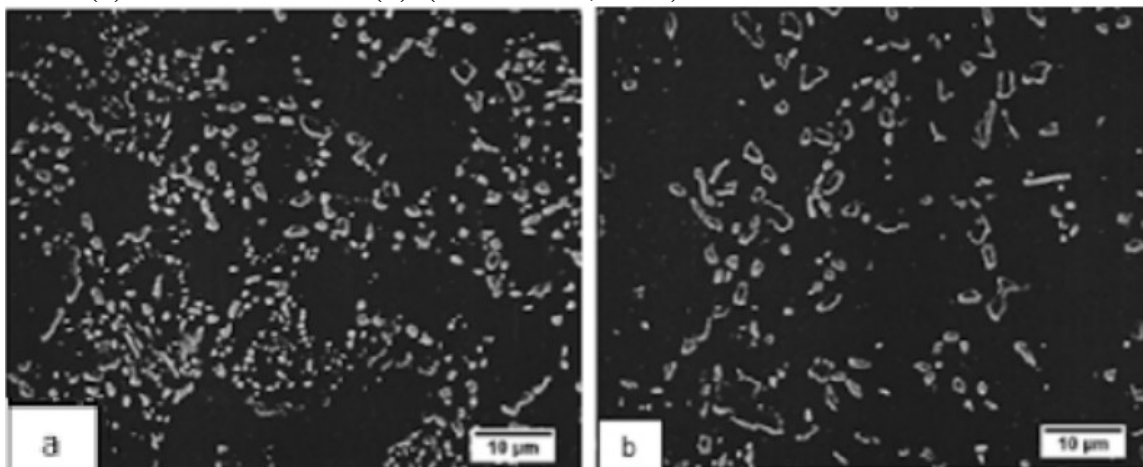
esferoidização (Hauserova et al, 2010). Schaneman (2009), comparou microestruturas resultantes de tratamentos intercríticos e subcríticos, ambos processados por 20 horas, figura 14. As regiões ricas em carbonetos de ferro apresentam a cementita predominantemente lamelar, com cerca de 27% de esferoidização, para o ciclo intercrítico e predominantemente globular, com 94% de esferoidização para o ciclo subcrítico.

Figura 14 - Microestruturas de amostras recozidas em ciclos intercríticos (A) e subcríticos (B). (Schaneman, 2009)



Uma análise comparativa entre os ciclos intercríticos e subcríticos foi feita por Podder et al, (2012), para a esferoidização de um aço AISI 4037. As microestruturas obtidas nos dois ciclos são mostradas na figura 15.

Figura 15 - Micrografia do aço AISI 4037 recozido por tratamento subcrítico em 704°C por 12 horas (a) e ciclo intercrítico (b). (Podder et al, 2012)



3.3. MECANISMOS DE ESFEROIDIZAÇÃO

O principal mecanismo do recozimento de esferoidização é baseado no coalescimento das partículas de cementita na matriz ferrítica. Gera-se um efeito de capilaridade devido às mudanças de concentração de carbono na ferrita (Krauss, 2005). Conforme Totten (2007) a difusão do carbono depende da temperatura, tempo e do tipo e quantidade de elementos de liga no aço. A solubilidade do carbono na ferrita, que é baixa em temperatura ambiente (menor que 0,02%C), aumenta consideravelmente acima da temperatura Ac1. Em temperaturas próximas de Ac1, a difusão dos átomos de carbono, ferro e outros elementos de liga é maior, o que torna possível a mudança de morfologia para redução da sua energia livre.

Rocha (2001), Fagundes (2006) e Peruch et al, (2009) citam que a difusão dos átomos de carbono, que ocorre devido às mudanças de concentração de carbono na ferrita tendem a reduzir a quantidade de partículas pequenas convertendo-as em uma menor quantidade de partículas maiores. Esta mudança gera uma redução da área de interface total entre as partículas e a matriz, sendo que essa difusão de soluto entre os precipitados com tamanhos diferentes, pode ser expresso pelo efeito de Gibbs-Thomson ($\Delta\mu = -2\gamma\Omega/r$), onde a concentração de soluto na matriz adjacente à uma partícula crescerá enquanto o raio de curvatura diminui, gerando a redução da Energia ($\Delta\mu$) com o aumento do tamanho médio dos precipitados. Na equação supracitada, a energia interfacial é representada γ , o tamanho da partícula é dado por r e Ω , representa uma integral dependente da temperatura. Porter (1992) indica que este gradiente de concentração de soluto cria a força motriz para que ocorra a difusão dos átomos de soluto que compõem as partículas com o consequente desaparecimento das partículas menores e o crescimento das maiores. Este mecanismo pode ser expresso pela equação 1. As variáveis presentes na equação tornam-na função do tempo e tamanho de partícula, sabendo-se que o coeficiente de difusão e a solubilidade do carbono aumentam exponencialmente com a temperatura, a taxa de coalescimento também aumentará rapidamente com a elevação da temperatura.

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

onde:

r_0 – Tamanho inicial da partícula no tempo t_0 ;

- r – Tamanho final da partícula, após um tempo t;
- k – Constante relacionada com o produto $D \cdot \gamma \cdot X_e$;
- D – Coeficiente de difusão;
- γ – Energia interfacial;
- X_e – Solubilidade de carbono no equilíbrio;
- n – Constante dependente do mecanismo controlador do coalescimento dos carbonetos;
- Ω – Integral adimensional de colisão dependente da temperatura;
- t_0 - Tempo inicial;
- t - Tempo final do processo.

A esferoidização da cementita é induzida 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 (Hernandez et al, 2010 e Martins, 2012). Porém, na primeira etapa do processo o fator predominante para a quebra das lamelas não é a redução de energia de superfície, uma vez que há a formação de novas superfícies, mas o equilíbrio de forças entre as interfaces de cementita e ferrita (efeito local). Isto é decorrente dos defeitos existentes na superfície das lamelas de cementita, as quais possuem grandes irregularidades, como por exemplo, concavidades, subestruturas, falhas de empilhamento, entre outras (Rocha, 2001).

Na tabela 1 são mostradas algumas características do processo de esferoidização. A microestrutura inicial apresenta-se composta totalmente por perlita e com a evolução do processo, há a fragmentação de suas lamelas, formando unidades menores que tendem a se arredondar, ou seja, haverá a formação de uma microestrutura esferoidizada.

Tabela 1 - Evolução Microestrutural da Esferoidização dos Aços (Fagundes et al, 2006)

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 da interface ferrita-cementita.		Energia da interface ferrita-cementita.		
PROCESSO		Global: processo de redistribuição, esferoidização, coalescimento.				
		Primeira e Segunda etapa: esferoidização propriamente dita.		Terceira etapa: coalescimento		
Cementita	Variações Métricas	V_v^{Fe3C}	Constante			
		V_v^G	Valor inicial nulo	Aumenta	Aumenta	Mantém-se constante
		λ_{Fe3C}	Valor inicial ligado à escala da estrutura perlítica	Diminui	Diminui	Aumenta
Sendo: V_v^{Fe3C} = fração volumétrica total de cementita; V_v^G = fração volumétrica de cementita globular; λ_{Fe3C} = distância livre média da cementita.						

A morfologia lamelar da cementita na perlita é instável em temperaturas elevadas, devido a grande área interfacial entre ferrita/cementita, o que favorece a formação de uma morfologia mais estável com menor área interfacial, no caso, a formação de cementita esferoidizada na matriz ferrítica (com menor relação entre energia livre de superfície e de volume). Quanto maior a energia interfacial entre cementita/ferrita maior será a força motriz para o processo se desenvolver. O processo de esferoidização é lento, mesmo próximo da temperatura A1, requerendo longos períodos de recozimento para as colônias de perlita começarem a se esferoidizar. Um dos fatores possivelmente responsáveis por tal comportamento é a baixa energia interfacial existente entre as lamelas de cementita e ferrita da perlita (COUTINHO et al, 1979).

Como descrito anteriormente, a esferoidização ocorre como resultado da difusão de átomos de ferro e de carbono, tendo uma dependência com o raio de curvatura das interfaces α/Fe_3C . Schastlivtev e Yakovleva (1994) propuseram uma equação específica para descrever o processo de fragmentação das lamelas em um recozimento subcrítico partindo-se de uma

estrutura perlítica, equação (2), que mostra a variação da concentração de carbono em função do raio de curvatura.

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

onde:

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

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

V^m_{cm} - Volume molar de Fe_3C ;

R - Constante dos gases;

T - Temperatura absoluta;

r – Tamanho final da partícula, após um tempo t ;

γ – Energia interfacial;

As impurezas frequentemente observadas ao longo dos contornos de cementita aceleram a fragmentação das lamelas. Assim, embora a superfície plana de uma lamela de cementita seja estável, as linhas onde formam os subgrãos na interface externa de ferrita/cementita não possuem tal estabilidade. Fendas ou ranhuras com ângulos agudos devem aparecer ao longo dessas linhas, e se propagar dentro das lamelas, resultando no seu corte. A diferença entre tamanhos das partículas também tem papel importante dentro do processo. A solubilidade então seria maior com os precipitados maiores e menor com os precipitados menores. Isto produz um gradiente de concentração de soluto, que promove um fluxo difusivo de carbono dos precipitados menores para os maiores, resultando na diminuição e no desaparecimento das partículas menores. O soluto do precipitado que está se dissolvendo alimentará então as partículas maiores, promovendo o seu crescimento. Este processo é conhecido como coalescimento (Rocha, 2000), presente principalmente na terceira etapa do processo de esferoidização, tabela 1.

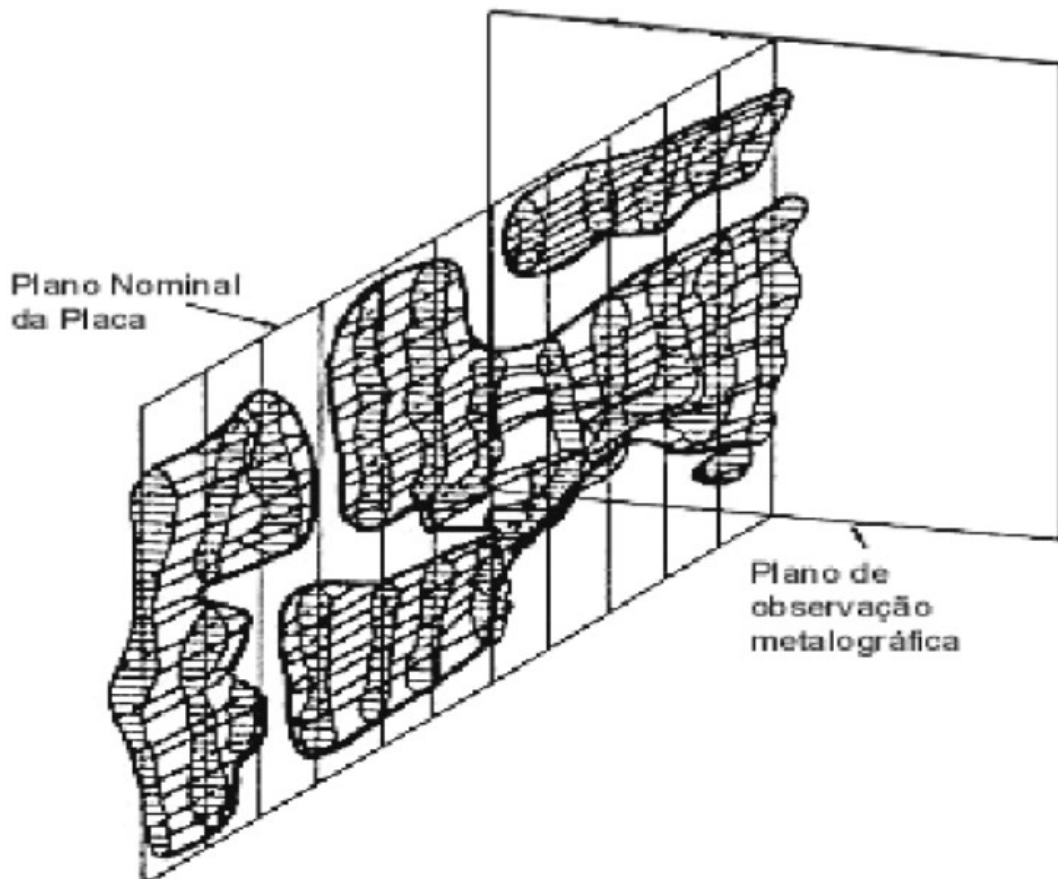
3.4. PROCESSO DE ESFEROIDIZAÇÃO

As modificações morfológicas da cementita, ocorridas durante o tratamento térmico para obtenção de partículas esféricas a partir de outras microestruturas iniciais, como

perlíticas ou martensíticas, costumam ser divididas em três etapas. A seguir são destacadas estas modificações considerando a microestrutura perlítica como estrutura prévia à esferoidização.

1. Inicialmente ocorre a fragmentação das lamelas, as quais são transformadas em partículas grosseiramente esféricas, aumentando o número de partículas isoladas de cementita. As lamelas de cementita quebram-se em intervalos mais ou menos regulares, pelo crescimento de canais no seu interior, até formar partículas menores, com relação de forma (razão entre o comprimento e a largura da partícula) em torno de 8. A figura 16 mostra de forma esquemática uma lamela de cementita durante este estágio;
2. Na segunda etapa, o fator de forma dos fragmentos das lamelas progressivamente tende a 1 (ou seja, a um formato teoricamente esférico);
3. Enquanto na terceira etapa, que pode ser denominada de coalescimento, ocorre o crescimento de partículas em função do tempo e da temperatura, com consequente diminuição do número de partículas esferoidizadas e aumento da distância entre as mesmas.

Figura 16 - Representação tridimensional de uma lamela de cementita no início do processo de esferoidização (Krauss et al, 2005).



Outros autores, como Krauss (2005), Totten (2007) e Kamyabi-Gol et al (2010) indicam que o processo de esferoidização a partir da perlita, que é o mais comum, pode ser dividido em apenas duas etapas. Na primeira, as lamelas de cementita têm suas extremidades arredondadas e seu corpo afinado e com a sequência do recozimento esta forma intermediária rompe-se e se torna um glóbulo. Na segunda etapa, ocorre o crescimento dos carbonetos (cementita) esferoidizados. Os glóbulos recém-formados crescerão à custa dos menores, que desaparecerão. Ambos os estágios são controlados pela difusão dos átomos de soluto, sendo que desta forma, quanto mais espessas as lamelas de cementita, maior será a energia consumida para este processo.

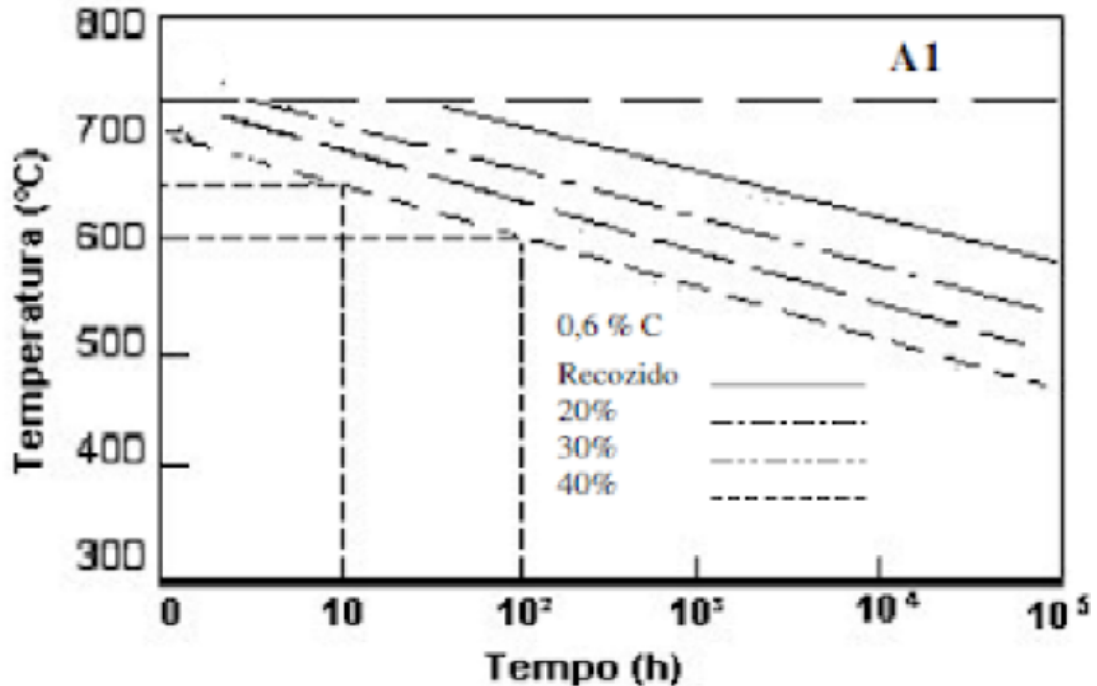
3.5. CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO

Vários autores (Rocha, 2001; Oliveira e Bearzi, 2009 e Antoni, 2014) estudaram os mecanismos de esferoidização a partir de uma microestrutura inicial perlítica. Foi observado que a morfologia da perlita inicial tem grande influência na taxa de esferoidização das lamelas de cementita. O decréscimo da distância entre as lamelas e o aumento do número de lamelas intensificam a difusão, resultando na aceleração do processo (Oliveira e Rocha et al, 2001). O número de partículas de cementita não dissolvida na austenita durante tratamentos térmicos intercríticos de esferoidização também influi acentuadamente na esferoidização final. A deformação a quente e a morno também favorecem a esferoidização da cementita (Oyama et al, 1984). O aumento da temperatura influencia diretamente na cinética de esferoidização, ou seja, para um tempo fixo, as amostras que obtiveram maior grau de esferoidização foram as que foram recozidas nas maiores temperaturas. A aceleração do processo deve-se à formação de regiões de maior difusividade no reticulado do material. Estes podem ser ocasionados pelo aumento da densidade de discordâncias, de vazios e defeitos, entre outros (Coutinho et al, 1979; Cunha et al, 1994; Oliveira e Rocha, 2001).

A sequência das etapas que envolvem o processo de esferoidização independe da temperatura, porém o tempo requerido para alcançar um determinado grau de esferoidização tem uma relação aproximadamente logarítmica com a temperatura, como pode ser observado na figura 17. Nesta figura são apresentadas as diferentes temperaturas necessárias para obtenção de um determinado grau de esferoidização da cementita a partir de amostras com diferentes encruamentos (originários de processo de deformação a frio), desde 0 até 40% de trabalho mecânico. Pode ser observado na figura que à medida que se aumenta a deformação

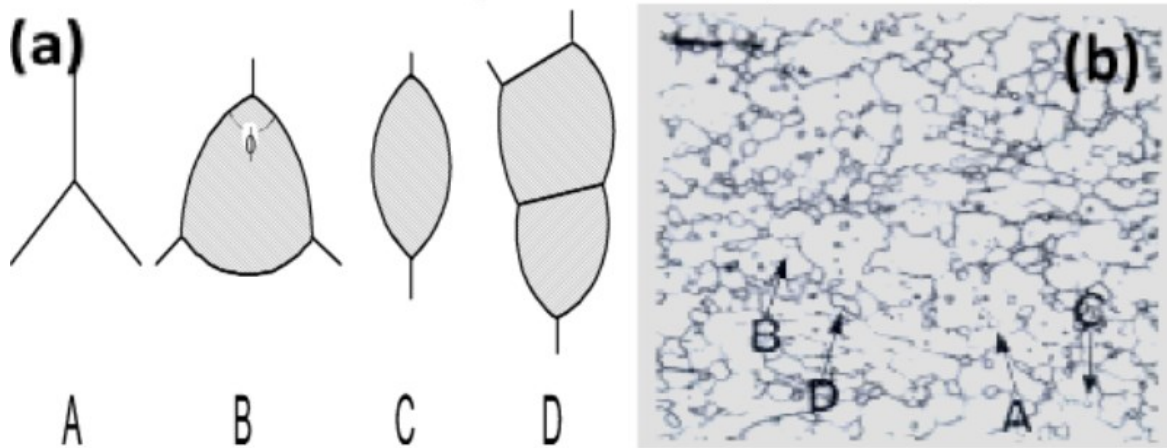
prévia ao recozimento, menores temperaturas para se obter o mesmo grau de esferoidização são necessárias.

Figura 17 - Efeito da variação da deformação a frio, da temperatura e do tempo necessários para se obter um determinado grau de esferoidização (Fagundes, 2006).



Trabalhos recentes, como Saha et al, (2012) e Lv et al, (2013) mostraram o potencial dos tratamentos cíclicos, descritos e mostrados anteriormente na figura 13. A microestrutura obtida a partir destes tratamentos apresenta refino de grãos, geração de discordâncias nos ciclos iniciais e aniquilação das mesmas nos ciclos seguintes e cementita esferoidizada a partir do contorno de grão. Os curtos períodos de tempo de aquecimento dissolvem parcialmente a cementita na austenita e como a difusão dos átomos de carbono ocorre preferencialmente pelos contornos de grão, desenvolvem-se áreas enriquecidas de soluto. Os carbonetos localizados nos contornos são angulares e sua morfologia é modificada pela tensão superficial entre as duas fases presentes, cementita e ferrita. A figura 18 ilustra as diferentes morfologias possíveis das partículas esferoidizadas, nucleadas nos pontos triplos e no meio dos contornos de grão da ferrita.

Figura 18 - (a) Morfologia da cementita: A – ponto triplo na ferrita, B – Uma partícula no ponto triplo da ferrita, C – Uma partícula no contorno de grão da ferrita, D – Duas partículas no ponto triplo da ferrita; (b) Aço com 0,8% de C, recozido a 650°C por 360h, 180HV. (Rocha, 2001)



3.6. EFEITO DA MICROESTRUTURA PRÉVIA NA ESFEROIDIZAÇÃO

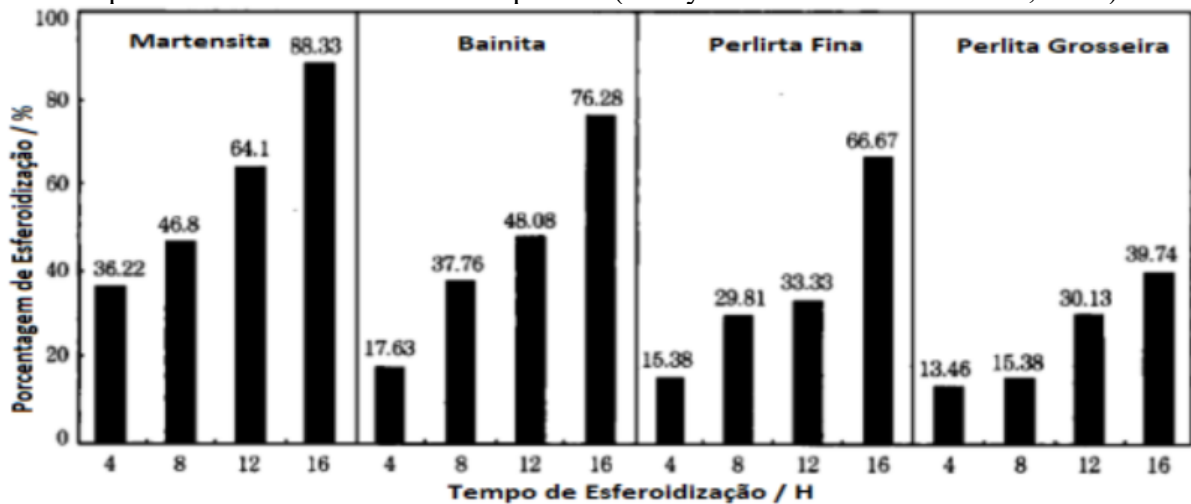
Microestruturas com cementita esferoidizada são muito estáveis e podem se formar a partir de qualquer microestrutura prévia desde que sejam mantidas aquecidas em temperaturas e períodos de tempo que permitam a formação e o crescimento destas partículas. Kamyabi-Gol e Sheikh-Amiri (2010) comparam o efeito de diferentes microestruturas prévias (martensítica, bainítica, e perlítica fina e grosseira) durante o recozimento de esferoidização com ciclos variados. A figura 19 mostra um gráfico de barras com a porcentagem esferoidizada em função do tempo de encharque e da microestrutura prévia, onde as microestruturas inicialmente martensíticas, apresentaram maior grau de esferoidização.

As amostras bainíticas tiveram percentuais de transformação ligeiramente menores, ou seja, a cinética de transformação foi mais lenta. As microestruturas inicialmente perlíticas, consideradas mais estáveis, tiveram percentuais de esferoidização menores que as microestruturas metaestáveis, para os mesmos períodos de tempo de patamar no recozimento.

A aceleração do processo de esferoidização da cementita a partir de uma microestrutura prévia de martensita seria devido a existência de uma fina dispersão de carbonetos nesta microestrutura, servindo de sítios para o coalescimento subsequente. Além desse fator, a presença de alta densidade de discordâncias, característica da martensita, facilita a difusão dos átomos de carbono e de ferro, aumentando, assim, a taxa de esferoidização (Rocha et al, 2001). Estudo de Rossi e Bottel (1983) em amostras previamente temperadas ou

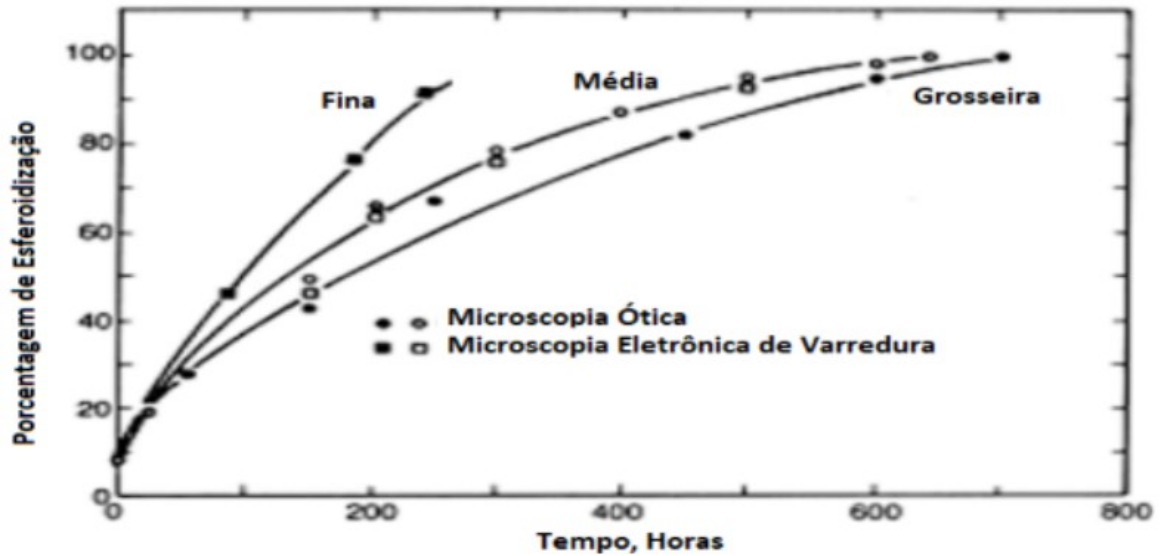
normalizadas utilizando ciclos subcríticos e pendulares para a esferoidização do aço ABNT 52100 mostraram que estruturas temperadas aceleram o processo em até duas vezes em relação às estruturas lamelares.

Figura 19 - Variação da porcentagem de esferoidização em função do tempo de tratamento térmico para diferentes microestruturas prévias (Kamyabi – Gol e Shiekh-Amiri, 2010).



Em microestruturas metaestáveis, o carbono tem alta tendência para precipitar, precisando de uma menor energia de ativação para difusão se comparada com estruturas mais estáveis, como por exemplo, perlíticas. As microestruturas perlíticas mais finas possuem uma taxa de esferoidização maior que as perlitas mais grosseiras, devido ao menor espaçamento entre as lamelas de cementita. Peruch et al, (2009) apresentaram em seus trabalhos um gráfico que compara a taxa de esferoidização com o espaçamento interlamelar da perlita (figura 20). A redução deste espaçamento pode aumentar a taxa de esferoidização de um fator de 2 para a faixa de espaçamentos interlamelares normalmente encontrados na prática, sendo mais significativos para longos tempos de recozimento (> 100 horas).

Figura 20 - Efeito do espaçamento interlamelar da perlita na esferoidização da cementita, durante o recozimento a 700oC (Schaneman et al, 2009).



A formação de uma microestrutura esferoidizada também pode ocorrer de forma indesejada, ou seja, como um mecanismo de falha por fluência dos aços com microestruturas diversas (martensita revenida em sua maioria) e conseqüentemente de componentes mecânicos. A exposição prolongada sob aquecimento em temperaturas subcríticas acima de 430oC pode levar a um processo de grafitação, fato que acontece em equipamentos em serviço em temperaturas elevadas, como tubos aquecedores e caldeiras. Nestes casos, a esferoidização e a grafitação são descritos como mecanismos de falhas (norma API 571).

3.7. EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA ESFEROIDIZAÇÃO

Os elementos de liga nos aços ao carbono podem ser divididos em dois grupos, conforme seu efeito na estabilização da cementita, formadores (ou estabilizadores) e não formadores de carbonetos. Elementos como Níquel (Ni), Cobalto (Co), Cobre (Cu), Silício (Si), Fósforo (P) e Alumínio (Al), normalmente dissolvidos na matriz ferrítica, contribuem para dissolução de carbonetos. O grupo dos estabilizadores de carbonetos possui elementos como Manganês (Mn), Cromo (Cr), Molibdênio (Mo), Tungstênio (W), Nióbio (Nb) e Zircônio (Zr), que em baixas concentrações permanecem dissolvidos na cementita e, quando estão em altas concentrações atingem a saturação e são segregados para a matriz (Galego et al, 2013), estabilizando os carbonetos ao permanecerem concentrados na interface entre a cementita e a ferrita.

O teor de carbono também influenciará na esferoidização da cementita de acordo com a temperatura em que o tratamento térmico ocorrer, visto que a sua difusão altera a cinética de esferoidização, sendo que ao aumentar seu teor, conseqüentemente aumenta-se a velocidade de esferoidização. Um exemplo disto pode ser observado para dois aços ao carbono, com 0,5 e 0,8% C, austenitizados e resfriados nas mesmas condições. Estes aços quando submetidos a um recozimento para esferoidização da cementita, também com os mesmos parâmetros, o segundo atinge um determinado grau de esferoidização em tempos menores que o primeiro (Fagundes, 2006).

O aço SAE 52100 possui cinética de esferoidização de 10 a 50% maior que o aço e SAE 10100, figura 22, devido ao efeito do cromo no aumento de velocidade de esferoidização da cementita. O Cr influencia a cinética de esferoidização, conforme a temperatura em que o tratamento térmico ocorre. Nos tratamentos em temperaturas abaixo de A1, permanece dissolvido na cementita e quando o tratamento ocorre em temperaturas acima de A1, aumenta a velocidade de esferoidização ao estabilizar a cementita na austenita, reduzindo a solubilização da mesma.

Nestas temperaturas mais altas, entre A1 e A3 ou Acm, o cromo difunde-se na ferrita e concentra-se na interface cementita/matriz. A maior concentração de cromo na interface estabiliza a cementita e desloca a Linha A3 (ou Acm) para temperaturas mais elevadas. A representação de um ciclo de esferoidização é mostrado na figura 23, juntamente com o deslocamento da linha Acm e a mudança de solubilidade do Cr à medida que a temperatura aumenta e ultrapassa A1. Besiwick, (1987) estudou o efeito da variação da porcentagem de Cr nos aços, desde 0,03 até 1,42% e o resultado mostrou que o aumento do teor de Cr nos aços hipereutetóides reduz o tamanho médio dos carbonetos. Aços que contenham elementos de liga como molibdênio, vanádio e cromo, formarão carbonetos do tipo M₂C e V₄C₃ (ou VC), respectivamente. Não mais atuando como sítios para nucleação da cementita esferoidizada, por apresentarem estrutura cristalina diferente da ortorrômbica, que é a da cementita. O Mn permanece dissolvido na cementita enquanto o aço estiver em temperaturas acima de A1, favorecendo a esferoidização e a manutenção do tamanho de grão em tratamentos térmicos com tempos elevados (Galego et al, 2014).

A adição de alumínio em aços com composição química próxima ao eutetóide acelera a quebra das lamelas de perlita, durante o primeiro estágio da esferoidização, pois o alumínio é um forte estabilizador de ferrita e com isto eleva a temperatura eutetóide.

Figura 21 - Influência do cromo na esferoidização de um aço carbono (Peruch, 2009).

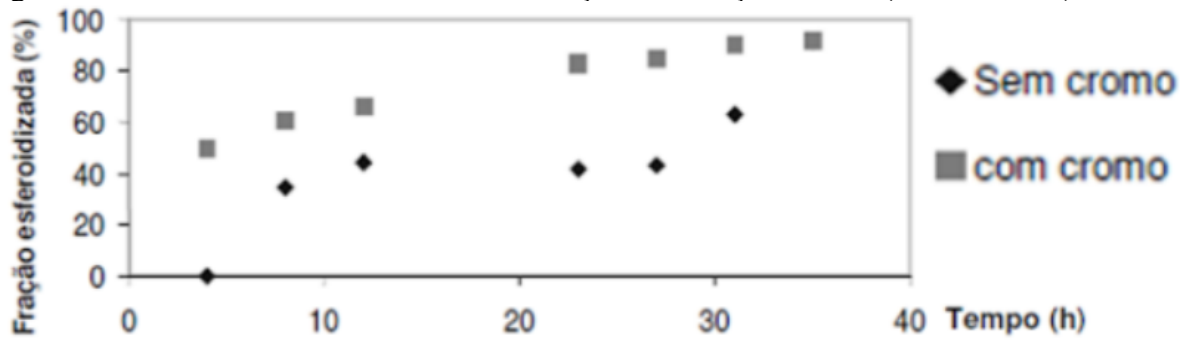
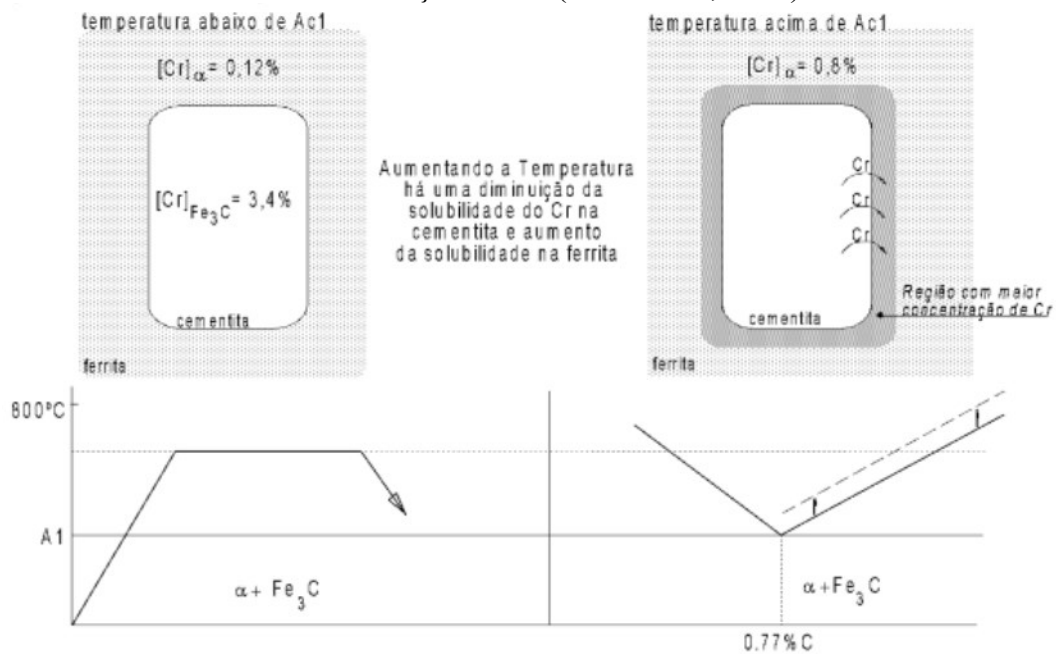


Figura 22 - Processo de estabilização da cementita pelo cromo em temperaturas intercríticas. Deslocamento da Linha Ac1 com adição de Cr. (Rocha et al, 2001).



