USP

Campus de São Carlos

Tratamentos térmicos para obtenção de cementita esferoidizada em ferro fundido nodular

Paulo Eduardo Barros Kinap

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ÁREA INTERUNIDADES EM
"CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS"

T0138/01

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS, AERONÁUTICA E AUTOMOBILÍSTICA

TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA OBTENÇÃO DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA EM FERRO FUNDIDO NODULAR

Paulo Eduardo Barros Kinap

Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da E.E.S.C., I.FS.C. e I.Q.S.C., Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR - Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti

São Carlos - São Paulo

2001

DEDALUS - Acervo - EESC
31100035884

Class. [illegible]
Cutt. 2874
Tombo T0138/01

st 1189302

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
Ciência e Engenharia de Materiais
Caixa Postal 369 – CEP 13560-970 - São Carlos-SP – Brasil
Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777 *E-mail: erica@if.sc.usp.br*

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE *PAULO EDUARDO BARROS KINAP*, **APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO INTERUNIDADES, ÁREA EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 27/03/2001.**

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. ***LUIZ CARLOS CASTELETTI*** – EESC/USP (Orientador)

Dr. ***RICARDO FUOCO*** – IPT

Prof. Dr. ***TOMAZ TOSHIMI ISHIKAWA*** - UFSCar

Dedico este trabalho
à minha esposa Lúcia,
às minhas filhas Paula e Thaís,
aos meus pais e irmãos,
e ao meu Senhor e Salvador, Jesus Cristo.

Embruteceu-se todo homem,
não tem conhecimento;
todo ourives é envergonhado pelas suas imagens de escultura.

Suas imagens de fundição são mentira, e não há espírito em nenhuma delas.

Jeremias 51:17

AGRADECIMENTOS

Meus agradecimentos ao Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti, pela sua amizade e dedicação, pela orientação, apoio e incentivo durante todo o período do mestrado.

Meus agradecimentos ao Prof. Dr. Ricardo Fuoco, por sua orientação e ajuda.

Agradeço ao incentivo inicial dos Engs. Paulo Santos e Marcelo Martins, o que foi fundamental para que eu assumisse este desafio.

Agradeço a todos na KSB - Bombas Hidráulicas S.A., que de alguma forma cooperaram permitindo que eu realizasse esse trabalho, em particular ao Lamartine, Gilmar e Ricardo.

A minha família, que não mediu esforços.

A IBNA que ora por mim e a Deus por ter me concedido o entendimento da Palavra.

SUMÁRIO

	LISTA DE FIGURAS	i
	LISTA DE TABELAS	vi
	LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	vii
	RESUMO	viii
	ABSTRACT	ix
1	**INTRODUÇÃO**.....	1
2	**REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**.....	2
2.1	Obtenção da cementita esferoidizada a partir de uma matriz perlítica através do tratamento térmico de recozimento.....	9
	Avaliação dos tempos do processo de esferoidização.....	11
	Esferoidização da cementita no processo de recozimento intercrítico e subcrítico.....	15
	Composição química.....	18
2.2	Obtenção da cementita esferoidizada a partir de uma matriz martensítica	20
2.3	Aceleração do processo de esferoidização.....	22
3	**PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**.....	26
3.1	Materiais utilizados na carga.....	26

3.2 Fusão da carga..... 26

3.3 Moldagem do corpo de prova..... 26

3.4 Vazamento..... 27

3.5 Análise química..... 27

3.6 Composição química da liga selecionada..... 27

3.7 Resfriamento, jateamento e corte dos corpos de prova..... 27

3.8 Dimensões do corpo de prova bruto..... 28

3.9 Tratamentos térmicos preliminares..... 28

3.10 Tratamentos térmicos finais..... 30

3.11 Ensaios de dureza..... 33

3.11.1 Equipamento..... 33

3.12 Ensaios de tração..... 33

3.12.1 Equipamento..... 33

3.12.2 Dimensões do corpo de prova usinado..... 33

3.13 Metalografia..... 33

3.13.1 Corte das amostras 33

3.13.2 Embutimento..... 34

3.13.3 Lixamento..... 34

3.13.4 Polimento..... 34

3.13.5 Ataque químico 35

4 **RESULTADOS E DISCUSSÃO** 36

4.1 Análise química 36

4.2 Dureza 36

4.3 Metalografia 39

4.4 Ensaios mecânicos 60

5 **CONCLUSÕES** 64

6 **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS** 65

7 **REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA** 66

LISTA DE FIGURAS

Figura 01: Representação de um modelo tridimensional de uma placa de cementita numa estrutura de perlita grosseira recozida por 150 hs a 700°C. [5] 3

Figura 02: Estrutura perlítica mostrando um arranjo de lamelas planas e falhadas, (a) antes da esferoidização, (b) depois da esferoidização. [4] 3

Figura 03: Esquema de cementita esferoidizada sobre uma matriz ferrítica. 4

Figura 04: Curva de transição dúctil/frágil no ensaio de impacto para um ferro fundido nodular - barra com entalhe em V segundo B SEM 10 025-1: 1990. [13] 7

Figura 05: Aspecto da fratura dúctil em um ferro fundido nodular ferrítico após o ensaio de impacto. Aumento: 100X ataque com nital 5%. [13] 8

Figura 06: Aspecto da fratura frágil em um ferro fundido nodular ferrítico após o ensaio de impacto. Aumento:100X ataque com nital 5%. [13] 8

Figura 07: Efeito da porcentagem de perlita nas propriedades de impacto no ferro fundido nodular. [13] 9

Figura 08: Esquema de placa finita aproximada de uma elipse cilíndrica E. [14] 12

Figura 09: Esquema de duplo cone truncado. [14] 12

Figura 10: Esquema de duplo cone truncado. [14] 13

Figura 11: Esquema do processo de esferoidização da cementita partindo de um material perlítico. 14

Figura 12: Esquema de tratamento térmico de recozimento intercrítico. [9] 17

Figura 13: Esquema de tratamento térmico de recozimento subcrítico. [9] 17

Figura 14: Porcentagem em volume de cementita esferoidizada em função do tempo a 700°C. [24] 23

Figura 15: Evolução da esferoidização a 700°C da perlita fina, média e grossa, num aço contendo 0,74% C e 0,71% Si. [25] 25

Figura 16: Esquema de um ciclo de tratamento térmico para esferoidização em um aço temperável ao ar. Martensita forma-se primeiro e então é revenida perto de Ac1 para produzir uma estrutura esferoidizada. [25] 25

Figura 17: Esquema geral de resultados de durezas e microestruturas. 40

Figura 18: Metalografia do material no estado bruto de fusão. 44

Microestrutura consistindo de nódulos de grafita em uma matriz com 90% de perlita e 10% de ferrita.

Figura 19: Metalografia do material no estado bruto de fusão. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita em uma matriz com 90% de perlita e 10% de ferrita. 44

Figura 20: Metalografia do material com tratamento térmico TT1. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita circundados por ferrita em uma matriz perlítica. 45

Figura 21: Metalografia do material com tratamento térmico TT2. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita circundados por ferrita em uma matriz perlítica. 45

Figura 22: Metalografia do material com tratamento térmico TT3. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita circundados por ferrita em uma matriz perlítica. 46

Figura 23: Metalografia do material normalizado, tratamento térmico TT4. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica. 46

Figura 24: Metalografia do material com tratamento térmico TT5. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica. 47

Figura 25: Metalografia do material com tratamento térmico TT6. Microestrutura consistindo de nódulos grafita numa matriz perlítica. 47

Figura 26: Metalografia do material com tratamento térmico TT7. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica. 48

Figura 27: Metalografia do material com tratamento térmico TT7. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica. 48

Figura 28: Metalografia do material com tratamento térmico TT8. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 49

Figura 29: Metalografia do material com tratamento térmico TT9. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 49

Figura 30: Metalografia do material com tratamento térmico TT10. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 50

Figura 31: Metalografia do material com tratamento térmico TT11. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz 50

contendo 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada.

Figura 32: Metalografia do material com tratamento térmico TT11. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz contendo 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada. 51

Figura 33: Metalografia do material com tratamento térmico TT11. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz contendo 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada. 51

Figura 34: Metalografia do material com tratamento térmico TT12. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica. 52

Figura 35: Metalografia do material com tratamento térmico TT12. . Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica. 52

Figura 36: Fotografia no MEV, mostrando as formas da cementita (TT8). 53

Figura 37: Metalografia do material temperado conforme tratamento térmico TT13. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz martensítica. 54

Figura 38: Metalografia do material temperado conforme tratamento térmico TT13. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz martensítica. 54

Figura 39: Metalografia do material com tratamento térmico TT14. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 55

Figura 40: Metalografia do material com tratamento térmico TT14. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 55

Figura 41: Metalografia do material com tratamento térmico TT15. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 56

Figura 42: Metalografia do material com tratamento térmico TT15. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 56

Figura 43: Metalografia do material com tratamento térmico TT16. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 57

Figura 44: Metalografia do material com tratamento térmico TT16. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 57

Figura 45: Metalografia do material com tratamento térmico TT17. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 58

Figura 46: Metalografia do material com tratamento térmico TT18. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 58

Figura 47: Metalografia do material com tratamento térmico TT19. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada. 59

Figura 48: Material temperado, sem ataque (TT14). 63

Figura 49: Material temperado e revenido, sem ataque (TT14), apresentando grafita secundária dispersa na matriz ferrítica. 63

LISTA DE TABELAS

Tabela 01: Propriedades mecânicas de ferro fundidos cinzentos [10] e nodulares [11][12]. 6

Tabela 02:Tempos de transformação para esferoidização segundo Werner [14]. 13

Tabela 03: Porcentagem do tempo médio para cada etapa de esferoidização segundo dados da tabela 02. 13

Tabela 04: Ciclos de tratamentos intercríticos [9]. 16

Tabela 05: Grau de esferoidização em função do tempo de tratamento [9]. 18

Tabela 06: Composição química nominal da liga selecionada. 28

Tabela 07: Esquema geral de tratamentos térmicos preliminares. 31

Tabela 08: Esquema geral de tratamentos térmicos finais. 32

Tabela 09: Análise química da liga. 36

Tabela 10: Esquema geral de resultados de durezas. 38

Tabela 11: Resumo dos tempos de esferoidização. 42

Tabela 12: Material de partida utilizado no tratamento térmico para esferoidização da cementita. 42

Tabela 13: Resultado de ensaio mecânico para o material normalizado e depois recozido a 700°C por 2 horas e resfriado ao ar (TT8). 60

Tabela 14: Resultado de ensaio mecânico para o material temperado e depois revenido a 700°C por 30 minutos e resfriado ao ar (TT14). 61

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

%E	Grau de esferoidização
α	Ferrita
Fe_3C	Cementita
A	Perturbação no formato da lamela
A_1	Temperatura crítica
AISI	American Iron Steel Institute
AR	Aspect-ratio, fator de forma
ASTM	American Society for Testing Materials
bcc	Sistema cúbico de corpo centrado
bct	Sistema tetragonal de corpo centrado
d	Diâmetro do carboneto
E	Cilindro elíptico
F	Fator de forma
H	Comprimento do cilindro elíptico
k	Constante
n	Coeficiente
r	Raio do carboneto
Ref	Referência bibliográfica
SEM	Microscópio eletrônico de varredura
t	Tempo de transformação das lamelas em tiras
t	Tempo de tratamento térmico
t_1	Tempo de transformação das tiras em bastões
t_2	Tempo de transformação dos bastões em esferas
Tab	Tabela
TCD	Tronco de cone duplo
t_e	Tempo de esferoidização
TT	Tratamento térmico
V	Volume do tronco de cone duplo
VE	Volume do cilindro elíptico

RESUMO

KINAP, P. E. B. (2001), *Tratamentos Térmicos Para Obtenção De Cementita Esferoidizada Em Ferro Fundido Nodular*. São Carlos, 2001. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

O objetivo do presente trabalho, consistiu na obtenção de ferros fundidos nodulares, a serem utilizados na fabricação de eixos, com as seguintes características mecânicas após os tratamentos térmicos adequados: limites de resistência à tração e escoamento mínimos de 700 N/mm^2 e 450 N/mm^2 respectivamente, alongamento mínimo de 5% e dureza entre 235 à 285 HB. A microestrutura mais adequada à obtenção das características mecânicas desejadas deveria consistir de cementita esferoidizada numa matriz ferrítica, a ser obtida com o tratamento de recozimento ou revenimento de microestruturas previamente perlíticas ou martensíticas, respectivamente. No caso do tratamento de recozimento, as estruturas iniciais consistiram de perlita grossa mais ferrita, presentes no material no estado bruto de fusão, ou, de perlita fina mais ferrita, do material normalizado.
Todos os tratamentos térmicos utilizados, dependendo do tempo de tratamento, permitiram a obtenção de cementita esferoidizada. O material normalizado e recozido durante 2 horas a 700°C, possibilitou a obtenção das propriedades mecânicas desejadas: limites de resistência à tração e de escoamento de 827 N/mm^2 e 547 N/mm^2 respectivamente, alongamento de 7 % e dureza de 277 HB, valores estes, dentro dos limites desejados no presente trabalho. No caso do material temperado e revenido a 700°C durante 0,5 hora, obteve-se limites de escoamento de 542 N/mm2, alongamento de 6 % e dureza de 246 HB. O tratamento de recozimento realizado durante 48 horas, produziu microestrutura quase totalmente ferrítica, com pequenas áreas de agregados de carbonetos. O restante do carbono migrou para os nódulos de grafita produzindo grafita secundária ao redor dos mesmos.

Palavras-chave: esferoidização, globular, nodular, cementita, perlita, ferrita.

ABSTRACT

Kinap, Paulo Eduardo Barros (2001). *HEAT TREATMENTS TO THE OBTAINING OF SPHEROIDAL CEMENTITE IN DUCTILE CAST IRON.*

The purpose of the present work, consisted in obtaining ductile casting iron, that will be used in the shaft production, with de following mechanical properties after the appropriated heat treatments: ultimate tensile strength and yield strength values of 700 N/mm2 and 450 N/mm2 minimum respectively, elongation of 5% minimum and hardness value from 235 to 285 HB.

The microstructure more adequated to obtaining the desired mechanical characteristics should consist of spheroidized cementite in a ferritic matrix, to be obtained with the annealing or tempering treatments of microstructures previously pearlitic or martensitic respectively. In the case of the annealing treatment, the initial structures consisted of thick pearlite plus ferrite, wich were in the material in the as-cast state, or fine pearlite plus ferrite, of the normalized material.

All the used heat treatment, depending on the time of treatment, allowed the obtainment of spheroidized cementite.

The material normalized and annealed for 2 hours at 700°C made possible the obtaining of the desired mechanical properties: ultimate tensile strength and yield strength value of 827 N/mm^2 and 547 N/mm^2 respectively, elongation of 7% and hardness values of 277 HB, values these, in acordance with the aims initially proposed in the present work.

In the case of the material quenched and tempered at 700°C for 0,5 hour, it was obtained yield strength values of 542 N/mm^2 , elongation of 6% and hardness value of 246 HB.

The annealing treatment made during 48 hours, produced a microstructure almost totally ferritic, with small areas of aggregated carbides. The remaining of the carbon migrated to the graphite nodules producing secondary graphite around them.

Key-words: spheroidizing, globular, cementite, ductile iron, pearlite, ferrite.

1 INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos cinzentos, devido ao seu baixo custo e facilidades de produção, são bastante utilizados industrialmente. A limitação de uso dos mesmos deve-se à fragilidade inerente, decorrente da grafita em forma de veios, cujas extremidades constituem-se em regiões concentradoras de tensões e iniciadoras de trincas.

A descoberta do processo de nodularização da grafita por Morrough e Williams [1][2] mediante a adição de cério, que posteriormente foi substituído pelo magnésio, permitiu um acentuado aumento na tenacidade desses materiais, pela eliminação das regiões concentradoras de tensão e ampliou o campo de aplicação dos ferros fundidos, uma vez que se obteve propriedades semelhantes à alguns aços e com melhor resistência ao desgaste e ao choque térmico. Atualmente os ferros fundidos nodulares são utilizados na fabricação de válvulas, corpos de bombas, virabrequins, engrenagens, cilindros de laminação e outros componentes automotivos e mecânicos.

Podem ser produzidas várias matrizes nesses ferros fundidos e as mesmas terão influência fundamental na resistência à tração e ductilidade desses materiais. As matrizes perlíticas resultam nas maiores resistências à tração, porém produzem os menores valores de ductilidade. Tratamentos térmicos adequados podem, ao modificarem as lamelas de cementita da perlita promoverem uma faixa de propriedades, balanceando-se a resistência e ductilidade desejadas.

O objetivo do presente trabalho, consistiu na obtenção de ferros fundidos nodulares, a serem utilizados na fabricação de eixos, com as seguintes características mecânicas após os tratamentos térmicos adequados: limites de resistência à tração e escoamento mínimos de 700 N/mm^2 e 450 N/mm^2 respectivamente, alongamento mínimo de 5% e dureza entre 235 à 285 HB.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Segundo Callister [3], ao se comparar a cementita (Fe_3C) com a ferrita (α-Fe) nos aços carbono verificou-se que a cementita é mais dura e no entanto é muito mais frágil do que a ferrita. Assim quanto maior a porcentagem de cementita nesses aços, enquanto se mantém os outros elementos da microestrutura constante, mais duro e resistente será o material.

A espessura da lamela de cementita ou de ferrita na perlita, também influencia nesse comportamento. A perlita mais fina é mais dura e resistente do que a perlita grosseira. Isso se deve ao fenômeno que ocorre no contorno entre as fases α e Fe_3C. Há um elevado grau de aderência nos contornos entre as duas fases. Com isso a cementita (resistente e rígida) restringe nas regiões adjacentes ao contorno, a deformação da ferrita que é mais mole, servindo assim como reforço. Esse reforço é tanto maior quanto mais fina for a perlita, isto porque haverá uma maior área de contorno por unidade de volume. Além disso há o fato dos contornos das fases funcionarem como barreiras à movimentação de discordâncias. Para a perlita fina existe mais contornos pelos quais a discordância deve passar durante a deformação plástica, o que gera uma maior restrição à movimentação dessas discordâncias. Isso resulta em maior dureza e resistência do que a perlita grosseira. A perlita grosseira é mais dúctil que a fina.

A cementita pode apresentar morfologias diferentes e arranjos na microestrutura que afetam o comportamento mecânico da liga. Na perlita o formato da cementita apresenta-se conforme mostrado nas figuras 01 e 02a.

Quando a cementita está presente na forma de esferas é denominada cementita esferoidizada cujo processo inicial de formação pode ser verificado na figura 02b [4]. A microestrutura final obtida no processo está ilustrada na figura 03.

As ligas contendo perlita tem maior resistência e dureza do que as que contêm cementita esferoidizada. Isto se explica também através do reforço que a cementita exerce na ferrita e do impedimento à movimentação das deslocações através do contorno α e Fe_3C.

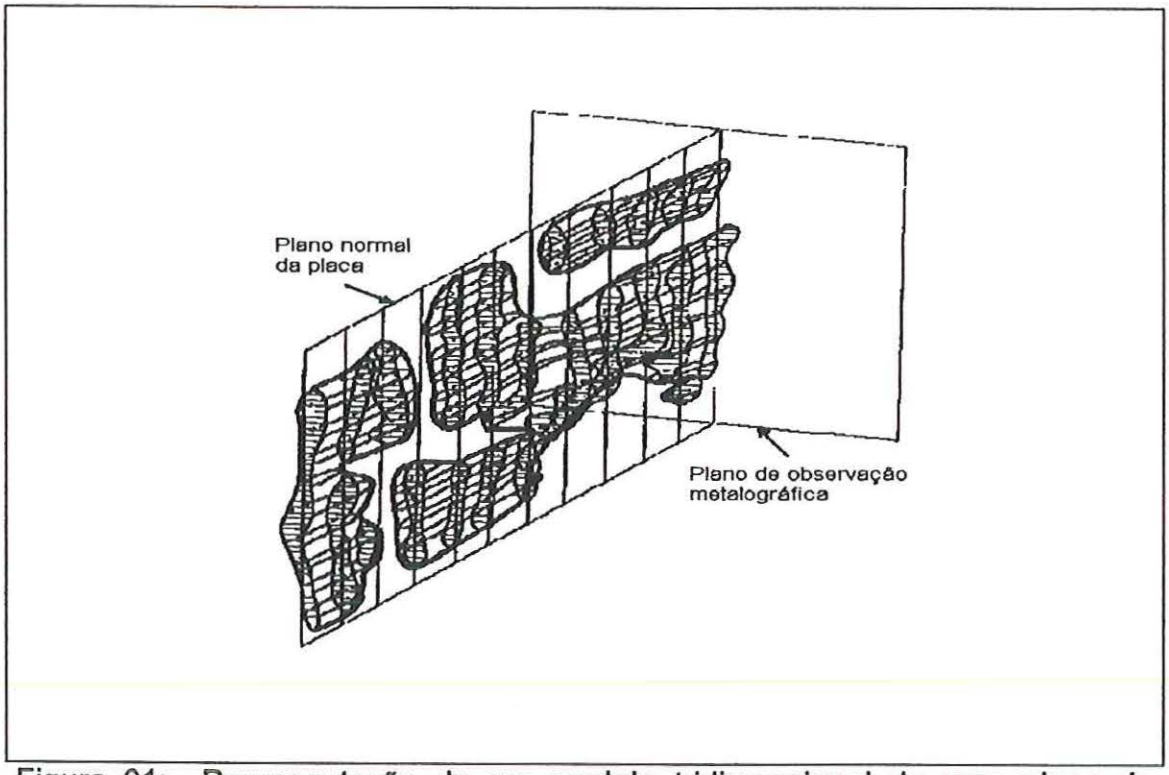

Figura 01: Representação de um modelo tridimensional de uma placa de cementita numa estrutura de perlita grosseira recozida por 150 hs a 700°C. [5]

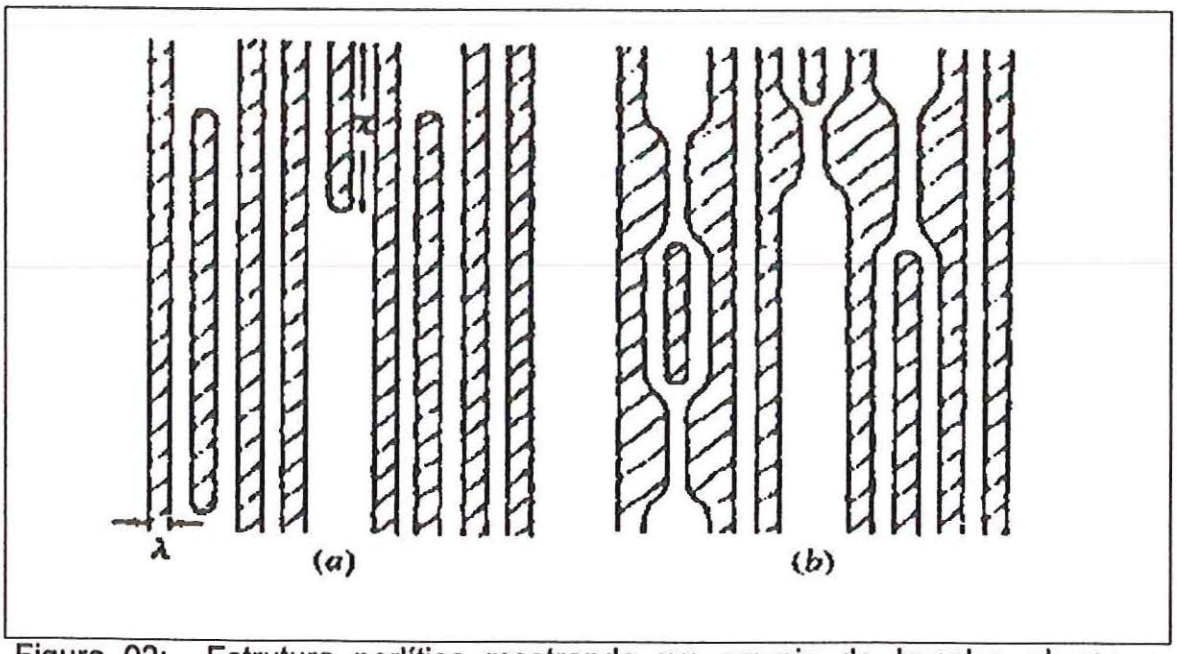

Figura 02: Estrutura perlítica mostrando um arranjo de lamelas planas e falhadas, (a) antes da esferoidização, (b) depois da esferoidização. [4]

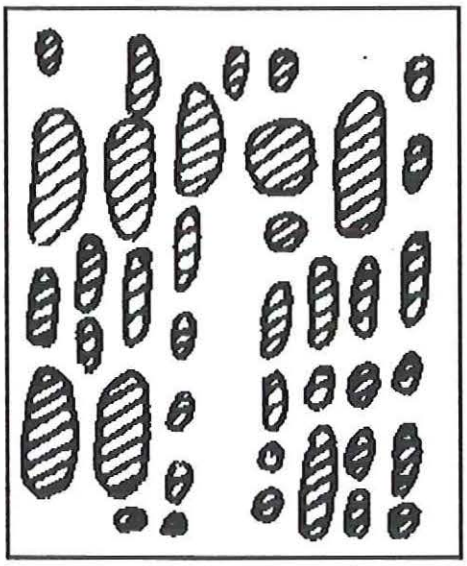

Figura 03: Esquema da cementita esferoidizada sobre uma matriz ferrítica.

Existe menos área de contorno por unidade de volume com uma matriz com cementita esferoidizada, o que lhe confere maior ductilidade. Desta forma, aços esferoidizados são muito dúcteis, em comparação com a perlita fina ou grosseira.

Além disso eles são muito tenazes porque qualquer trinca pode encontrar apenas frações muito pequenas de partículas de cementita frágil e com isso se propagam através da ferrita que tem comportamento dúctil [3].

Segundo Krauss [6], a condição de maior ductilidade de qualquer aço, está ligada a microestrutura que consiste de partículas de carbonetos esféricos uniformemente dispersos numa matriz ferrítica. A elevada ductilidade está ligada a presença da matriz ferrítica dúctil e contínua. A presença de perlita com suas finas lamelas de carbonetos separadas pela ferrita, impedem a deformação, aumentando a dureza e reduzindo a ductilidade. Esse impedimento é maior do que numa estrutura esferoidizada.

A microestrutura esferoidizada é a microestrutura mais estável encontrada nos aços, isto está associado ao fato do formato esférico da cementita apresentar a menor área por unidade de volume (área específica). Partículas de cementita lamelares, como as presentes na perlita, tem uma

enorme área por unidade de volume e consequentemente alta energia interfacial (energia de superfície).

Segundo Yong Lai Tian e R. Wayne Kraft [4], desde que a esferoidização de estruturas lamelares é uma evolução na forma das microestruturas, o primeiro ponto é selecionar um critério adequado para avaliar as mudanças nas formas. Os especialistas sugeriram um parâmetro chamado "fator de forma" como uma expressão aproximada do formato de uma microestrutura. Este fator foi inicialmente desenvolvido por DeHoff [7] e mais tarde modificado por Fishmeister [8].

A avaliação do formato da cementita, no trabalho de O'Brien e Hosford [9], é analisada por meio da relação entre o maior e o menor diâmetro de cada partícula ("aspect ratio" ou "fator de forma"). Em seu trabalho, a mesma é considerada esferoidizada quando a relação é menor que 3 e todas as micrografias foram obtidas usando-se microscópio eletrônico de varredura (SEM) e a avaliação das placas de carbonetos e dos seus tamanhos foi feita por meio de um analisador de imagem o qual mede o maior e menor diâmetro dos carbonetos.

A tabela 01 mostra as propriedades mecânicas de ferros fundidos cinzentos e nodulares. Verifica-se que o ferro fundido nodular apresenta níveis de resistência à tração e alongamento maiores que o ferro fundido cinzento, e que o ferro fundido nodular perlítico apresenta valores mais elevados de resistência à tração e menor alongamento que o ferro fundido nodular ferrítico.

A tenacidade de um ferro fundido nodular é usualmente avaliada pela sua resistência ao impacto. Materiais ferrosos não austeníticos exibem um transição dúctil-frágil, sendo este comportamento intimamente relacionado com a temperatura.

Os materiais em altas temperaturas alcançam uma maior resistência ao impacto e com a queda da temperatura, esta resistência se reduz a partir da fase de transição, que é caracterizada por uma queda abrupta de resistência para uma pequena redução de temperatura. Ao final desta faixa, assume valores baixos de resistência, até que ocorra a ruptura.

Tabela 01: Propriedades mecânicas de ferro fundidos cinzentos [10] e nodulares [11][12].

FERRO FUNDIDO	NORMA DIN Nº	SÍMBOLO	Limite de resistência (N/mm²)	Limite de escoamento (N/mm²)	Alonga-mento %	Micro-estrutura
CINZENTO	1691	GG-10	100	-	-	Predominante-mente ferrítica
	1691	GG-40	400	-	-	Perlítica
NODULAR	1693	GGG-40	400	250	15	Ferrítica
	1693	GGG-70	700	440	2	Predominante-mente perlítica
	1693	GGG-80	800	500	2	Perlítica

Esse comportamento está esquematizado na figura 04. Assim, um mesmo material (não austenítico) pode exibir fratura dúctil ou frágil, em função da temperatura que o mesmo se encontre.

Em ferros fundidos nodulares, fraturas dúcteis têm aspecto mais escuro que nas fraturas frágeis porque ocorre o destacamento dos nódulos de grafita do seu lugar, visto que a fratura observada contém grande número de nódulos de grafita conforme mostra a figura 05.