O segundo estágio da esferoidização é dependente da difusão e como a difusão é influenciada pela temperatura, o aumento da temperatura de transição austenítica durante o aquecimento, permite tratamentos de esferoidização em temperaturas maiores, acelerando o coalescimento das partículas pelo aumento da difusividade dos elementos de liga (Yi et al. 2012). Gupta et al, (2006) estudaram o efeito de elementos desoxidantes em aços que serão esferoidizados e identificaram que aços acalmados com alumínio possuem taxas de esferoidização maiores que aços acalmados com silício. O Si apresenta pequena solubilidade na cementita e ao permanecer na sua interface com a ferrita e/ou austenita acaba reduzindo o crescimento das partículas, o que retarda a esferoidização (Song et al, 2014).

3.8. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS ESFEROIDIZADOS

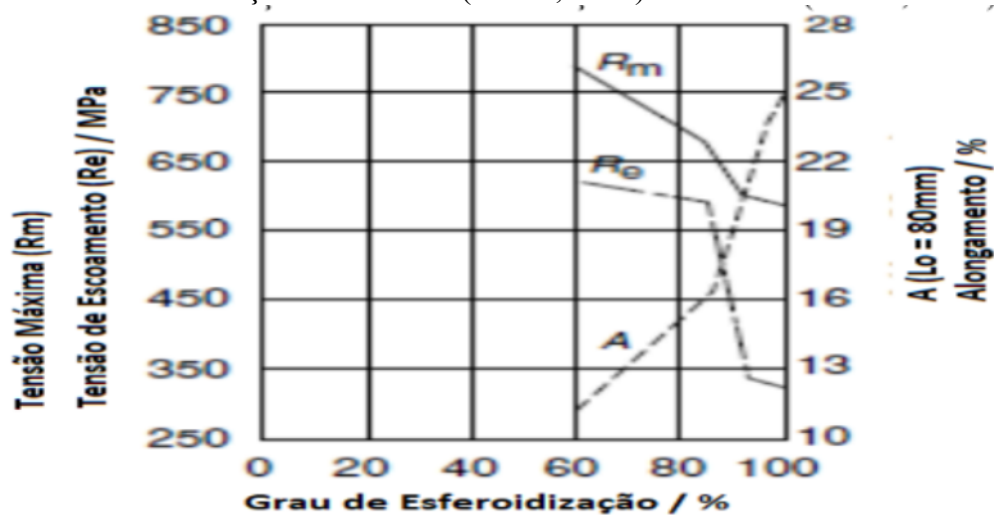
O comportamento mecânico dos aços é diretamente influenciado pelo tratamento térmico, desta forma, valores de limite de escoamento, resistência máxima e alongamento variam conforme o ciclo empregado no seu processamento. A figura 24 relaciona as propriedades mecânicas de um aço ao carbono (eutetóide) DINC 75 com diferentes graus de esferoidização. Analisando a figura 24 é possível verificar a influência da esferoidização da cementita na redução da resistência máxima e escoamento e aumento do alongamento.

Peruch et al, (2009) citam os trabalhos em que a equação de Hall-Petch (equação 3) foi utilizada para previsão do limite de escoamento de aços de médio e alto carbono (equação 4), assumindo que a tensão de fricção, σ_0 , é função do espaçamento entre os carbonetos. Onde D^*s é o tamanho dos carbonetos esferoidizados e L é o tamanho médio dos grãos ferríticos.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y L^{-1/2} \quad (3)$$

$$\sigma_y = 310 \cdot D^*_s^{-1/2} + 460 \cdot L^{-1/2} \quad (4)$$

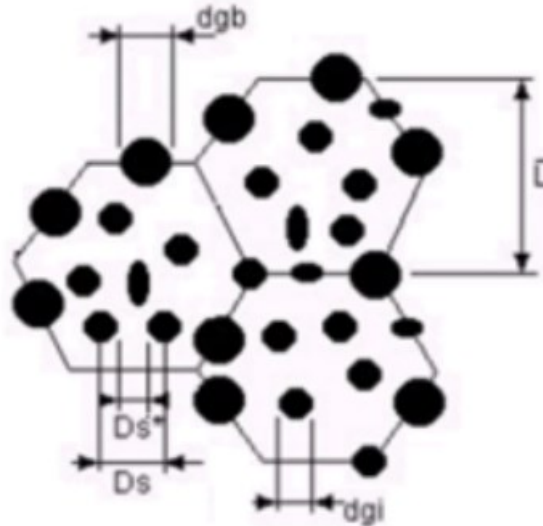
Figura 23 - Variação das Tensões de Escoamento e Máxima e Alongamento com aumento da fração esferoidizada em aço um DIN C75 (Totten, 2007).



A figura 24 ilustra alguns parâmetros microestruturais que podem ser relacionados com as propriedades mecânicas, segundo 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

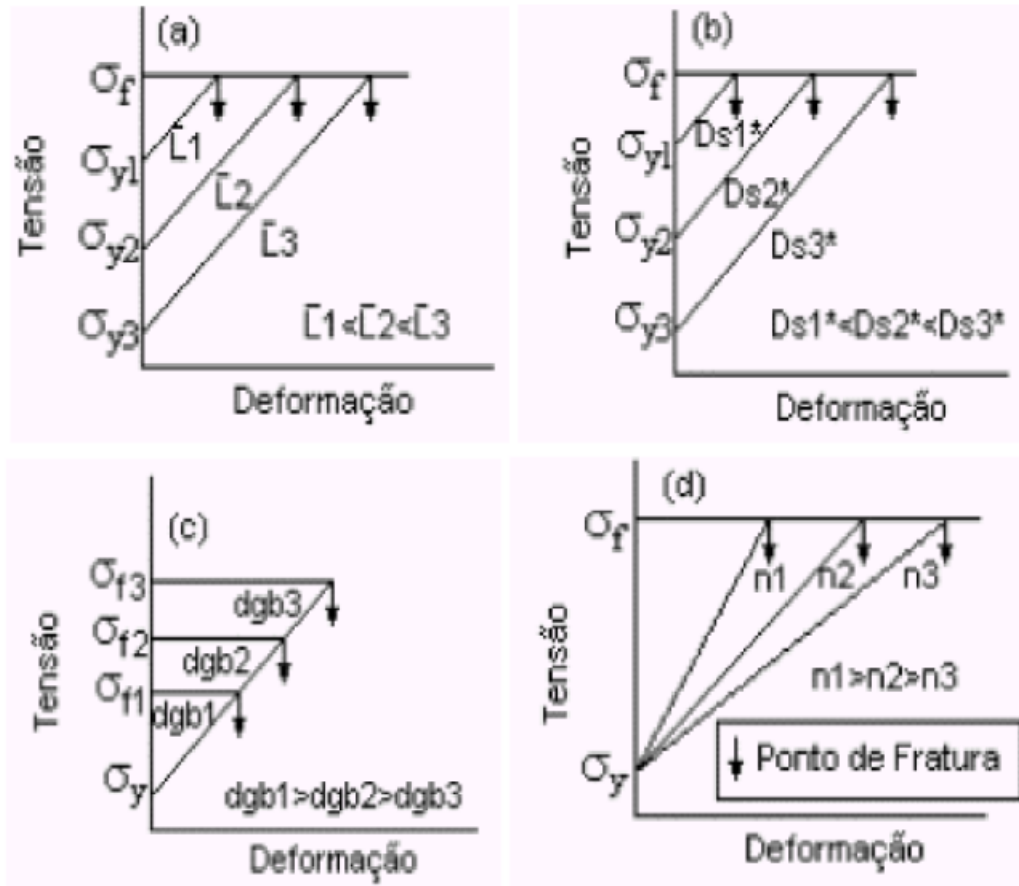
o tamanho das partículas no contorno de grão, d_{gb} é o tamanho das partículas no interior do grão e L é o tamanho médio do grão ferrítico.

Figura 24 - Diagrama indicando parâmetros microestruturais utilizados para caracterização de propriedades mecânicas de aços esferoidizados (Syn et al, 1994).



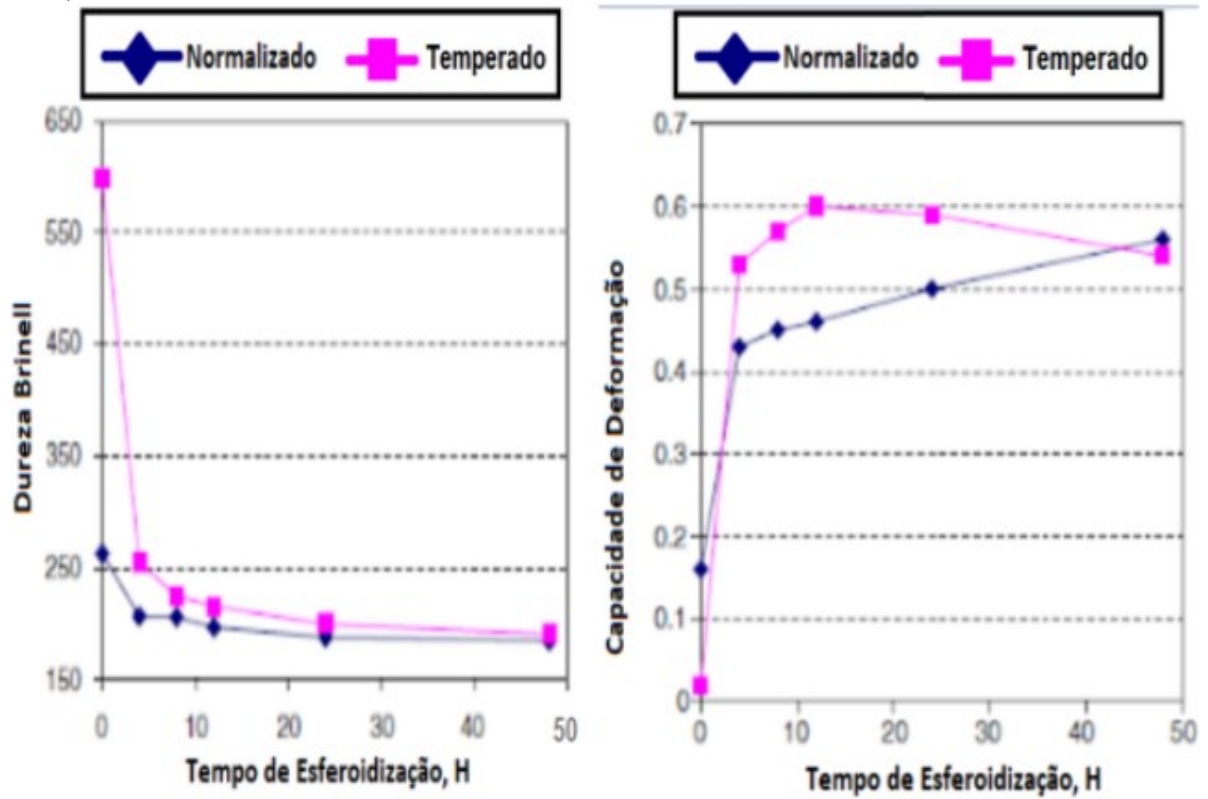
Os parâmetros microestruturais influenciam no comportamento da curva Tensão x Deformação, conforme mostrado na figura 25. Diferentes tamanhos de grão e de carbonetos, espaçamentos entre partículas e velocidades de deformação (ou taxa de encruamento) modificam as propriedades mecânicas dos aços esferoidizados. Para se alcançar alta ductilidade, deve-se ter grandes tamanhos de grão e/ou grande espaçamento entre partículas, diminuição do tamanho dos carbonetos nos contornos de grão, baixa tensão de escoamento, alta tensão de fratura e baixa taxa de encruamento.

Figura 25 - Relação entre Comportamento em Tensão-Deformação com parâmetros microestruturais - (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 (Oliveira e Bearzi, 2009).



Karadeniz (2006), estudou a conformabilidade a frio do aço baixa liga AISI 4140 esferoidizado a partir de microestruturas normalizadas ou temperadas, com variação do tempo de recozimento. A figura 26 mostra a redução da dureza Brinell e o aumento da conformabilidade em função do aumento do tempo de recozimento, sendo que após os ciclos iniciais (de 5 até 30 horas) as amostras originalmente temperadas apresentaram maior conformabilidade, mesmo apresentando dureza também maior que as amostras inicialmente normalizadas.

Figura 26 - Aço AISI 4140 após recozimento de esferoidização a partir de amostras normalizadas ou temperadas. (a) variação da dureza e (b) conformabilidade a frio. (Karadeniz, 2006).



4. MATERIAIS E MÉTODOS

O experimento desenvolvido neste mestrado é detalhado a seguir, com a descrição do aço utilizado, microestruturas planejadas a partir dos diferentes resfriamentos e os ciclos de recozimento a serem empregados no estudo da cinética de esferoidização. Assim como as técnicas e métodos estabelecidos para análise comparativa das propriedades mecânicas e microestruturas obtidas. A figura 27 apresenta um diagrama resumido dos fluxos de experimentos utilizados, desde o material até os tratamentos térmicos usados para a esferoidização dos corpos de prova.

Figura 27 - Procedimento geral do Experimento.



4.1. MATERIAIS

4.1.1. Aço DIN 34CrMo4

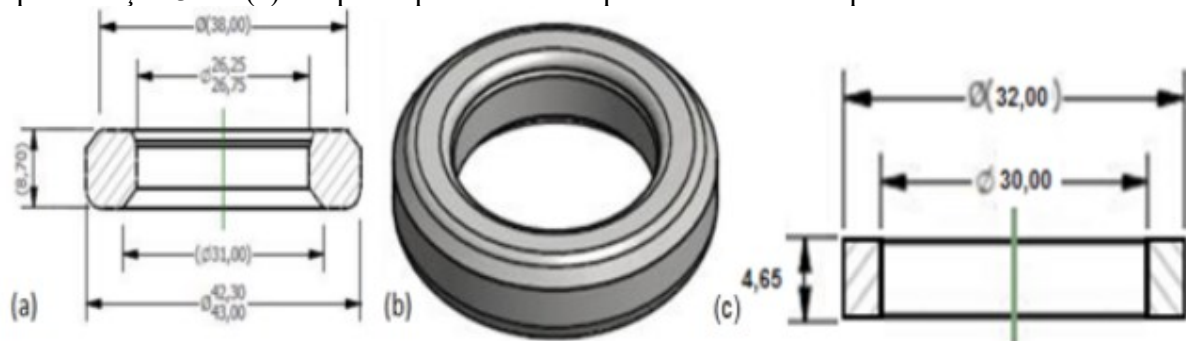
Foi utilizado um aço DIN 34CrMo4 devido à alta demanda da indústria de fixadores por aços que atendam a classe de resistência 12.9 após tratamento de têmpera e revenimento, usados em porcas de arruela móvel de ônibus e caminhões. A disponibilidade de matéria-prima e o complexo fluxo de produção motivaram a seleção deste aço e desta geometria de componente para as amostras deste trabalho. As amostras iniciais foram obtidas de blanques (ou pré-formas) de arruelas de aço DIN 34CrMo4 forjadas a quente e resfriadas em diferentes meios para obtenção das microestruturas estudadas. A composição química em peso especificada e a analisada nas amostras por espectroscopia de emissão óptica no recebimento da matéria-prima usada no estudo são mostradas na tabela 2.

Tabela 2 - Composição Química em peso do aço DIN 34CrMo4 utilizado.

Elemento Químico	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]
Especificado	0,3 – 0,37	Máx 0,40	0,6 – 0,9	Máx 0,02	Máx 0,035	0,9 – 1,2	0,15 – 0,3
Amostras	0,33	0,21	0,82	0,02	0,01	0,95	0,17

As amostras forjadas foram arruelas com diâmetro externo de 43mm e interno de 26,25mm e massa aproximada de 52g, mostradas na figura 28. Para os ensaios de compressão foram usinados corpos de prova a partir das amostras esferoidizadas. Esta usinagem foi realizada para eliminar possível decarbonetação e para que a geometria testada fosse padronizada. Este corpo de prova é mostrado na figura 29 (c). Os ensaios de compressão foram escolhidos ante ensaios de tração devido ao tamanho dos corpos de prova e possibilidade de manuseio para testes (dispositivos de fixação e medição).

Figura 28 - Representação da arruela forjada a quente, (a) mostrada em corte; (b) representação 3D e (c) Corpo de prova usinado para ensaio de compressão.



4.1.2. Microestruturas Prévias ao Recozimento de Esferoidização

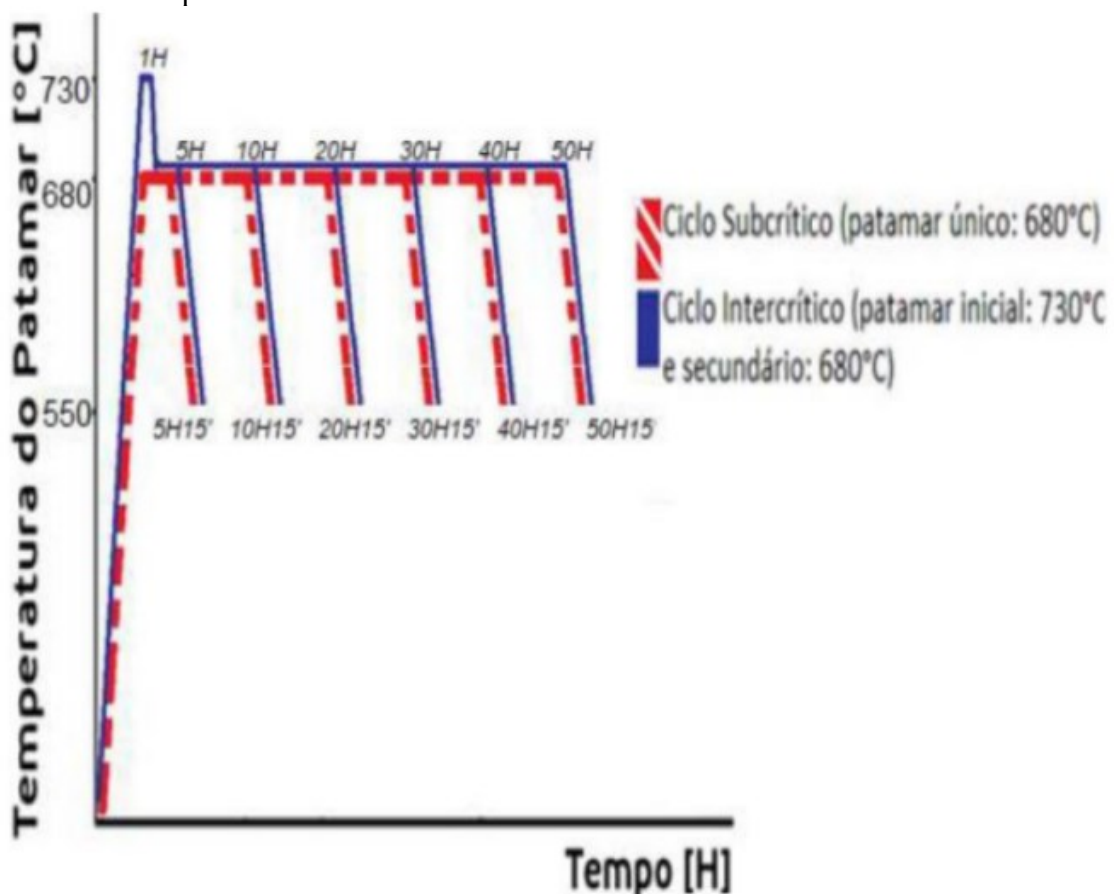
As amostras foram forjadas a quente em uma conformadora automática e a temperatura média de saída dos blanques para resfriamento foi de 850°C, medida por termômetro de infravermelho. As diferentes microestruturas prévias foram obtidas a partir do resfriamento desta temperatura. Os blanques (ou pré-formas) de arruelas de aço DIN 34CrMo4 foram forjadas a quente, a partir de barras laminadas e resfriadas em óleo mineral, ventilação forçado e lentamente dentro de uma caixa para obtenção de diferentes microestruturas prévias ao tratamento de esferoidização. As amostras resfriadas em óleo mineral a partir do forjamento a quente geraram martensita, as resfriadas com ventilação forçada ou normalização geraram perlita fina e ferrita e as resfriadas lentamente dentro da caixa após o forjamento a quente junto com as demais arruelas dos lotes de produção geraram perlita grosseira e ferrita.

4.1.3. Ciclos de Recozimento para Esferoidização

As amostras obtidas a partir do forjamento a quente foram divididas em dois grupos, com a mesma amostragem, de modo que um grupo fosse tratado termicamente em um ciclo intercrítico e o outro em um ciclo subcrítico. Os ciclos de recozimento, com as temperaturas e os tempos utilizados no experimento são mostrados na figura 29. O início da contagem de tempo ocorreu quando o forno mufla atingiu a temperatura desejada para o patamar e a remoção das amostras ocorreu 15 minutos após a conclusão de cada ciclo na temperatura de 550°C. O ciclo subcrítico foi composto por um patamar único no campo de temperaturas subcríticas do aço DIN 34CrMo4, 680°C. Os períodos de tempo totais empregados nos ciclos

subcríticos e intercríticos foram iguais, desta forma, para os ciclos intercríticos, o tempo de patamar secundário foi executado de acordo com a diferença entre o tempo total do tratamento e o tempo para executar o patamar inicial (intercrítico), em temperatura de 730°C, com uma hora de duração e o posterior resfriamento até o patamar secundário (subcrítico), com temperatura de 680°C, com 10 minutos de resfriamento para ajuste de temperatura. Desta forma foram obtidas amostras com tempos de 5, 10, 20, 30, 40 e 50 horas de tratamento e mais 15 minutos para o resfriamento e retirada do forno.

Figura 29 - Diagrama esquemático mostrando os tratamentos térmicos realizados nas amostras com ciclos de temperaturas intercríticas e subcríticas.



Com isto tanto as microestruturas ferrítico-perlítico finas e grosseiras e martensíticas foram testadas nas diferentes temperaturas de processamento. Após os recozimentos foram preparadas as amostras removidas das arruelas ou a partir de corpos de prova usinados a partir das mesmas. As temperaturas utilizadas nos ciclos de esferoidização foram calculadas conforme as equações 5 e 6 (ASM Handbook, 1994), que consideram a composição química do aço para definição das Linhas A1 e A3. O erro relacionado a cada uma das equações para

definição das linhas A1 e A3 é de $\pm 11,5^{\circ}\text{C}$ e $\pm 16,7^{\circ}\text{C}$, respectivamente. Com isto definiu-se o valor de 730°C para o patamar intercítico, pois A1 poderia variar entre 702 e 725°C em função da composição química do aço DIN 34CrMo4 e de 680°C para o patamar subcrítico.

$$A_1 = 723 - 20,7(\% \text{Mn}) - 16,9(\% \text{Ni}) + 29,1(\% \text{Si}) - 16,9(\% \text{Cr}) \quad (5)$$

$$A_1 \text{ DIN 34CrMo4} = 723 - 20,7(0,82) - 16,9(0,12) + 29,1(0,21) - 16,9(0,95)$$

$$A_1 \text{ DIN 34CrMo4} = 713^{\circ}\text{C} \pm 11,5$$

$$A_3 = 910 - 203^{1/2}(\% \text{C}) - 15,2(\% \text{Ni}) + 44,7(\% \text{Si}) + 104(\% \text{V}) + 31,5(\% \text{Mo}) \quad (6)$$

$$A_3 \text{ DIN 34CrMo4} = 910 - 203(0,33)^{1/2} - 15,2(0,12) + 44,7(0,21) + 104(0) + 31,5(0,17)$$

$$A_3 \text{ DIN 34CrMo4} = 806^{\circ}\text{C} \pm 16,7^{\circ}\text{C}$$

4.2. MÉTODOS DE ANÁLISE

A tabela 3 apresenta os fatores com os seus respectivos níveis, além das variáveis resposta. Os fatores são as três variáveis de estudo, Microestrutura Prévia, Tipo de Recozimento e Tempo de Processo e as Variáveis Resposta avaliadas foram Grau de Esferoidização, Dureza e Tensão Limite de Escoamento. A estimativa de amostras necessárias para avaliação de cada meio de resfriamento em todos os processos subsequentes foi de 60 unidades. Com esta quantidade, amostras para análise das microestruturas iniciais, todos os testes mecânicos e metalúrgicos puderam ser realizados.

Tabela 3 - Projeto de Experimento Fatores Níveis Variável Resposta

Fatores	Níveis	Variáveis Resposta
Microestrutura Prévia ao Recozimento	Martensítica	Grau de Esferoidização/ Dureza/ Tensão de Escoamento
	Ferrítica-Perlítica Grosseira	
	Ferrítica-Perlítica Fina	
Tipo de Recozimento	Recozimento de Esferoidização Subcrítico	
	Recozimento de Esferoidização Intercrítico e Subcrítico	
Tempo de Processo	5h	
	10h	
	20h	
	30h	
	40h	
	50h	

4.2.1. Análise Microestrutural

A métrica definida para avaliar a cinética de esferoidização foi a morfologia dos carbonetos de ferro esferoidizados, transformados a partir de diferentes microestruturas iniciais e diferentes ciclos de recozimento, que foi medida a partir de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para MO e MEV foram feitas uma preparação metalográfica por lixamento e polimento com posterior ataque de Nital 2%. Adicionalmente, nas amostras para o MEV foram colocadas fitas magnéticas para condução elétrica e geração de imagens.

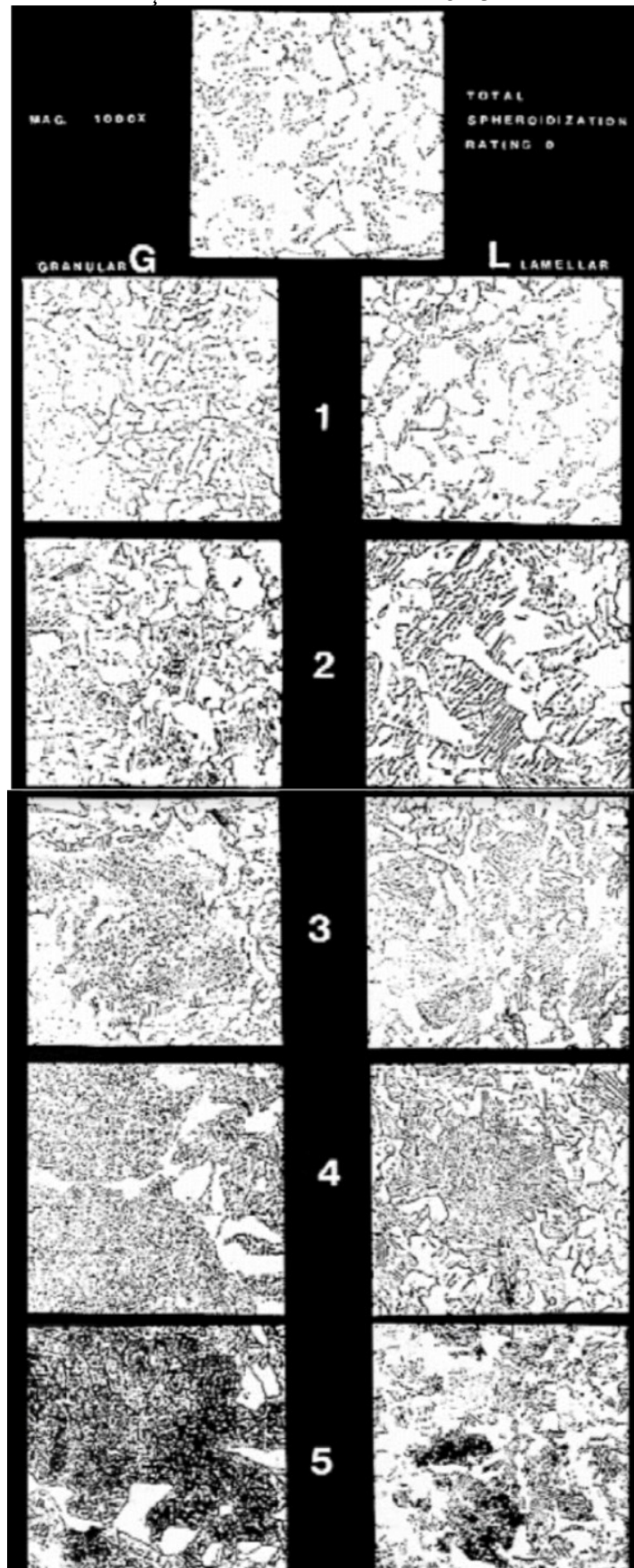
A morfologia dos carbonetos esferoidizados foi avaliada conforme especificação da norma ASTM F2282/3 – Especificação Padrão para Atendimento dos Requisitos de Qualidade em Aços ao Carbono e Ligados Fornecidos em Arames e Barras para Fixadores Mecânicos, utilizando MO, conforme tabela 4. A figura 30 mostra como é a estrutura dos carbonetos localizados predominantemente no interior dos grãos, que são classificados como granulares (G), enquanto os localizados principalmente nos contornos de grão, são lamelares (L). A numeração presente nessa classificação varia entre 5 e 1, sendo que quanto maior o número, menor é o grau de esferoidização. Através da análise por MEV os carbonetos foram classificados quanto ao grau de esferoidização e a unidade usada para os resultados apresentados foi a porcentagem (%) da cementita esferoidizada em relação à toda cementita presente. As medições para avaliação da quantidade e tamanho dos carbonetos foi realizada

com software ImageJ, sendo que o campo para avaliação foram áreas de 100 μm^2 . No anexo 1 são mostradas figuras geradas para estas medições com os tratamentos necessários para avaliação semi-automática das micrografias via software.

Tabela 4 - Descrição do Grau de Esferoidização (ASTM F 2282/3)

Esferoidização [%]	Descrição da Microestrutura
100	Carbonetos totalmente esferoidizados e homogeneamente distribuídos na matriz ferrítica. Não é possível visualizar os contornos de grão.
80: G1/L1	Todos os carbonetos estão esferoidizados com uma boa distribuição. Os contornos de grão estão pouco visíveis.
60: G2/L2	A maioria dos carbonetos está esferoidizada com uma distribuição razoável pela matriz. Algumas lamelas de carbonetos e os contornos de grão ainda estão presentes.
40: G3/L3	Aproximadamente metade dos carbonetos está esferoidizada. Todos os carbonetos ainda estão nas colônias de perlita e os contornos de grão são muito nítidos.
20: G4/L4	Uma pequena quebra das lamelas de perlita ocorreu. Há principalmente ferrita e perlita.
0: G5/L5	Toda a microestrutura é composta por ferrita e perlita.

Figura 30 - Grau de Esferoidização conforme ASTM F2282/3



4.2.2. Ensaio Mecânicos

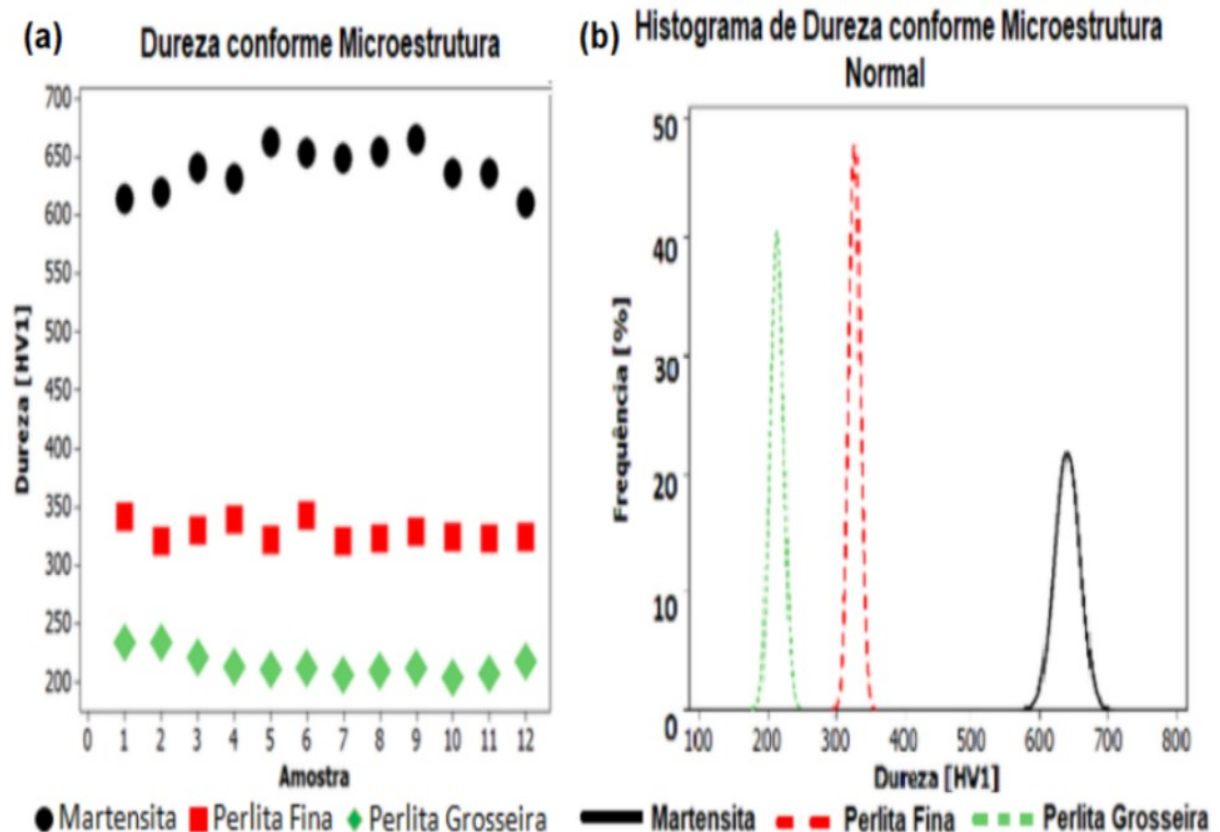
Os ensaios mecânicos realizados foram de dureza e de compressão. Os ensaios de dureza de núcleo foram realizados na escala Vickers (HV) e o teste de compressão, que foi realizado em anéis que foram usinados a partir dos blanks (pré-formas) na condição esferoidizada, ou seja, após o recozimento, conforme já apresentado na figura 28c. Os ensaios de dureza foram realizados na região do núcleo de cada amostra utilizando a escala Vickers (HV1) e carga de ensaio de 0,98N, baseados na norma ABNT NBR 6672 – Materiais Metálicos – Determinação da Dureza Vickers, sendo que o resultado apresentado foi uma média dos resultados de três amostras distintas. As medições foram feitas com os corpos de prova embutidos em resina acrílica. Todas as medições foram feitas em um microdurômetro Shimadzu, da série MCT. Os testes de compressão em arruelas, realizados em três corpos de prova usinados a partir de cada condição experimental, foram executados para complementar a análise comparativa entre o efeito dos ciclos de recozimento e das microestruturas prévias aos tratamentos. Nos testes foram empregadas uma carga padrão de 9 ton, com velocidade de avanço de 0,015mm/s, para todas as condições. As dimensões dos corpos de prova foram medidas antes e depois do ensaio para se calcular as deformações (variação de altura e variação de diâmetro interno). A tensão de escoamento foi calculada pelo método do intercepto a partir da deformação de 0,2%. Foi utilizada para estes testes uma máquina universal de ensaios modelo 23-100, fabricada pela Emic.