Uma fratura frágil no ferro nodular, não está associada aos nódulos de grafita, ela ocorre por clivagem dos grãos metálicos. A fratura através do grão é muito rápida e apresenta aspecto brilhante porque a faces da clivagem no grão, refletem luz. A característica da fratura frágil é ser transgranular e raramente se tem a presença de nódulos no caminho da fratura, como mostrado na figura 06.

Como no presente trabalho se deseja obter um material com comportamento dúctil, deve-se portanto trabalhar a matriz metálica, gerando nesta propriedades que forcem a ruptura a passar pelos nódulos.

Nos casos onde a fratura apresenta um aspecto rugoso, significa que a ruptura ocorreu na zona de transição entre os campos dúctil e frágil. Algumas fraturas são também brilhantes num lado e escuro no outro , isto indica que a ruptura iniciou de maneira dúctil e terminou de maneira frágil [13].

Em ferros fundidos nodulares cujo emprego exija alta resistência ao impacto, é inevitável que este seja ferrítico e que se evite a presença de elementos formadores de perlita ou carbonetos, como o manganês, cromo e molibdênio.

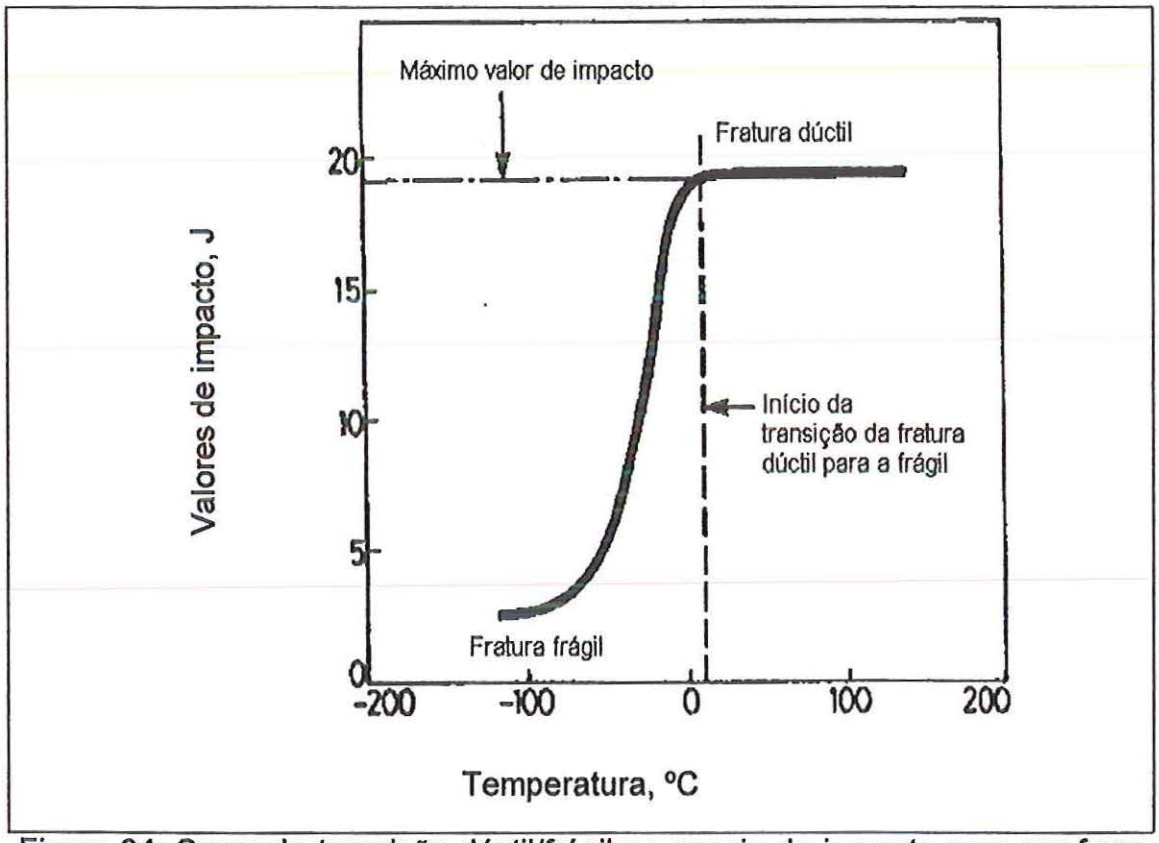

Figura 04: Curva de transição dúctil/frágil no ensaio de impacto para um ferro fundido nodular - barra com entalhe em V segundo B SEM 10 025-1: 1990. [13]

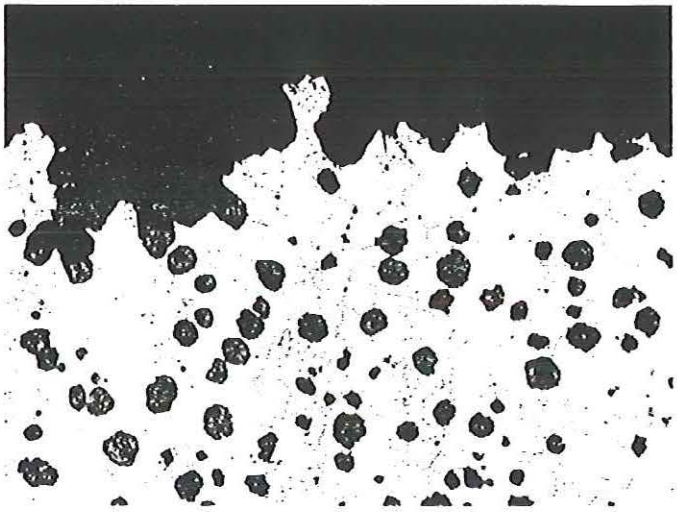

Figura 05: Aspecto da fratura dúctil em um ferro fundido nodular ferrítico após o ensaio de impacto. Aumento: 100X ataque com nital 5%. [13]

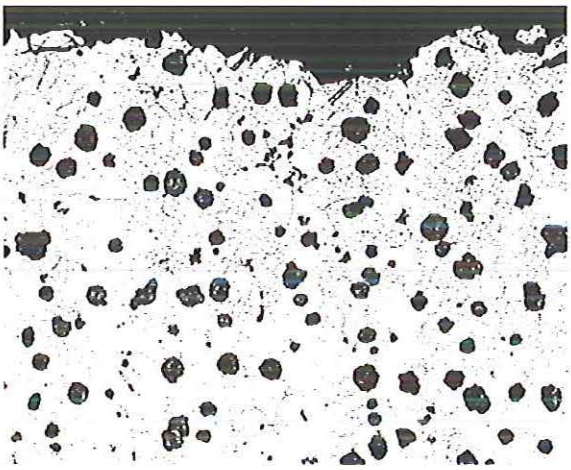

Figura 06: Aspecto da fratura frágil em um ferro fundido nodular ferrítico após o ensaio de impacto. Aumento:100X ataque com nital 5%. [13]

O efeito da quantidade de perlita na resistência ao impacto e na temperatura de transição dúctil-frágil pode ser visto na figura 07. Quanto maior a porcentagem de perlita na matriz, a transição ocorrerá em temperaturas mais altas e o valor de resistência ao impacto será menor.

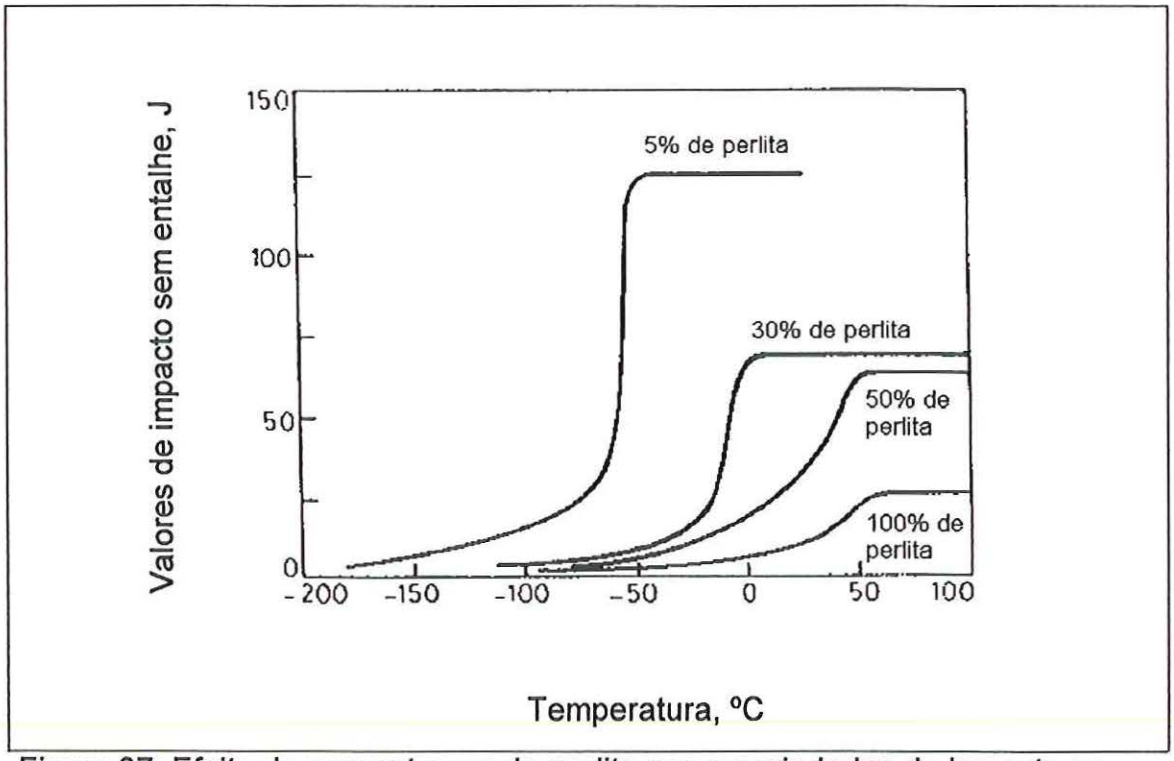

Figura 07: Efeito da porcentagem de perlita nas propriedades de impacto no ferro fundido nodular. [13]

2.1 Obtenção da cementita esferoidizada a partir de uma matriz perlítica através do tratamento térmico de recozimento

Segundo Callister [3], se um aço ligado tendo perlita ou bainita, for mantido, numa temperatura abaixo da temperatura eutetóide por um longo período de tempo, por exemplo 700°C por 18 à 24 hs, ocorrerá uma transformação microestrutural. No lugar de lamelas alternadas de ferrita e cementita (perlita), a fase Fe_3C aparece como partículas esféricas embutidas numa matriz contínua de α (ferrita).

Esta transformação ocorre por difusão sem que haja mudança na composição ou na quantidade relativa de ferrita e cementita. A força motriz desta transformação é a redução de área de contorno entre as fases α e Fe_3C.

Segundo Krauss [6], para que haja uma redução da energia de superfície das lamelas ou placas de cementita presentes nos aços, estas são

fragmentadas em pequenas partículas que eventualmente assumem a forma esferoidal. Uma vez fragmentadas as lamelas, ocorre o coalescimento, ou seja, as pequenas partículas esféricas, formadas após a fragmentação, se dissolvem, e surgem as partículas maiores, novamente decorrentes da redução da energia de superfície. A taxa de esferoidização é diretamente proporcional ao coeficiente de difusão do carbono na ferrita e se reduz com o aumento do tamanho médio das partículas na estrutura esferoidizada. Segundo Yong Lai Tian e R. Wayne Kraft [4], em trabalho realizado com o AISI 1080, a análise quantitativa baseada na teoria da migração de falhas mostra que dois fatores tem importante papel na taxa de esferoidização: o espaçamento interlamelar e a densidade de falhas.

Werner [14] em seu trabalho, trata da tensão superficial que gera a desagregação de corpos em formato de lamelas em pedaços menores. Mostra ainda que a instabilidade do formato depende da geometria das lamelas e do tamanho da "perturbação" promovida na mesma. Essa perturbação é na prática, decorrente de uma difusão de carbono na interface ferrita e cementita (α e Fe_3C).

O modelo cinético descrito por Werner [14] para a esferoidização baseia-se numa placa semifinita com formato próximo a um cilindro elíptico (E) de dimensões 2a x 2b x ∞, cujos eixo maior e menor são a e b respectivamente. Foi considerada uma porção de comprimento H dessa figura e comparada a sua superfície com a superfície de um tronco de cone duplo (TCD) de mesmo comprimento, altura e volume (VE=VTCD). Assim sendo, o modelo descrito considera um lamela de cementita com formato cilíndrico conforme a figura 08.

Um processo de difusão localizada acarretará uma perturbação no formato da lamela com intensidade "A" conforme mostram as figuras 09 e 10. A profundidade da perturbação irá aumentar na medida que a difusão do carbono ocorre em virtude da decomposição da cementita próxima a região de raio a_2, e este carbono se movimenta na direção da região adjacente de raio a_2. Essa progressão sendo contínua, quando a perturbação "A" alcançar o valor de "b" (raio da lamela inicial na sua região mais estreita), ocorrerá a desintegração das lamelas em pedaços menores à semelhança de tiras. Desta forma as lamelas de cementita se transformam em várias tiras estreitas. Esta dissolução

ocorreu durante o recozimento à 700°C durante 10 horas, para uma liga de Fe-C pura.

Foi observado por Tian e Kraft [15] que as tiras de cementita, durante o recozimento, mudam o seu formato, tornando circular a sua seção transversal, tomando a forma de bastões.

O estágio final da esferoidização foi descrito no modelo de Werner [14] em 1989. Aqui as seções circulares dos bastões se tornam instáveis diante das perturbações induzidas pela capilaridade e o bastão tende a colapsar, formando uma "fileira de esferas". Inicialmente os bastões se quebram e depois arredondam-se.

Avaliação dos tempos do processo de esferoidização

Werner [14] através do modelo cinético, faz uma avaliação numérica das etapas. O tempo total de esferoidização (t_e) corresponde a somatória das etapas parciais:

$$t_e = t + t_1 + t_2$$

Onde	t	é o tempo de transformação das lamelas em tiras
	t_1	é o tempo de transformação das tiras em bastões
	t_2	é o tempo de transformação dos bastões em esferas

Os tempos de transformação encontrados por Werner [14], são apresentados nas tabelas 02 e 03. Werner [14] cita que Tian e Kraft verificaram que o tempo necessário para a esferoidização das lamelas de cementita é de aproximadamente 100 hs.

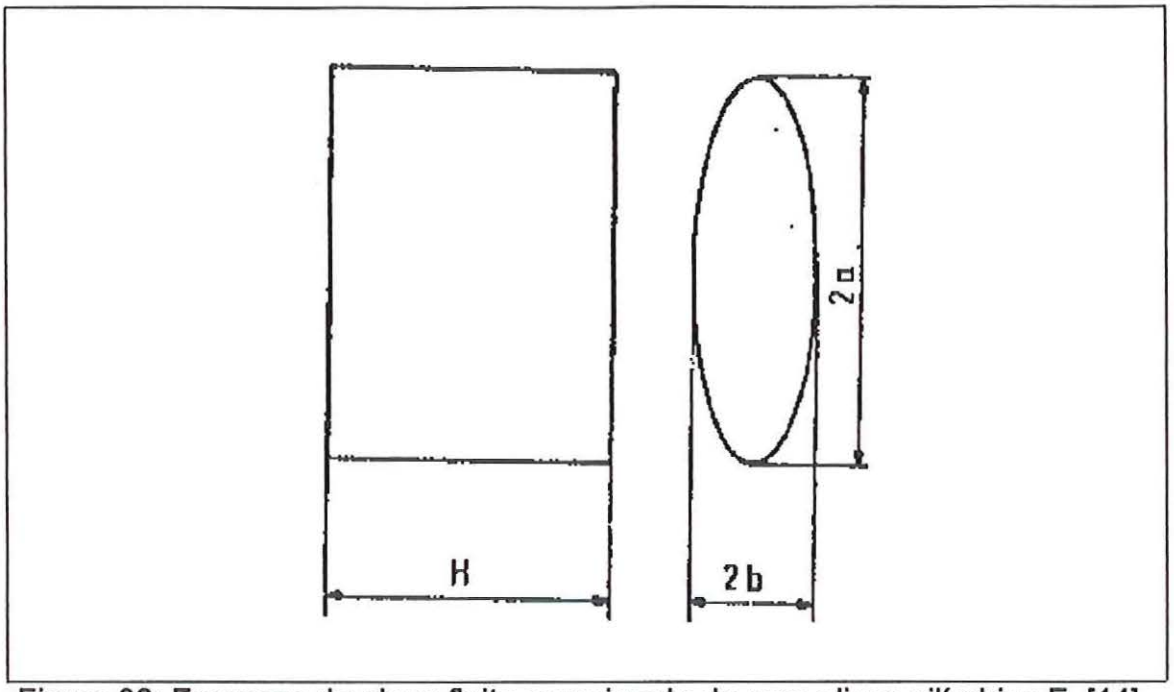

Figura 08: Esquema de placa finita aproximada de uma elipse cilíndrica E. [14]

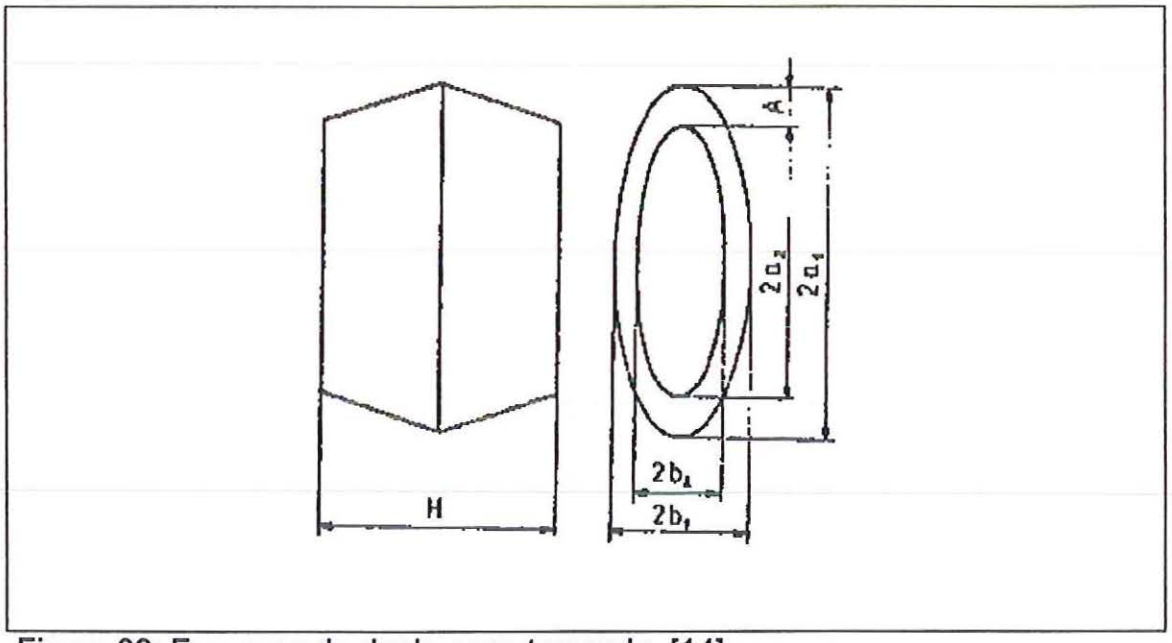

Figura 09: Esquema de duplo cone truncado. [14]

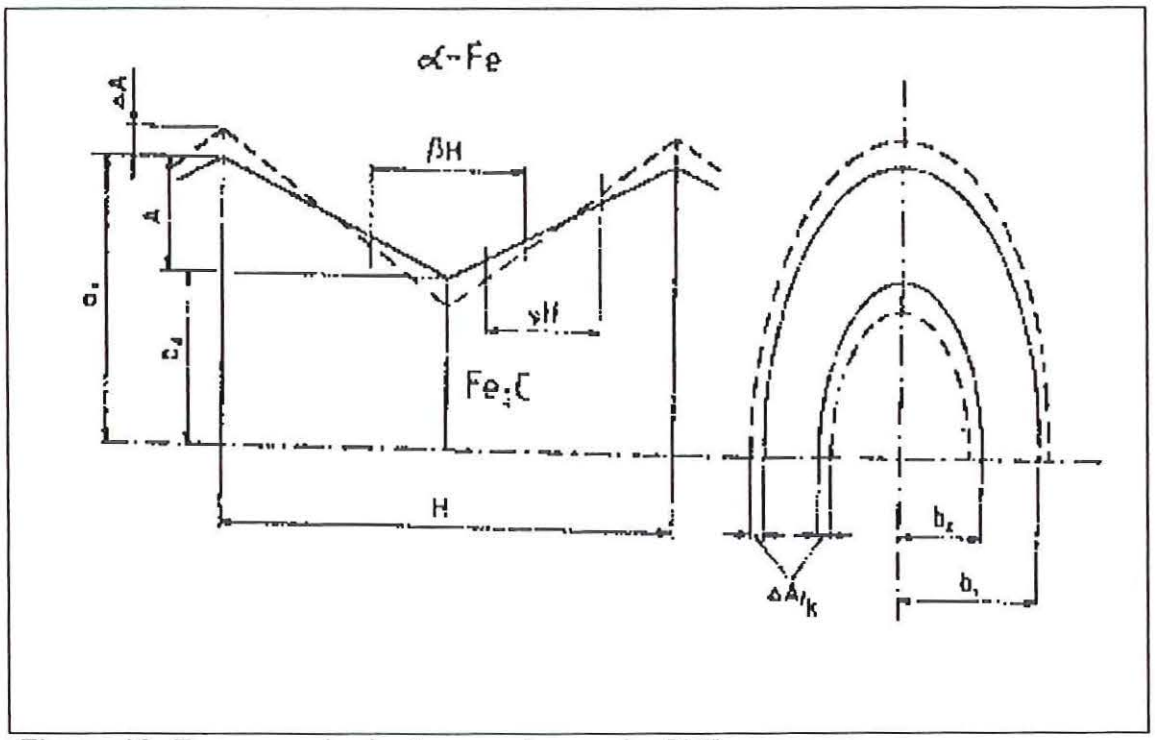

Figura 10: Esquema de duplo cone truncado. [14]

Tabela 02:Tempos de transformação para esferoidização segundo Werner [14].

K = (a/b)	t (hs)	t_1 (hs)	t_2 (hs)	t_e (hs)
10^2	2,40	0,10	41,5	44
10^3	3,36	0,14	55,5	59
10^4	3,81	0,19	74	78

Tabela 03: Porcentagem do tempo médio para cada etapa de esferoidização segundo dados da tabela 02.

	t (%)	t_1 (%)	t_2 (%)	t_e (%)
Média	5,29	0,24	94,47	100

O tempo "t_1" é muito curto, levando cerca de poucos minutos para ocorrer a transformação das tiras.

Observa-se que a etapa mais longa (t_2), correspondente à transformação dos bastões em esferas é a última e consiste de aproximadamente 94 % de todo o processo.

O esquema da figura 11 facilita o entendimento e resume o processo de esferoidização quando se parte de uma material perlítico.

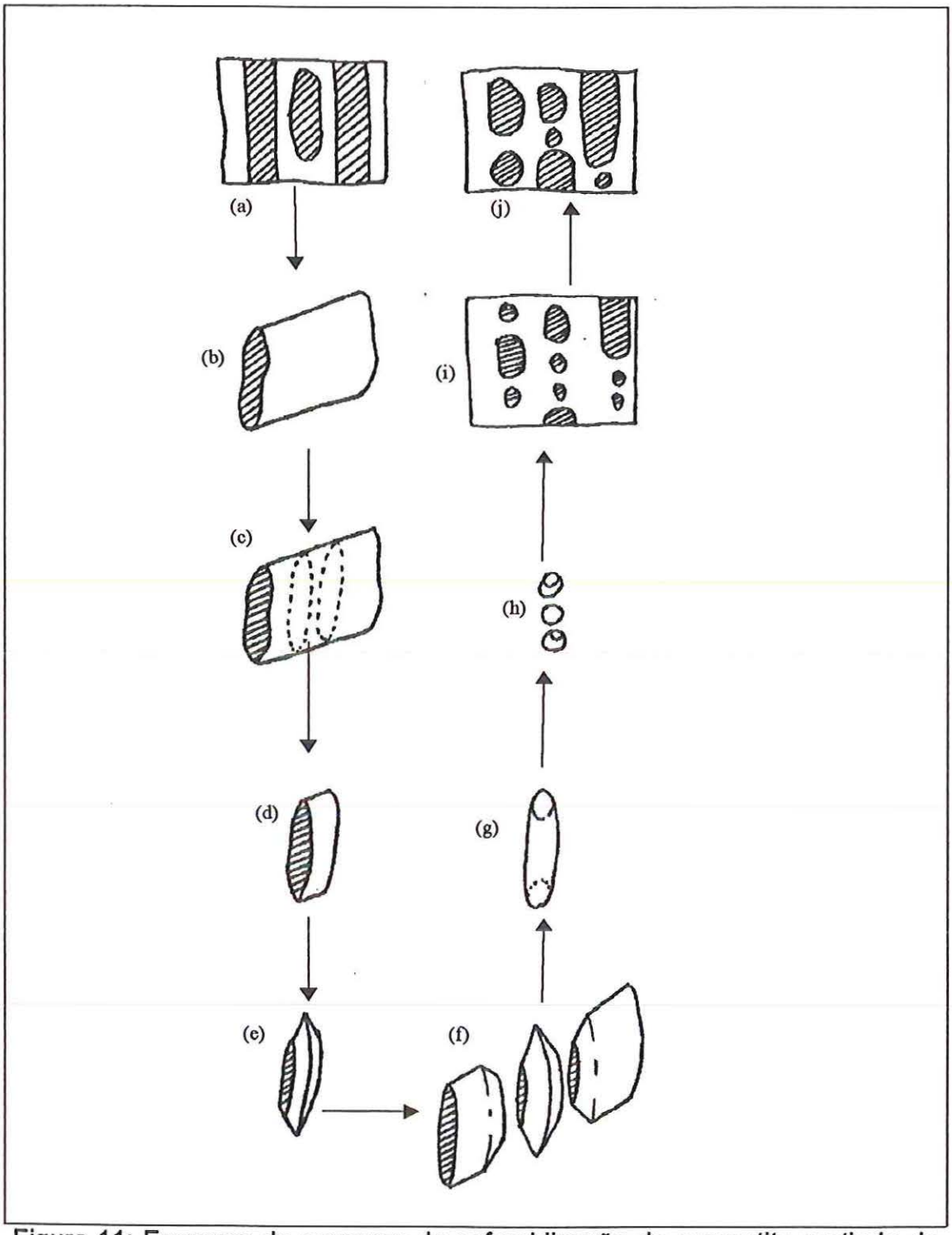

Figura 11: Esquema do processo de esferoidização da cementita partindo de um material perlítico.

Onde:

(a) Microestrutura perlítica, composta de lamelas alternadas de cementita e ferrita;
(b) Placa semifinita de cementita (Fe_3C);
(c) Elemento finito da placa de cementita;
(d) Porção da placa de cementita;
(e) Difusão localizada de carbono, gerando uma perturbação (deformação) na geometria da porção da placa;
(f) Ruptura da porção da placa, desagregação da lamela em tira;
(g) Arredondamento da tira, gerando o bastão;
(h) Colapso do bastão formando os esferóides;
(i) Microestrutura composta de cementita esferoidizada sobre uma matriz ferrítica; e
(j) Coalescimento, as pequenas partículas esféricas se dissolvem surgindo as partículas maiores.

Esferoidização da cementita no processo de recozimento intercrítico e subcrítico

O'Brien e Hosford [9] em seu trabalho sobre esferoidização do aço AISI 1541 (0,37%C, 1,31%Mn, 0,17%Si) citam a importância da redução do tempo no tratamento térmico de esferoidização, uma vez que é uma etapa longa e portanto de alto custo. O objetivo do seu trabalho, foi a obtenção de suficiente ductilidade em fios para a conformação de "cabeça a frio" durante os processo de produção de parafusos. O material a ser submetido à esferoidização apresentava estrutura composta de grãos de ferrita e colônias de perlita. Ele cita que as indústrias de arames têm se preocupado ultimamente em promover um resfriamento mais rápido e adequado que possibilite a obtenção de uma perlita mais fina que conduza a um menor tempo de esferoidização. A etapa de esferoidização é a mais longa de todo o processo de produção de parafusos. O tempo é de 12 à 24 horas e, com isso, limita a capacidade de produção ou exige-se fornos com grandes capacidades. Uma redução no tempo de esferoidização poderia trazer um significativo benefício. No seu trabalho [9]

comentam acerca das diferenças entre os ciclos "intercrítico e subcrítico". O processo de recozimento intercrítico até recentemente era o ciclo mais utilizado. Este processo envolve o aquecimento da carga até logo acima da temperatura crítica (linha A_1), dentro do campo austenita-ferrita, com manutenção pelo tempo suficiente para encharcar toda a carga, conforme é mostrado na figura 12. Em seguida reduz-se a temperatura logo abaixo de linha A_1 onde é mantida durante de 10 à 20 hs. A necessidade de se estabilizar uma grande carga em duas temperaturas diferentes de encharque, promove um aumento significativo no tempo e custo do processo.

A tabela 04 mostra os ciclos de tratamentos intercríticos utilizados por 3 grandes empresas do ramo de fabricação de parafusos:

Tabela 04: Ciclos de tratamentos intercríticos [9].

Empresa	Patamar intercrítico		Patamar subcrítico	
	Temp. (°C)	Tempo (hs)	Temp. (°C)	Tempo (hs)
A	747	6	690	10.5
B	748	6	694	12
C	748	4	690	14

O nível de esferoidização destes ciclos é da ordem de 60 à 80 %. O grau de esferoidização atualmente usado na indústria é avaliado mediante uma estimativa visual num microscópio óptico.