5. RESULTADOS

5.1. DUREZA APÓS FORJAMENTO A QUENTE

As microestruturas obtidas após o forjamento a quente conferiram às arruelas faixas de dureza distintas, caracterizando que os corpos de prova são amostragens diferentes. A figura 31(a) apresenta os valores de dureza de núcleo após o resfriamento em diferentes meios. A distribuição da dureza para as diferentes microestruturas mostra que além dos valores médios serem diferentes, com 640, 328 e 214HV, respectivamente para as amostras temperadas, normalizadas e resfriadas em caixa, não ocorreu sobreposição na distribuição destes valores. A figura 31(b) apresenta um histograma obtido após o resfriamento das amostras a partir do forjamento e também os valores de dureza média, desvio padrão e número de amostras (N), para cada microestrutura. O desvio padrão apresentado foi de 18,4 para amostras temperadas, 8,3 para amostras normalizadas e 9,8 para as amostras resfriadas dentro da caixa.

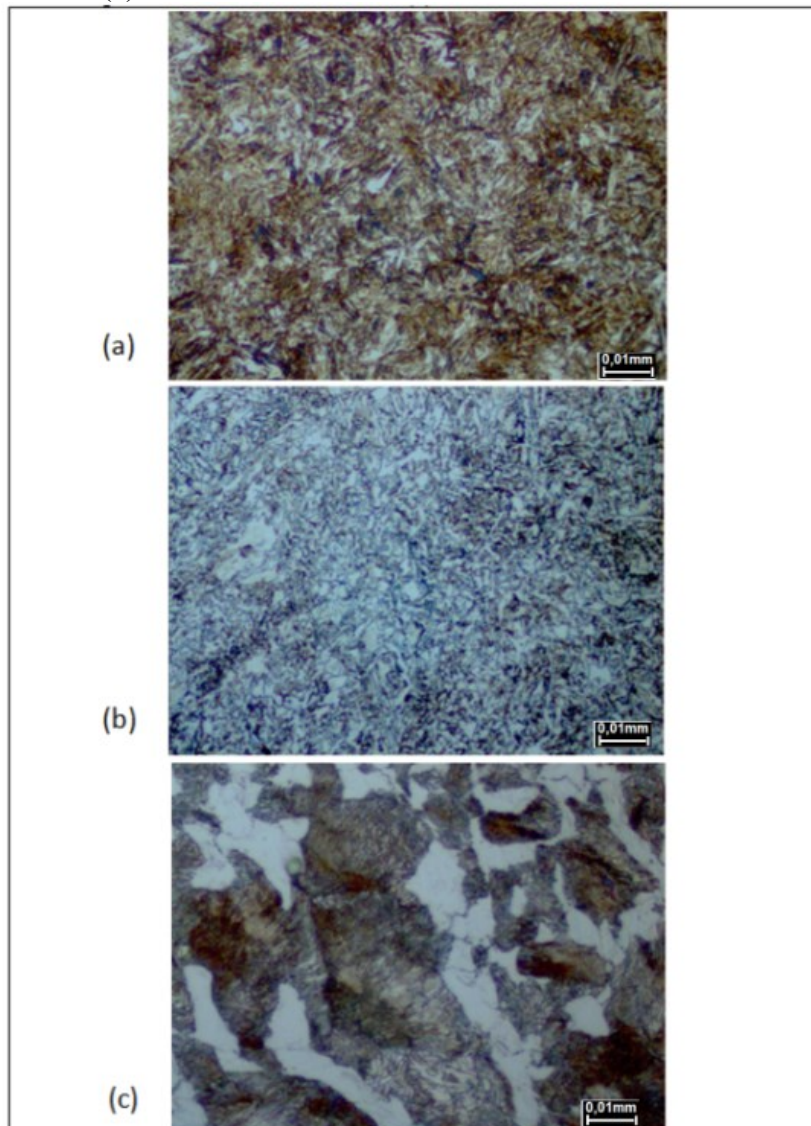
Figura 31 - Dureza conforme microestrutura obtida após forjamento a quente e resfriamento (a); Histograma da amostragem (b).



5.2. MICROESTRUTURAS APÓS FORJAMENTO A QUENTE

A caracterização das amostras mostrou que foram obtidas as microestruturas: martensítica, ferrítica-perlítica fina e grosseira com as taxas de resfriamento empregadas. A figura 32 mostra estas microestruturas. Nas amostras temperadas foi observada a presença de martensita, nas amostras normalizadas, ferrita e perlita fina e nas amostras que foram resfriadas dentro da caixa, ferrita e perlita grosseira. Esse conjunto de microestruturas e durezas indicou que as próximas etapas do trabalho utilizaram corpos de prova com as características pré-determinadas no experimento.

Figura 32 - Microestruturas prévias ao recozimento de esferoidização obtidas após o resfriamento do forjamento a quente. Martensita formada no resfriamento em óleo (a); Perlita fina formada no resfriamento por ventilação forçada (b) e Perlita grosseira formada por resfriamento em caixa (c).



5.3. GRAU DE ESFEROIDIZAÇÃO APÓS RECOZIMENTO

As microestruturas obtidas nos ciclos de recozimento subcríticos apresentaram matriz ferrítica independentemente da microestrutura inicial e do tempo de tratamento utilizado, sendo que microestruturas inicialmente perlíticas grosseiras apresentaram menores frações de cementita esferoidizadas para todos os tempos avaliados, mantendo a maior parte da cementita nas colônias de perlita para períodos de tratamentos inferiores a 20 horas. Amostras inicialmente martensíticas ou perlíticas finas já apresentaram esferoidização superior a 60% desde os ciclos com 5 horas. A figura 33 mostra as micrografias para os tratamentos subcríticos com 5 horas, onde é possível verificar a diferença no grau de esferoidização, no qual a microestrutura inicialmente martensítica já apresenta uma matriz contínua de ferrita com os carbonetos esferoidizados e distribuídos na matriz, mas para microestruturas mais grosseiras, ainda há presença de regiões de cementita lamelar. Um resultado similar também é verificado na figura 35, que mostra amostras que passaram pelo ciclo subcrítico de 10 horas, onde microestruturas inicialmente martensíticas e perlíticas finas apresentaram esferoidização média de 85 e 75%, respectivamente e as amostras com microestrutura prévia de perlita grosseira apresentaram esferoidização média de 40%. A partir dos ciclos subcríticos com 20 horas a microestrutura apresentada por todas as amostras foi predominantemente de carbonetos esferoidizados, com 95, 90 e 75% de esferoidização para as arruelas inicialmente temperadas, normalizadas e resfriadas em caixa, respectivamente, como mostrado na figura 35. Após o ciclo de 30 horas, com temperaturas subcríticas, a cementita formada a partir de todas as microestruturas prévias já se encontra esferoidizada, sendo que o processo de coalescimento segue reduzindo o número de partículas e aumentando o tamanho médio dos carbonetos. A figura 36 mostra as microestruturas deste ciclo. A esferoidização para os tratamentos com tempos iguais ou superiores a 30 horas foram superiores a 95%, exceto para perlita grosseira, que mesmo com tratamentos de 50 horas atingiu níveis menores, em torno de 90%. Estas micrografias são mostradas nas figuras 37 e 38.

Figura 33 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 5 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

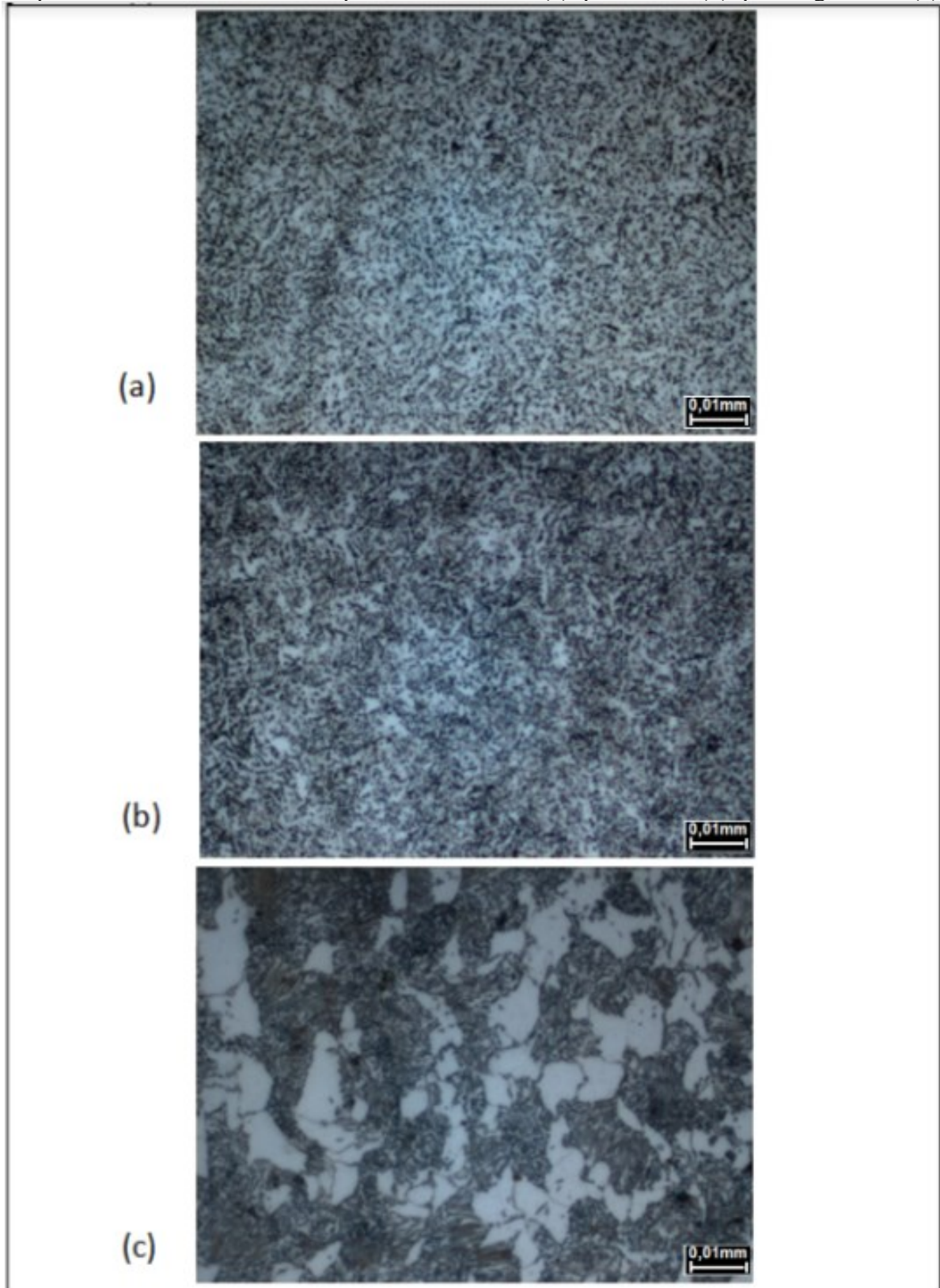


Figura 34 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 10 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

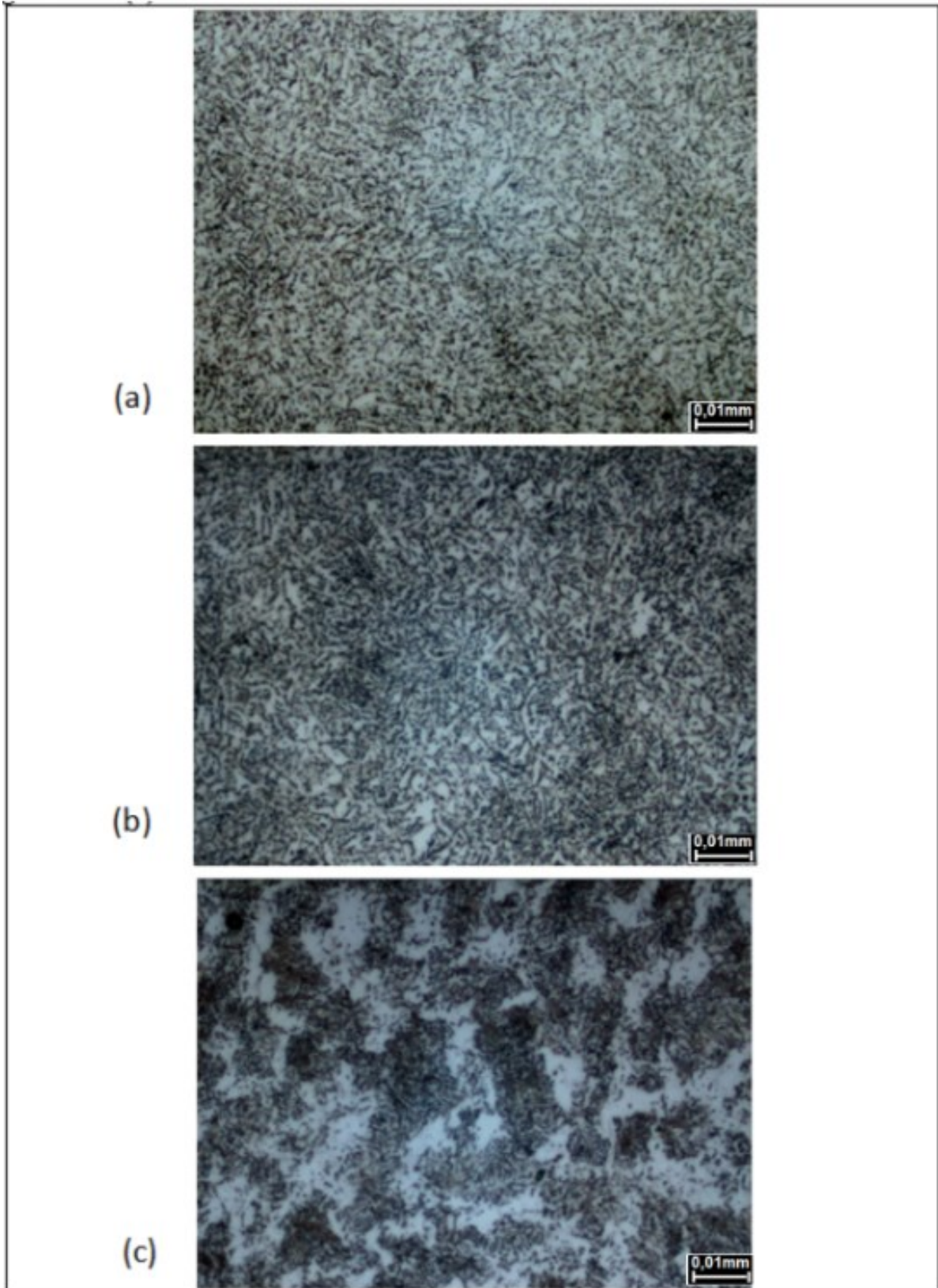


Figura 35 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 20 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

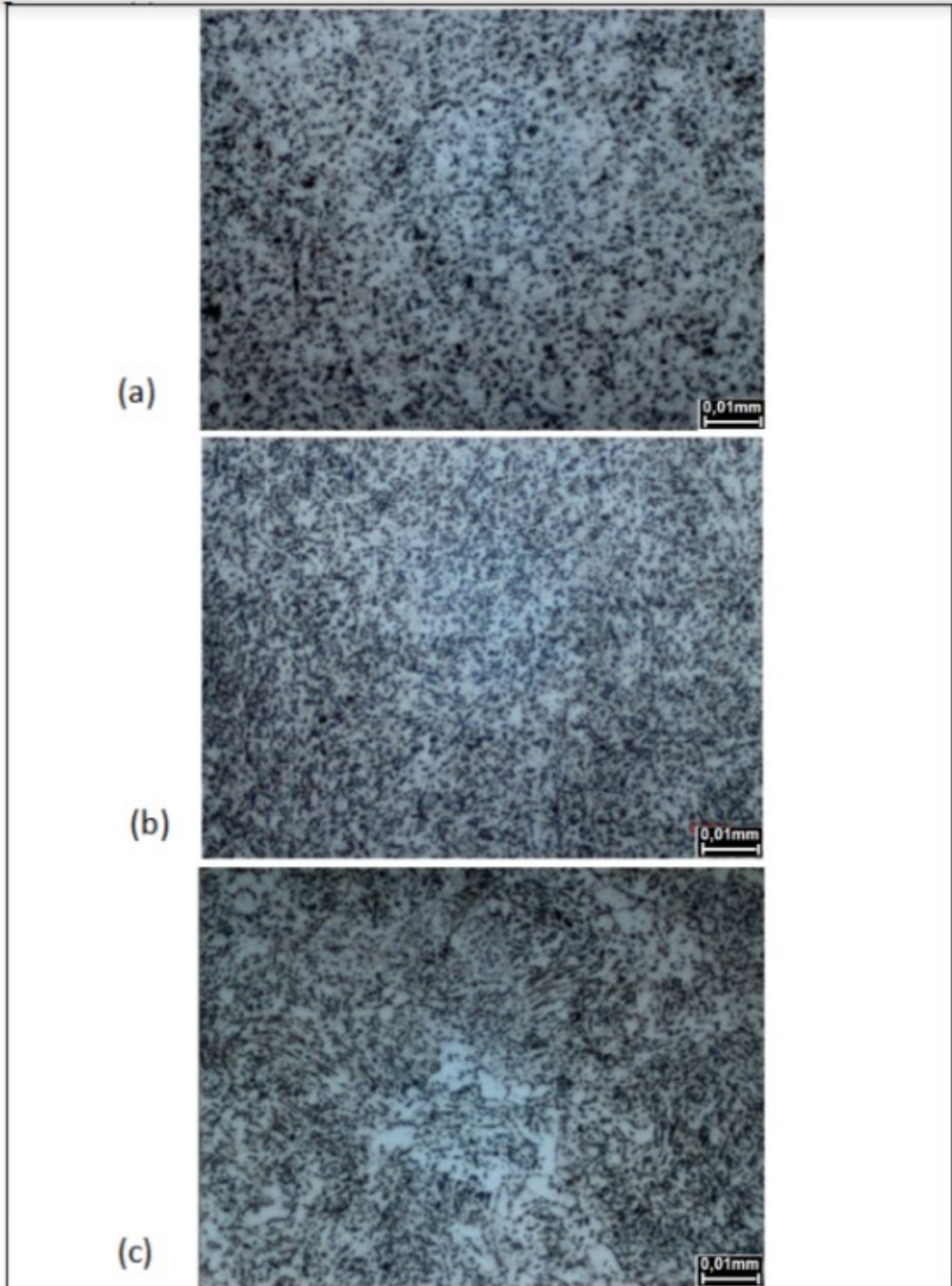


Figura 36 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 30 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

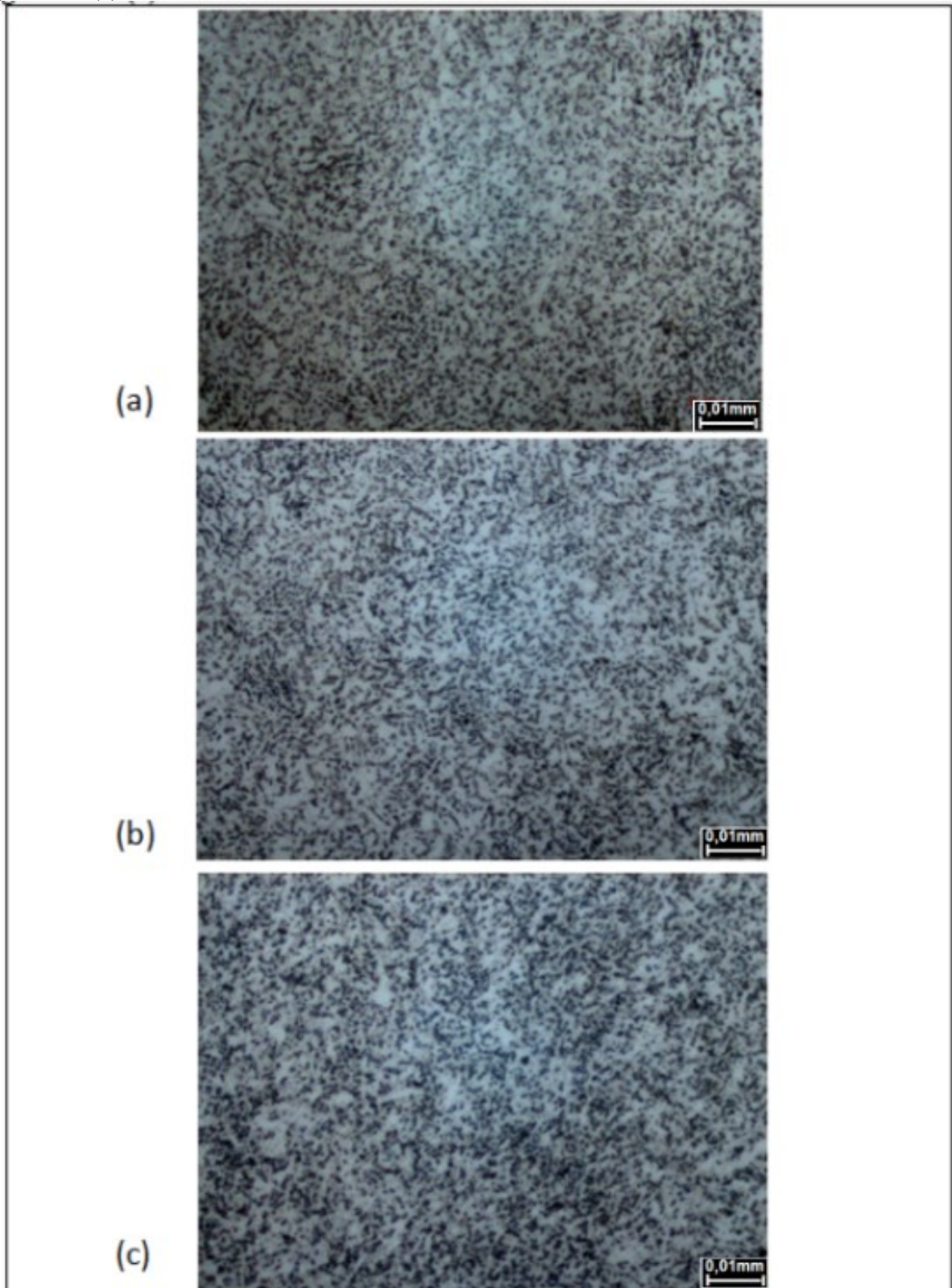


Figura 37 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 40 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

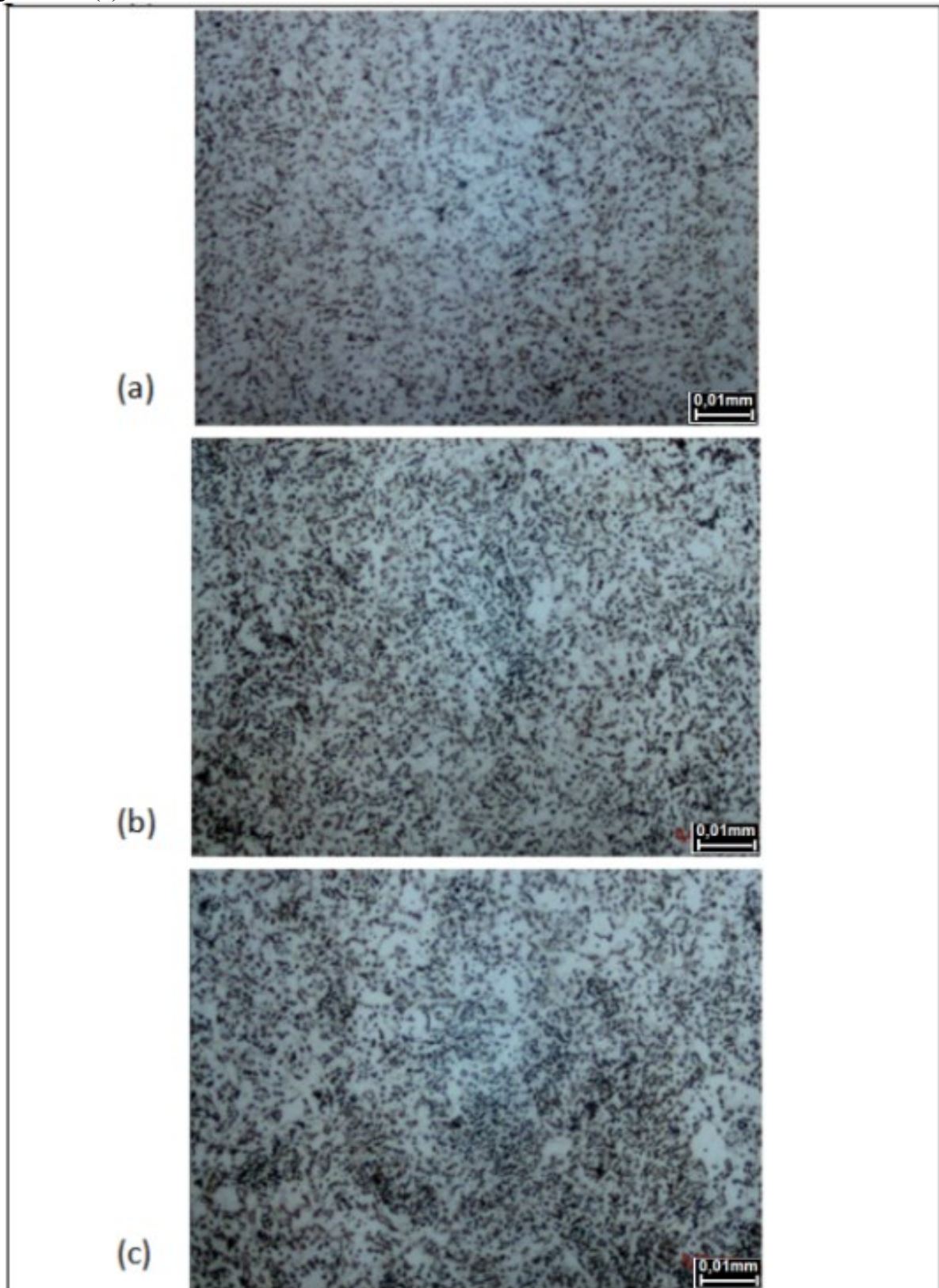
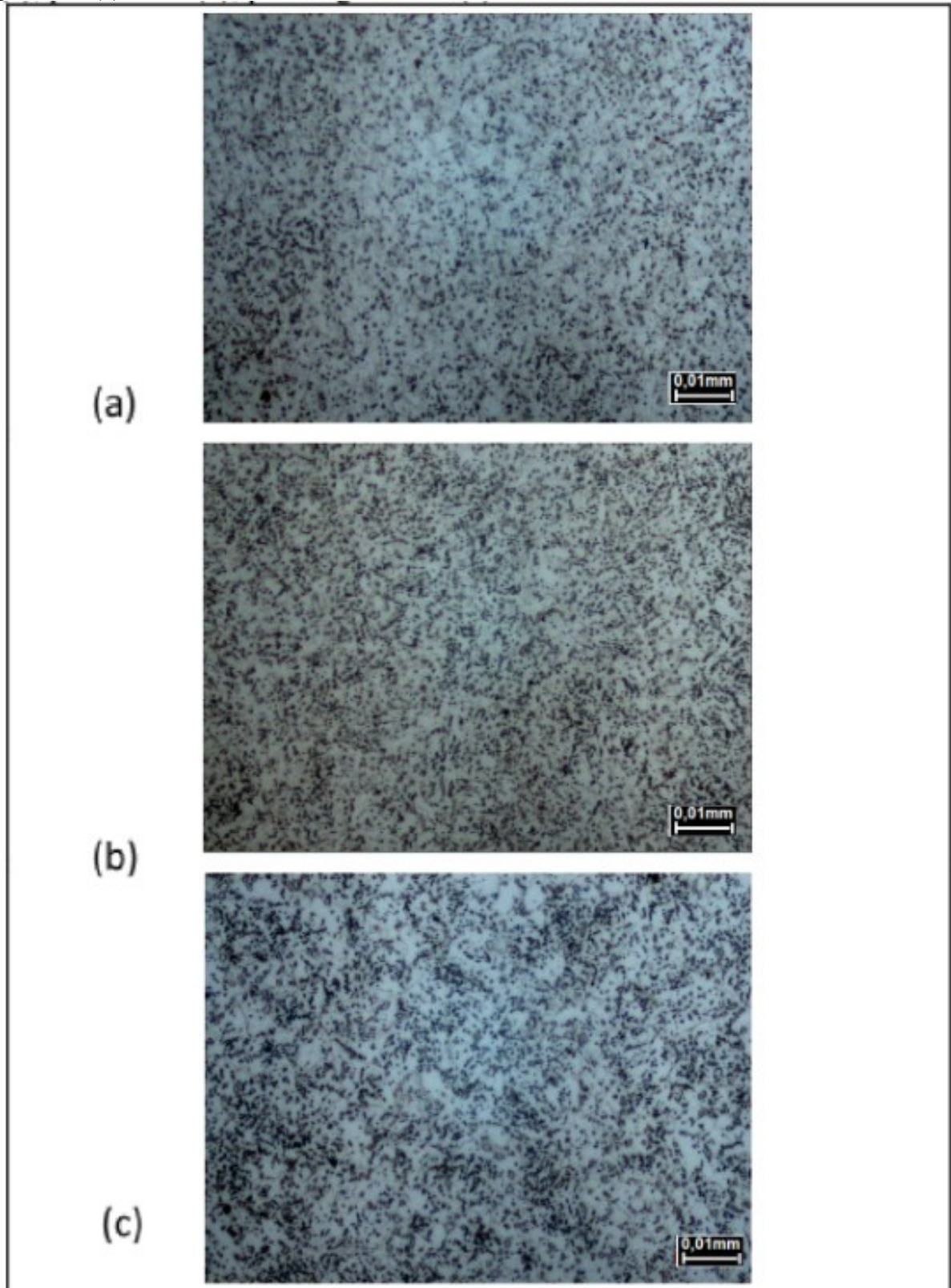


Figura 38 – Microestruturas após ciclo subcrítico de 50 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).



Os ciclos intercríticos geraram maiores graus de esferoidização para todas as microestruturas, quando comparados com os ciclos subcríticos com os mesmos períodos de tempo. Para as amostras inicialmente perlíticas grosseiras, este fato foi mais perceptível, uma vez que para tempos de processo de 5 e 10 horas, as amostras apresentaram uma fração esferoidizada de 60 e 83%, respectivamente, sendo que esferoidização acima de 80% foi atingido apenas a partir de 30 horas no ciclo subcrítico. As figuras 39 e 40 apresentam as micrografias obtidas nos ciclos intercríticos de 5 e 10 horas para todas as condições prévias. O destaque geral em termos de nível de esferoidização ficou com as amostras inicialmente temperadas, que para períodos de tempo de 20 horas já apresentavam grau de esferoidização superior a 95% e boa distribuição dos carbonetos na matriz, conforme pode ser observado na figura 41. O grau de esferoidização atingido pelas amostras a partir dos ciclos intercríticos de 30 horas, foi superior a 90% para todas as microestruturas prévias, como pode ser observado nas figuras 42 a 43. Entretanto, mesmo para o ciclo com 50 horas, amostras com microestrutura prévia de perlita grosseira não atingiram a completa esferoidização das partículas de cementita, ficando em torno de 93%, enquanto as demais apresentaram esferoidização completa e níveis superiores a 95% já no ciclo de 40 horas.

A localização das partículas também apresentou um padrão diferente para cada tratamento térmico, sendo que os ciclos subcríticos apresentaram carbonetos predominantemente localizados no interior dos grãos (tipo G), enquanto os ciclos intercríticos apresentaram os carbonetos nas regiões de contornos de grão (tipo L). As tabelas 5 e 6 mostram os resultados para cada condição após os ciclos subcríticos e intercríticos, respectivamente. O critério utilizado seguiu a norma ASTM F2282/3. Deste modo, a microestrutura prévia de perlita grosseira, que foi tratada no ciclo subcrítico de 5 horas, apresentou uma microestrutura classificada como G4, com uma pequena quebra das lamelas, havendo predominantemente perlita. Esta mesma microestrutura, quando tratada em um ciclo de 10 horas, apresentou classificação G3, ou seja, aproximadamente metade dos carbonetos estão esferoidizados, todos ainda localizados nas colônias de perlita e os contornos de grão ainda são visíveis. A classificação G2 foi apresentada pela microestrutura prévia de perlita fina após recozimento subcrítico de 5 horas, pois a maioria dos carbonetos estão esferoidizados e apresentam uma boa distribuição pela matriz, apesar de algumas lamelas de perlita ainda estarem presentes. As microestruturas classificadas como G1, apresentaram todos os carbonetos esferoidizados com boa distribuição, além dos contornos de grão pouco visíveis. As microestruturas que atingiram 100%, como a martensítica e perlítica fina, para

ciclos superiores a 30 horas, apresentaram os carbonetos totalmente esferoidizados e os contornos de grão ficaram pouco visíveis.

Tabela 5 - Classificação da localização dos carbonetos para ciclos subcríticos em função da microestrutura prévia e tempo de tratamento térmico.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Esferoidização [%]	Localização
5	Martensita	85	G1
	Perlita Fina	70	G2
	Perlita Grosseira	20	G4
10	Martensita	85	G1
	Perlita Fina	80	G1
	Perlita Grosseira	45	G3
20	Martensita	95	G1
	Perlita Fina	90	G1
	Perlita Grosseira	80	G1
30	Martensita	100	100
	Perlita Fina	100	100
	Perlita Grosseira	80	G1
40	Martensita	100	100
	Perlita Fina	100	100
	Perlita Grosseira	90	G1
50	Martensita	100	100
	Perlita Fina	95	G1
	Perlita Grosseira	95	G1

A descrição e posterior classificação das microestruturas obtidas nos ciclos intercríticos por este método, mostrou que a dispersão de resultados foi menor, sendo que houve classificações de L2, para as amostras perlíticas nos ciclos com 5 e 10 horas, devido a maioria dos carbonetos estarem esferoidizados e apresentarem uma distribuição razoável nas regiões próximas dos contornos de grão, apesar de algumas lamelas de perlita ainda estarem presentes. As amostras inicialmente temperadas, apresentaram microestrutura classificada com L1 já no ciclo de 5 horas, com todos os carbonetos esferoidizados com boa distribuição,

além dos contornos de grão pouco visíveis. Este mesmo nível de resultado foi obtido pelas amostras perlíticas grosseiras apenas a partir do ciclo de 20 horas, o que mostra a maior cinética de esferoidização das microestruturas metaestáveis. Esta microestrutura não atingiu nível 100 em nenhum dos ciclos, mesmo para tempos de 50 horas. As microestruturas inicialmente perlíticas finas atingiram classificação L1 para ciclos com 10 horas e nível 100 a partir de ciclos com 40 horas.