O pensamento lógico acerca do "ciclo intercrítico", envolve a noção que o núcleo esferoidal é formado durante o patamar intercrítico, e que este posteriormente cresce em esferóides maiores com a decomposição da austenita no patamar subcrítico.

No entanto, O'Brien e Hosford [9] comentam que o aquecimento na região intercrítica dissolve a estrutura presente obtida na etapa anterior do processo (laminação a quente) e que o resfriamento lento até abaixo da temperatura crítica inferior (A_1) produz uma perlita grosseira que é esferoidizada muito lentamente. Citam ainda que a transformação da austenita em ferrita e carboneto é relativamente lenta a uma temperatura de

encharcamento de 690°C. Portanto acham inviável o uso deste ciclo de esferoidização.

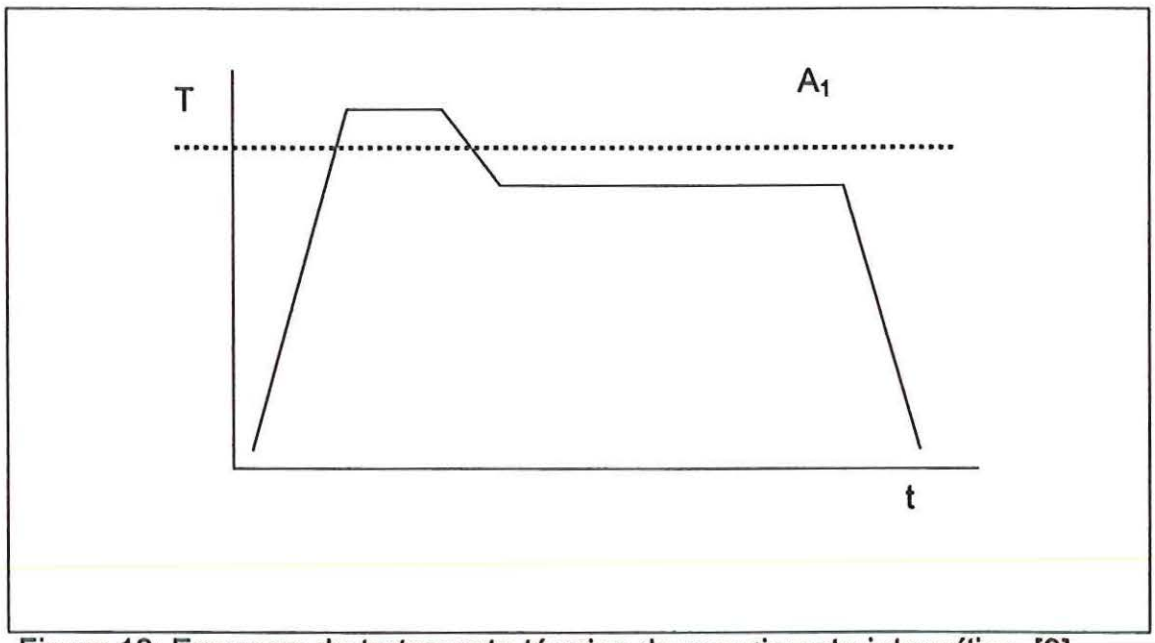

Figura 12: Esquema de tratamento térmico de recozimento intercrítico. [9]

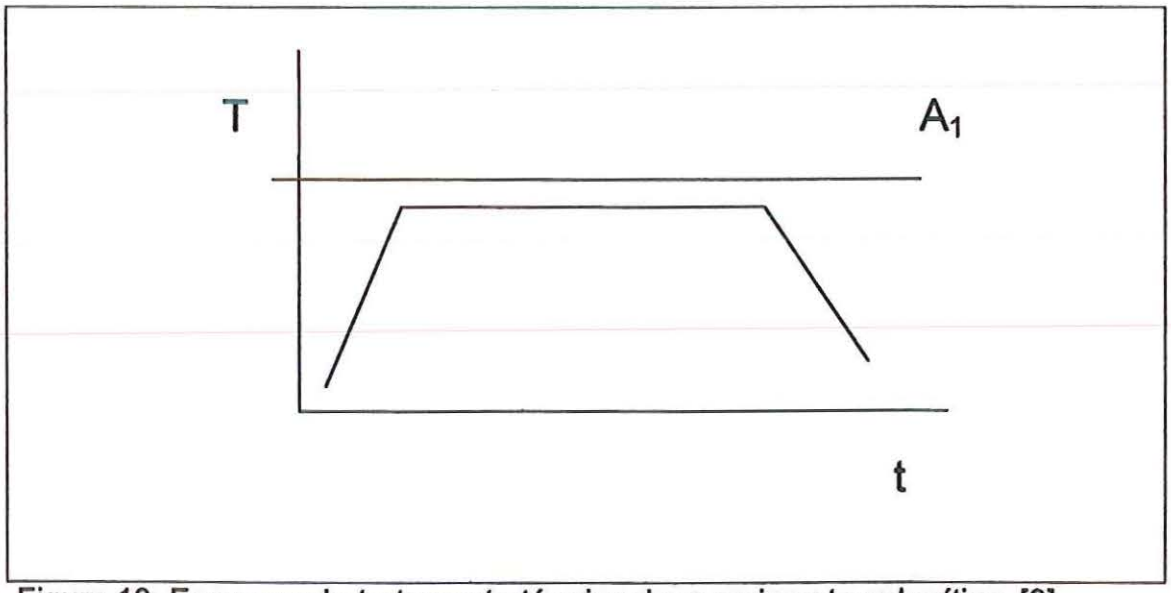

Figura 13: Esquema de tratamento térmico de recozimento subcrítico. [9]

O processo de recozimento subcrítico é conhecido há muito tempo, e consiste em aquecer a carga até uma temperatura logo abaixo da linha crítica A_1, conforme é mostrado na figura 13.

Segundo O'Brien e Hosford [9], a força motriz da esferoidização no processo subcrítico é a redução de interface ferrita-carboneto pela transformação das placas em esferas e a velocidade de esferoidização é inversamente proporcional ao espaçamento entre as lamelas de perlita. No entanto, com a melhoria dos processos de resfriamento, os quais têm permitido obter um resfriamento mais rápido em produtos laminados, produzindo assim uma perlita mais fina, tem-se obtido a partir da mesma uma esferoidização em poucas horas.

Os métodos que têm sido explorados para aumentar a velocidade de esferoidização incluem: deformação suplementar, superesfriamento da austenita e resfriamento muito lento a partir da temperatura intercrítica. Em seu trabalho O'Brien e Hosford [9] concluem que a esferoidização subcrítica apresenta grande vantagem para o caso de arames laminados a quente e cujo processo produz uma perlita fina. Quase que há uma esferoidização total dentro das duas primeiras horas de patamar. O processo intercrítico causa dissolução das perlitas finas iniciais, causando uma posterior precipitação e crescimento de estrutura grosseira, a qual é lenta para esferoidizar. O controle da temperatura no processo intercrítico é importante, uma vez que a velocidade de transformação da austenita próximo de A_1 é muito sensível à temperatura.

Tabela 05: Grau de esferoidização em função do tempo de tratamento [9].

	Tempo (hs)	Número de partículas	% esferoidizada
INTERCRÍTICO	2	155	76
INTERCRÍTICO	32	400	78
SUBCRÍTICO	2	1310	95
SUBCRÍTICO	32	183	95

Composição química

Segundo S. Santos e C. Branco [16], efetua-se um tratamento de recozimento em ferro fundido quando se deseja obter além de um alívio de

tensões, um máximo de ductilidade e uma maior usinabilidade em aplicações onde não se requer uma elevada resistência mecânica. Obtém-se ferrita, com tratamento térmico de recozimento sub-crítico, em decorrência da decomposição da cementita da perlita. No entanto acrescenta que a composição química influi de maneira considerável no tratamento de recozimento. O carbono em teores crescentes, provoca uma diminuição de propriedades mecânicas, como limite de resistência à tração, limite de escoamento, dureza, alongamento e redução de área em ferro fundido nodular.

Explica-se essa diminuição de propriedades pelo aumento da quantidade de grafita presente na estrutura, tanto antes quanto depois do tratamento, pois durante o recozimento tem-se um aumento do volume de grafita presente na estrutura, em decorrência da difusão do carbono na matriz para os nódulos de grafita. O silício, em teores crescentes tem o efeito de aumentar as propriedades mecânicas de resistência pois ele produz um acréscimo de resistência da ferrita através do mecanismo de endurecimento por solução sólida. De modo geral ele aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil em ferros fundidos recozidos e promove uma diminuição do tempo necessário para o recozimento. O manganês e o fósforo devem ser os mais baixos possível quando se quer obter boas propriedades mecânicas após o recozimento de ferros fundidos. Sugiyama et al, estudaram o efeito de teores crescentes de manganês entre 0,20 e 2,20% em ligas com 3,4 e 3,5% C e 2,2 e 2,3%Si , onde concluíram que um aumento do teor de manganês no ferro fundido com grafita esferoidal, provoca uma maior dificuldade na decomposição de carbonetos para tratamentos realizados a 930°C. Reynolds et al, verificaram que teores crescentes de manganês, até 1,0% causavam um aumento na dureza Brinell de ferros fundidos nodulares recozidos, sem que houvesse alteração nos valores do limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e estricção. O cromo e molibdênio, assim como outros elementos formadores de carbonetos, podem agir como estabilizadores dessa fase, requerendo um tempo maior de tratamento de recozimento. O cobre e o níquel, quando presentes em teores maiores que 1,0% nos ferros fundidos nodulares submetidos ao recozimento, tendem a elevar o limite de resistência a tração, o limite de escoamento e a dureza, diminuindo ligeiramente o alongamento.

Estes ainda aumentam a temperatura dúctil-frágil da liga após o tratamento térmico, no entanto esse efeito é menos pronunciado que o do silício.

Segundo Krauss [6], elementos de liga reduzem a taxa de difusão do carbono na ferrita, e consequentemente o processo de esferoidização. Se houver a presença de elementos fortemente formadores de carbonetos, haverá difusão do carbono para formar o carboneto do elemento de liga, reduzindo a taxa de esferoidização.

Segundo o artigo do BCIRA [13], o efeito do carbono na transição dúctil-frágil dos ferros fundidos nodulares é pequena, contudo teores de carbono mais baixos têm os valores de impacto mais elevados. Na prática, a faixa de carbono é mantida entre 3,4 e 3,6%. Se for exigido um ferro fundido nodular com aplicação a baixas temperaturas, é necessário produzir ferros contendo um baixo nível de silício, isto é, na faixa de 1,9 a 2,1%. Isto é particularmente importante para ferros testado a -40°C, contudo um teor de silício um pouco mais elevado, até cerca de 2,25%, pode ser admitido para ferros fundidos nodulares testados a 20°C.

2.2 Obtenção da cementita esferoidizada a partir de uma matriz martensítica

Segundo Krauss [6], a esferoidização é mais rápida se os carbonetos estão inicialmente na forma de pequenas partículas, como na bainita, e igualmente mais rápida, se a microestrutura de partida for martensítica.

Segundo B.A. Londsley e A. Marder [17], o revenimento de aços martensíticos a elevadas temperaturas, superiores a 500°C, e a posterior esferoidização de carbonetos tem sido estudado por vários pesquisadores. A estrutura instável tetragonal de corpo centrado (bct) da martensita transforma-se em ferro cúbico de corpo centrado (bcc) e em carbonetos precipitados, ambos dos quais crescem enquanto o material é mantido em temperatura elevada. A força motriz do crescimento do carboneto é a redução da energia interfacial entre o carboneto e o ferro bcc, o qual é relativamente grande: 0,74

J/m2. Apesar de existir muita pesquisa na literatura sobre o revenimento da martensita, tem havido poucos trabalhos acerca da velocidade de formação dos carbonetos na martensita revenida. A maior parte do esforço acerca da martensita revenida, tem sido nas propriedades mecânicas e em suas relações com o tamanho do carboneto. Poucas investigações sobre a cinética do crescimento ("coarsening"-coalescimento) tem sido dedicado ao Fe_3C no ferro. Bannyh et al [18], encontraram que, a 700°C, a cinética do crescimento para um aço eutetóide obedece uma lei, $r=kt^n$, onde r é o raio do carboneto, t é o tempo de revenimento, k é uma constante, n=1/3 a qual é indicativo do controle da difusão volumétrica. Em temperaturas abaixo de 700°C, as taxas caíram para aproximadamente $t^{1/4}$ à 600°C e $t^{0,18}$ à 500°C, embora a razão deste decréscimo não seja explicada. Notou-se ainda que as partículas de carbonetos cresceram mais rapidamente na região dos contornos de grão da austenita. Vedula e Heckel [19] estudaram o crescimento de carbonetos nas ligas de ferro-carbono (0,24, 0,42 e 0,78%C) e encontraram uma relativa concordância quando "r^3 x tempo" foi plotado para temperaturas entre 594 e 704°C. Murkherjee et al [20] estudou o revenido em aço temperado, contendo 0,2% C e com vários teores de cromo. Novamente, r^3 foi plotado versus o tempo, e um boa concordância foi encontrada para todos os níveis de cromo. Airey et al [21], estudaram o efeito do trabalho a frio no material e encontraram um comportamento $t^{1/3}$ num aço com 0,15 % C, independentemente do trabalho a frio na amostra. Heckel e Degregório [22], encontraram que o crescimento dos carbonetos num aço eutetóide refletiu mais precisamente o controle de difusão na interface, onde o passo determinante da velocidade é a difusão do carbono através da interface ferrita-carboneto. Vários pesquisadores tem notado que os carbonetos tendem a serem encontrados nos contornos de grão. Murkherjere et al [23], observou que todas as partículas de carbonetos estavam associadas ao contorno de grão após 10 horas de revenimento à 700°C. Ainda segundo B.A. Londsley e A. Marder [17], partículas grandes que habitam nos contornos interlamelares crescem às custas das partículas intralamelares, resultando numa dispersão final de partículas de cementita nos contornos interlamelares .

B.A. Londsley e A. Marder [17], concluiram em sua pesquisa acerca da morfologia e cinética da reação de esferoidização, em ligas de ferro carbono, que a morfologia da ferrita em ligas esferoidizadas é determinado previamente pelo tamanho de grão de austenita, o qual depende do teor de carbono e temperatura de austenitização. Durante o revenimento pareceu não ocorrer nenhuma recristalização clássica. A maioria dos carbonetos foram encontrados nos contornos de grão para todas as ligas. A presença de carbonetos dentro dos grãos em menores quantidades que nos contornos de grãos, indicam que estes carbonetos foram dissolvidos às custas do crescimento dos carbonetos dos contornos de grãos. A cinética de formação dos carbonetos é controlada pela equação $d= kt^n$, onde d é o diâmetro do carboneto, t é o tempo de revenimento, k é uma constante, e o expoente n é uma função do mecanismo de controle de crescimento. A 690° C, encontrou-se um n variando de 0,20 a 0,23 para um teor de carbono entre 0,2 a 1,4% C. Estes valores mostram que a cinética de formação é controlada pela difusão de carbono nos contornos de grãos e discordâncias, e é independente do teor de carbono.