Tabela 6 - Classificação da localização dos carbonetos para ciclos intercríticos em função da microestrutura prévia e tempo de tratamento térmico.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Esferoidização [%]	Localização
5	Martensita	80	L1
	Perlita Fina	75	L2
	Perlita Grosseira	70	L2
10	Martensita	75	L2
	Perlita Fina	90	L1
	Perlita Grosseira	75	L2
20	Martensita	100	100
	Perlita Fina	100	100
	Perlita Grosseira	85	L1
30	Martensita	90	L1
	Perlita Fina	95	L1
	Perlita Grosseira	95	L1
40	Martensita	100	100
	Perlita Fina	100	100
	Perlita Grosseira	90	L1
50	Martensita	100	100
	Perlita Fina	100	100
	Perlita Grosseira	90	L1

Figura 39 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 5 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

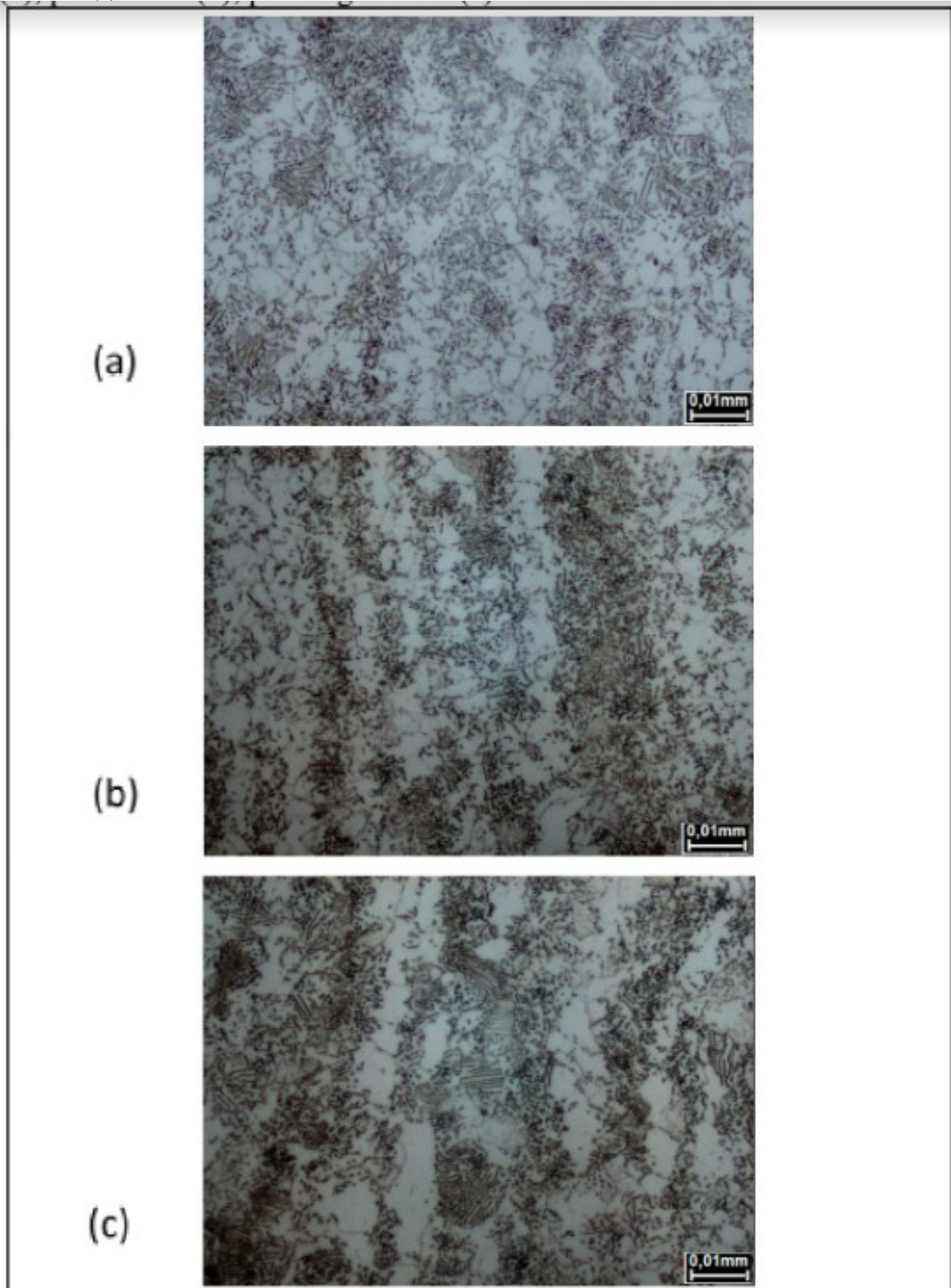


Figura 40 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 10 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

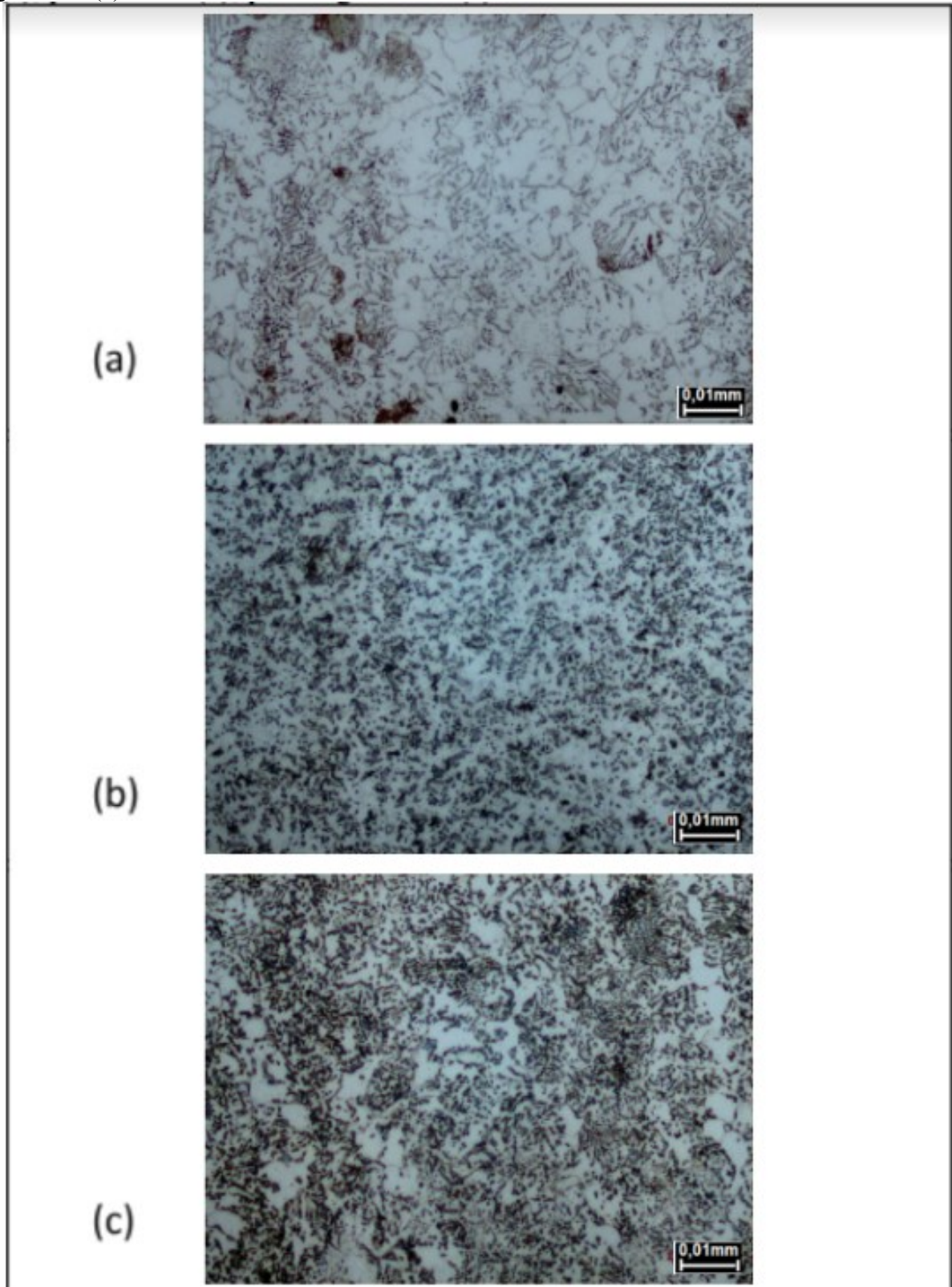


Figura 41 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 20 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

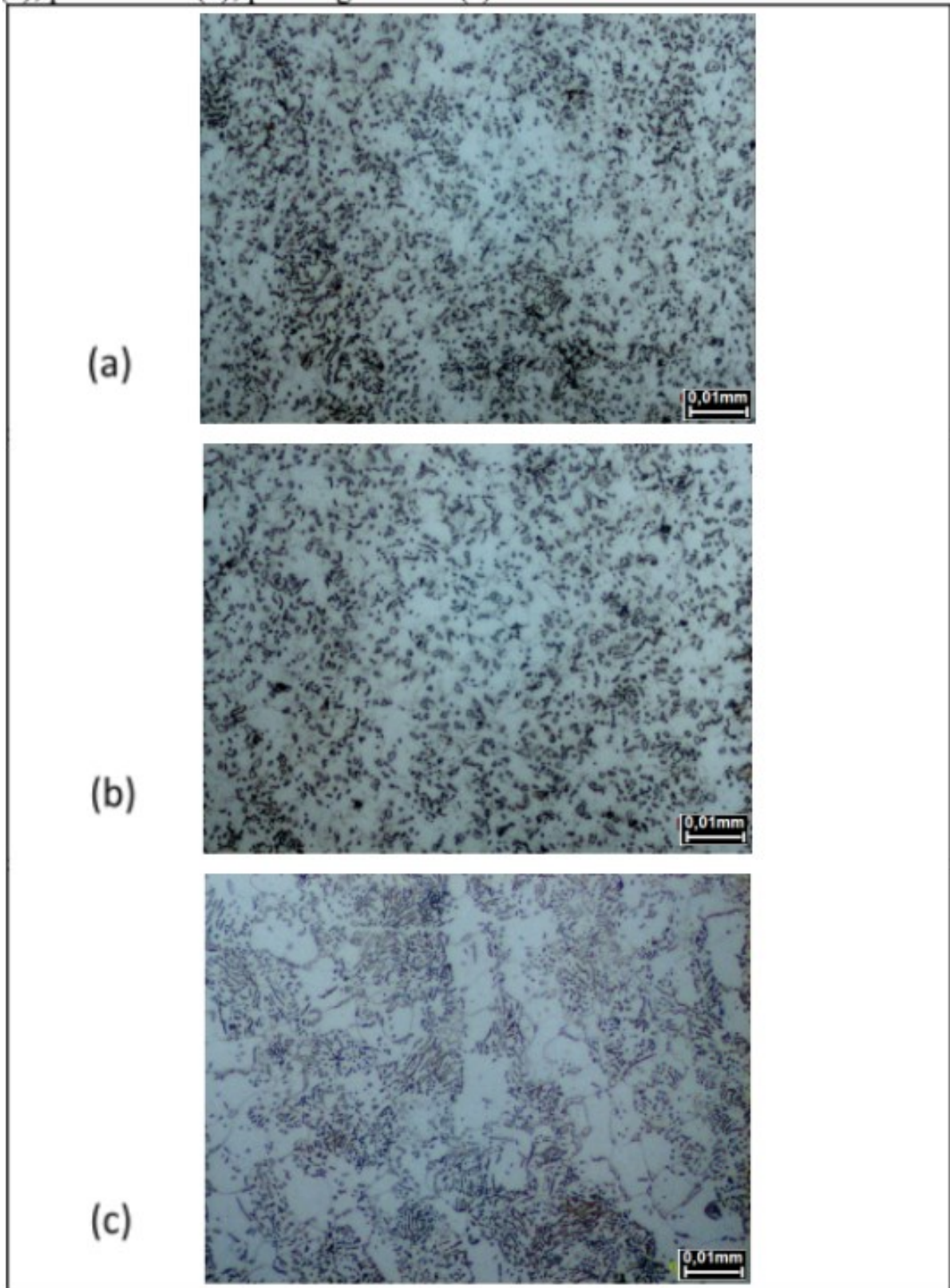


Figura 42 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 30 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

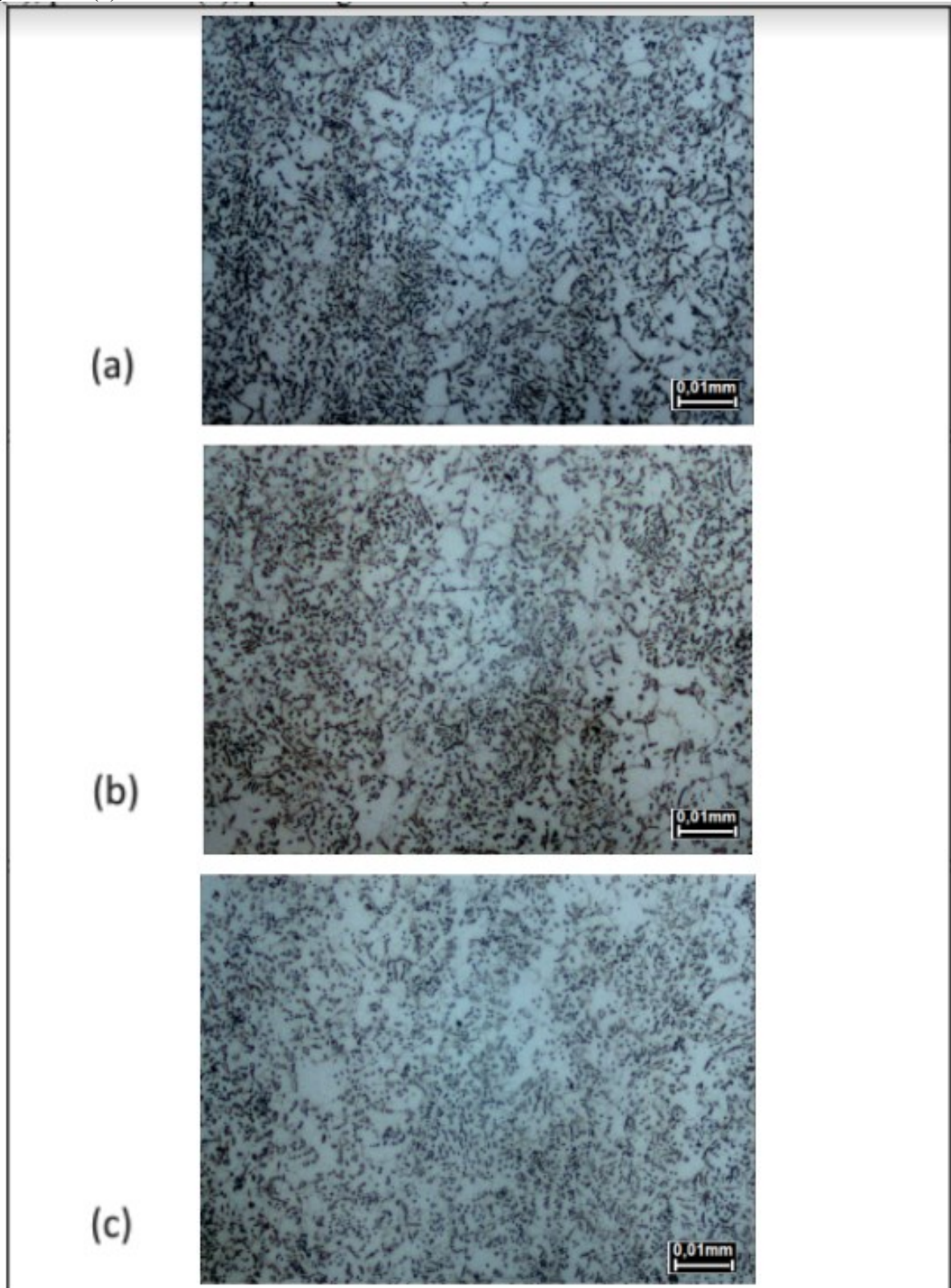


Figura 43 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 40 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).

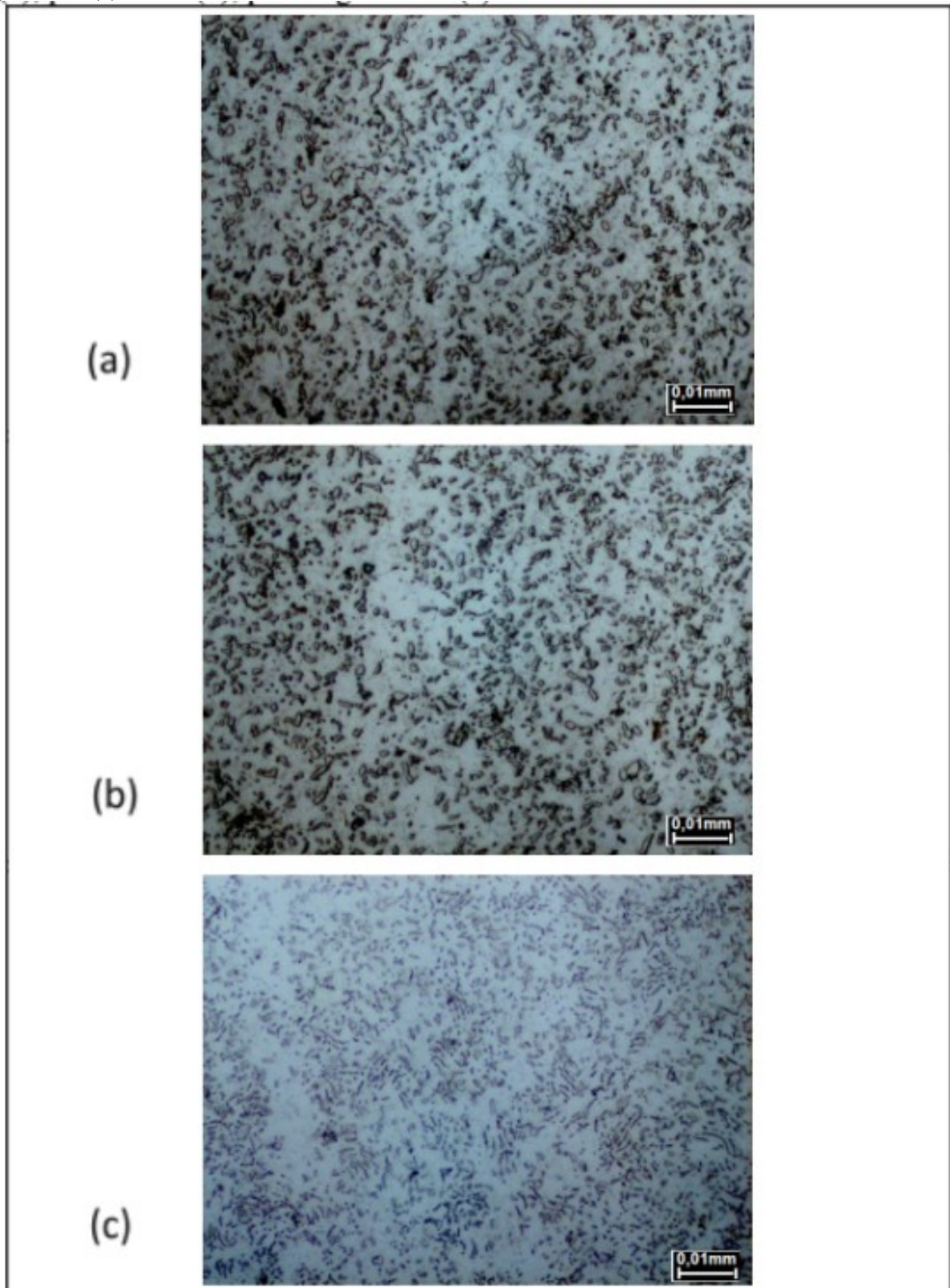
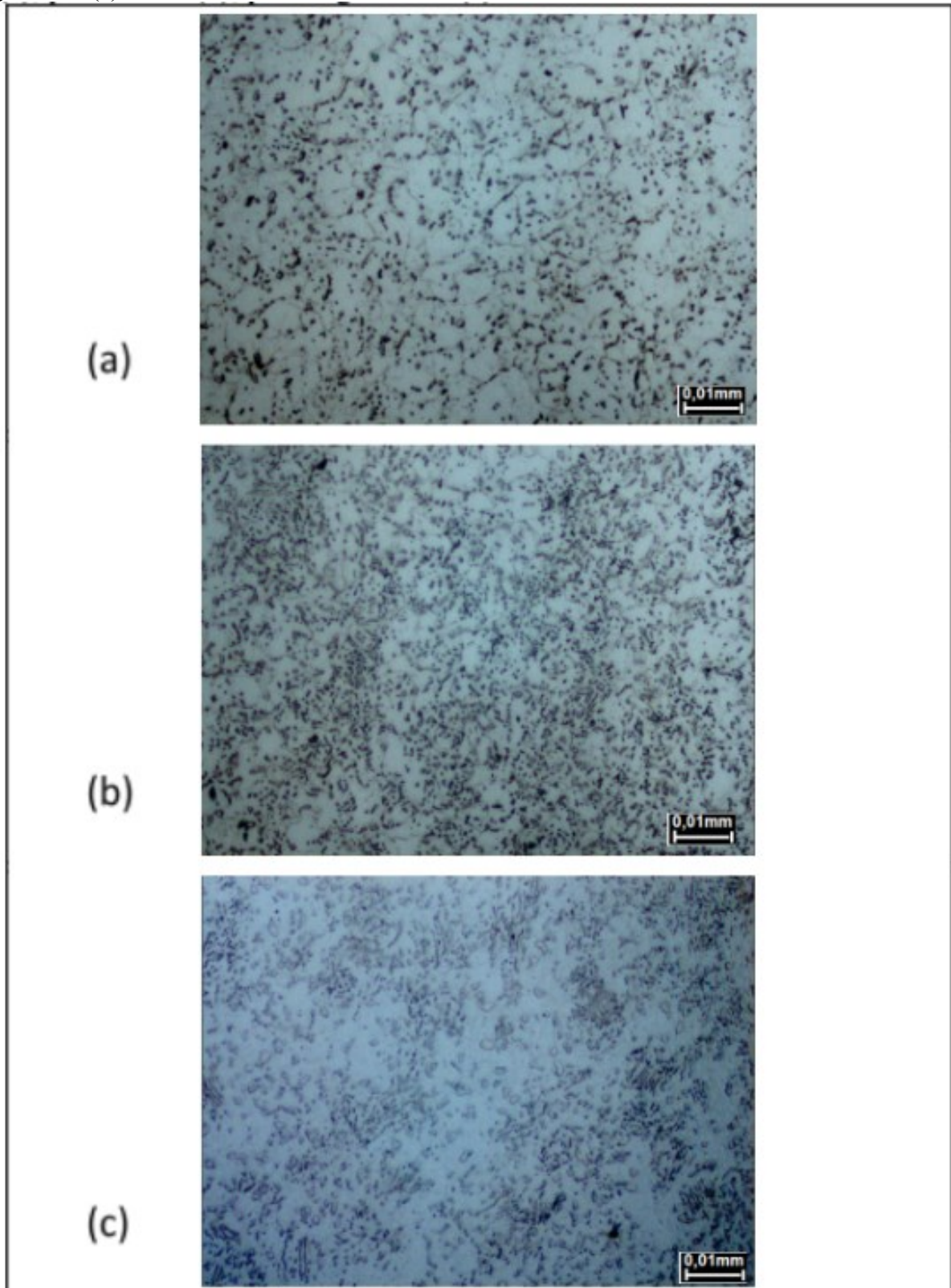


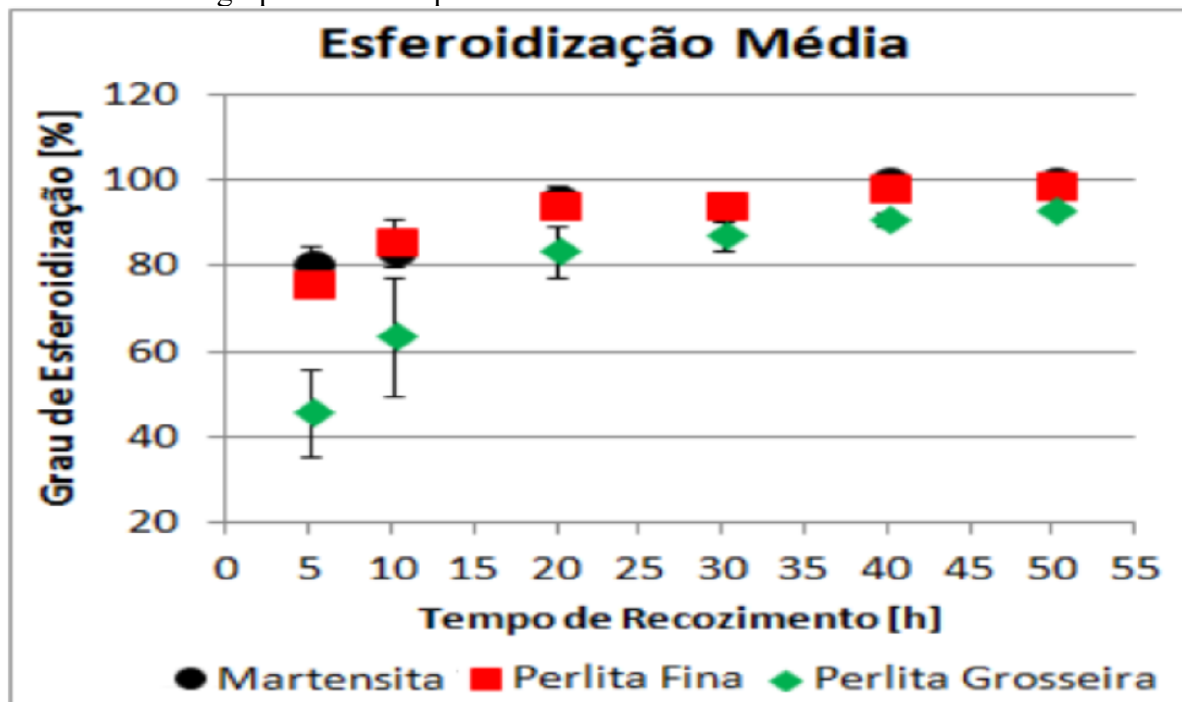
Figura 44 – Microestruturas após ciclo intercrítico de 50 horas, conforme microestrutura prévia. Ataque Nital 2%. Microestruturas prévias: martensita (a); perlita fina (b); perlita grosseira (c).



A esferoidização média e o desvio padrão apresentado pelas amostras submetidas aos ciclos subcríticos são apresentados na tabela 7, separando os valores de acordo com o tempo de processo. Para os ciclos intercríticos, estes valores são apresentados na tabela 8. Para melhor visualização, são apresentados também gráficos que relacionam os fatores e níveis utilizados neste trabalho. A figura 45 mostra o efeito das diferentes microestruturas no grau de esferoidização, para tempos de processo entre 5 e 50 horas. Neste agrupamento não se diferenciou o tipo de tratamento, sendo que as amostras que foram esferoidizadas em ciclos subcríticos e intercríticos estão agrupadas.

Pode ser verificado que microestruturas martensíticas atingiram esferoidização média superior à 80% já nos ciclos de 5 horas e esferoidização próxima de 100% a partir de 40 horas de tratamento. As microestruturas ferrítica-perlíticas apresentaram aumento da esferoidização média com o aumento dos tempos de processo, mas obtiveram níveis diferentes de esferoidização para os tempos de processamento controlados. Percebeu-se que as amostras com microestrutura de perlita fina atingiram esferoidização média em torno de 75% para os ciclos de 5 horas, aumentando para 83% em 10 horas e aproximando-se de 100% para tempos de processo de 50 horas. Este mesmo comportamento onde o grau de esferoidização foi crescente também estava presente para a perlita grosseira, entretanto com graus de esferoidização menores. Ao avaliar as micrografias, pode-se identificar que os carbonetos localizados nos contornos de grão são maiores que os localizados no interior dos grãos, independentemente do tipo de ciclo, devido à maior difusão nestes locais, em virtude da maior quantidade de defeitos e conseqüentemente, uma maior energia disponível. A energia de ativação para a difusão é diferente para cada microestrutura que é submetida à um recozimento para esferoidização, com isto, microestruturas metaestáveis, como a martensítica, o carbono tem alta tendência para deixar a microestrutura e com isto necessita de menores energias para iniciar o processo de difusão que microestruturas mais estáveis (perlíticas). Este mesmo princípio pode ser utilizado quando se compara a diferença na esferoidização de perlitas finas e grosseiras, uma vez que lamelas menores requerem menores distâncias para difusão, o que resulta em menores tempos para esferoidização (Kamiabi-Gol, Sheikh-Amiri, 2010). A figura 46 mostra o efeito das microestruturas prévias e tempo de tratamento na esferoidização da cementita.

Figura 45 – Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na esferoidização dos carbonetos com agrupamento de tipos de tratamentos.



Os carbonetos esferoidizados formados a partir das amostras temperadas apresentaram distribuição mais homogênea e menores tamanhos que as demais amostras e os maiores e com menor dispersão na distribuição ao longo da matriz foram os formados a partir de perlita grosseira. Outro fato que se aplica a todas as microestruturas e também aos tipos de ciclos é que o grau de esferoidização aumenta com o aumento do tempo de processo, como mostrado na figura 48. Verifica-se também que a dispersão dos resultados diminui com o aumento do tempo de processo. Os ciclos subcríticos apresentaram esferoidização média menor e dispersão maior que os ciclos intercríticos.

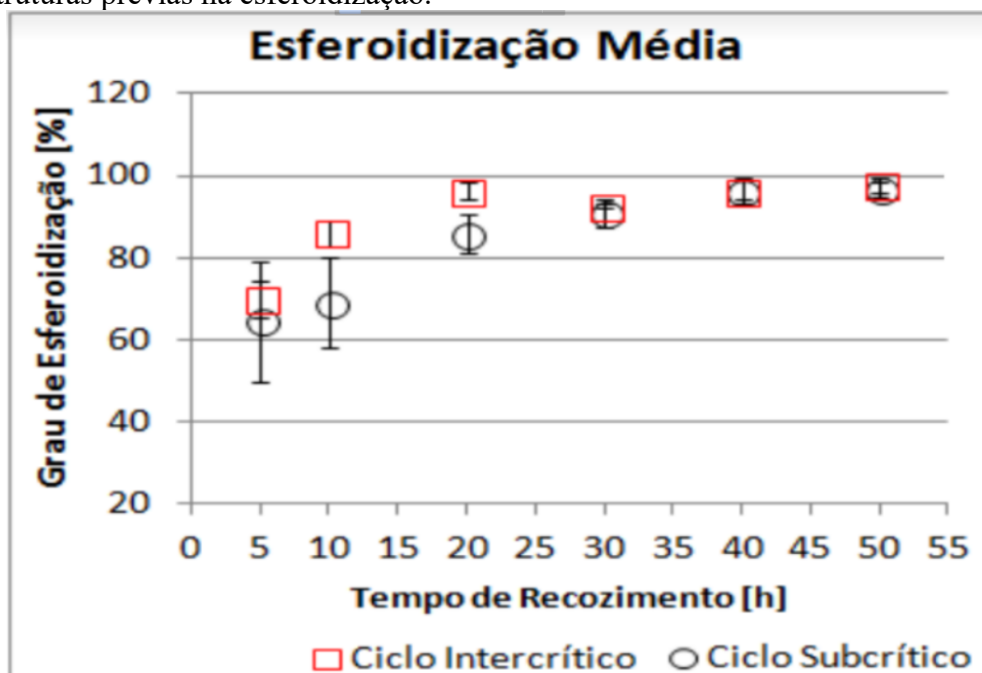
As microestruturas geradas nos ciclos subcríticos apresentaram predominantemente carbonetos esferoidizados no interior dos grãos, com tamanhos médios inferiores aos carbonetos localizados nos contornos de grão e distância média entre si variável, com maiores espaçamentos para microestruturas inicialmente perlíticas grosseira e menores espaçamentos médios para microestruturas prévias martensíticas. Os ciclos intercríticos geraram microestruturas com carbonetos esferoidizados preferencialmente nas regiões dos contornos de grão, sendo estes maiores que os carbonetos presentes no interior dos grãos. A quantidade de carbonetos reduziu à medida que o tempo de tratamento aumentou para todas as microestruturas. Ao comparar os dois tipos de tratamento, pôde ser verificado que o tamanho

médio de grão foi maior nas amostras tratadas em ciclos intercríticos, que nas amostras subcríticas.

Tabela 7 - Esferoidização média para ciclos subcríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Esferoidização Média [%]	Desvio Padrão [%]
5	Martensita	86,25	4,79
	Perlita Fina	76,25	7,50
	Perlita Grosseira	31,25	10,31
10	Martensita	86,25	4,79
	Perlita Fina	77,50	2,89
	Perlita Grosseira	43,75	8,54
20	Martensita	91,25	4,79
	Perlita Fina	91,25	2,50
	Perlita Grosseira	75,00	4,08
30	Martensita	95,00	4,08
	Perlita Fina	95,00	4,08
	Perlita Grosseira	82,50	5,00
40	Martensita	100,00	0,00
	Perlita Fina	100,00	0,00
	Perlita Grosseira	88,75	6,29
50	Martensita	100,00	0,00
	Perlita Fina	97,50	2,89
	Perlita Grosseira	92,50	4,79

Figura 46 – Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na esferoidização.



Quando as amostras foram agrupadas para que fosse avaliado o efeito da microestrutura e do tipo de ciclo, independentes do tempo de processamento, pôde ser verificado que os ciclos intercríticos apresentaram maiores graus de esferoidização, em média, que os ciclos subcríticos, exceto quando as amostras possuíam microestrutura martensítica. Um resultado importante foi que a microestrutura prévia perlita grosseira não atingiu níveis de esferoidização média acima de 90%, para os dois ciclos, enquanto microestruturas martensíticas e perlíticas finas atingiram, como mostrado na figura 47. As microestruturas geradas nas amostras após tratamentos de 5, 10, 20, 30, 40 e 50 horas, para os ciclos subcríticos e intercríticos são apresentadas agrupadas conforme a microestrutura prévia ao tratamento nas figuras 48 a 53, respectivamente.

Tabela 8 - Esferoidização média para ciclos intercríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Esferoidização Média [%]	Desvio Padrão [%]
5	Martensita	75,00	5,00
	Perlita Fina	75,00	5,00
	Perlita Grosseira	60,00	10,00
10	Martensita	81,67	5,77
	Perlita Fina	93,33	5,77
	Perlita Grosseira	83,33	7,64
20	Martensita	100,00	0,00
	Perlita Fina	96,67	5,77
	Perlita Grosseira	91,67	7,64
30	Martensita	93,33	2,89
	Perlita Fina	93,33	2,89
	Perlita Grosseira	91,67	5,77
40	Martensita	100,00	0,00
	Perlita Fina	96,67	5,77
	Perlita Grosseira	93,33	5,77
50	Martensita	100,00	0,00
	Perlita Fina	100,00	0,00
	Perlita Grosseira	93,33	2,89

A figura 48 mostra as microestruturas após tratamento de 5 horas, onde é possível verificar o efeito da maior cinética de esferoidização da martensita, independentemente do tipo de recozimento. A microestrutura perlita fina tratada no ciclo subcrítico apresenta uma dispersão de partículas uniforme no interior dos grãos, enquanto ao ser tratada em ciclo intercrítico, localiza-se predominantemente nos contornos de grão. A menor cinética de

esferoidização, característica da perlita grosseira, resultou em presença elevada de lamelas de cementita, independentemente do tipo de tratamento executado, seja subcrítico ou intercrítico.

Figura 47 – Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na esferoidização média, agrupando tempos de tratamento.

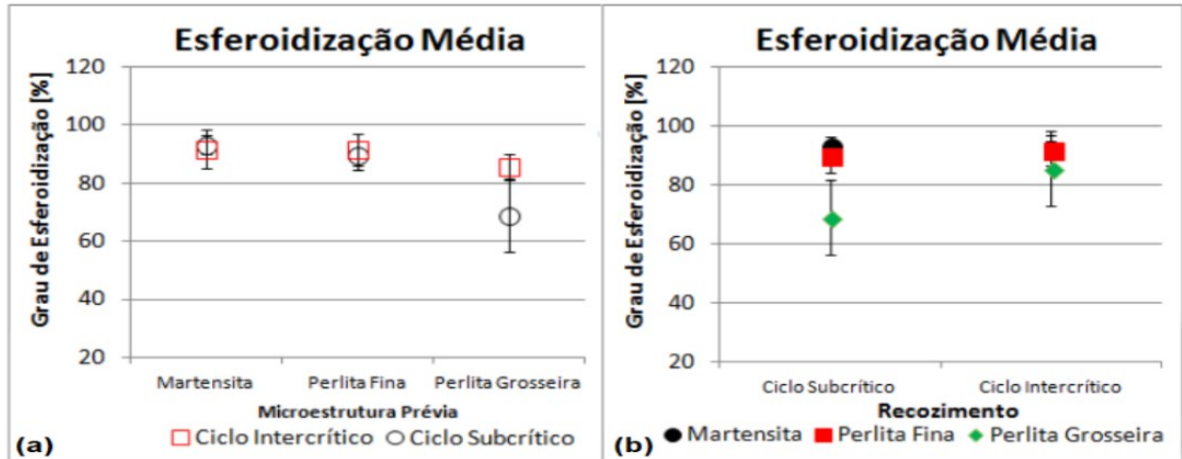


Figura 48 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 5 horas, conforme microestrutura prévia.

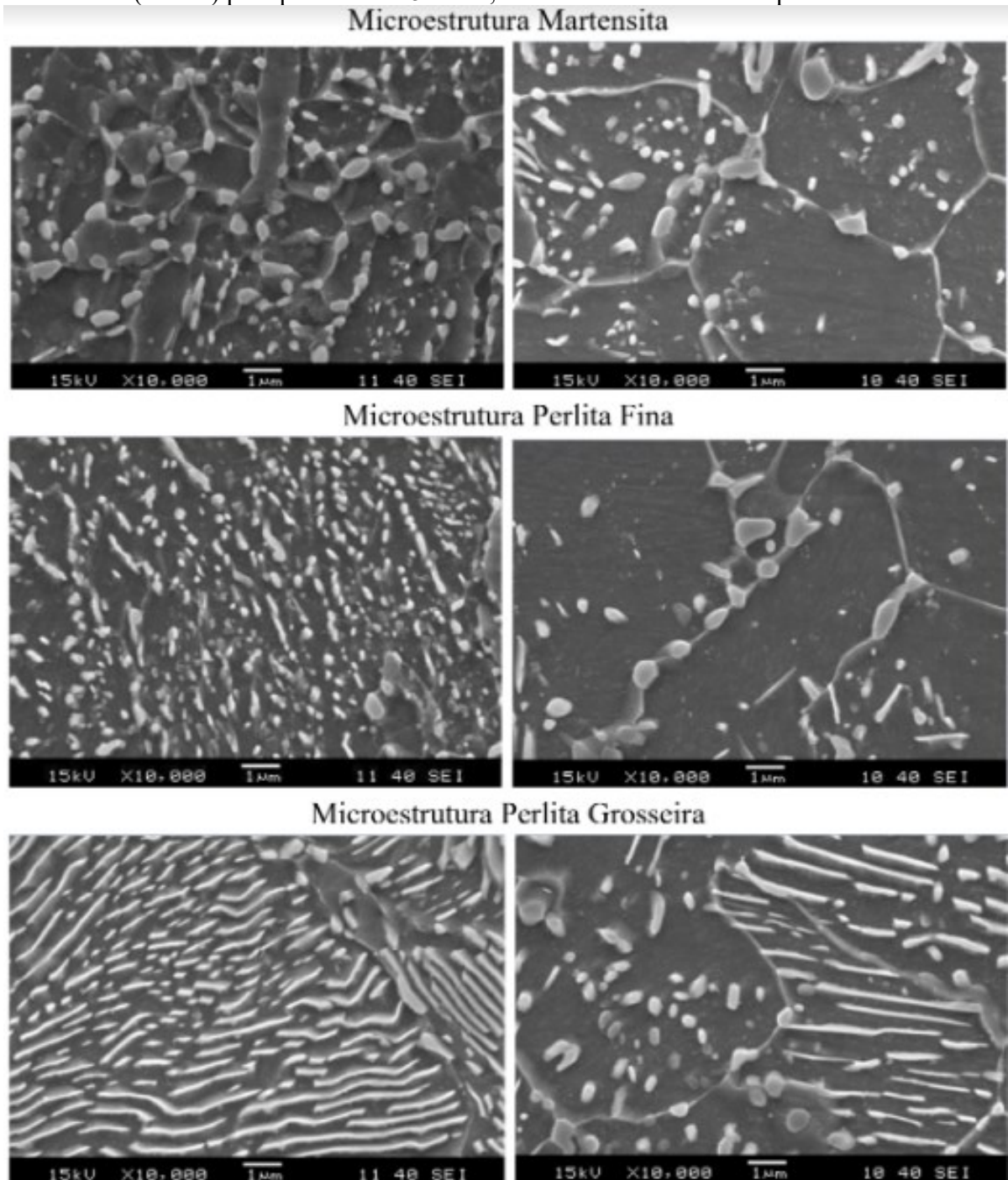
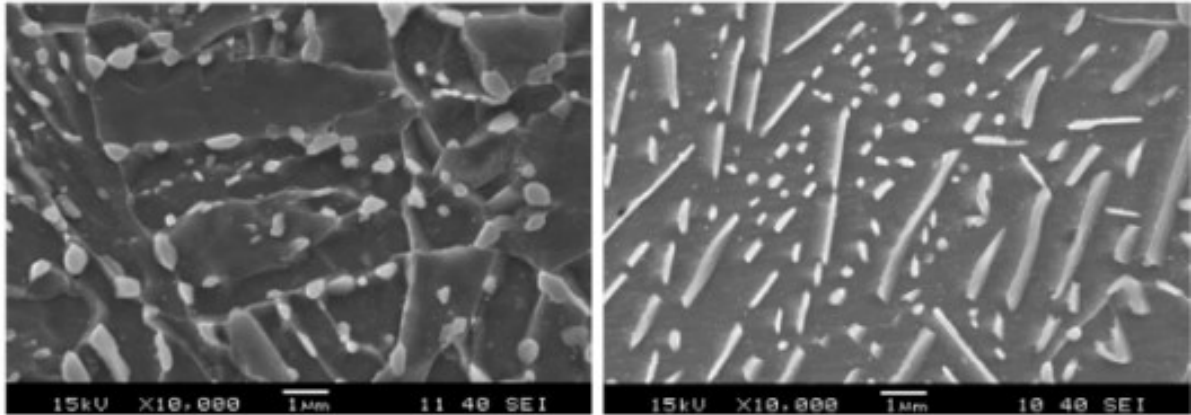
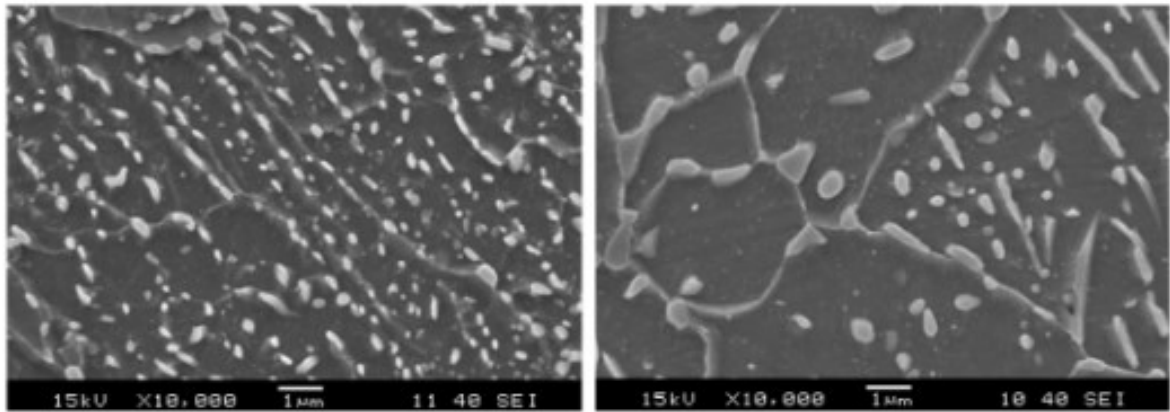


Figura 49 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 10 horas, conforme microestrutura prévia.

Microestrutura Martensita



Microestrutura Perlita Fina



Microestrutura Perlita Grosseira

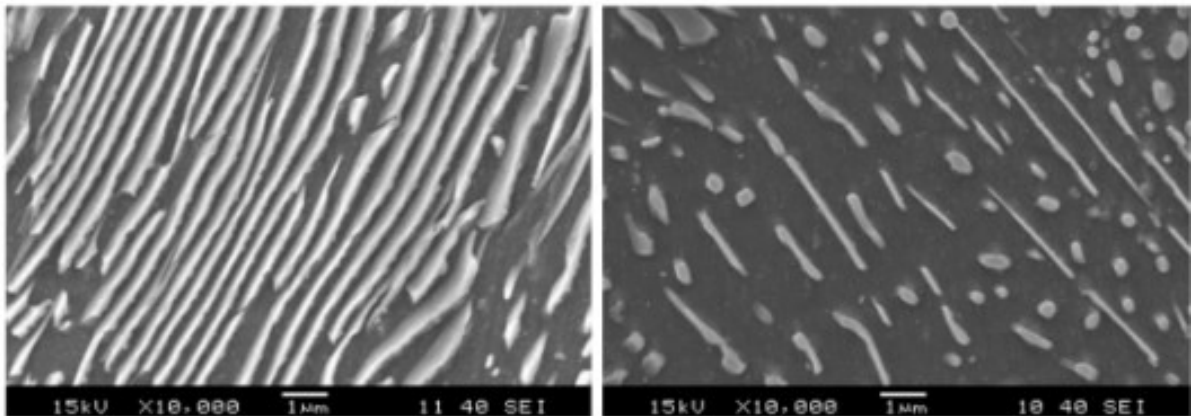
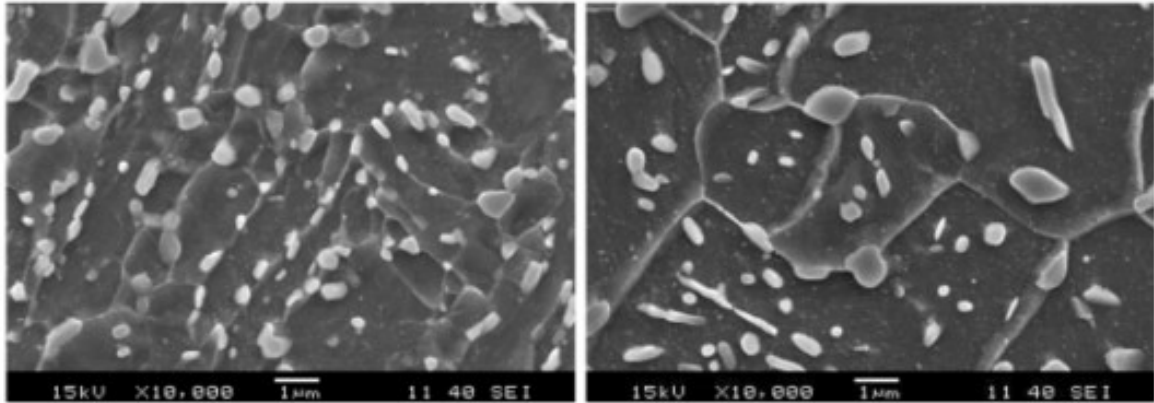
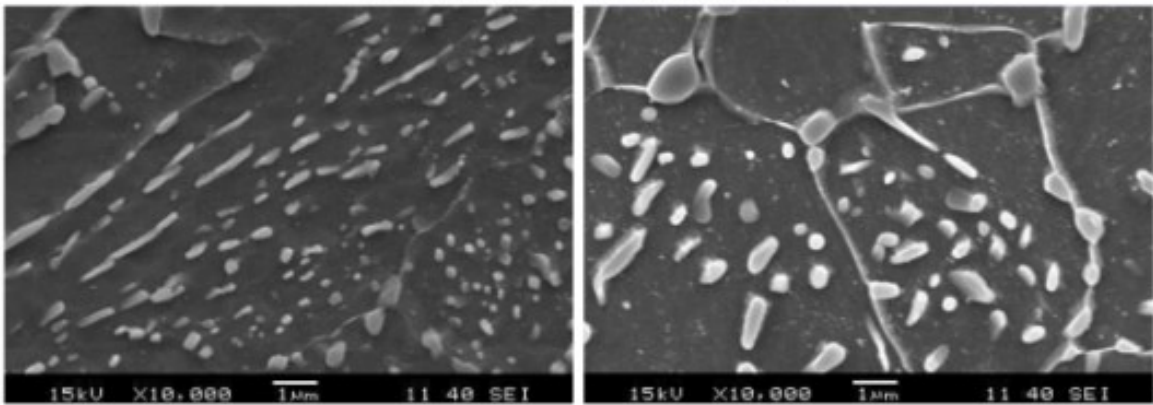


Figura 50 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 20 horas, conforme microestrutura prévia.

Microestrutura Martensita



Microestrutura Perlita Fina



Microestrutura Perlita Grosseira

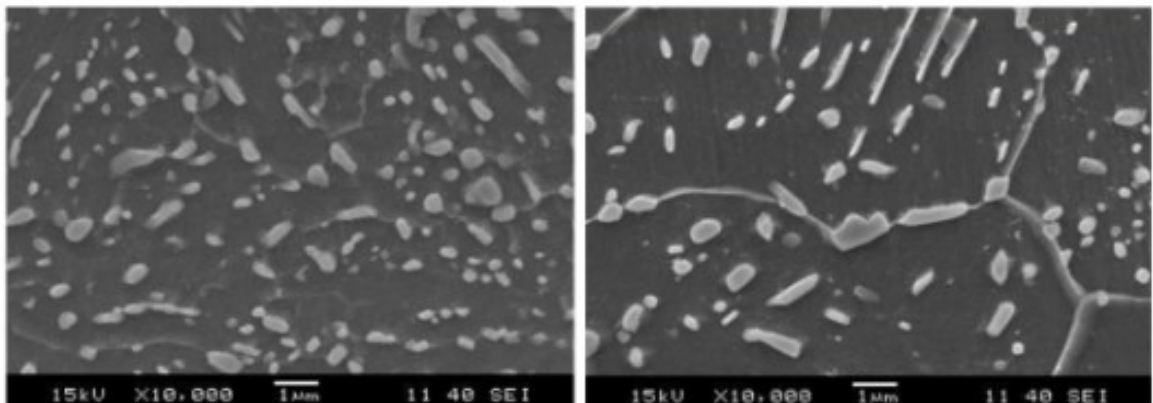
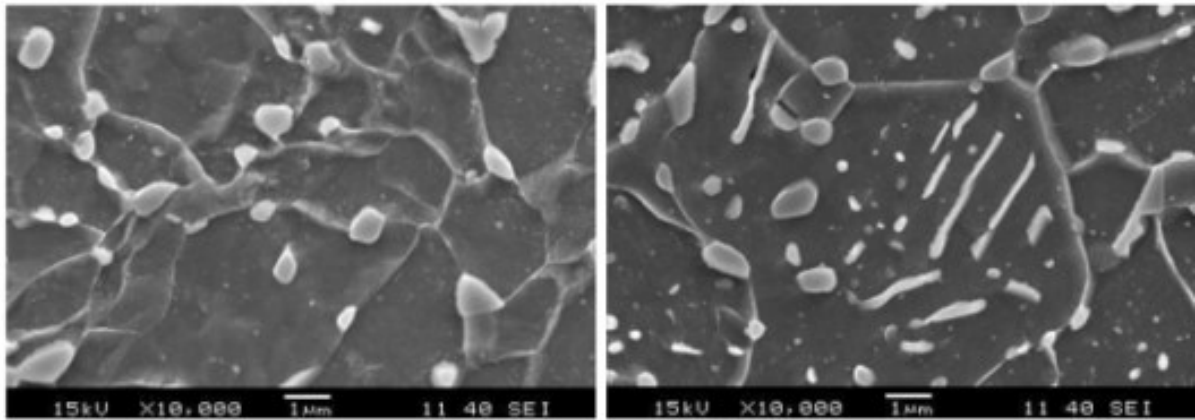
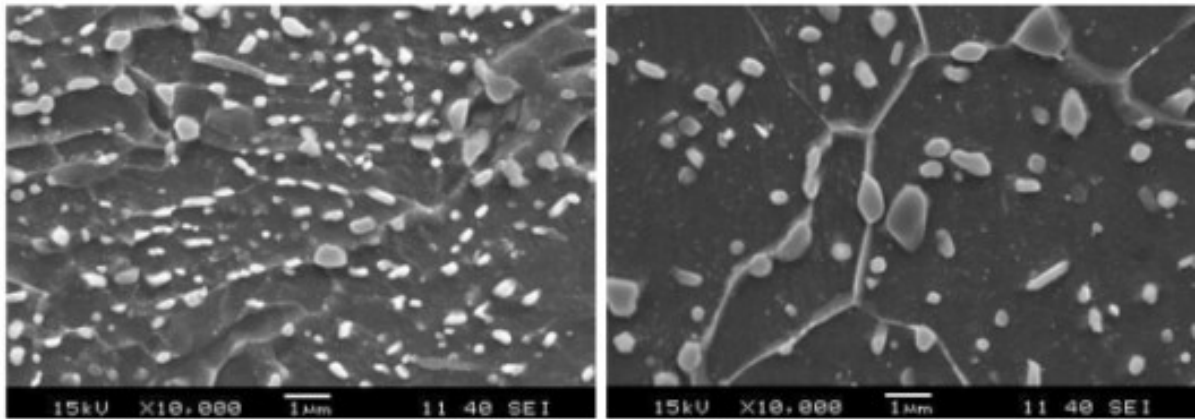


Figura 51 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 30 horas, conforme microestrutura prévia.

Microestrutura Martensita



Microestrutura Perlita Fina



Microestrutura Perlita Grosseira

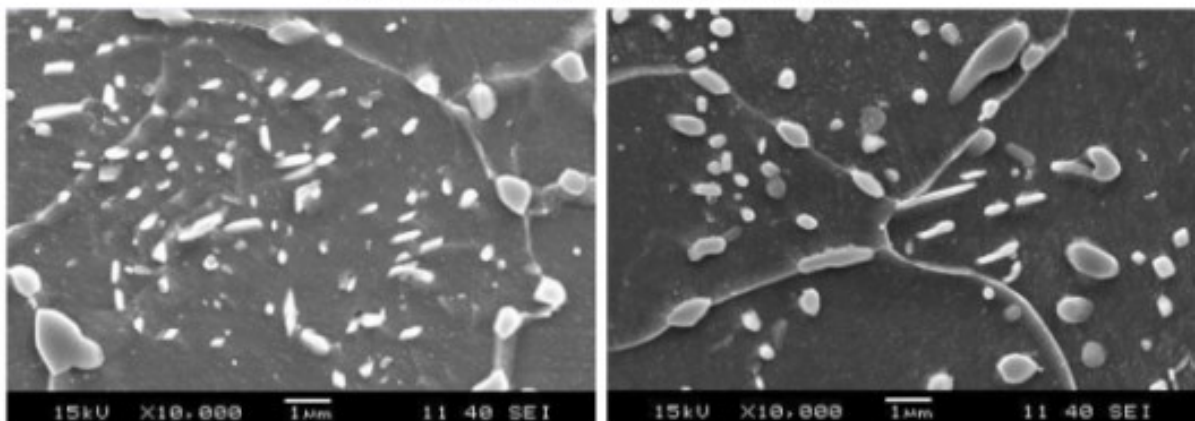
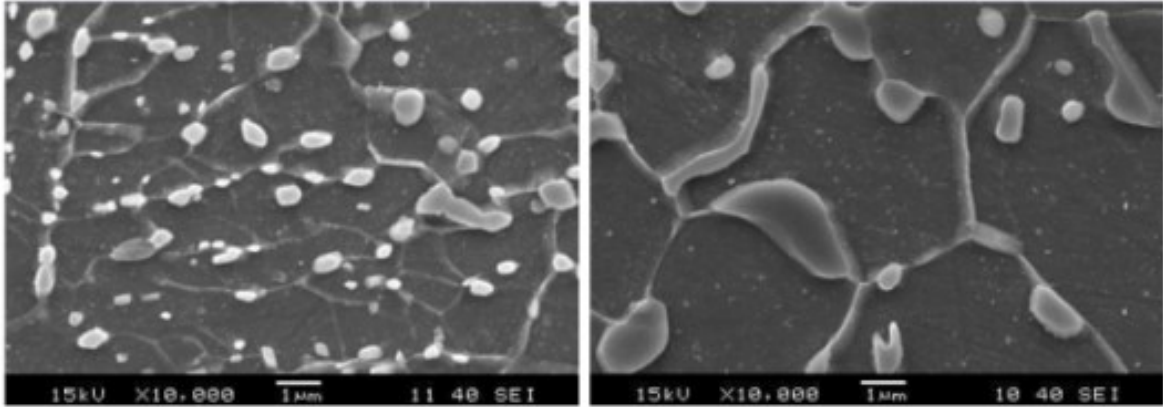
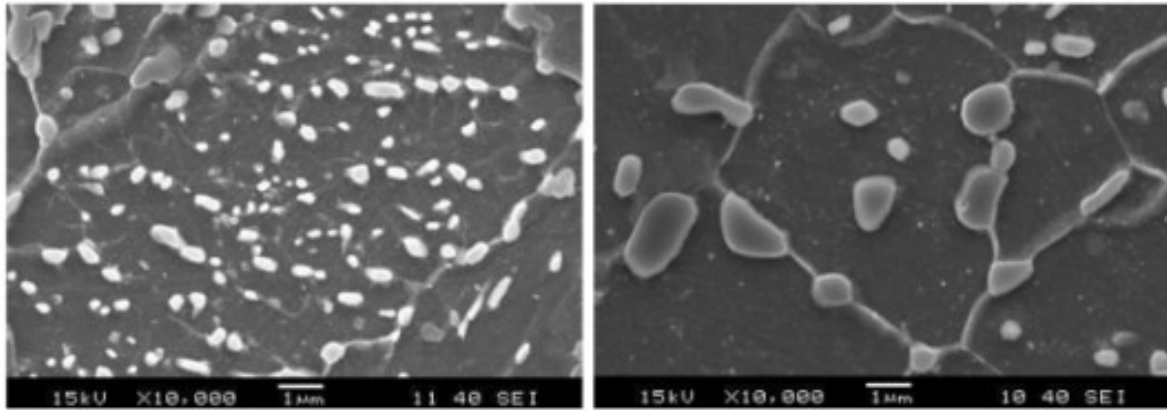


Figura 52 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 40 horas, conforme microestrutura prévia.

Microestrutura Martensita



Microestrutura Perlita Fina



Microestrutura Perlita Grosseira

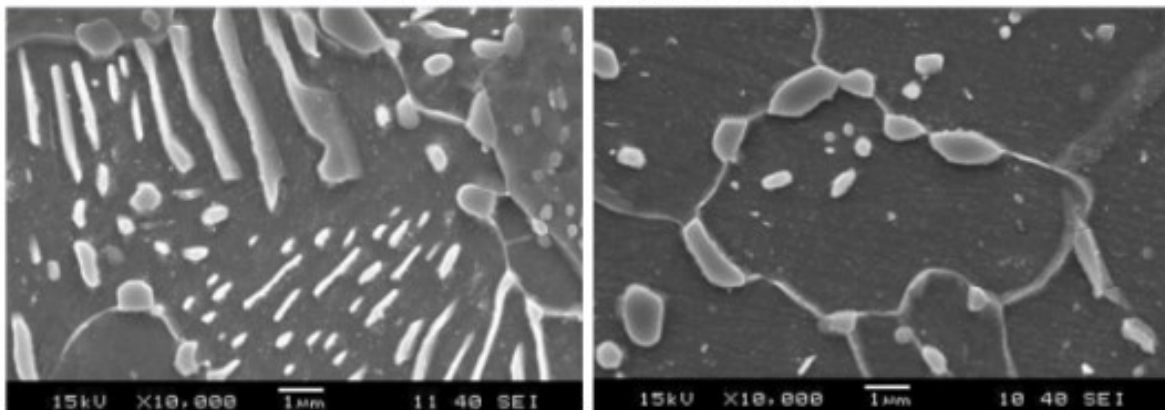
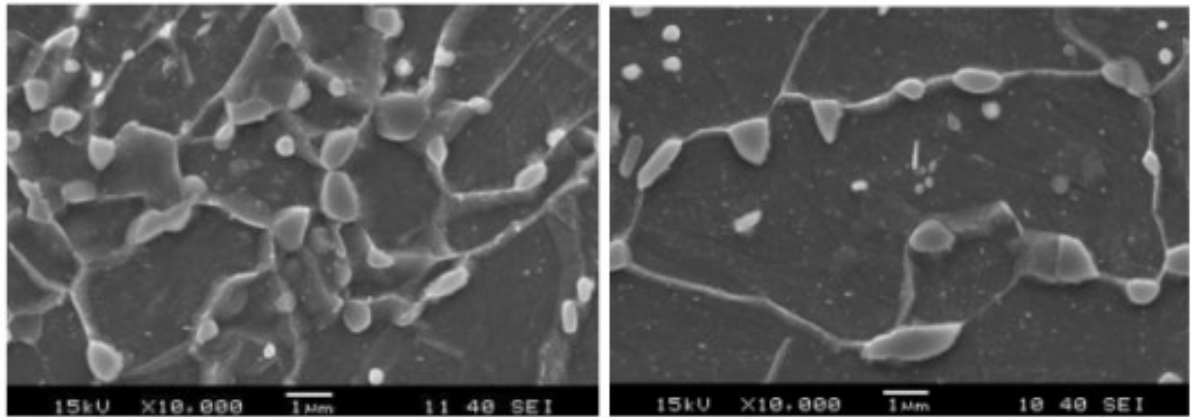
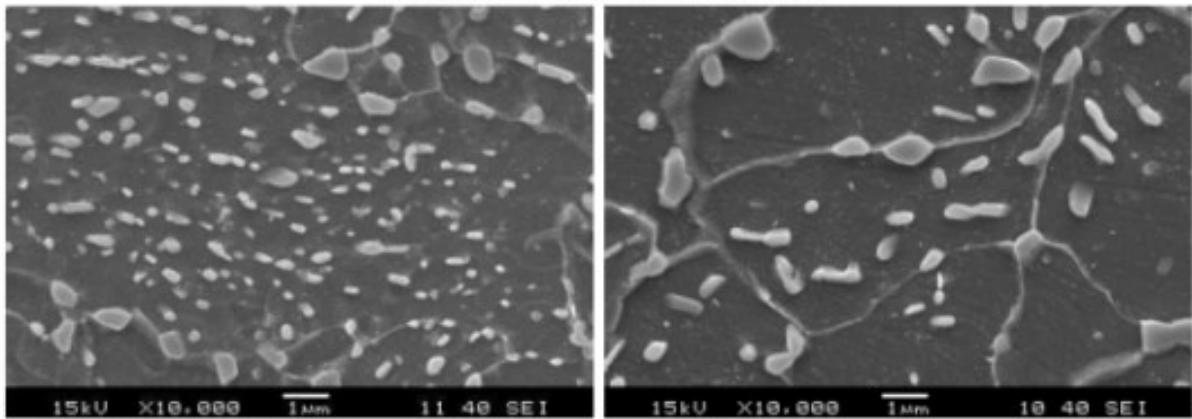


Figura 53 - Micrografia eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos (esquerda) e intercríticos (direita) para períodos de 50 horas, conforme microestrutura prévia.

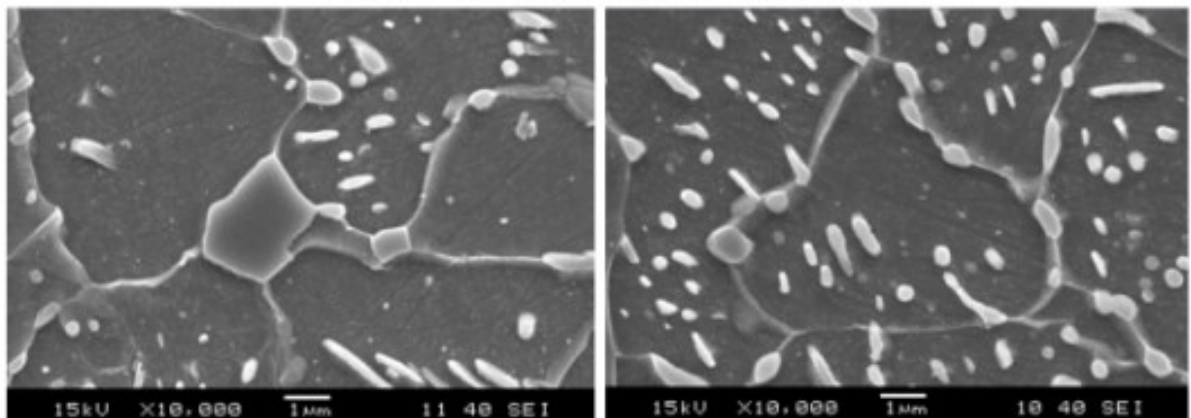
Microestrutura Martensita



Microestrutura Perlita Fina



Microestrutura Perlita Grosseira



5.4. PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS APÓS RECOZIMENTO DE ESFEROIDIZAÇÃO

5.4.1. Tamanho de Grão

As amostras tratadas em ciclos mais longos e temperaturas maiores, tem a tendência de apresentar maiores tamanhos médio de grão ferrítico, desta forma, os ciclos intercríticos produziram tamanhos médios de grão maiores que os subcríticos, conforme figura 54. As amostras tratadas nos ciclos subcríticos apresentaram tamanhos que variaram entre 3 e 12 μm , sendo este último para os ciclos de 50 horas, enquanto as amostras tratadas nos ciclos intercríticos apresentaram valores entre 8 e 10 μm . Os tamanhos de grão para as microestruturas inicialmente martensíticas, apresentaram os menores valores para a amostra tratada no ciclo subcrítico de 20 horas e o maior valor para a amostra tratada no ciclo intercrítico de 30 horas, 3,67 e 10,40 μm , respectivamente. As amostras que apresentavam microestrutura de perlita fina tiveram os menores grãos no ciclo subcrítico de 10 horas, 4,88 μm e o maior tamanho no ciclo intercrítico de 5 horas, com 10,90 μm . As amostras inicialmente perlíticas grosseiras variaram o tamanho de grão entre 6,80 e 12,68 μm , respectivamente para os ciclos subcrítico de 20 horas e subcrítico de 50 horas, sendo esta a amostra com maior valor entre todas. A evolução do tamanho de grão ferrítico em função das microestruturas prévias e tipo de recozimento é mostrada na figura 55.

Figura 54 – Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de grão ferrítico.

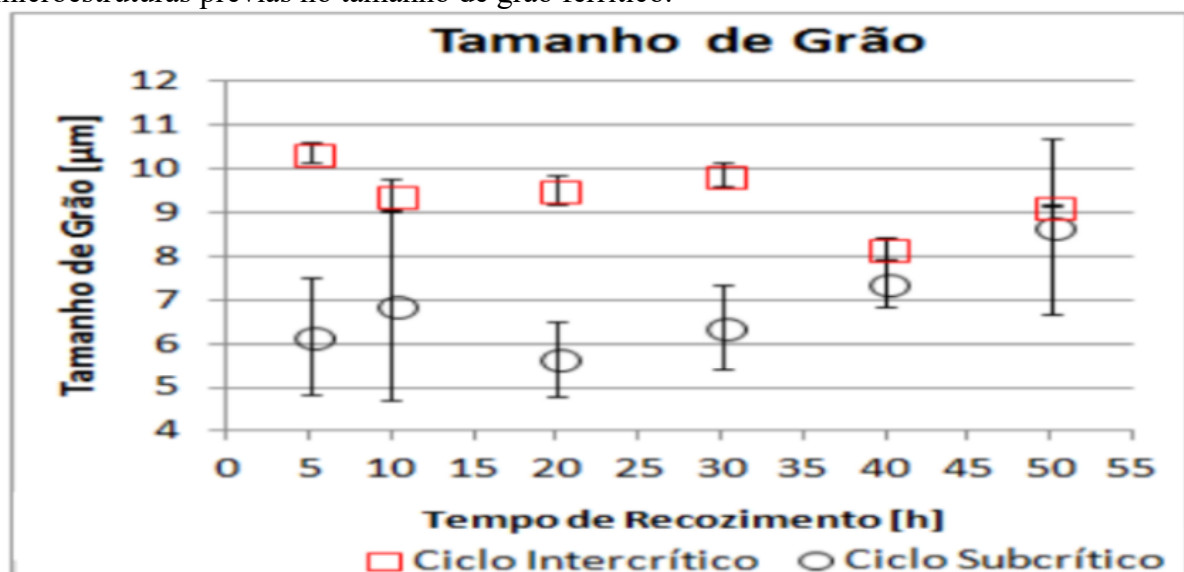
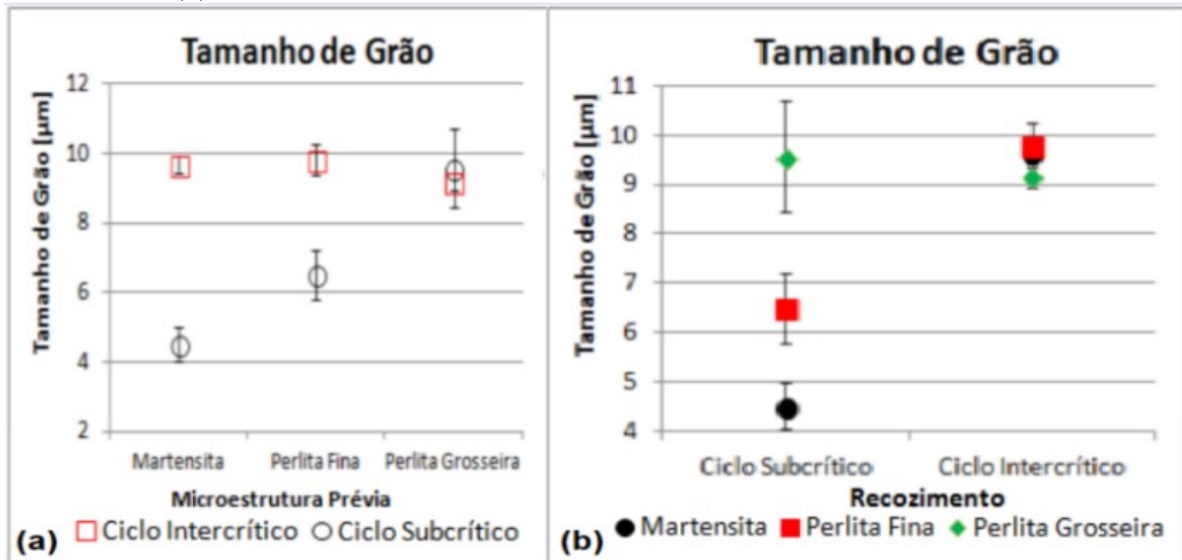


Figura 55 - Tamanho de grão após recozimentos para esferoidização, conforme média de tempos de tratamento para cada microestrutura (a) e conforme microestruturas para cada ciclo de tratamento (b).