2.3 Aceleração do processo de esferoidização

E.A. Chojnowski e W.J. McG. Tegart [24] citam que o recozimento da perlita na faixa de 600 à 725°C produz a formação de uma estrutura contendo ferrita mais cementita esferoidizada e que essa esferoidização ocorre muito lentamente; contudo, ela ocorre exatamente abaixo da temperatura crítica. Tratamentos térmicos para aços especiais têm sido desenvolvidos para acelerar a esferoidização pelo aquecimento e resfriamento alternados do aço. O processo também pode ser acelerado pela aplicação de uma deformação a frio antes do tratamento térmico de recozimento. O tempo requerido para a maioria das esferoidizações completas, depende do grau de deformação à frio e da temperatura de recozimento. A essência do processo é diferente em cada caso uma vez que o mesmo se inicia nas bandas retorcidas nas lamelas de carbonetos e então se espalham para o resto da colônia de perlita e isto significa que a esferoidização se processa heterogeneamente e não homogeneamente como durante o simples recozimento. Uma outra

possibilidade para acelerar o processo de esferoidização da cementita é a aplicação de deformação nos aços, em altas temperaturas. A figura 14, mostra o comportamento da esferoidização, expressa em porcentagem de cementita esferoidizada versus o tempo, para cinco situações distintas.

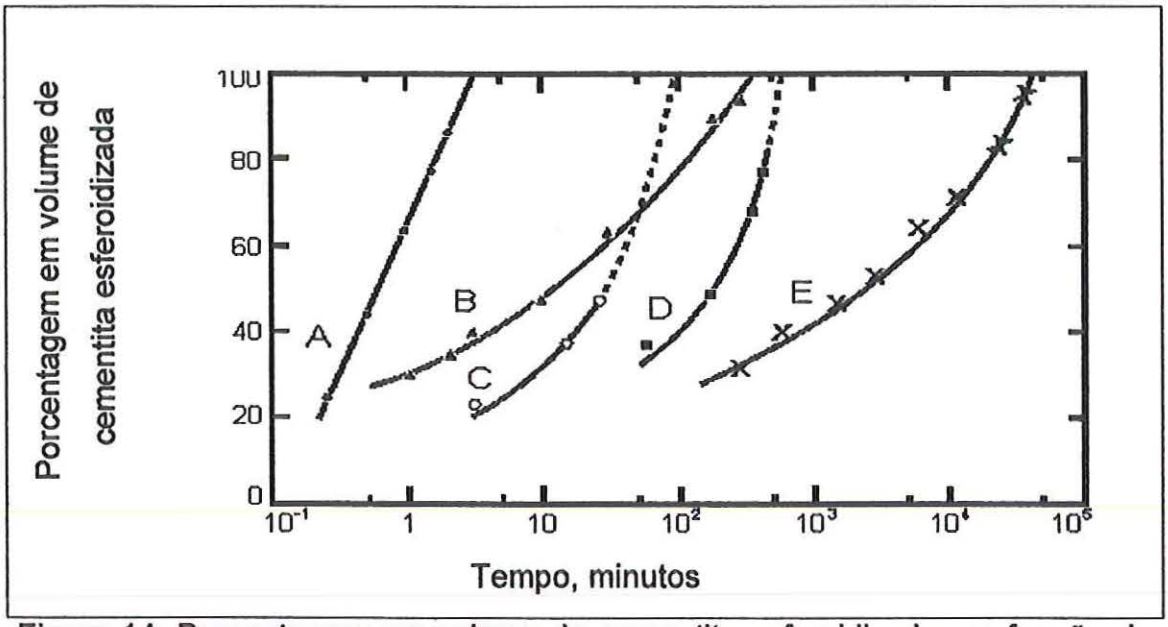

Figura 14: Porcentagem em volume de cementita esferoidizada em função do tempo à 700°C. [24]

(A) Submetido a fadiga à +- 12000 lb/in^2 ;

(B) Recozido após trabalho a frio ; (C) Submetido a torção à ϵ'=0,016 sec^{-1}

(D) Submetido a fadiga à +- 16000 lb/in^2; (E) Tracionado e recozido

J.M. O'brien e W.F. Hosford [9], comentam que a microestrutura do arame laminado a quente, utilizado na fabricação de parafusos, é uma função da prática de laminação e que o tamanho do grão de ferrita e das colônias de perlita são primeiramente determinadas pela temperatura do acabamento a quente no processo de laminação, enquanto que o espaçamento entre as lamelas de cementita da perlita, é determinado pela velocidade de resfriamento posterior ao último rolo do processo de laminação. Citam que além dos meios de deformação suplementares, utilizados no sentidos de acelerar o processo de esferoidização da cementita, inclui-se o super-resfriamento da austenita e o resfriamento muito lento a partir da temperatura intercrítica.

Para o presente trabalho, em se tratando de ferro fundido nodular, não será utilizado nenhum meio de deformação suplementar para auxiliar a aceleração do processo de esferoidização.

Segundo Krauss [6], existem muitos tratamentos térmicos que permitem produzir microestruturas esferoidizadas, no entanto a mais lenta está associada com a microestrutura perlítica, principalmente aquela com espaçamento lamelar grosso. A figura 15 mostra a porcentagem de carbonetos que foram esferoidizados em perlita fina, média e grossa, as quais foram produzidas por transformação isotérmica de um aço com 0,74%C e 0,71%Si, entre 580 e 700°C, seguido de um recozimento a 700°C. Centenas de horas foram necessárias para esferoidizar a microestrutura perlítica. Observa-se que a esferoidização é mais rápida quando a perlita é fina e mais lenta quando ela é grossa. A esferoidização é mais rápida se os carbonetos estão inicialmente na forma de pequenas partículas, como na bainita, e igualmente mais rápida, se a microestrutura de partida for martensítica. A esferoidização de microestrutura martensítica é mais freqüentemente obtida em aço ferramenta de alta liga, os quais formam martensita no resfriamento ao ar como é mostrado na figura 16, que apresenta um esquema de um ciclo de tratamento térmico para esferoidização em um aço temperável ao ar, onde primeiro é formada a martensita e posteriormente ela é revenida com o intuito de promover uma estrutura esferoidizada.

O objetivo do presente trabalho, consistiu na obtenção de ferros fundidos nodulares, a serem utilizados na fabricação de eixos, com as seguintes características mecânicas após os tratamentos térmicos adequados: limites de resistência à tração e escoamento mínimos de 700 N/mm^2 e 450 N/mm^2 respectivamente, alongamento mínimo de 5% e dureza entre 235 à 285 HB.

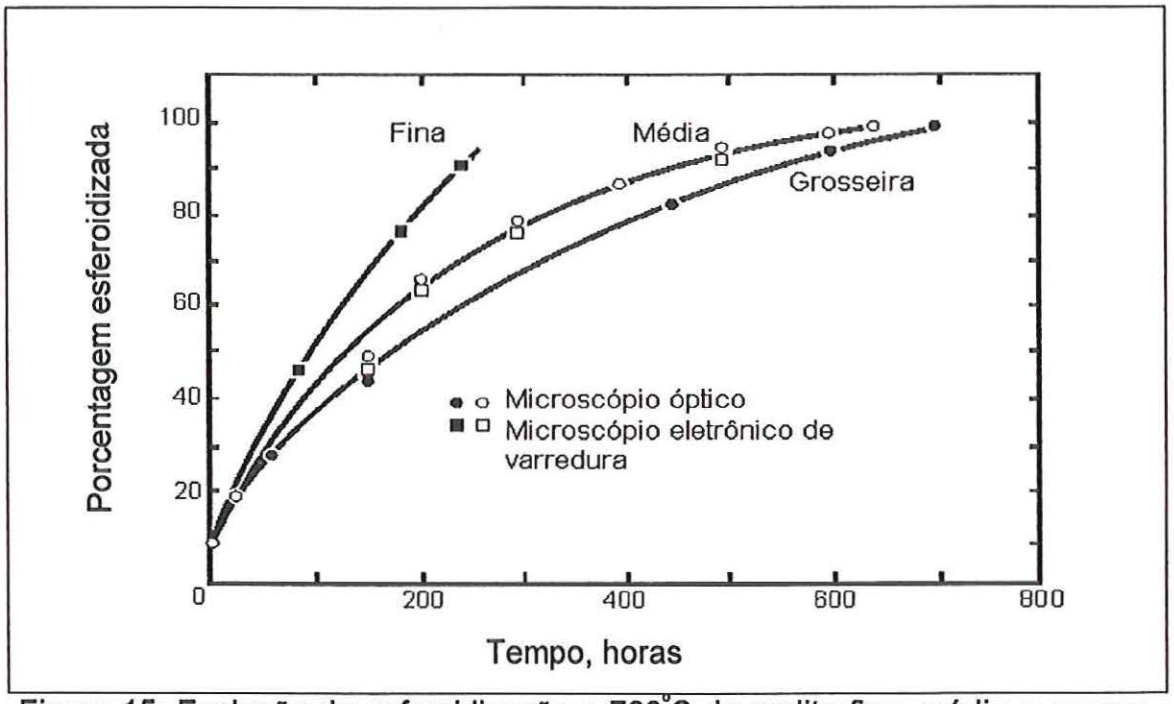

Figura 15: Evolução da esferoidização a 700°C da perlita fina, média e grossa, num aço contendo 0,74% C e 0,71% Si. [25]

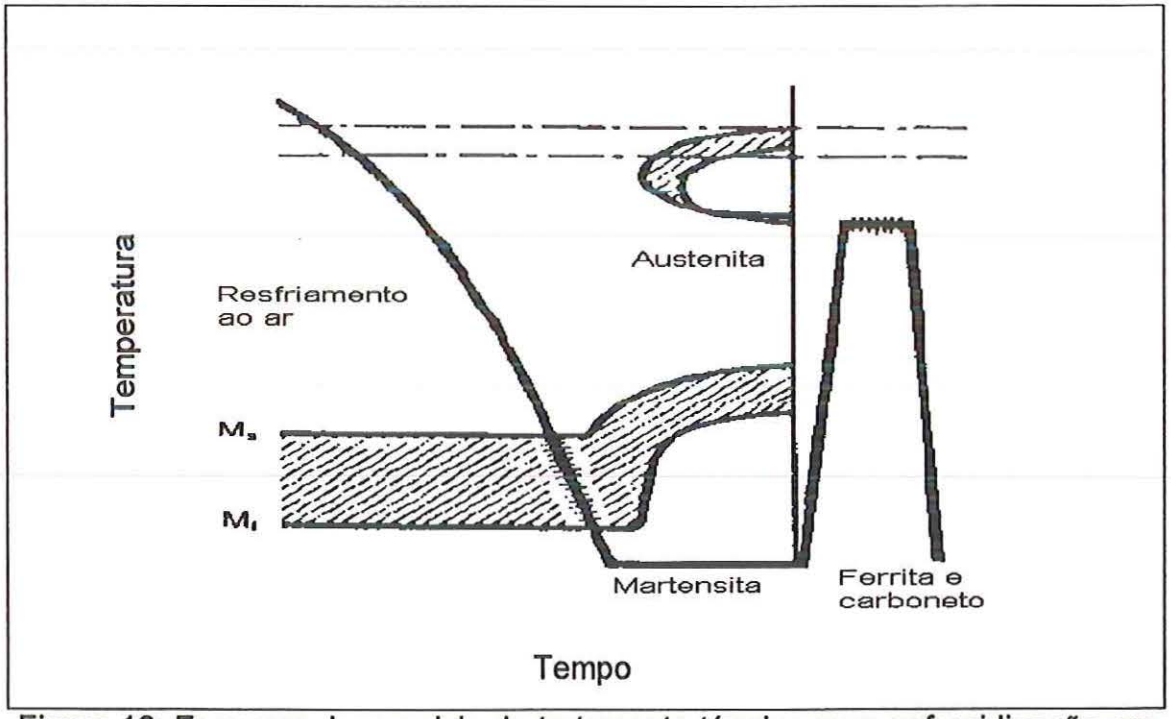

Figura 16: Esquema de um ciclo de tratamento térmico para esferoidização em um aço temperável ao ar. Martensita forma-se primeiro e então é revenida perto de Ac1 para produzir uma estrutura esferoidizada. [25]

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiais utilizados na carga

A composição nominal da carga utilizada no forno foi de 65% de ferro gusa (p/ nodular), 5% de sucata de aço carbono (1010), 25% de retorno de ferro fundido nodular GGG 40 e 5 % de carburante.

3.2 Fusão da carga

A liga utilizada nos corpos de prova foi obtida por fusão em forno elétrico de indução à cadinho com capacidade 1t, sem atmosfera controlada, com refratário silicoso.

A nodularização da liga foi feita durante a transferência do metal líquido do forno para a panela de reação. A panela de reação é do tipo "sandwich". Usou-se 2,0 % de liga nodulizante (LIGA 4 - Italmagnésio). A mesma foi colocada no compartimento do fundo da panela, socada para dar mais adensamento, depois foi feita cobertura com sucata fina de aço carbono e socado novamente. A inoculação da liga foi feita na transferência do metal da panela de reação para a panela de vazamento. Usamos 0,5 % de inoculante (IM 75-B - Italmagnésio). A panela de vazamento é do tipo "bico de chaleira". O metal líquido foi pré-aquecido até 1530 °C e mantido por 15 minutos.

3.3 Moldagem do corpo de prova

O material para a confecção dos corpos de prova foi obtido por vazamento em moldes em areia confeccionados no processo cura-frio. Utilizou-se uma resina fenólica-uretânica, de nome comercial "pep-set". A mistura de areia foi preparada num misturador contínuo de alta rotação. Utilizou-se 100% de areia nova na mistura. Os moldes foram confeccionadas por processo de moldagem manual e não foram pintados. Após a cura e estripagem do modelo, foi feita a identificação numérica seqüencial dos moldes e em seguida uma limpeza com ar comprimido. Os moldes foram então fechados com papel para

evitar a introdução de sujeira no manuseio e estocagem até que o metal líquido fosse vazado nos mesmos.

3.4 Vazamento

O metal líquido foi aquecido até 1580°C e transferido para a panela de reação e depois para a de vazamento. Foi feito limpeza do metal com uma escumadeira nas duas panelas. Antes de vazar o metal no molde do corpo de prova, foi lingotado uma porção de metal equivalente ao volume do sifão da panela de vazamento para assegurar um metal mais limpo e homogêneo. A temperatura de vazamento foi de 1420°C. O tempo decorrido entre a reação e o último molde vazado foi de 7 minutos. O tempo decorrido entre o primeiro e o último molde vazado foi de 5 minutos. Não foi observada perda de eficiência do inoculante em função do tempo decorrido entre o vazamento do primeiro e último corpo de prova. O número de nódulos se manteve constante. Fundiu-se 40 corpos de prova.

3.5 Análise química

A composição química do metal foi determinada utilizando-se um espectrômetro de emissão óptica, fabricado pela ARL, modelo 3460. A freqüência de aferição é anual. A aferição foi feita pela DAC.A montagem da curva do equipamento foi feita a partir de um padrão primário francês - MRDF.