Avaliando o efeito da microestrutura prévia no tamanho médio de grão ferrítico pode-se afirmar que microestruturas metaestáveis, com carbonetos homogeneamente dispersos na matriz, podem atuar como barreiras ao crescimento dos grãos durante os recozimentos, apresentando grãos, em média, menores que as microestruturas inicialmente perlíticas. As lamelas de perlita grosseira criam grandes carbonetos esferoidizados, distribuídos heterogeneamente na matriz, não sendo barreiras efetivas ao crescimento dos grãos. Isso justifica os valores de tamanho de grão apresentados pelas amostras, uma vez que microestruturas inicialmente perlíticas apresentaram grãos maiores que as martensíticas, independentemente do tipo de recozimento utilizado, como mostrado na figura 56. As tabelas 9 e 10 mostram os valores de tamanho de grão e a dispersão dos resultados para os ciclos sub-críticos e inter-críticos, respectivamente.

Figura 56 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de ciclo no tamanho de grão ferrítico com agrupamento de tipos de tratamentos.

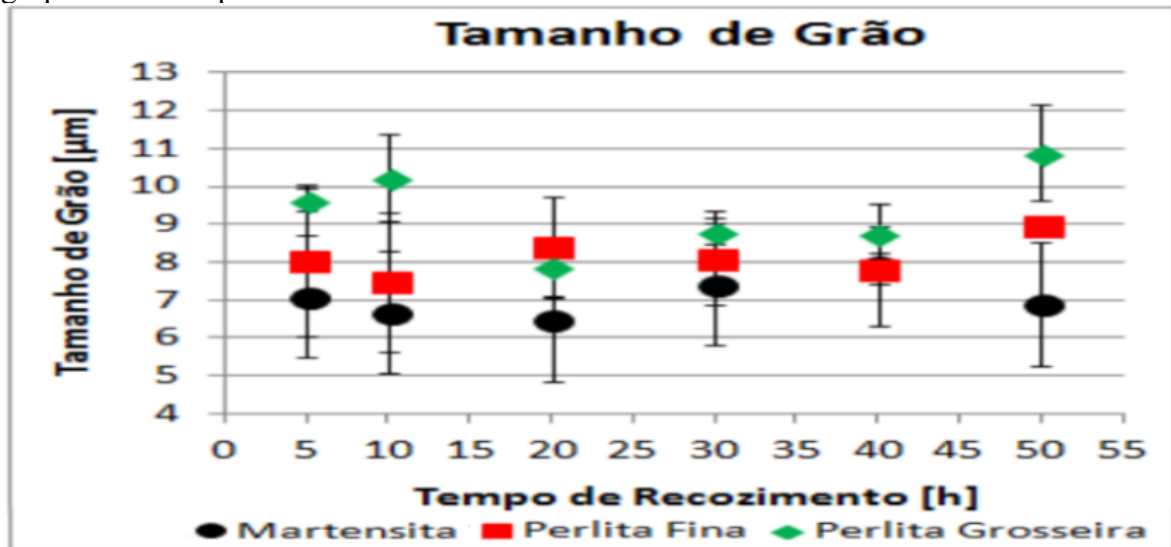


Tabela 9 – Tamanho de Grão médio para ciclos subcríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Tamanho de Grão Médio [μm]	Desvio Padrão [μm]
5	Martensita	4,11	0,619
	Perlita Fina	5,20	0,191
	Perlita Grosseira	9,23	0,750
10	Martensita	3,90	0,375
	Perlita Fina	4,88	0,951
	Perlita Grosseira	11,85	4,190
20	Martensita	3,67	0,191
	Perlita Fina	6,52	1,873
	Perlita Grosseira	6,80	0,489
30	Martensita	4,46	0,350
	Perlita Fina	6,33	0,978
	Perlita Grosseira	8,32	1,092
40	Martensita	6,35	0,143
	Perlita Fina	7,28	0,375
	Perlita Grosseira	8,51	0,256
50	Martensita	4,61	0,375
	Perlita Fina	8,76	1,077
	Perlita Grosseira	12,68	5,636

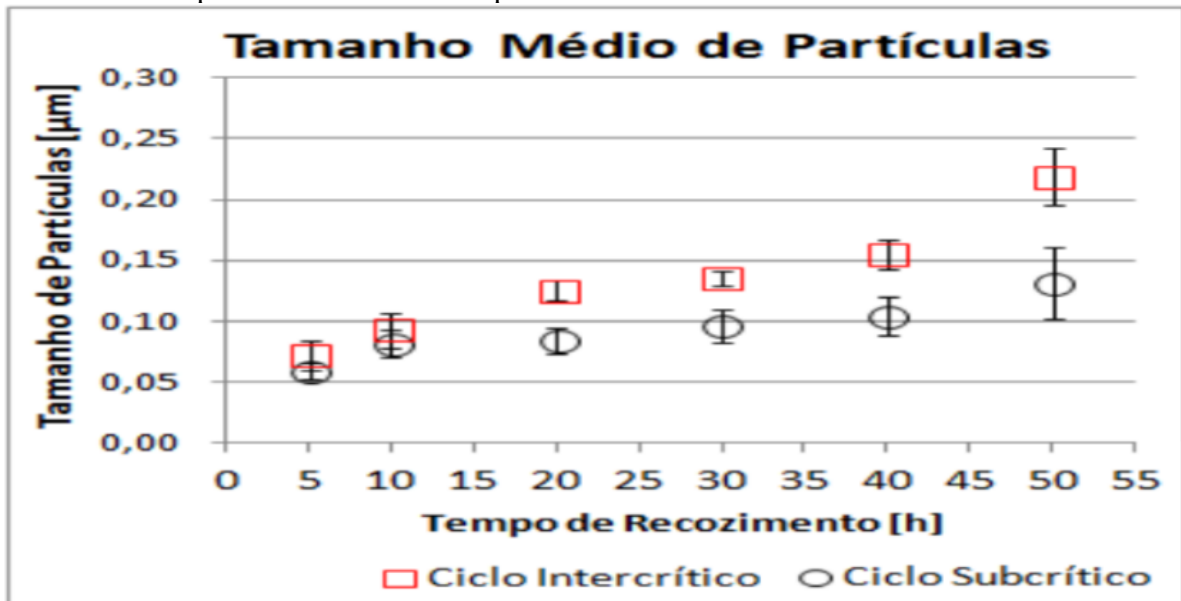
Tabela 10 – Tamanho de Grão médio para ciclos intercríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Tamanho de Grão Médio [μm]	Desvio Padrão [μm]
5	Martensita	10,10	5,914
	Perlita Fina	10,90	1,020
	Perlita Grosseira	10,10	0,164
10	Martensita	9,50	0,000
	Perlita Fina	10,10	0,675
	Perlita Grosseira	8,60	7,395
20	Martensita	9,30	6,708
	Perlita Fina	10,30	0,429
	Perlita Grosseira	9,00	2,475
30	Martensita	10,40	1,032
	Perlita Fina	9,90	2,553
	Perlita Grosseira	9,30	4,714
40	Martensita	9,50	2,501
	Perlita Fina	8,40	10,999
	Perlita Grosseira	9,00	4,216
50	Martensita	9,20	0,304
	Perlita Fina	9,20	3,669
	Perlita Grosseira	9,10	3,928

5.4.2. Tamanho de Partículas de Cementita

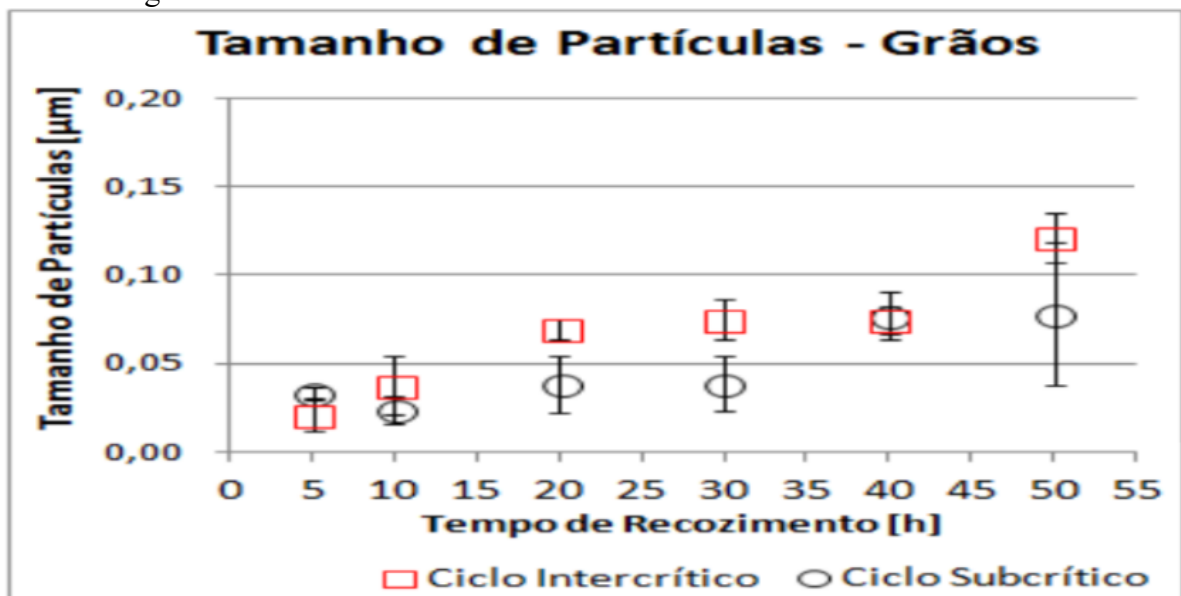
Com o aumento do tempo de tratamento houve crescimento do tamanho médio das partículas de cementita, independentemente da microestrutura prévia e do tipo e recozimento, como pode ser visto na figura 57. As microestruturas obtidas nos ciclos subcríticos apresentaram em média, carbonetos menores quando comparadas com as obtidas nos ciclos intercríticos. Ao avaliar o tamanho das partículas, de acordo com sua localização, verificou-se que este resultado se repetiu tanto nas regiões de contornos como no interior dos grãos. As partículas esferoidizadas em ciclos subcríticos e intercríticos presentes no interior dos grãos são menores que as localizadas nas regiões próximas aos contornos dos grãos, para os mesmos tempos de tratamento, como pode ser observado nas figuras 58 e 59.

Figura 57 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de partículas de cementita.



Os maiores tamanhos médios de partículas nas amostras tratadas em ciclos intercríticos deve-se à temperatura de tratamento na zona crítica. Nesta temperatura o carbono fica em solução sólida na austenita e, ao resfriar, forma carbonetos grosseiros próximos aos contornos de grão. Já os ciclos subcríticos, mantêm as características da microestrutura prévia ao tratamento.

Figura 58 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de partículas de cementita – partículas localizadas no interior dos grãos.



A figura 60 mostra a variação do tamanho das partículas com os tempos de tratamento em função da microestrutura inicial. O efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas, unificando os tipos de recozimento, indica que a perlita grosseira apresentou em média as maiores partículas.

Figura 59 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias no tamanho de partículas de cementita – partículas localizadas nos contornos de grão.

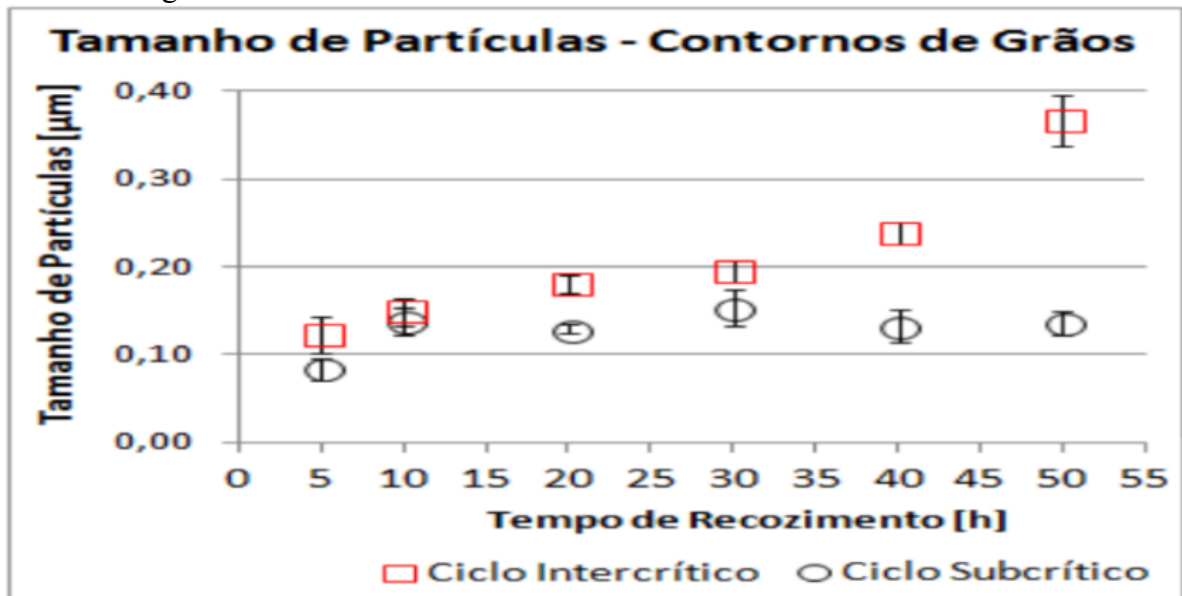
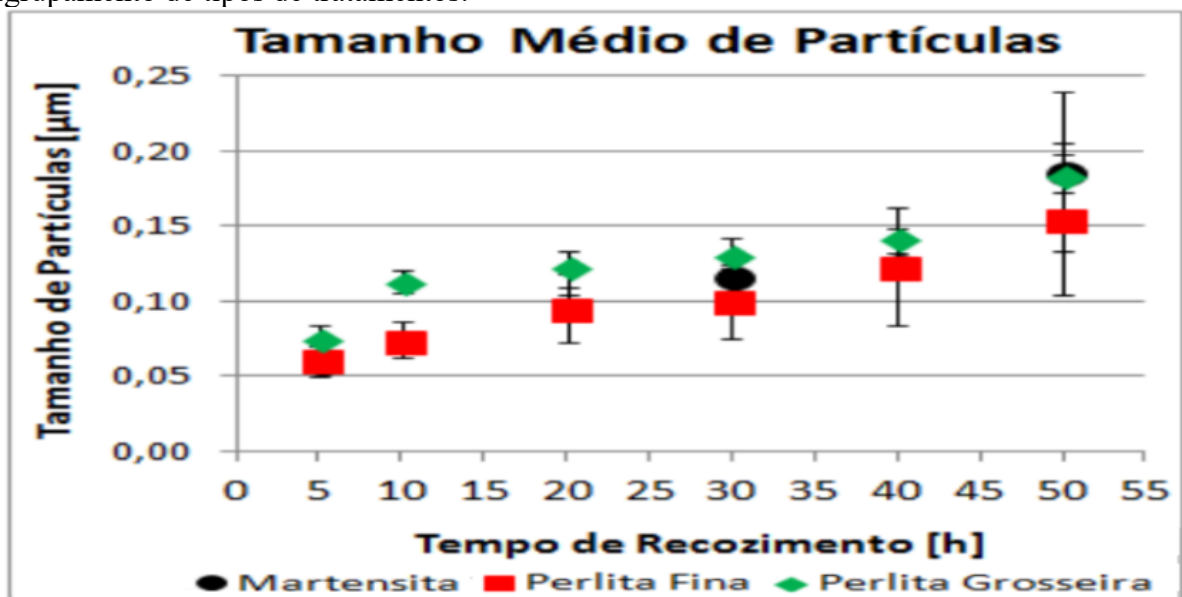


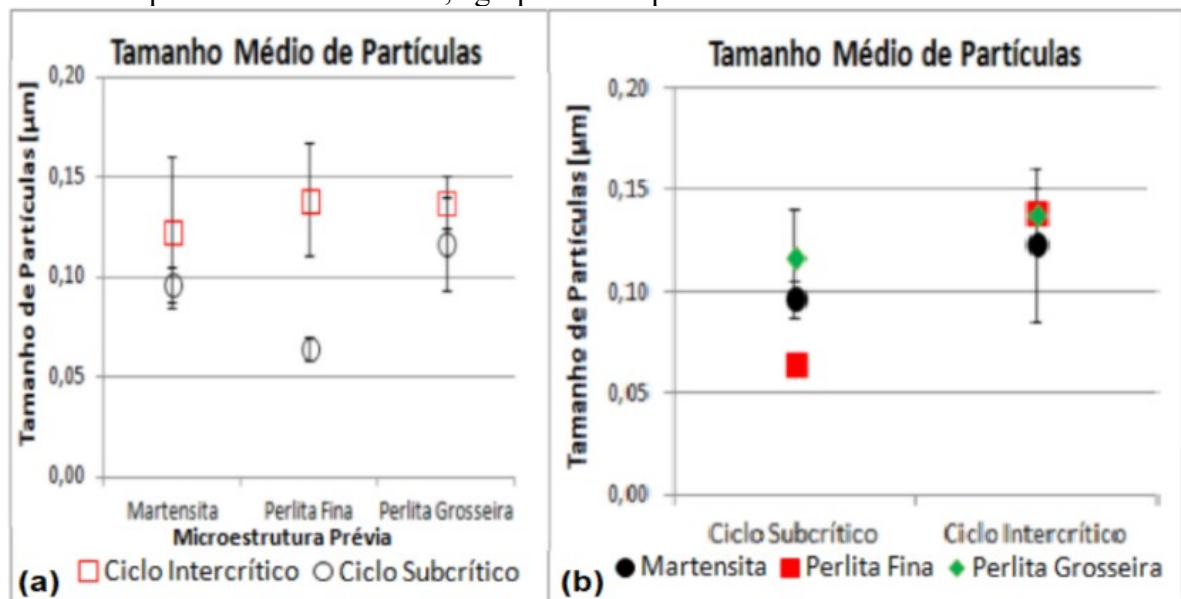
Figura 60 - Efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos.



A figura 61 apresenta os tamanhos médios de partículas, avaliando o efeito das microestruturas prévias e os diferentes tipos de recozimento utilizados. Pode-se observar que as partículas esferoidizadas em ciclos intercríticos normalmente são maiores que as esferoidizadas em ciclos subcríticos, para a mesma microestrutura prévia, além do fato de que entre os ciclos iniciais e finais, os tamanhos duplicaram, enquanto que as partículas de ciclos subcríticos, cresceram cerca de 50% em relação aos seus tamanhos após os ciclos mais curtos.

Destaca-se também o grande crescimento de partículas esferoidizadas a partir da martensita, que quando tratadas nesta faixa de temperaturas intercríticas, cresceram de 0,06 para 0,26 μm , entre os ciclos de 10 e 50 horas. Ao verificar o tamanho das partículas esferoidizadas nos ciclos subcríticos, com a mesma microestrutura inicial, o crescimento das partículas foi muito menor, de 0,08 para 0,11 μm . A menor evolução de tamanho foi apresentada pela microestrutura prévia perlítica fina, esferoidizada em ciclos subcríticos, que passou de 0,05 para 0,08 μm , em média, nestes períodos de tratamento.

Figura 61 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) no tamanho de partículas de cementita, agrupando tempos de tratamento.



Kamyabi – Gol e Shiekh-Amiri, 2010, verificaram ao avaliarem o efeito da microestrutura prévia na cinética de esferoidização que as microestruturas metaestáveis prévias ao recozimento, como martensita, apresentavam um tamanho de partículas médio menor e mais disperso que as inicialmente perlíticas. Neste trabalho este resultado se repetiu em ciclos intercríticos e, para ciclos subcríticos, microestruturas inicialmente martensíticas apresentaram partículas maiores que as demais, apenas para o tratamento de 50 horas. A

velocidade de dissolução das partículas de cementita vai depender da solubilidade destas partículas (soluto), sendo que esta aumenta com o aumento da temperatura. O aumento de temperatura também aumenta os possíveis caminhos de difusão pelo aparecimento de outros defeitos no reticulado, o que cria mais caminhos e aumenta a velocidade para difusão. Quando as menores partículas são dissolvidas, há uma redução da ancoragem que estas partículas costumam exercer e, com isto, ocorre o aumento da movimentação de discordâncias e a consequente recuperação da estrutura. Ao avaliar o efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas localizadas no interior e nos contornos dos grãos, pode ser verificado que a perlita grosseira apresentou os maiores tamanhos médios de partícula, como mostram as figuras 62 e 63. As tabelas 11 e 12 mostram todos tamanhos médios de partículas, para os ciclos subcríticos e intercríticos, respectivamente.

Figura 62 - Efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos – partículas localizadas no interior dos grãos.

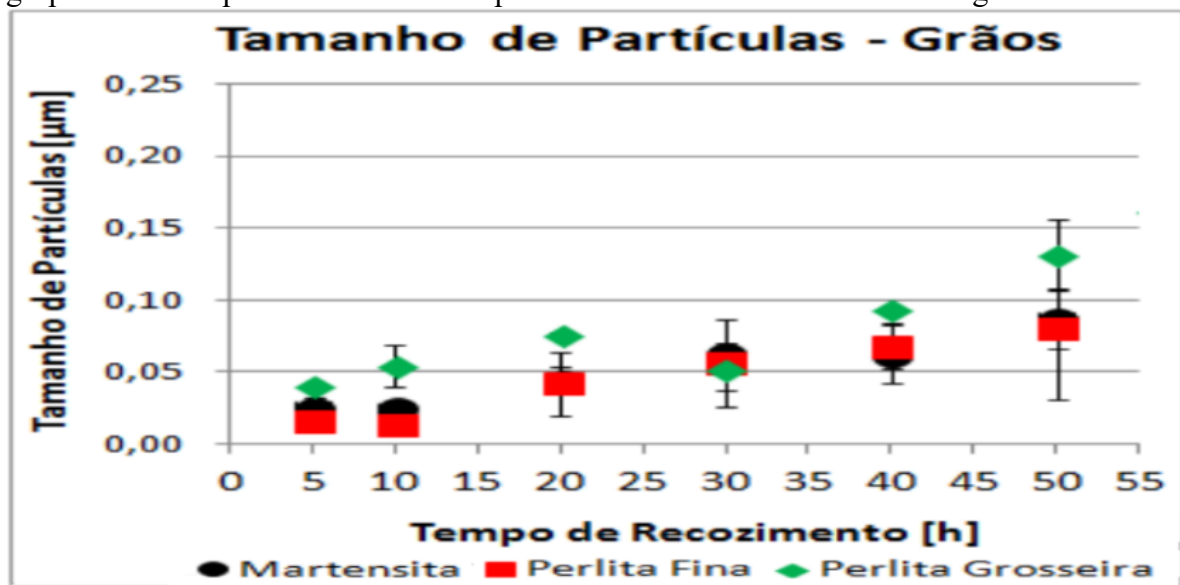


Figura 63 - Efeito da microestrutura prévia no tamanho de partículas com agrupamento de tipos de tratamentos – partículas localizadas nos contornos de grão.

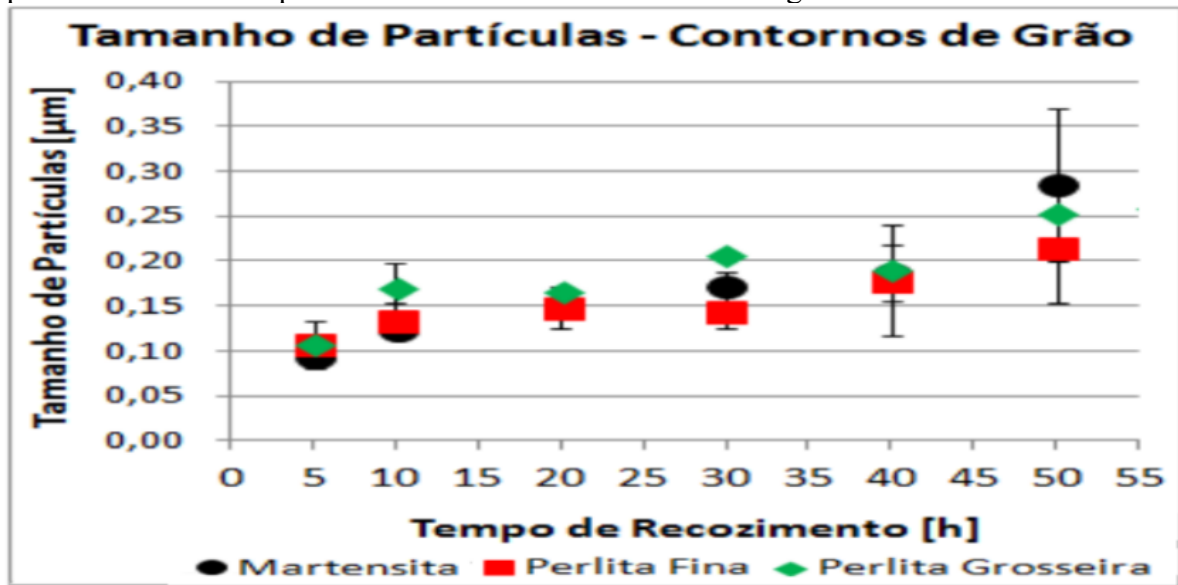


Tabela 11 – Tamanho Médio de Partículas para ciclos subcríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Tamanho de Partícula - Grão [µm]	Tamanho de Partícula – Contorno de Grão [µm]	Tamanho Médio de Partícula [µm]
5	Martensita	0,035	0,112	0,074
	Perlita Fina	0,026	0,072	0,049
	Perlita Grosseira	0,039	0,067	0,053
10	Martensita	0,032	0,133	0,083
	Perlita Fina	0,006	0,108	0,057
	Perlita Grosseira	0,033	0,172	0,103
20	Martensita	0,031	0,136	0,084
	Perlita Fina	0,011	0,116	0,063
	Perlita Grosseira	0,073	0,135	0,104
30	Martensita	0,073	0,146	0,109
	Perlita Fina	0,013	0,117	0,065
	Perlita Grosseira	0,031	0,196	0,114
40	Martensita	0,091	0,142	0,116
	Perlita Fina	0,046	0,091	0,068
	Perlita Grosseira	0,095	0,163	0,129
50	Martensita	0,058	0,166	0,112
	Perlita Fina	0,010	0,128	0,0835
	Perlita Grosseira	0,166	0,113	0,197

A difusão de solutos através da matriz é acelerada com a presença de discordâncias, que aumentam a cinética de esferoidização devido ao efeito da interação dos solutos (partículas de cementita) com os defeitos cristalinos. Tais defeitos também podem ser formados durante a transformação da austenita em martensita no resfriamento após o

forjamento das amostras. Tal condição permitiu a formação de mais partículas de cementita esferoidizada, mas, com tamanhos menores que as partículas esferoidizadas das demais microestruturas. Arruabarrena, 2012, fez uma avaliação similar ao analisar o efeito da deformação na difusão de partículas de cementita durante recozimentos para esferoidização.

Tabela 12 – Tamanho Médio de Partículas para ciclos intercríticos.

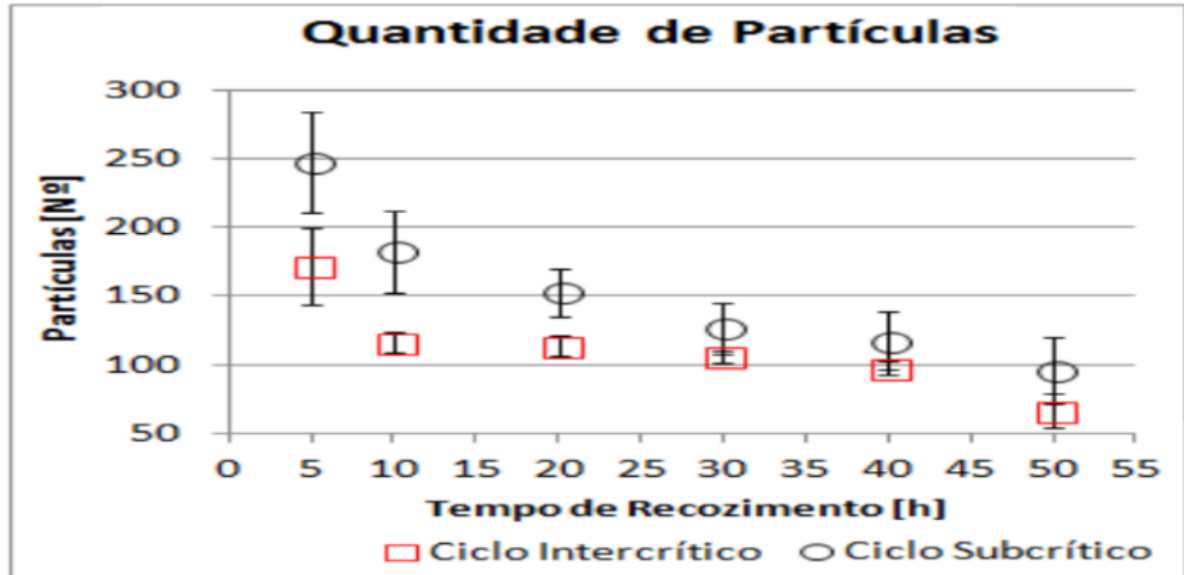
Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Tamanho de Partícula - Grão [μm]	Tamanho de Partícula – Contorno de Grão [μm]	Tamanho Médio de Partícula [μm]
5	Martensita	0,017	0,075	0,046
	Perlita Fina	0,005	0,144	0,074
	Perlita Grosseira	0,040	0,150	0,095
10	Martensita	0,018	0,114	0,065
	Perlita Fina	0,020	0,161	0,091
	Perlita Grosseira	0,075	0,169	0,122
20	Martensita	0,057	0,159	0,108
	Perlita Fina	0,073	0,180	0,127
	Perlita Grosseira	0,079	0,200	0,140
30	Martensita	0,053	0,196	0,124
	Perlita Fina	0,099	0,170	0,135
	Perlita Grosseira	0,072	0,220	0,146
40	Martensita	0,034	0,230	0,132
	Perlita Fina	0,090	0,267	0,179
	Perlita Grosseira	0,091	0,218	0,154
50	Martensita	0,117	0,404	0,261
	Perlita Fina	0,151	0,301	0,226
	Perlita Grosseira	0,096	0,394	0,169

5.4.3. Quantidade de Partículas de Cementita

As microestruturas formadas nos ciclos subcríticos apresentaram mais carbonetos que as microestruturas dos ciclos intercríticos, sendo que a diferença foi maior para as partículas localizadas nas regiões próximas aos contornos dos grãos, como pode ser observado nas figuras 64 a 66. Este resultado era esperado, uma vez que a composição química é a mesma e o tamanho médio da cementita nos ciclos intercríticos foi maior que nos ciclos subcríticos. Quando avaliado o efeito do tipo de recozimento, a quantidade média de partículas esferoidizadas foi inicialmente entre 250 e 160, nos ciclos de 5 horas, reduzindo para 100 a 60 nos ciclos com 50 horas, respectivamente para tratamentos subcríticos e intercríticos. O critério de medição para definir tais quantidades de partículas de cementita foi

o de contagem de partículas por campo de observação no microscópio com 10000x de aumento.

Figura 64 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na quantidade de partículas de cementita.



O efeito do tempo na quantidade de partículas é nítido, ou seja, a medida que o tempo de tratamento aumenta, ocorre a diminuição da quantidade de partículas, fato que complementa os resultados de variação de tamanho de partículas apresentado anteriormente, pois como a composição química se manteve constante, as variáveis envolvidas são tamanho e quantidade de partículas. Neste período, as partículas passaram por processos de quebra de lamentos (perlitas), esferoidização e crescimento, ocorrendo o aumento da quantidade das partículas maiores e a redução da quantidade das menores.

Figura 65 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na quantidade de partículas de cementita - partículas localizadas no interior dos grãos.

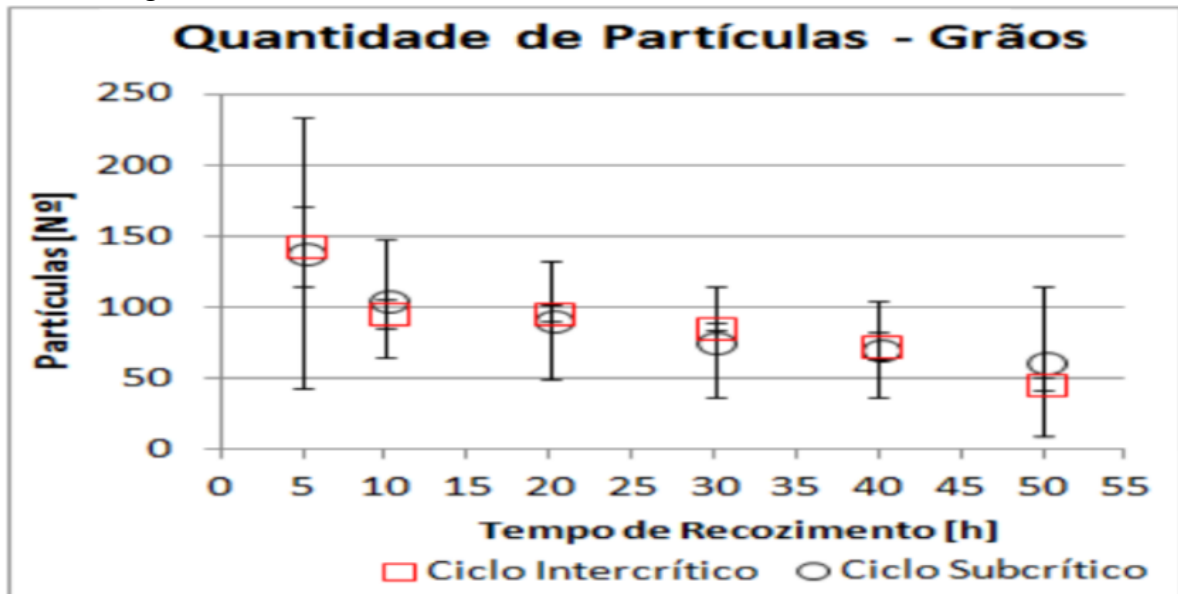
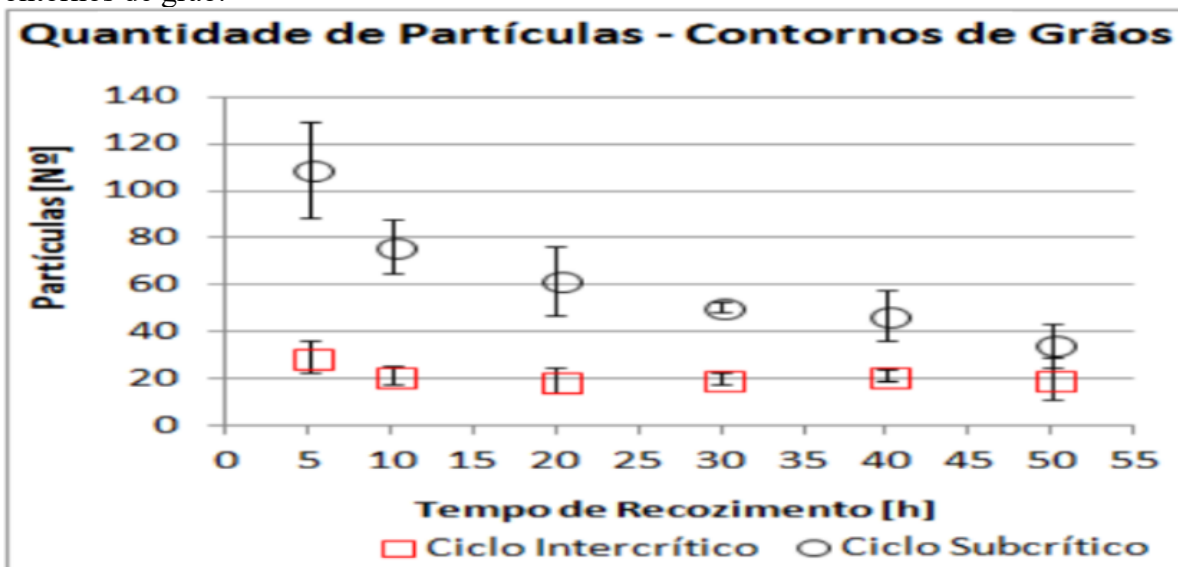


Figura 66 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na quantidade de partículas de cementita – partículas localizadas nos contornos de grão.



O efeito da microestrutura inicial na redução da quantidade de partículas é mostrado na figura 67, onde é possível verificar que a microestrutura inicialmente perlítica fina, apresentou as maiores quantidades de partículas em todos os tempos de tratamento. Por outro lado, a microestrutura inicialmente perlítica grosseira, apresentou em média, as menores quantidades de partículas, para os mesmos períodos de tratamento. As figuras 68 e 69

apresentam separadamente os resultados dos tratamentos em ciclos subcríticos e intercríticos, respectivamente. O destaque ficou por conta da microestrutura inicialmente martensítica, tratada por 5 horas em ciclo subcrítico com a maior quantidade média de partículas, enquanto a microestrutura inicialmente perlítica fina com a menor quantidade, após o tratamento intercrítico de 50 horas.

Figura 67 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na quantidade de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos.

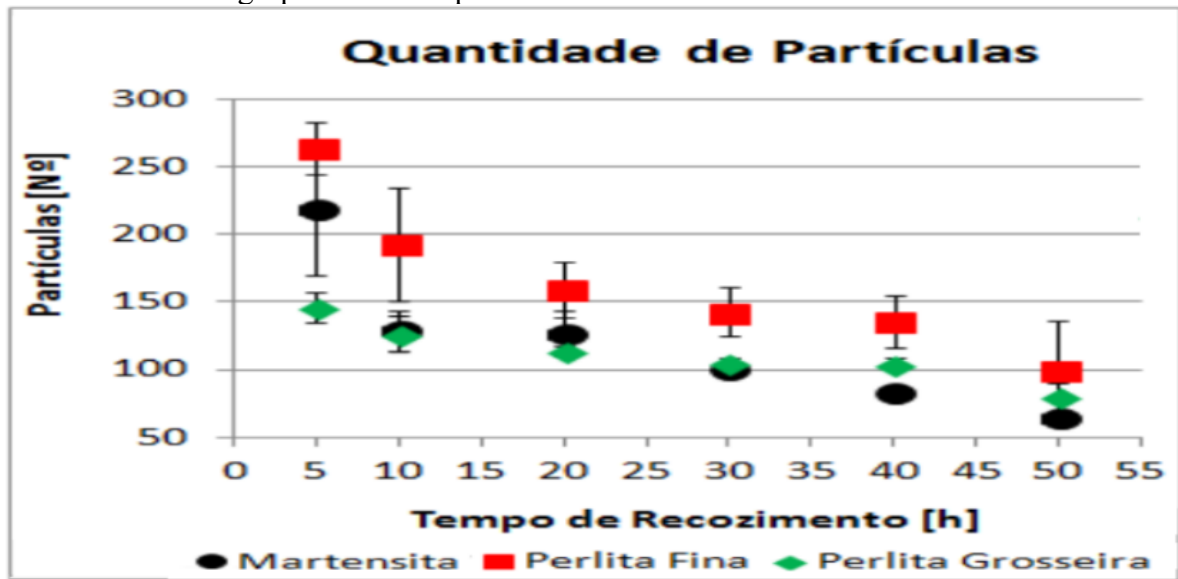


Figura 68 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na quantidade de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos – ciclos subcríticos.

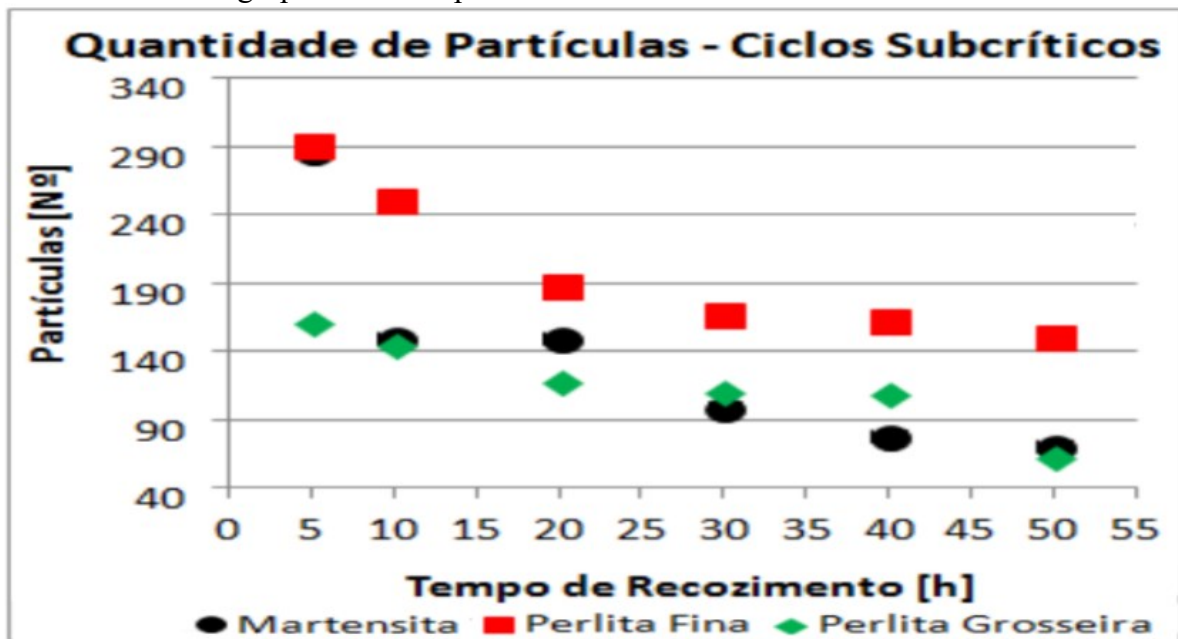
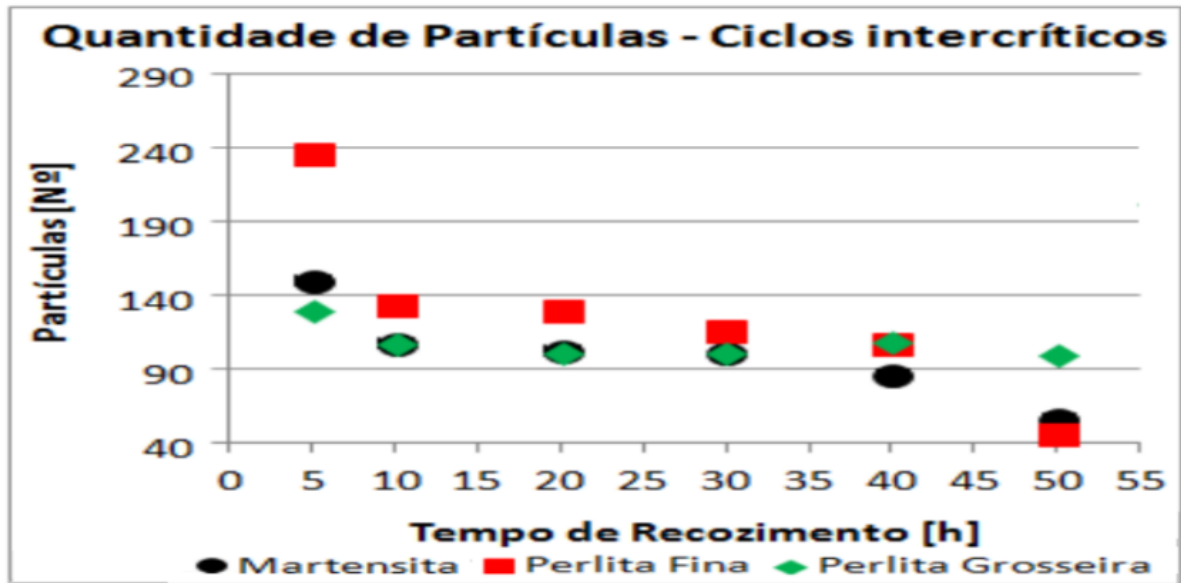


Figura 69 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento na quantidade de partículas de cementita com agrupamento de tipos de tratamentos – ciclos subcríticos.– ciclos intercríticos.



Individualmente, cada microestrutura prévia e tipo de recozimento são mostrados na figura 70 sendo que as tabelas 13 e 14, indicam a quantidade de total partículas, além de sua posição nas amostras, respectivamente para os ciclos subcríticos e intercríticos. As amostras com microestrutura inicialmente martensítica tratada em ciclos subcríticos, comparada às demais, apresentaram normalmente as maiores quantidades de partículas localizadas nas regiões dos contornos de grão, mas quando avaliada a região do interior, apresentou normalmente menores quantidades que as demais microestruturas.

Figura 70 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na quantidade de partículas esferoidizadas, agrupando tempos de tratamento.

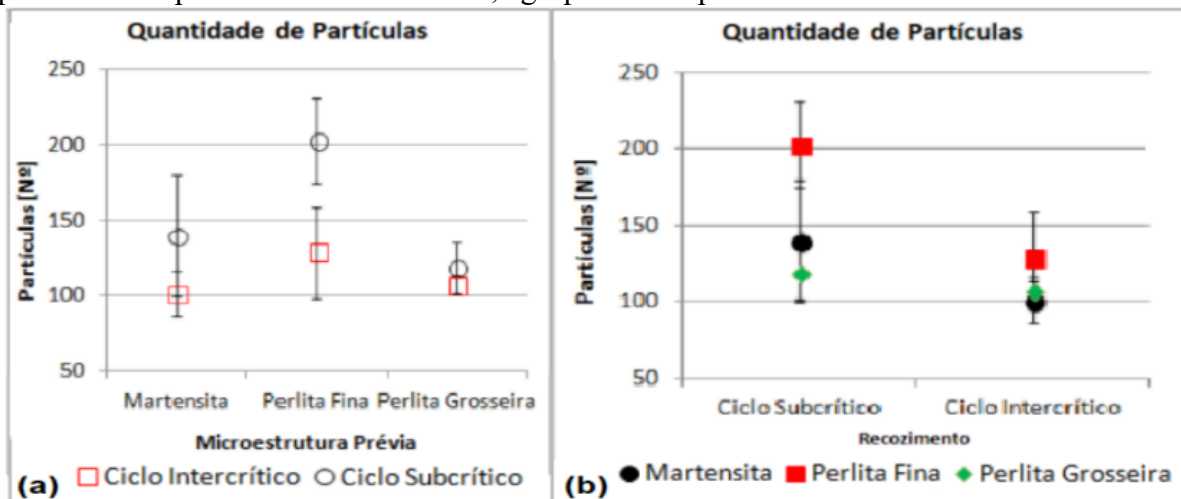


Tabela 13 – Quantidade média de partículas para ciclos subcríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Quantidade de Partículas - Grão [N°]	Quantidade de Partículas – Contorno de Grão [N°]	Quantidade Total de Partículas [N°]
5	Martensita	148	140	288
	Perlita Fina	229	63	292
	Perlita Grosseira	39	124	162
10	Martensita	74	76	150
	Perlita Fina	153	99	252
	Perlita Grosseira	91	54	145
20	Martensita	55	95	150
	Perlita Fina	137	52	189
	Perlita Grosseira	81	38	119
30	Martensita	44	56	100
	Perlita Fina	120	48	168
	Perlita Grosseira	63	48	111
40	Martensita	32	47	79
	Perlita Fina	95	68	163
	Perlita Grosseira	85	26	110
50	Martensita	18	54	71
	Perlita Fina	120	33	152
	Perlita Grosseira	48	16	64

A microestrutura perlítica fina tratada em ciclos subcríticos apresentou a maior quantidade de partículas no interior dos grãos, enquanto a microestrutura perlítica grosseira tratada nos ciclos intercríticos apresentou as menores quantidades de partículas nas regiões de contorno de grão durante os recozimentos de esferoidização.

Tabela 14 – Quantidade média de partículas para ciclos intercríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Quantidade de Partículas - Grão [N°]	Quantidade de Partículas – Contorno de Grão [N°]	Quantidade Total de Partículas [N°]
5	Martensita	108	43	150
	Perlita Fina	207	29	236
	Perlita Grosseira	114	16	130
10	Martensita	77	31	108
	Perlita Fina	117	17	134
	Perlita Grosseira	92	17	108
20	Martensita	82	21	103
	Perlita Fina	101	30	130
	Perlita Grosseira	105	8	109
30	Martensita	84	17	101
	Perlita Fina	92	26	117
	Perlita Grosseira	82	18	100
40	Martensita	69	18	87
	Perlita Fina	80	28	108
	Perlita Grosseira	79	19	98
50	Martensita	47	10	57
	Perlita Fina	37	10	47
	Perlita Grosseira	55	41	95

5.5. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

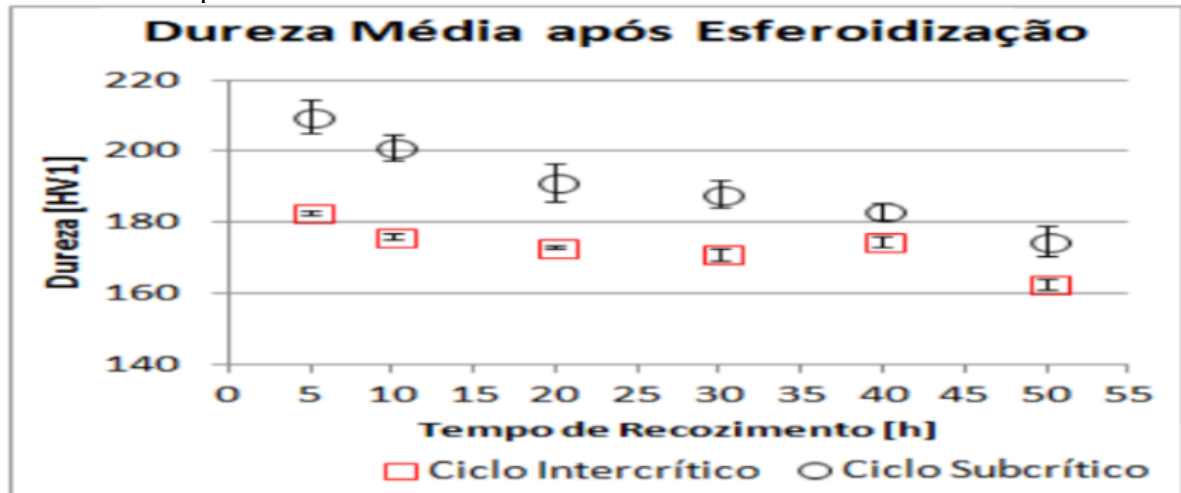
5.5.1. Ensaio de Dureza

O efeito da microestrutura prévia na dureza após recozimento pode ser observado como um perfil decrescente com o aumento do tempo de tratamento. Individualmente, amostras inicialmente martensíticas apresentaram dureza média de 197 HV1 para o ciclo de 5 horas, chegando até 170 HV1 para o ciclo de 50 horas. As microestruturas perlíticas apresentaram o mesmo comportamento, os valores variaram de 195 e 190 HV1 para 5 horas até 170 e 165 HV1 para o ciclo de 50 horas, respectivamente para amostras inicialmente constituídas de perlita finas e grosseiras. A dispersão dos resultados das amostras tratadas a partir de perlita grosseira foi menor que as demais. Os valores médios e o desvio padrão das durezas são apresentados na figura 71 e nas tabelas 15 e 16.

Os ciclos subcríticos apresentaram dureza média maior que os ciclos intercríticos, independente das combinações de fatores. Esta diferença é expressiva, sendo necessários

ciclos subcríticos com tempos entre 6 e 10 vezes maiores que os ciclos intercríticos para obtenção das mesmas faixas de dureza. Por exemplo, as amostras tratadas em ciclos intercríticos por 5 horas apresentaram faixas de dureza similares às amostras tratadas em ciclos subcríticos por 40 horas.

Figura 71 – Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na dureza média.



Assim como ocorreu na distribuição das partículas, os ciclos subcríticos, mantêm as características da microestrutura existente anteriormente ao recozimento e, neste caso, trazem a alta dureza da martensita. Quando verificados os ciclos com 40 e 50 horas, unificando os tipos de recozimento, quando os valores de dureza para as amostras inicialmente perlíticas parecem ter atingido um comportamento assintótico próximo aos 165HV, o valor médio das amostras inicialmente martensíticas ainda estão acima de 170HV, como mostra a figura 72.

Ao analisar a interação entre microestrutura e tipo de ciclo na dureza, ficou claro que ciclos intercríticos tem maior efeito na redução de dureza que os ciclos subcríticos, como mostrado na figura 73, que agrupa todos os resultados dos diferentes tempos de tratamento e compara o efeito da microestrutura prévia com o tipo de ciclo.

Para as amostras tratadas com microestrutura inicialmente de perlita grosseira esta diferença entre a dureza média obtida em cada tipo de recozimento foi menor que nas amostras inicialmente perlíticas fina e principalmente martensíticas.

Tabela 15 - Dureza média para ciclos subcríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Dureza Média [HV1]	Desvio Padrão [HV1]
5	Martensita	216	2
	Perlita Fina	214	2
	Perlita Grosseira	199	4
10	Martensita	207	2
	Perlita Fina	203	3
	Perlita Grosseira	193	3
20	Martensita	199	4
	Perlita Fina	196	3
	Perlita Grosseira	179	2
30	Martensita	196	1
	Perlita Fina	188	3
	Perlita Grosseira	180	1
40	Martensita	188	4
	Perlita Fina	182	3
	Perlita Grosseira	179	3
50	Martensita	182	1
	Perlita Fina	177	2
	Perlita Grosseira	165	3

Tabela 16 - Dureza média para ciclos intercríticos conforme microestrutura prévia e tempo de processo.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Dureza Média [HV1]	Desvio Padrão [HV1]
5	Martensita	183	2
	Perlita Fina	181	8
	Perlita Grosseira	184	12
10	Martensita	177	1
	Perlita Fina	174	2
	Perlita Grosseira	177	7
20	Martensita	174	2
	Perlita Fina	173	15
	Perlita Grosseira	172	2
30	Martensita	173	4
	Perlita Fina	173	2
	Perlita Grosseira	167	1
40	Martensita	168	1
	Perlita Fina	163	4
	Perlita Grosseira	167	5
50	Martensita	166	5
	Perlita Fina	160	5
	Perlita Grosseira	162	4

Microestruturas inicialmente martensíticas, no aço estudado, aumentam a dureza e reduzem a ductilidade, se tornando indesejáveis para as operações posteriores de forjamento a frio. A avaliação de microestruturas perlíticas durante recozimentos para esferoidização, onde amostras com alto grau de esferoidização apresentam maiores valores de dureza também foram obtidas por Arruabarrena et al, 2012, quando comparou a cinética de esferoidização de perlitas finas e grosseiras, com e sem deformação prévia ao recozimento.

Figura 72 – Efeito da microestrutura prévia e tempo de processo com agrupamento de tipos de tratamentos na dureza.

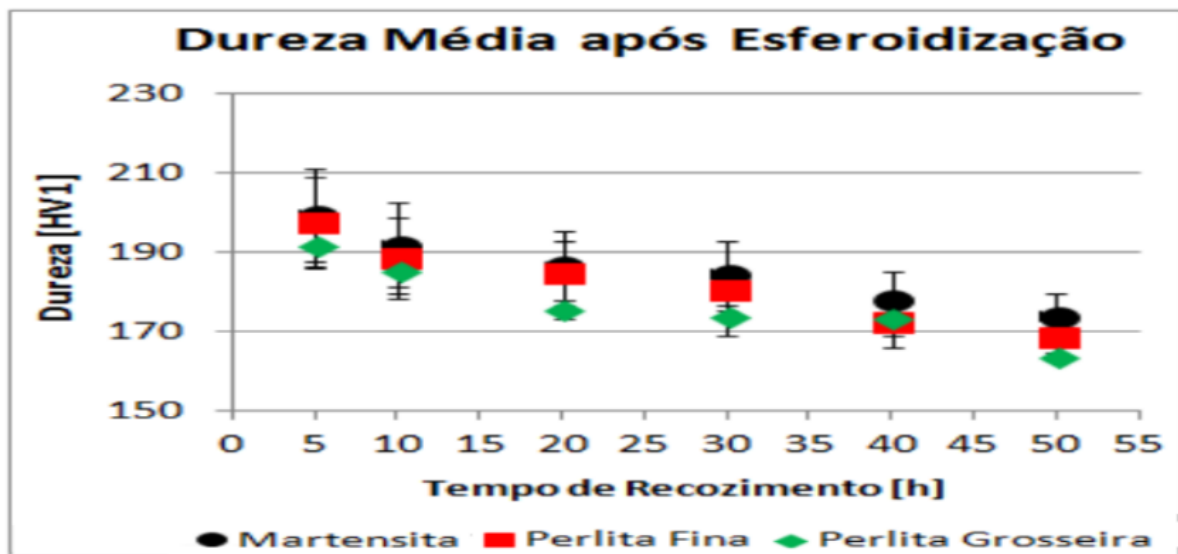
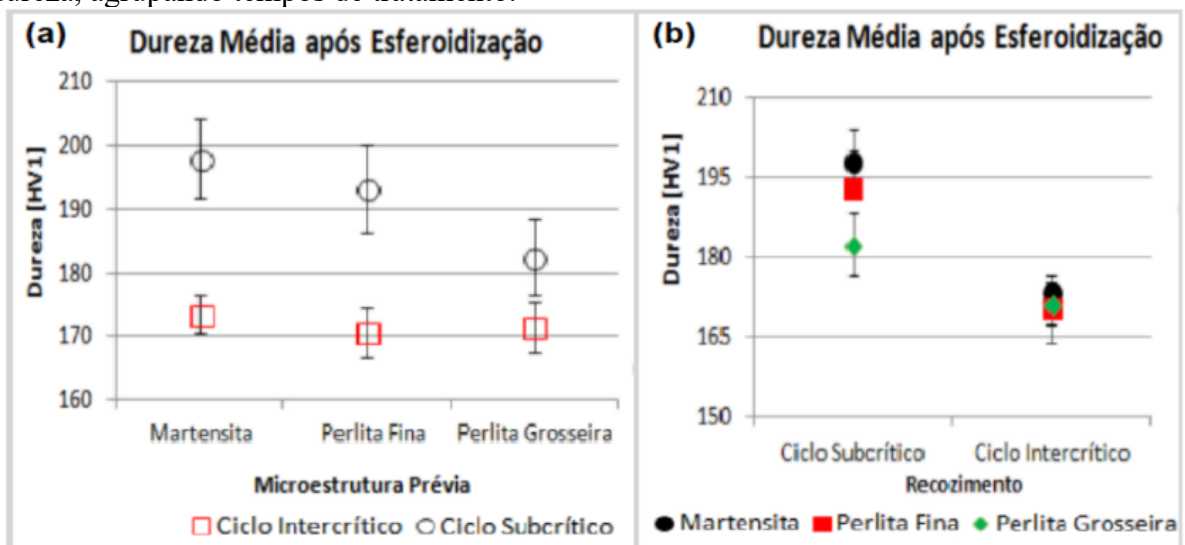


Figura 73 – Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na dureza, agrupando tempos de tratamento.

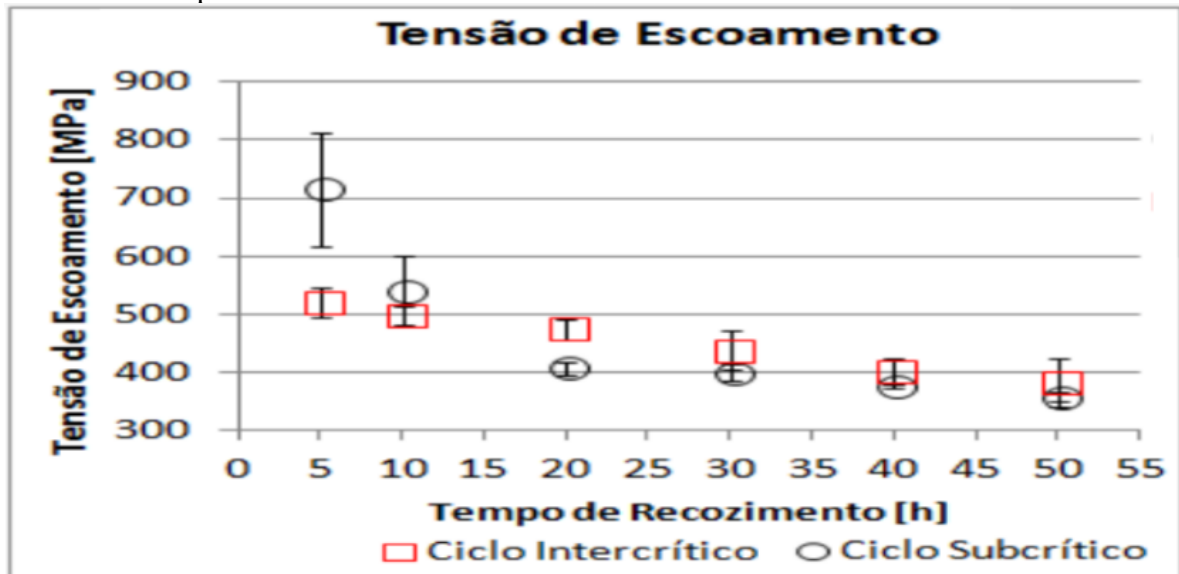


A redução nos valores de dureza obtidas por Arruabarrena et al, 2012, não foi tão significativa quanto às obtidas neste trabalho, mas seguiu o padrão de redução de dureza com o aumento do tempo de tratamento. A microestrutura perlita fina atingiu esferoidização superior a 60% já com duas horas de recozimento, enquanto a microestrutura perlítica grosseira não ultrapassou 50% nem em ciclos com 10 horas de duração. Contudo, a dureza da perlita grosseira, medida em HV, reduziu de 210 até cerca de 170, para tempos de processo variáveis de 0 a 10 horas, enquanto a dureza das amostras que apresentavam perlita fina, reduziu de 290 para 190 no mesmo período de tempo. Arruabarrena et al, 2012, concluíram que a maior cinética de esferoidização da perlita fina deve-se à sua morfologia, uma vez que ocorre a recuperação e posterior recristalização mais rapidamente na ferrita proeutetóide. Entretanto, dentro das colônias de perlita, esses fenômenos de amolecimento ocorrem lenta e gradualmente à medida que o grau de esferoidização aumenta, levando a um processo contínuo de recristalização. Durante os 30 minutos iniciais de recozimento, as amostras amolecem com uma taxa elevada provavelmente porque a recuperação ainda ocorre, mas o amolecimento prossegue lentamente como consequência da recristalização contínua dependente de esferoidização.

5.5.2. Ensaio de Compressão

O efeito dos ciclos de recozimento, microestrutura prévia e tempo de tratamento na tensão de escoamento são apresentados nas figuras 74 a 76, respectivamente. As tabelas 17 e 18 mostram os valores médios de tensão de escoamento das amostras após a compressão para os ciclos subcríticos e intercríticos, respectivamente. O efeito do tipo de ciclo pode ser analisado em duas partes, utilizando o tempo de tratamento como referência, pois para tratamentos com tempos inferiores a 20 horas, os tratamentos em temperaturas subcríticas apresentaram maiores tensões de escoamento, sendo que para as microestruturas perlita fina e martensita, tratadas por 5 horas, os limites de escoamento foram de 829 MPa, enquanto que para o mesmo tempo de tratamento, mas em ciclos intercríticos, os valores médios foram de 525 e 568 MPa. A partir de tratamentos com 20 horas, ocorreu uma inversão, sendo que as amostras tratadas em ciclos subcríticos passaram a apresentar tensões de escoamento inferiores às tratadas nos ciclos intercríticos e, este resultado foi verificado independente da microestrutura prévia ao recozimento, exceto para tratamentos de 40 e 50 horas em amostras com microestrutura prévia perlítica grosseira esse comportamento.

Figura 74 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na tensão de escoamento.



A tensão de escoamento é influenciada pela posição das partículas, sendo que partículas nos contornos de grão aumentam a tensão de escoamento e tratamentos em temperaturas intercríticas facilitam a difusão através dos contornos de grão, causando aumento da quantidade e do tamanho dos precipitados nestas regiões. Este efeito foi constatado nos resultados dos ensaios de compressão para os ciclos com tempos superiores a 20 horas, no qual, os valores médios de escoamento, agrupando todas as microestruturas prévias, apresentaram tensões de escoamento maiores que as tratadas em ciclos subcríticos.

Ao avaliar o limite de escoamento para as amostras tratadas em ciclos subcríticos, a microestrutura prévia martensítica normalmente apresenta as maiores tensões de escoamento, quando comparada às perlíticas. Esta diferença diminui com o aumento dos tempos de tratamento. A microestrutura prévia de perlita grosseira apresenta as menores tensões de escoamento, ficando normalmente na faixa próxima de 400 MPa. Ao avaliar-se a tensão de escoamento nos ciclos intercríticos, independente da microestrutura prévia, em todos os tempos de tratamento a amplitude de resultados foi menor que a apresentada nos ciclos subcríticos. As tensões de escoamento ficaram na faixa entre 300 e 600 MPa. O resultado deste teste mostrou que o limite de escoamento apresentou comportamento geral decrescente com o tempo, para todas as microestruturas prévias. A microestrutura martensítica apresentou, em geral, as maiores tensões de escoamento, enquanto a microestrutura perlítica grosseira, as menores.

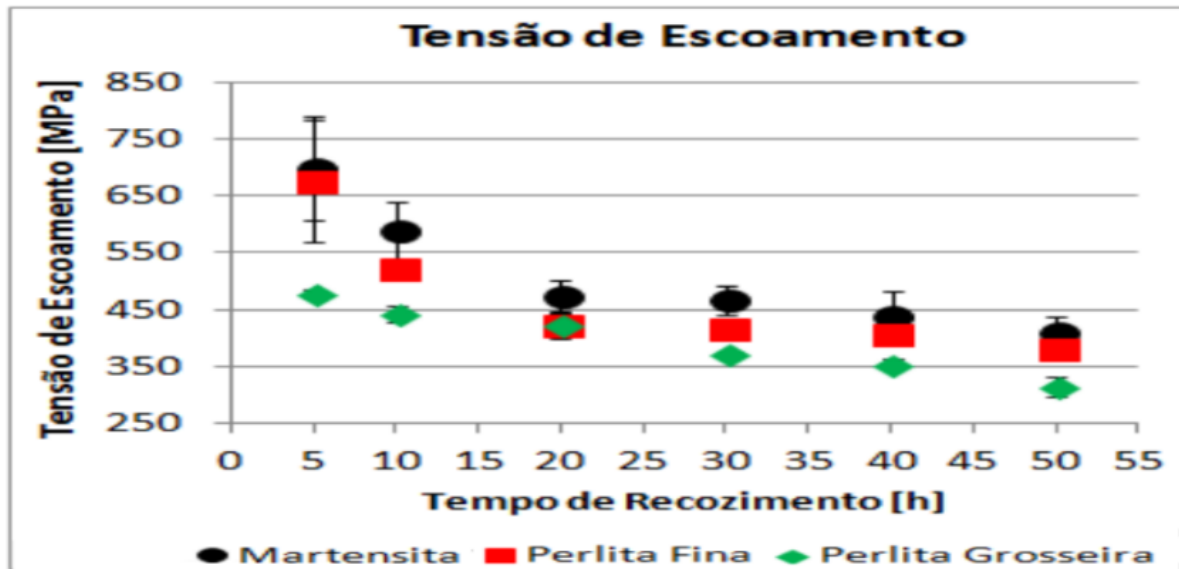
Tabela 17 – Tensão de Escoamento média para ciclos subcríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Tensão de Escoamento [MPa]	Desvio Padrão [MPa]
5	Martensita	829	5,78
	Perlita Fina	829	1,93
	Perlita Grosseira	489	14,75
10	Martensita	661	5,34
	Perlita Fina	535	1,35
	Perlita Grosseira	423	3,45
20	Martensita	434	6,85
	Perlita Fina	397	3,28
	Perlita Grosseira	391	2,67
30	Martensita	431	4,48
	Perlita Fina	394	3,59
	Perlita Grosseira	374	1,74
40	Martensita	379	1,61
	Perlita Fina	384	0,27
	Perlita Grosseira	367	2,07
50	Martensita	372	3,44
	Perlita Fina	359	3,06
	Perlita Grosseira	341	2,27

Tabela 18 – Tensão de Escoamento média para ciclos intercríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Tensão de Escoamento [MPa]	Desvio Padrão [MPa]
5	Martensita	568	4,86
	Perlita Fina	525	5,14
	Perlita Grosseira	468	11,60
10	Martensita	521	9,27
	Perlita Fina	511	14,14
	Perlita Grosseira	463	8,52
20	Martensita	515	1,78
	Perlita Fina	451	8,21
	Perlita Grosseira	457	4,95
30	Martensita	503	3,40
	Perlita Fina	441	13,57
	Perlita Grosseira	371	1,70
40	Martensita	501	1,87
	Perlita Fina	435	4,47
	Perlita Grosseira	342	3,72
50	Martensita	451	1,53
	Perlita Fina	406	4,30
	Perlita Grosseira	291	2,87

Figura 75 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento com agrupamento de tipos de tratamento na tensão de escoamento.