Foi utilizado um padrão secundário BAS para calibração antes da queima da moeda para determinação das análises em marcha e final.

3.6 Composição química da liga selecionada

A composição química nominal escolhida para os corpos de prova está mostrada na tabela 06.

3.7 Resfriamento, jateamento e corte dos corpos de prova

Após o resfriamento ao ar calmo, os corpos de prova foram jateados com granalha de aço carbono e cortados com maçarico. Verificou-se que o corte com maçarico, não interferiu negativamente no corpo de prova.

Tabela 06: Composição química nominal da liga selecionada.

Elemento	% em peso	
	MÍN	MÁX
C	3,45	3,55
Si	2,75	2,85
Mn	0,40	0,50
P		0,080
S		0,010
Ni		0,600
Cu		1,50
Mg	0,040	0,070
CE		4,50

3.8 Dimensões do corpo de prova bruto

Utilizou-se um corpo de prova segundo as dimensões da norma DIN1693 (Bild 3, Y-Probestück, número Y2).

3.9 Tratamentos térmicos preliminares

Os tratamentos térmicos, inicialmente foram efetuados em corpos de prova obtidos do fundido, com o objetivo de se obter dados preliminares de dureza e exames metalográficos que permitissem a detecção das condições mais adequadas para se chegar aos resultados desejados. Um esquema dos tratamentos térmicos preliminares são mostrados na tabela 07.

O estudo no sentido de obter o alongamento desejado sem redução acentuada das demais propriedades levou a considerar algumas alternativas. A primeira alternativa foi partir de um ferro fundido nodular perlítico bruto de fusão, cujas lamelas de perlita são grosseiras. A segunda alternativa foi partir de um ferro fundido nodular perlítico obtido após tratamento térmico, cujas lamelas são mais finas e homogêneas. A terceira alternativa foi partir de um ferro fundido nodular com estrutura martensítica.

A partir desses três materiais, aplicou-se um tratamento térmico de recozimento para o dois primeiros casos e revenimento para o terceiro, com o intuito de se obter cementita esferoidizada, numa matriz de alta resistência, combinando assim resistência e alongamento.

Na primeira alternativa (tratamentos térmicos de número TT1, TT2 e TT3) partiu-se de um material perlítico bruto de fusão, onde os corpos de prova foram submetidos a um recozimento para esferoidização sendo mantidos numa temperatura de patamar de 700°C durante 2, 3 e 4 horas respectivamente, conforme é mostrado na tabela 07, e em seguida foi resfriado em ar calmo.

Na segunda alternativa (tratamentos térmicos de número TT8, TT9 e TT10), fez-se previamente um tratamento de normalização no corpo de prova bruto de fusão, a 860°C, seguindo-se de um resfriamento em ar calmo. Posteriormente aplicou-se um tratamento de recozimento para esferoidização na temperatura de 700°C por um tempo de 2, 3 e 4 horas, respectivamente, conforme é mostrado na tabela 07, e em seguida foram resfriados em ar calmo.

Na terceira alternativa (tratamentos térmicos número TT17, TT18 e TT19) fez-se previamente uma têmpera no corpo de prova bruto de fusão, a 860°C com um resfriamento em óleo.

Posteriormente à têmpera, aplicou-se um tratamento de revenimento para esferoidização colocando-se os corpos de prova a uma temperatura de 700°C por um tempo de 2, 3 e 4 horas respectivamente, conforme é mostrado na tabela 07, e em seguida foi resfriado ao ar calmo.

O objetivo dos tratamentos térmicos foi a obtenção de uma matriz contínua de ferrita com partículas de cementita na forma de esferóides e dispersas na ferrita. Baseado na descrição de Callister [3], conclui-se que a matriz contínua de ferrita, que é a fase dúctil, seria reforçada pelos esferóides de cementita, causando um reforço, em menor grau em relação ao reforço na perlita, e combinando resistência com alongamento. Os tratamentos que se adequaram a esses resultados foram posteriormente realizados nos corpos de prova para ensaios de tração.

3.10 Tratamentos térmicos finais

Decorrente dos resultados dos ensaios preliminares de dureza e metalografia, ampliou-se a gama de tratamentos térmicos, realizando outros ciclos complementares de tratamentos. A totalidade dos tratamentos térmicos realizados (preliminares e finais) está presente na tabela 08, e somam 19 tratamentos térmicos (do TT1 ao TT19).

Os valores de dureza e metalografia serviram de orientação para a escolha dos melhores testes onde seriam realizados os ensaios de tração para a obtenção dos limites de resistência, escoamento e alongamento.

EESC-USP Biblioteca Campus de S. Carlos

Tabela 07: Esquema geral de tratamentos térmicos preliminares

	1ª. Etapa ⇒	2ª. Etapa ⇒	3ª. Etapa		
1ª. alternativa	BRUTO	BRUTO	**TT1** RECOZIDO 2hs,700°C ar	**TT2** RECOZIDO 3hs, 700°C ar	**TT3** RECOZIDO 4hs, 700°C ar
2ª. alternativa	BRUTO	**TT4** NORMALIZADO 3hs, 860°C ar	**TT8** RECOZIDO 2hs,700°C ar	**TT9** RECOZIDO 3hs, 700°C ar	**TT10** RECOZIDO 4hs, 700°C ar
3ª. alternativa	BRUTO	**TT13** TEMPERADO 3hs, 860°C óleo	**TT17** REVENIDO 2hs, 700°C ar	**TT18** REVENIDO 3hs, 700°C ar	**TT19** REVENIDO4h s, 700°C ar

Tabela 08: Esquema geral de tratamentos térmicos finais.

	1ª. Etapa ⇒	2ª. Etapa ⇒	3ª. Etapa								
1ª. alternativa	BRUTO	BRUTO					TT1 RECOZIDO 2hs,700°C ar	TT2 RECOZIDO 3hs, 700°C ar	TT3 RECOZIDO 4hs, 700°C ar		
2ª. alternativa	BRUTO	TT4 NORMALIZADO 3hs, 860°C ar	TT5 RECOZIDO 30 min 700°C	TT6 RECOZIDO 60 min 700°C	TT7 RECOZIDO 90 min 700°C	TT8 RECOZIDO 2hs,700°C ar	TT9 RECOZIDO 3hs, 700°C ar	TT10 RECOZIDO 4hs, 700°C ar	TT11 RECOZIDO 24hs,700°C ar	TT12 RECOZIDO 48hs,700°C ar	
3ª. alternativa	BRUTO	TT13 TEMPERADO 3hs, 860°C óleo	TT14 REVENIDO 30 min 700°C, ar	TT15 REVENIDO 60 min 700°C, ar	TT16 REVENIDO 90 min 700°C,ar	TT17 REVENIDO 2hs, 700°C ar	TT18 REVENIDO 3hs, 700°C ar	TT19 REVENIDO4h s, 700°C ar			

3.11 Ensaios de dureza

3.11.1 Equipamento

As amostras utilizadas para os ensaios de dureza foram cortadas em CUT-OFF utilizando disco abrasivo e refrigerados com água. As amostras foram devidamente posicionadas para permitir um corte transversal que mantivesse paralelas as faces de apoio e medição. Utilizou-se um equipamento fabricado pela Pruf. Unid. Mess. MFL, modelo KBV. A freqüência de aferição é anual sendo feita pela Dinatest.

Utilizou-se uma esfera de 10 mm e carga de 29,4 KN. Realizou-se no mínimo três medições em cada corpo de prova .

3.12 Ensaios de tração

3.12.1 Equipamento

Os ensaios de tração foram realizados no Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S/A. Máquina utilizada: MEU-03, micrômetro: MIC-02. Norma utilizada: 6152/1992.

3.12.2 Dimensões do corpo de prova usinado

Utilizou-se um corpo de prova usinado segundo a norma ASTM E8 - standart especimen [26], rosca M18, passo 1,5 mm, em um corpo de prova cilíndrico com extremidade roscada e diâmetro do eixo de 12,5 mm. O alongamento foi medido numa extensão de 50,0 mm.

3.13 Metalografia

3.13.1 Corte das amostras

Após realizados os tratamentos, os corpos de prova foram cortados num CUT-OFF utilizando-se disco abrasivo refrigerado com água.

3.13.2 Embutimento

As amostras utilizadas foram embutidas em resina poliéster para facilitar o manuseio durante o lixamento, polimento, ataque químico e análise ao microscópio.

A resina utilizada tem a seguinte composição:

a) 5 gotas de P>M>E>C> (Peróxido de Metil Etil Cetona - Reforplás);

b) 20 g de resina poliéster T-208 (Difibra);

b) 1 gota de acelerador D.M.A. (Reforplás);

c) 3 ml de monômero de estireno - diluente - (Difibra).

3.13.3 Lixamento

As amostras foram lixadas usando uma seqüência de lixas na seguinte ordem:

80 ⇒ 220 ⇒ 320 ⇒ 400 ⇒ 600

3.13.4 Polimento

As amostras foram polidas utilizando-se a seguinte seqüência de abrasivos:

a) Óxido de cromo 10 μm;

b) Diamante 6 μm;

c) Diamante 3 μm;

d) Diamante 1 μm; e

e) Diamante 1/4 μm.

Entre cada polimento foi feita uma limpeza da superfície dos corpos de prova utilizando-se água corrente e álcool, seguidas de secagem com ar quente.

3.13.5 Ataque químico

As amostras foram submetidas ao ataque químico com uma solução de Nital 2%, contendo a seguinte composição: 2% de ácido nítrico e 98% de etanol.

Utilizou-se a norma ASTM E 562 [27] para a contagem das fases.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise química

Os resultados da análise química final são mostrados na tabela 09:

Tabela 09: Análise química da liga.

Elemento	% em peso		
	Especificado		Encontrado
	MIN	MÁX	
C	3,45	3,55	3,50
Si	2,75	2,85	2,83
Mn	0,40	0,50	0,41
P		0,080	0,078
S		0,010	0,008
Ni		0,600	0,553
Cu		1,50	1,010
Mg	0,040	0,070	0,065
CE		4,50	4,44

Os resultados obtidos estão dentro da faixa estabelecida na tabela 06.

4.2 Dureza

Com o intuito de permitir uma visualização geral e compreensão da evolução do presente trabalho, foi elaborado um esquema mostrando os valores de dureza em cada etapa do ciclo de tratamento térmico, numa forma ordenada conforme mostra a tabela 12.

Os resultados obtidos na primeira alternativa, ou seja, aplicação de um tratamento térmico de recozimento sobre um material bruto de fusão, mostrados na tabela 12, apresentaram para o material bruto de fusão original, uma dureza de 299HB, portanto fora da faixa objetivada, ou seja, entre 235 a 285 HB. Dentre os tratamentos térmicos de recozimento, números TT1, TT2 e

TT3, o tratamento "TT1" apresentou dureza de 276 HB e se encontra dentro da faixa objetivada. Observa-se que a dureza mostra uma queda acentuada entre os três tratamentos na medida em que aumenta o tempo de permanência na temperatura. Do TT1 para o TT2 e deste para o TT3, a dureza reduziu cerca de 17,0% e 10,0% respectivamente, para um acréscimo de uma hora de patamar entre cada tratamento.

Os resultados obtidos na segunda alternativa, ou seja, aplicação de um tratamento térmico de recozimento sobre uma material normalizado, apresentou uma dureza no normalizado de 315 HB, portanto fora da faixa objetivada. Dentre os tratamentos térmicos de recozimento, os de número TT6 até o TT10, apresentaram dureza dentro do objetivado, ou seja, entre 235 a 285 HB. Na medida em que aumenta o tempo de permanência no patamar, observa-se que a dureza mostra uma queda lenta, para os tratamentos de recozimento TT5 até o TT12. A maior queda foi de 4,7% no acréscimo de uma hora de patamar.

Os resultados obtidos na terceira alternativa, ou seja, aplicação de um tratamento térmico de revenimento sobre uma material temperado, apresentaram o tratamento TT13 produzindo a dureza dentro da faixa objetivada, e este ocorreu com o menor tempo da terceira etapa do ciclo, com apenas 30 minutos de patamar alcançou 246 HB. Dentre os tratamentos térmicos de revenimento, a maior queda de dureza ocorreu entre os tratamentos TT14 e TT15 e deste para o TT16, onde apresentaram uma redução de dureza de 12,2% e 5,6% respectivamente, e manteve-se constante a partir de 90 minutos até 4 hs de patamar. Dentre as três alternativas, esta alcançou a dureza objetivada com o menor tempo. Com isto, comprova-se o comportamento previsto por Krauss [6] quando diz no capítulo 2.2 que a esferoidização é mais rápida se a microestrutura de partida for martensítica.

A justificativa desta maior rapidez está ligada ao fato da distribuição do carbono na martensita ser mais uniforme que na perlita.

Tabela 10: Esquema geral de resultados de durezas.

	1ª. Etapa ⇒	2ª. Etapa ⇒	3ª. Etapa								
1ª. alternativa					TT1	TT2	TT3				
	BRUTO	BRUTO			RECOZIDO 2hs,700°C ar	RECOZIDO 3hs, 700°C ar	RECOZIDO 4hs, 700°C ar				
	299 HB	299 HB			276 HB	229 HB	205 HB				
2ª. alternativa		TT4	TT5	TT6	TT7	TT8	TT9	TT10	TT11	TT12	
	BRUTO	NORMALIZADO 3hs, 860°C ar	RECOZIDO 30 min 700°C	RECOZIDO 60 min 700°C	RECOZIDO 90 min 700°C	RECOZIDO 2hs,700°C ar	RECOZIDO 3hs, 700°C ar	RECOZIDO 4hs, 700°C ar	RECOZIDO 24hs,700°C ar	RECOZIDO 48hs,700°C ar	
	299 HB	315 HB	290 HB	283 HB	277 HB	277 HB	275 HB	262 HB	183 HB	174 HB	
3ª. alternativa		TT13	TT14	TT15	TT16	TT17	TT18	TT19			
	BRUTO	TEMPERADO 3hs, 860°C óleo	REVENIDO 30 min 700°C, ar	REVENIDO 60 min 700°C, ar	REVENIDO 90 min 700°C,ar	REVENIDO 2hs, 700°C ar	REVENIDO 3hs, 700°C ar	REVENIDO4h s, 700°C ar			
	299 HB	625 HB	246 HB	216 HB	204 HB	204 HB	200 HB	202 HB			

4.3 Metalografia

Para os resultados dos exames metalográficos obtidos, também foi elaborado um esquema geral mostrando as microestruturas de cada etapa do ciclo de tratamento térmico, numa forma ordenada conforme mostra a figura 17.

A microestrutura do material bruto de fusão é mostrada nas figuras 18 e 19, e consiste de nódulos de grafita sobre uma matriz predominantemente perlítica. A matriz apresenta 94% de perlita e 6% de ferrita.