Um dos fatores que influencia a tensão de escoamento é o distanciamento médio entre as partículas no interior dos grãos. Os carbonetos esferoidizados a partir de microestruturas martensíticas apresentam menores distâncias médias entre os mesmos, uma vez que são mais uniformemente distribuídos na matriz. O tamanho médio dos carbonetos também influencia na tensão de escoamento, sendo que quanto maiores, menor é a tensão de escoamento do aço. Esta combinação de parâmetros microestruturais, com carbonetos esferoidizados mais grosseiros e com maior distanciamento entre si, presente nas amostras que tinham microestrutura prévia perlítica grosseira, resultou nas menores tensões de escoamento quando comparado o tempo e o tipo de recozimento aplicado. O reduzido tamanho dos carbonetos presentes nas amostras inicialmente temperadas, retardou a migração dos contornos de grão, resultando em menores tamanhos de grãos. Tal fato deve-se as características da transformação de fase, de austenita para martensita, na qual grande quantidade de discordâncias são geradas, causando maior dispersão de carbonetos finos por toda a matriz. Devido a este fato, estas amostras apresentaram os maiores valores de limite de escoamento durante o teste de compressão, para os dois tipos de recozimentos aplicados.

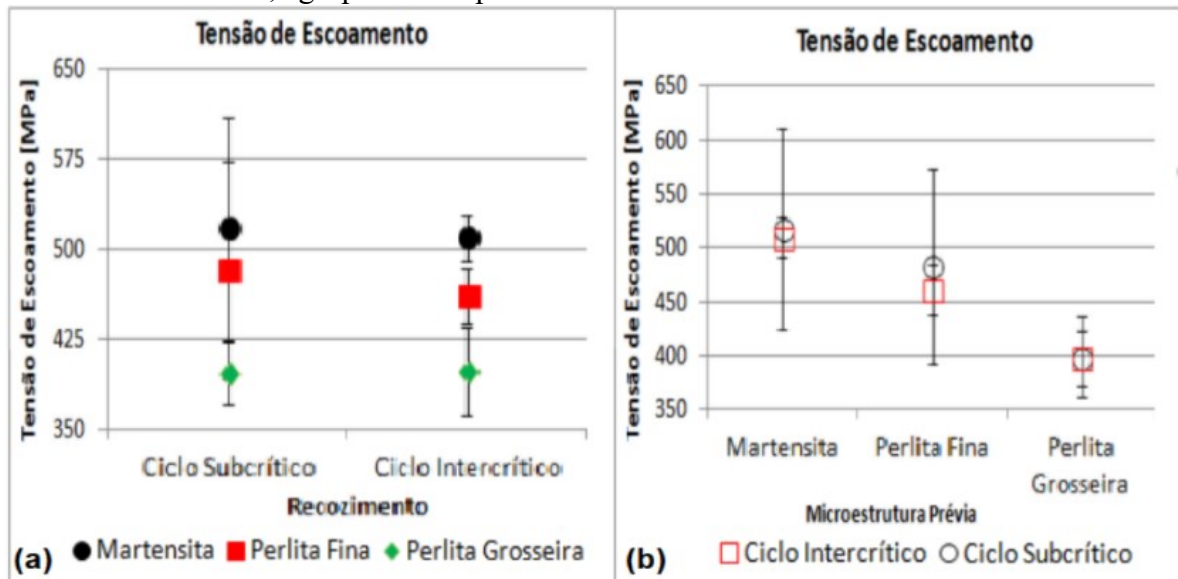
A microestrutura prévia martensítica apresentou também maior concentração de carbonetos nos contornos de grão. O favorecimento do crescimento dos carbonetos nos contornos de grão é devido a maior difusividade, o que acelerou o processo de crescimento destas partículas (Coutinho et al, 1979). A microestrutura prévia ao recozimento exerceu influência na tensão de escoamento, pois para amostras com esferoidização parcial, as tensões

foram maiores. As características de cada microestrutura predominaram sobre os carbonetos já esferoidizados, mas à medida que o grau de esferoidização aumentou e as microestruturas se tornaram similares, houve a convergência para as mesmas tensões de escoamento. Deste modo, a tensão de escoamento não é afetada apenas pelo grau de esferoidização, mas também pela microestrutura prévia ao tratamento, resultado que está em acordo com os obtidos por Schanemann, 2009, quando avaliou o efeito de diferentes microestruturas na tensão de escoamento de um aço 16MnCr5 após esferoidização.

As estruturas com esferoidização parcial, que tem ainda traços de perlita ou martensita, apresentam limites de escoamento mais altos, mesmo resultado obtido por Peruch, 2009, para o limite de escoamento do aço ABNT 5160, após esferoidização. Peruch identificou que quando carbonetos maiores e mais arredondados estão presentes na matriz ferrítica, ocorre a redução da tensão de escoamento, além do fato que estruturas com carbonetos de menor tamanho, distribuídos pela matriz de modo homogêneo resultam em maiores níveis de resistência.

Com o aumento do tempo de tratamento sempre ocorreu uma redução da tensão de escoamento, independente da microestrutura prévia e do tipo de recozimento.

Figura 76 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento (a) e microestrutura prévia (b) na tensão de escoamento, agrupando tempos de tratamento.



Ao comparar os resultados de alongamento após os testes de compressão pode-se verificar que o maior alongamento entre todos os tratamentos foi obtido pela amostra

inicialmente temperada, tratada no ciclo subcrítico de 50 horas, sendo que a amostra também inicialmente temperada e tratada em ciclo subcrítico, mas com 5 horas apresentou a menor deformação, 71% e 23%, respectivamente. Dentre os ciclos intercríticos a menor deformação foi apresentada pela amostra com microestrutura inicialmente perlítica fina, tratada por 5 horas, com 25% e a maior deformação foi de 59%, da amostra inicialmente perlítica grosseira, tratado por 50 horas. Os resultados médios de todos os ciclos são mostrados nas tabelas 19 e 20, para os ciclos subcríticos e intercríticos, respectivamente.

Avaliando o efeito das microestruturas prévias, observa-se que os valores de deformação foram similares para os ciclos intercríticos, sempre com maior deformação da microestrutura inicialmente perlítica grosseira. A microestrutura perlítica fina apresentou as menores deformações para todos os tempos dos ciclos intercríticos, quando comparada às demais microestruturas prévias. Entre os ciclos subcríticos, o efeito da microestrutura prévia na deformação gerou maiores deformações inicialmente para a microestrutura perlítica grosseira, mas com tempos de tratamento superiores a 30 horas, a microestrutura inicialmente martensítica apresentou maiores valores de deformação que as demais. Assim como nos ciclos intercríticos, a microestrutura inicialmente perlítica fina, apresentou os menores níveis de deformação, como mostrado na figura 77.

Tabela 19 – Deformação Máxima média para ciclos subcríticos.

Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Deformação Máxima [%]	Desvio Padrão [%]
5	Martensita	23,21	0,88
	Perlita Fina	24,22	1,26
	Perlita Grosseira	31,51	1,68
10	Martensita	26,18	2,06
	Perlita Fina	27,18	3,26
	Perlita Grosseira	35,21	3,36
20	Martensita	38,8	2,99
	Perlita Fina	31,98	3,51
	Perlita Grosseira	40,26	2,15
30	Martensita	55,59	1,22
	Perlita Fina	35,39	18,32
	Perlita Grosseira	51,27	1,22
40	Martensita	64,63	0,97
	Perlita Fina	38,58	1,12
	Perlita Grosseira	56,31	2,16
50	Martensita	71,92	1,26
	Perlita Fina	36,83	1,67
	Perlita Grosseira	62,41	1,42

Tabela 20 – Deformação Máxima média para ciclos intercríticos.

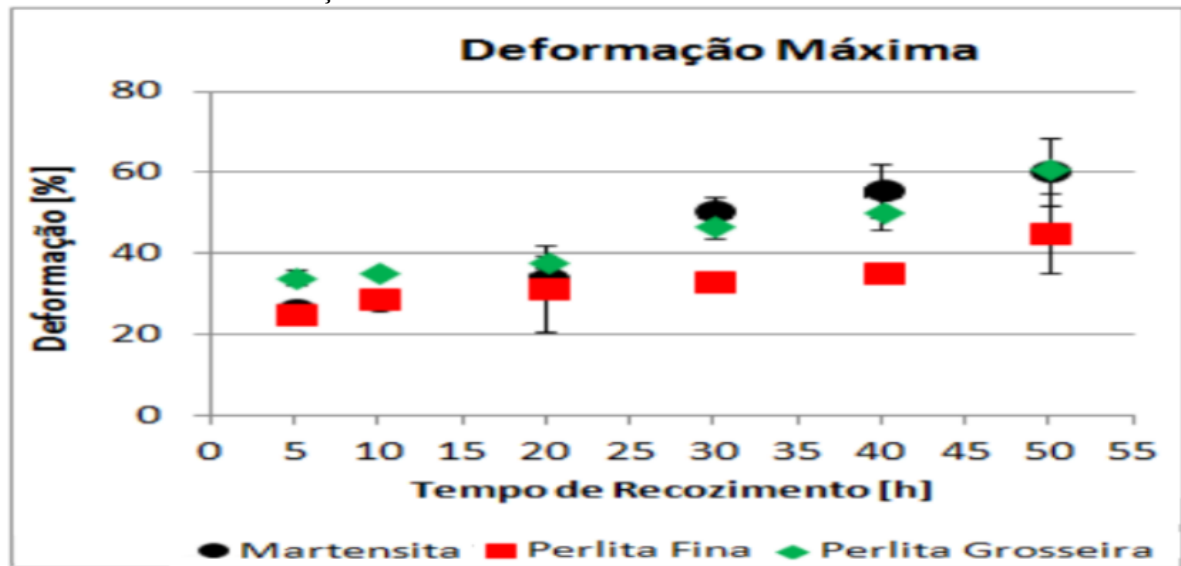
Tempo de Ciclo [H]	Microestrutura Prévia	Deformação Máxima [%]	Desvio Padrão [%]
5	Martensita	29,06	1,51
	Perlita Fina	25,56	1,39
	Perlita Grosseira	36,83	1,10
10	Martensita	30,57	5,15
	Perlita Fina	30,74	2,18
	Perlita Grosseira	35,77	9,20
20	Martensita	29,06	5,63
	Perlita Fina	30,96	10,68
	Perlita Grosseira	35,83	1,69
30	Martensita	45,06	5,63
	Perlita Fina	31,01	1,85
	Perlita Grosseira	42,29	2,05
40	Martensita	46,12	2,87
	Perlita Fina	32,09	2,00
	Perlita Grosseira	44,02	4,72
50	Martensita	48,53	4,24
	Perlita Fina	53,12	9,94
	Perlita Grosseira	59,49	1,05

Este comportamento mecânico similar para microestruturas inicialmente diferentes, com diferenças significativas entre os tamanhos de grão, dos carbonetos e também de suas localizações deve-se possivelmente ao fato de que com a redução do tamanho de grão, maior será o número de barreiras a serem transpostas pelas discordâncias durante a sua movimentação, o que aumentaria a sua restrição à deformação do material durante o processo de compressão. Neste sentido, os maiores tamanhos dos carbonetos reduziram o aumento da resistência mecânica conseguida pelos menores tamanhos de grão, uma vez que quanto maiores, maior será o livre caminho médio entre os carbonetos e assim, menor será o bloqueio para o movimento das discordâncias geradas durante a deformação. Este fato possivelmente pode explicar o comportamento destas amostras em relação à deformação, principalmente nas amostras temperadas, com menores tamanhos de grão.

Karadeniz, 2006, avaliou o efeito de microestruturas perlíticas e martensíticas após recozimentos em 700oC por tempos variáveis entre 4 e 48 horas na conformabilidade de um aço AISI 4140 e também verificou que as amostras previamente temperadas apresentaram os maiores valores de ductilidade após o processo de esferoidização, fato que ocorreu em seu experimento nos ciclos acima de 8 horas. O efeito do tempo de tratamento na deformação apresentou tendência crescente para todos os períodos, independente da microestrutura prévia

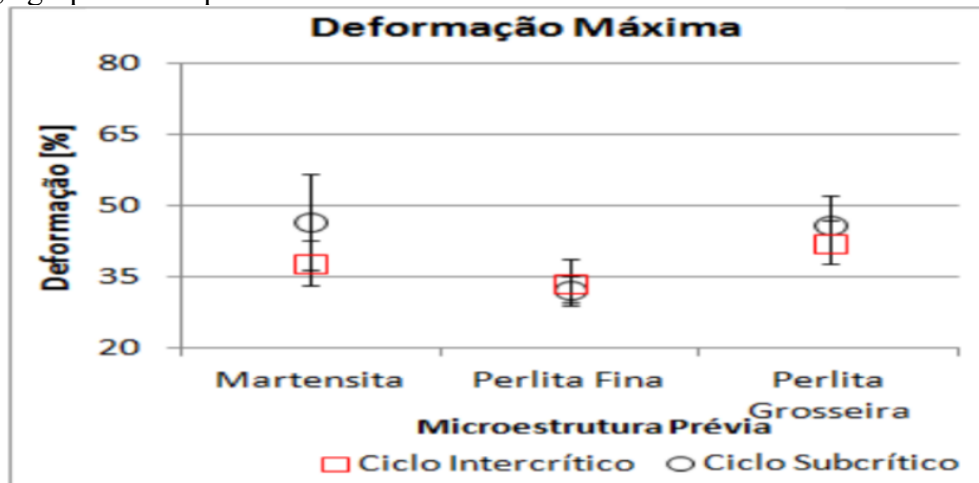
e tipo de recozimento, como mostra a figura 78. A microestrutura martensítica, após tratamentos subcríticos de 30, 40 e 50 horas, apresentou as maiores ductilidades, quando comparada aos demais ciclos (independente do tempo e tipo de recozimento), mas também apresentou as menores deformações, quando esferoidizada em ciclos subcríticos de 5 e 10 horas. A tendência de aumento nos valores da deformação com o aumento do tempo de tratamento, deve-se primeiramente a transformação da cementita lamelar ou acicular em carbonetos esferoidizados, seguido pelo coalescimento desses carbonetos.

Figura 77 - Efeito da microestrutura prévia e tempo de tratamento com agrupamento de tipos de tratamento na deformação máxima.



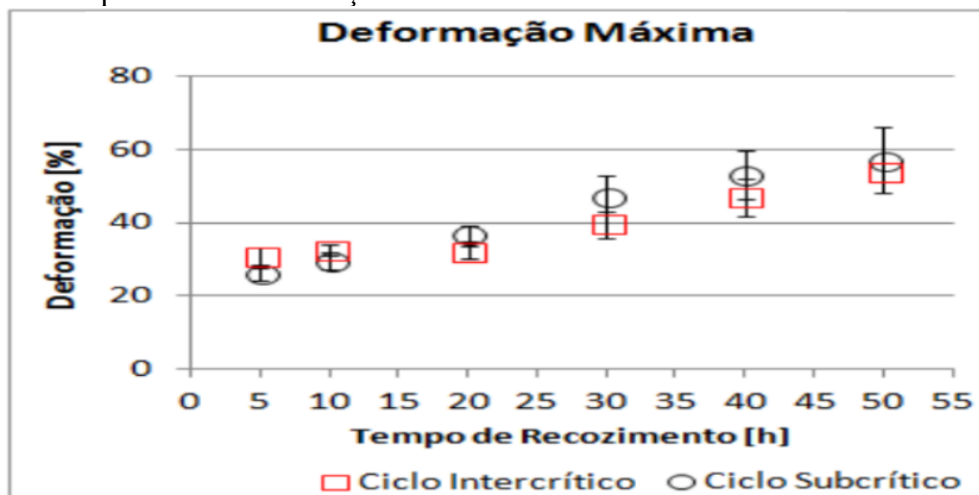
A diminuição da densidade de partículas na matriz resultou em um maior caminho livre para movimentação das discordâncias, tornando-o menos resistente a carga aplicada durante a compressão. Este comportamento mecânico acompanha a evolução da microestrutura do aço DIN 34CrMo4, inicialmente com microestruturas com maior energia livre (ferrita e perlita – resfriados em caixa ou normalizados e martensita - temperados), para uma estrutura de mais baixa energia livre (ferrita + carbonetos esferoidizados). Com isto, o surgimento e crescimento dos carbonetos globulares aumentou o livre caminho médio, que oferece uma menor resistência à movimentação das discordâncias, resultando em maiores valores de alongamento. Resultados similares foram obtidos por Fagundes, 2006, durante recozimentos de um aço SAE 1050.

Figura 78 - Avaliação do efeito do tipo de recozimento e microestrutura prévia na deformação máxima, agrupando tempos de tratamento.



O efeito do tipo de recozimento na deformação indica que para ciclos mais curtos, com tempo de tratamento inferior a 20 horas, independente da microestrutura de partida, as amostras tratadas em temperaturas intercríticas apresentaram maiores deformações, mas a partir de tratamentos com 20 horas, as amostras tratadas nos ciclos subcríticos apresentaram maiores deformações que as tratadas nos intercríticos, como mostra a figura 79. A microestrutura perlítica fina foi menos susceptível ao efeito do tipo de ciclo, uma vez que os seus valores médios de deformação foram similares para os ciclos subcríticos e intercríticos, com dispersão de 3,9%, já a microestrutura martensítica apresentou dispersão média de 8,5%, ou seja, os valores de deformação apresentados pelas amostras que foram temperadas antes dos recozimentos foram menos uniformes que as demais microestruturas.

Figura 79 - Efeito dos ciclos de recozimento e tempo de tratamento com agrupamento das microestruturas prévias na deformação máxima.



6. CONCLUSÃO

Este trabalho avaliou o efeito de três fatores, microestrutura prévia ao recozimento, tipo de tratamento térmico e tempo de tratamento, para determinar quais deles são mais relevantes para acelerar a cinética de esferoidização, concluindo que:

O tempo de tratamento é o fator mais importante para a esferoidização de carbonetos e redução de dureza do aço DIN 34CrMo4 estudado;

A microestrutura prévia martensítica foi a que apresentou maior cinética de esferoidização quando comparada com as perlíticas grosseiras e finas;

O conjunto de fatores que apresentou o maior grau de esferoidização em menor tempo, foi o recozimento intercrítico aplicado em microestruturas prévias martensíticas, por um tempo de 20 horas;

As amostras temperadas após forjamento à quente apresentaram uma distribuição mais homogênea de carbonetos, resultando em menores tamanhos de grão;

Os ciclos de recozimento com patamares de temperatura intercríticas apresentam maiores cinéticas de esferoidização que os ciclos subcríticos, para ciclos com tempo de tratamento de até 20 horas;

A partir de 30 horas os ciclos de recozimento subcríticos e intercríticos apresentaram resultados de esferoidização estatisticamente iguais;

Os ciclos de recozimento com patamares de temperatura intercríticas apresentam menores valores médios de dureza que os ciclos subcríticos, para todos os tempos de tratamento;

A microestrutura perlítica grosseira apresentou os menores valores de dureza, quando avaliado o efeito da microestrutura prévia;

O conjunto de fatores que apresentou a menor dureza em menor tempo foi o tratamento intercrítico aplicado em microestruturas prévias de perlita fina, por 40 horas;

Ao avaliar o efeito do tipo de tratamento térmico na dureza, os ciclos subcríticos e intercríticos apresentaram resultados estatisticamente diferentes para todos os tempos estudados;

Os ciclos intercríticos apresentaram maiores tamanhos de partículas, localizadas nos contornos e no interior dos grãos para todos os tempos de tratamento;

A microestrutura perlítica grosseira apresentou os maiores carbonetos nos ciclos subcríticos e intercríticos;

A microestrutura perlítica fina apresentou a maior quantidade de carbonetos esferoidizados após recozimentos subcríticos e intercríticos;

A análise do tipo de recozimento indicou que os ciclos subcríticos apresentaram maior quantidade média de carbonetos que os intercríticos, com maior quantidade nos contornos de grão;

Ciclos intercríticos apresentaram maiores partículas que os subcríticos, tanto no interior, como nos contornos de grão, independentemente da microestrutura prévia;

A microestrutura perlítica fina apresentou a maior quantidade de partículas esferoidizadas, para os tratamentos subcríticos e intercríticos;

A microestrutura perlítica grosseira apresentou os maiores tamanhos de partículas esferoidizadas, para os tratamentos subcríticos e intercríticos;

A microestrutura perlítica grosseira apresentou os menores valores de tensão de escoamento, sendo que os resultados dos tratamentos subcríticos e intercríticos foram iguais;

Os maiores valores de deformação foram alcançados pelos ciclos subcríticos;

Os ciclos de recozimento intercríticos apresentaram maiores tamanhos de grão que os ciclos subcríticos;

O efeito da microestrutura prévia sobre o tamanho de grão é significativo para os tratamentos subcríticos, onde cada microestrutura apresentou resultados estatisticamente diferentes. Quando realizados ciclos intercríticos, todas as microestruturas apresentaram tamanho médio de grão estatisticamente igual;

As temperaturas de tratamento empregadas indicaram que a faixa do patamar subcrítico favoreceu a nucleação de carbonetos, enquanto a faixa de temperatura intercrítica, mesmo que com um patamar curto, foi responsável pelo aumento do tamanho médio das partículas.

Ao final da avaliação das conclusões obtidas neste trabalho, foi verificado que a conformabilidade ou capacidade de deformação a frio do aço DIN 34CrMo4 deve levar em conta não apenas o grau de esferoidização, mas também a dureza e outros parâmetros microestruturais (tamanho de grão, quantidade, tamanho e localização dos carbonetos). Industrialmente, os responsáveis pelas áreas de processo devem avaliar as propriedades supracitadas e balancear com os custos de processo dos fluxos de fabricação, pois podem onerar o custo fabril para atingir faixas de propriedades metalúrgicas que não geram uma diferenciação de resultado para fluxos com menor custo e com tempos de processo/movimentação menores.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O trabalho foi desenvolvido com foco tecnológico, para que a indústria pudesse ganhar disponibilidade de produção. Desta forma parte das interações metalúrgicas e possíveis outros processos de tratamento térmico não puderam ser avaliados. Dado o potencial e lacunas de conhecimento que podem ser preenchidos com tais estudos, ficam como sugestões de trabalhos futuros:

Avaliar o efeito de diferentes microestruturas prévias na cinética de esferoidização durante tratamentos de recozimento cíclicos;

Analisar o efeito do encruamento e compará-lo com o efeito da têmpera na indução de sítios preferenciais de nucleação de carbonetos;

Estudar o efeito da variação de temperaturas de patamares de tratamento em ciclos intercríticos para a distribuição de carbonetos na matriz e contorno de grão;

Avaliar o efeito da variação de temperaturas de patamares de tratamento em ciclos subcríticos no tamanho das partículas esferoidizadas;

Avaliar o efeito de diferentes temperaturas de têmpera prévias ao tratamento de recozimento de esferoidização na dureza das peças tratadas;

Analisar o efeito da variação das temperaturas de patamares intercríticos e subcríticos nas propriedades mecânicas;

REFERÊNCIAS

- ADACHI, Y., & TSUZAKI, K. Ultra Rapid Softening of High Strength Structural Steels by Thermomechanical Treatment. Steel Research Center, National Institute of Materials Science, Vol. 539. Segen, Tsukuba, 305-0047, Japan. pp. 4807-4812.
- 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.
- ANTONI, G. O.; SANTANA, L. M.; DIEHL, P. D. INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA PRÉVIA NA CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO DOS AÇOS 1050H E 5140 SUBMETIDOS A UM CICLO DE RECOZIMENTO SUBCRÍTICO. Laboratório de Metalurgia Física – UFRGS. Artigo apresentado na VII Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico, Jarinu, São Paulo. Set, 2014.
- ARRUABARRENA, J.; URANGA, P.; LOPEZ, B.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. Carbide Spheroidization Kinetics in a Low Alloy Medium Carbon Steel: Relevance of Deformation After Transformation. Iron and Steel Technology, v. 9, n. 10, p. 122, 2012.
- AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS. Metals handbook: Heat Treating vol. 4. 1991. ASM International.
- B. WANG, X. SONG, H. PENG. Materials and Design v.28 (2) (2007), p. 562– 568.
- BERNARDINI, P. Ciência dos Materiais [apostila da disciplina]. Florianópolis: 2009.
- BESWICK, J. M., Metall. Trans. A, 1987, vol. ISA, pp. 1897-1906.
- BRAMFITT, B. L.; HUNGWE, A. K. Annealing of Steel. In: American Society of Metals. Metals handbook. 9. ed. Metals Park, Ohio: ASM, 1991. v. 4: Heat Treatment, p. 42-55.
- CARUSO, M.; VERBOMEN, H.; GODET, S. Direct Spheroidization of High Carbon Steels: Effect of Thermomechanical Processing. Service Matieres et Materiaux, 2011. Solid State Phenomena Vols. 172-174. Trans Tech Publications, Switzerland. p. 922-927.
- COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2ª Edição – revista e ampliada. 2006. Editora Edgard Blucher.
- COUTINHO, C.A.B., NETO, P.P.S, GEBER, L. P. Aceleração Do Processo De Esferoidização Do Aço Perlítico Por Deformação À Frio; Metalurgia – ABM; vol. 35; n.260; 1979.

- 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, 49th International Congress on the Technology of Metals and Materials, Physical Metallurgy, vol. II, São Paulo, 1994.
- FAGUNDES, E. J. Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050. Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, 2006.
- GALLEGO, J.; RODRIGUES, A. R.; ASSIS, C. L. F.; MONTANARI, L. Second Phase Precipitation in Ultra-Grained Ferrite Steel. *Materials Research*, 17 (2). Nov, 2013. p. 527 – 534.
- GUPTA, N.; SEM, S.K. Spheroidisation Treatment for Steels. *Defence Science Journal*, Vol. 56, No 4, October 2006, pp 665 – 676.
- HERNANDEZ JR., P. C.; FONSECA, J. E. F E DICK, L. F. P. Desenvolvimento de Metodologia para Avaliação de Aços Esferoidizados. Parte 2: Determinação do Grau de Esferoidização. *Tecnol. Meta. Miner. São Paulo*, v6, no3, 2010.
- VERHOEVEN, J. D., *Melatt. Mater. Trans. A*, 2000, vol. 31A, pp. 2431-38.
- JIRKOVA, H.; KUCEROVA, L.; MALINA, J.; HAUSEROVA, D.; AISMAN, D.; MASEK, B. Influence of Low Temperature Thermomechanical Treatment on Carbide Morphology of RST37-2 Steel. 21st International DAAAM Symposium, vol. 21 No 1. Vienna, Austria, 2010. p. 25.
- KAMYABI-GOL, A.; SHEIKH-AMIN, M. Spheroidizing Kinetics and Optimization of Heat Treatment Parameters in CK60 Steel Using Taguchi Robust Design. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2010. p. 45-52.
- KANETSUKI, Y; KATSUMATA, M; INOUE, T. Effect of Dynamic Recrystallization on the Transformed Ferrite-Pearlite Microstructure and Subsequent Spheroidization Behavior of Medium Carbon Steel. *Recrystallization '90*, Wollongong, Australia, 22-26 Jan. 1990; The Minerals, Metals & Materials Society; Warrendale, USA, 1990, p. 523-528.
- KARADENIZ, E. Influence of Different Initial Microstructure on the Process of Spheroidization in Cold Forging. *Materials and Design* 29, Mar, 2007. pp. 251- 256.
- KRAUSS, G. *Steels Processing, Structure, and Performance*, Materials Park, OH: ASM International, 2005, p. 256-259.

- LUZGINOVA, N V ZHAO, L; SIETSMA, J. The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents. *Metallurgical and Materials Transactions; A; Physical Metallurgy and Materials Science*. 2008. p. 513-521.
- LV, Z. Q; WANG, B; WANG, Z. H; SUN, S. H; FU, W. T. Effect of Cyclic Heat Treatments on Spheroidizing Behavior of Cementite in High Carbon Steel. *Materials Science & Engineering A*. v. 574, Mar, 2013. p. 143–148.
- MARTINS, I. A. Refino de Grão na Transformação Austenítica em Aço Rolamento Previamente Conformado a Frio. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, 2012. 79 f. Muller, R. Caracterização Mecânico-Metalúrgica de Uniões Soldadas em um Aço Alta Resistência Baixa Liga. Trabalho de Diplomação. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2010. 66 f.
- MONLEVADE, E. F.; KAWATA, F. S.; MELO, E. A.; MARTINS, L. F. M. Influência da Estrutura de Partida no Coalescimento de um Aço Alto Carbono. 66º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2011.
- NUTAL, N.; GOMMES, C. J.; BLACHER, S.; POUTEAU, P.; PIRARD, J.; BOSCHINI, F.; TRAINAI, K.; CLOOTS, R. Image Analysis of Pearlite Spheroidization Based on the Morphological Characterization of Cementite Particles. *Image Analysis and Stereology Journal of the International Society for Stereology*. Vol 29, No 2. 2010. p. 91-98.
- O'BRIEN, J. M.; HOSFORD, W. F. Spheroidization of Medium-Carbon Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 6, 1997. p. 69-72.
- OLIVEIRA, C. A. S; ROCHA, M. R. Estudo da Relação entre a Variação Microestrutural e as Propriedades Mecânicas de um Aço SAE 1045 Esferoidizado. Departamento de Engenharia Mecânica/ Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2000.
- OLIVEIRA, C. A. S.; BEARZI, F. (2009). O Tratamento Térmico de Esferoidização. Disponível em: http://www.cimm.com.br/portal/noticia/exibir_noticia/5075-o-tratamento-termico-deesferoidizacao Acesso em: 8 julho de 2014.
- OYAMA, T.; SHERBY, O. D.; WADSWORTH, J. E WALSER, B.; Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultra-high carbon steels. *Scripta Metall.* 18; 1984, pp. 799-804.
- PERUCH, F. Influência do Ciclo de Recozimento para Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço ABNT 5160. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em

Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais – PPGEM. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2009, Porto Alegre.

PILECEK, V.; KUCEROVA, L. Optimization of Low-Temperature Thermo-Mechanical Treatment on 54SiCr Steel for Spheroidization of Carbides. University of West Bohemia, Research Centre of Forming Technology. 22nd International Conference on Metallurgy and Materials, 2013. Pilsen, Czech Republic. p. 418-415.

PODDER, B.; MONDAL, C.; KUMAR, K. R.; YADAV, D. R. Effect of Preform Heat Treatment on the Flow Formability and Mechanical Properties of AISI 4340 Steel. Material and Design No 37, 2012. p. 174-181.

ROCHA, M. R. Aço ABNT 1045 Esferoidizado: Estudo da Cinética de Coalescimento e Correlações entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas. 2001. Dissertação de Mestrado. Programa de pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – UFSC, Florianópolis, SC.

ROSSI, E.H., COUTINHO, C.A.B. Influência das Variáveis de Processamento do Aço ABNT 52100; Metalurgia ABM, v. 39, n. 310, 1983. p. 479-485.

ROUNAGHI, S. A.; KIANI-RASHID, A. R. A Study on Graphitisation Acceleration During Annealing of Martensitic Hypereutectoid Steel. Phase Transitions: A Multifunctional Journal. Vol. 84, Nos. 11-12, 981 – 991, Nov/Dez, 2011.

SAHA, A; D. K. MONDAL, K. BISWAS; MAITY, J. Mater. Sci Eng. A 534 (2012), p. 465–475.

SAHA, A; D. K. MONDAL, K. BISWAS; MAITY, J. Mater. Sci Eng. A 541 (2012), p. 204–215.

SAMUEL E.I., BHOWMIK A., QIN R.S. Accelerated Spheroidisation Induced by High Intensity Electric Pulse in a Severely Deformed Eutectoid Steel. Journal of Materials Research, 2010, Vol.25, No.6, pp. 1020-1024.

SCHANEMAN JR, R. A. The Effects of Prior Microstructure on Spheroidizing Kinetics and Cold Workability in Bar Steels. Metallurgical and Materials Engineering, Colorado School of Mines. 2009. Golden, Colorado.

SCHASTLIVTEV, V. M.; YAKOVLEVA, I. L. Structural Transformation in Perlite upon Heating: III. Spheroidizing of Carbides; Gibbs-Thomson Equation and the Problem of Carbide Coagulation; The Physics of Metal and Metallography, Vol. 78, n.3, 1994. p. 317–324.

SHIN, D. H.; HAN, S. Y.; PARK, K.; KIM, Y.; PAIK, Y. Spheroidizing of Low Carbon Steel Processed by Equal Channel Angular Pressing. *Materials Transactions*, vol 44, N° 8. The Japan Institute of Metals, 2003. pp. 1630–1635.

SONG, W.; CHOI, P.; INDEN, G.; PRAHL, U.; RAABE, D.; BLECK, W. On the spheroidized carbide dissolution and elemental partitioning in a high carbon bearing steel 100Cr6. Interdisciplinary Centre for Advanced Materials Simulation (ICAMS)/ Ruhr University Bochum. *Metallurgical and Materials Transactions A* 45A (2014) Nr. 2. p. 595-606.

SYN, C. K.; LESUER, D. R. E SHERBY, O. D. Influence of Microstructure on Tensile Properties of Spheroidized Ultrahigh-Carbon (1,8 Pct C) Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 25, Issue 7. Jul, 1994. pp. 1481-1493.

TOTTEN, G. E. *Steel Heat Treatment Handbook – Metallurgy and Technologies*. 2a edition. 2007. Portland, Oregon – USA.

TRATAMENTOS TÉRMICOS. *Ferros e Aços*. Disponível em:

<<http://www.mspc.eng.br/ciemat/aco140.shtml>>. Acesso em 2 junho de 2014.

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

VAN VLACK, L. H. *Princípios da Ciência dos Materiais*. 2000 - 13ª edição, São Paulo. Editora Edgard Blucher Ltda.

YI, H. L.; HOU, Z. Y.; XU, Y. B.; WU, D.; WANG, G. D. Acceleration of Spheroidization in Eutectoid Steels by the Addition of Aluminum. *Scripta Materialia*, v.67, p. 645–648. Jul, 2012.

ANEXO A - Imagens ilustrativas do software ImageJ usadas na avaliação de quantidade e tamanho