As microestruturas obtidas na primeira alternativa, onde se aplicou um tratamento térmico de recozimento diretamente sobre o material bruto de fusão, apresentaram para os três tratamentos, TT1, TT2 e TT3, a presença de nódulos de grafita sobre uma matriz perlítica-ferrítica conforme mostram as figuras 20, 21 e 22 respectivamente. As matrizes apresentam cerca de 60% de perlita e 40% de ferrita. Observa-se nas regiões de perlita, lamelas contínuas de cementita e também lamelas quebradas, interrompidas, denotando a ocorrência do processo de esferoidização. Observa-se que todos os nódulos de grafita estão envoltos pela ferrita, e a perlita se concentra nos contornos das células. Embora a matriz seja perlítica, em algumas regiões a ferrita se torna uma fase contínua.

As microestruturas obtidas na segunda alternativa, apresentaram inicialmente um material normalizado conforme TT4, mostrado na figura 23, contendo uma microestrutura com nódulos de grafita sobre uma matriz perlítica. Sobre esse material aplicaram-se os tratamentos de recozimento TT5 ao TT12. As microestruturas dos tratamentos TT5, TT6 e TT7, com tempos de patamar de até 90 minutos, mantiveram uma microestrutura de nódulos de grafita sobre uma matriz perlítica, contendo traços de ferrita na matriz.

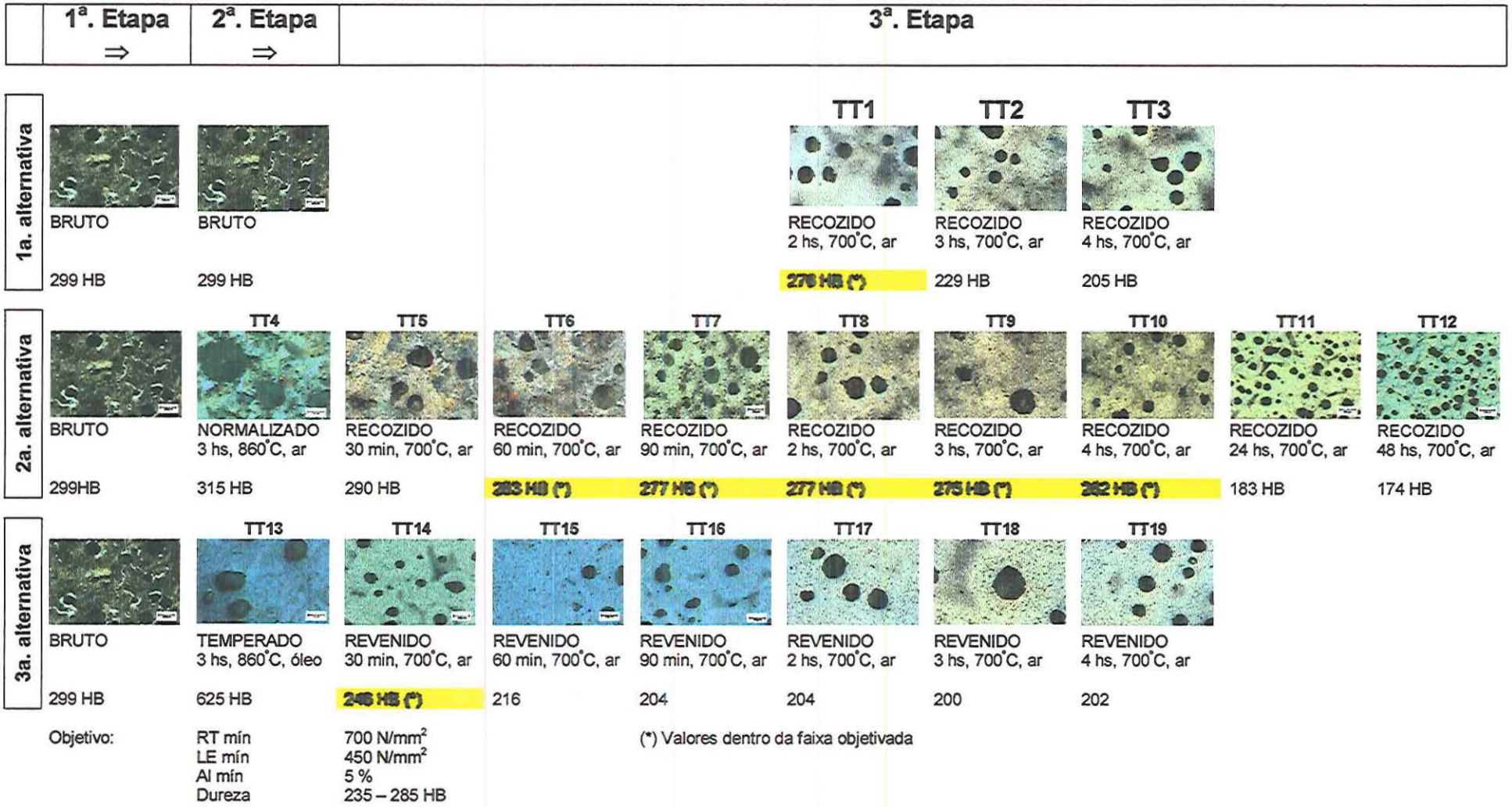

Figura 17: Esquema geral de resultados de durezas e microestruturas.

Observa-se que a cementita da perlita, apresenta-se ainda com aspecto lamelar conforme mostram as figuras 24, 25 , 26 e 27. A partir de 2 horas de patamar, conforme os tratamentos TT8, TT9 e TT10, a cementita da perlita se apresenta tanto com resquícios de lamelas como quebrada, interrompida, denotando a ocorrência mais acentuada do processo de esferoidização, conforme mostram as figuras 28, 29 e 30.

Lembrando que Werner [14] descreve que o tempo total de desintegração da cementita lamelar até se transformar em glóbulos é t_e o qual compreende a somatória dos tempos para a transformação das lamelas em tiras, das tiras em bastões e dos bastões em esferas e os tempos totais por ele apresentados na tabela 02 variam de 44 até 78 horas. Decidiu-se então, submeter os corpos de prova a tempos de 24 e 48 horas para a segunda alternativa onde o recozimento é aplicado sobre um material normalizado. Para os tempos de 24 e 48 horas, a microestrutura mostra nódulos de grafita sobre uma matriz ferrítica. A cementita se dissolveu quase que por completo. Para o tratamento TT11, com 24 horas de patamar, se observa uma matriz composta de 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada, conforme mostram as figuras 31, 32 e 33. A cementita remanescente do processo, se concentra nos contornos das células. Para o tratamento TT12, com 48 horas de patamar, se observa uma matriz essencialmente ferrítica conforme mostram as figuras 34 e 35.

A figura 36, apresenta uma microestrutura do corpo de prova do TT8, com aumento de 7000 vezes, feita num microscópio eletrônico de varredura (MEV), onde aparecem áreas de cementita lamelar, fragmentada e esferoidizada.

As microestruturas obtidas na terceira alternativa, apresentaram inicialmente um material temperado conforme TT13, mostrado nas figuras 37 e 38, contendo uma microestrutura com nódulos de grafita sobre uma matriz martensítica. Sobre esse material aplicaram-se os tratamentos de revenimento TT14 ao TT19, conforme mostram as figuras 39 a 47. Deve-se salientar que com apenas 30 minutos de patamar, TT14, a martensita revenida se

transformou em cementita esferoidizada sobre uma matriz ferrítica, é um processo muito rápido. No entanto, na observação sem ataque com nital, observou-se a formação de grafita secundária dispersa por toda a matriz.

Observa-se que os tempos indicados para a esferoidização dos aços são longos quando comparados aos tempos obtidos para o ferro fundido nodular do presente trabalho. Um resumo desses tempos é mostrado na tabela 11 e 12.

Tabela 11: Resumo dos tempos de esferoidização

Item	Material		C	Si	Mn	Ni	Cu	AR	T°C	t_e hs	%E	Ref	Tab
I	Modelo de Werner									**44**		[14]	2
II	Aço		0,74	O,71	O,03			5:1	700	**50**	26,0	[5]	
III	Aço		0,74	O,71	O,03			5:1	700	**150**	40,9	[5]	
IV	Aço		0,74	O,71	O,03			5:1	700	**450**	80,0	[5]	
V	Aço	En42	0,78	0,18	0,044	0,07	0,11	5:1	700	**200**	71	[24]	
VI	Aço	AISI 1541	0,37	0,17	1,31			3:1	704	**2**	95	[9]	5
VII	Ferro fundido Nodular		3,50	2,83	0,41	0,553	1,010		700	**2**		3.6	6

Tabela 12: Material de partida utilizado no tratamento térmico para esferoidização da cementita.

Iten	Material de partida para o tratamento de esferoidização
I	Perlita (modelo teórico).
II, III, IV	Fundido em lingotes, usinado, extrudado a quente e austenitizado com o objetivo de obter diferentes espaçamentos lamelares na perlita.
V	Perlita, obtida por tratamento térmico (800°C, 3 hs, resfriado no forno).
VI	Perlita obtida na etapa de laminação a quente.
VII	Perlita obtido por tratamento térmico de normalização (860°C, 3 hs, resfriado ao ar).

Onde:

[AR] "Aspect-ratio", fator de forma.

[T°C] Temperatura do recozimento para esferoidização.

[t_e hs] Tempo, em horas, para a esferoidização.

[%E] Grau de esferoidização obtido, em porcentagem.

[Ref] Referência bibliográfica.

[Tab] Tabela onde a informação foi citada.

Em aços, o único tempo de esferoidização mais próximo do ferro fundido nodular do presente trabalho, é o descrito no item VI. No entanto, utilizou-se um material de partida obtido por laminação a quente, onde esse processo de conformação é acelerador do processo de esferoidização, conforme citado no capítulo 2.3 deste trabalho.

Uma diferença evidente entre os aços e o ferro fundido nodular do presente trabalho, está no alto teor de Si e C do nodular. É possível que o alto teor de silício influencie a atividade do carbono, favorecendo a sua migração no sentido de facilitar a desagregação das lamelas de cementita, promovendo a esferoidização da mesma. Contudo, a comprovação dessa possibilidade só poderá ser realizada variando-se o teor de silício em ferros fundidos nodulares e observando-se o efeito dessa variação na esferoidização.

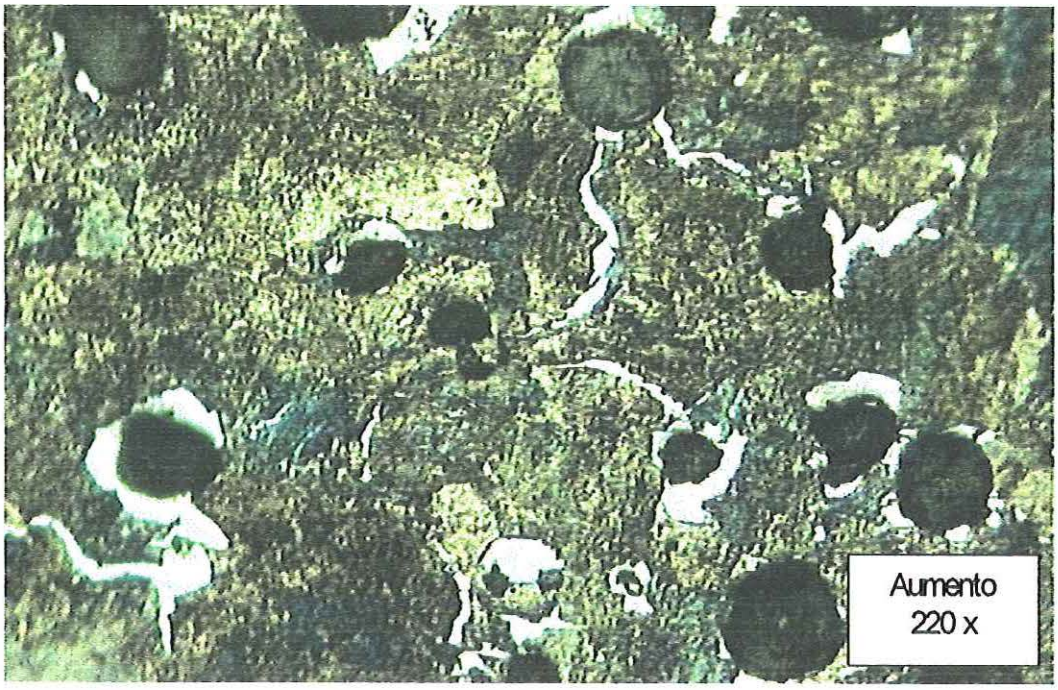

Figura 18: Metalografia do material no estado **bruto de fusão**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita em uma matriz com 94% de perlita e 6% de ferrita.

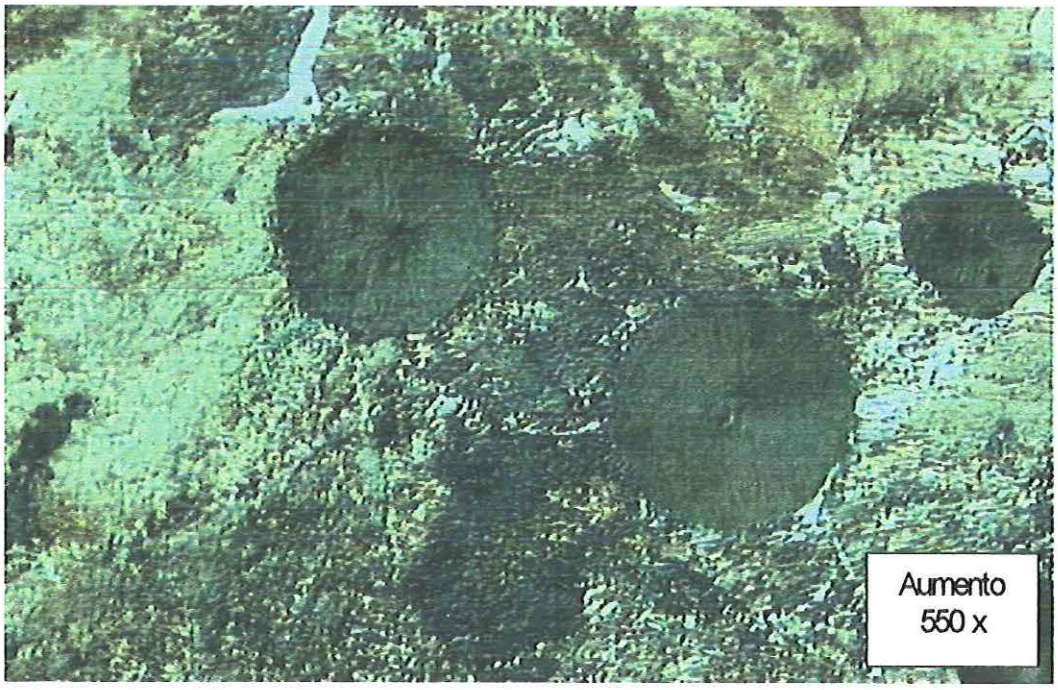

Figura 19: Metalografia do material no estado **bruto de fusão**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita em uma matriz com 94% de perlita e 6% de ferrita.

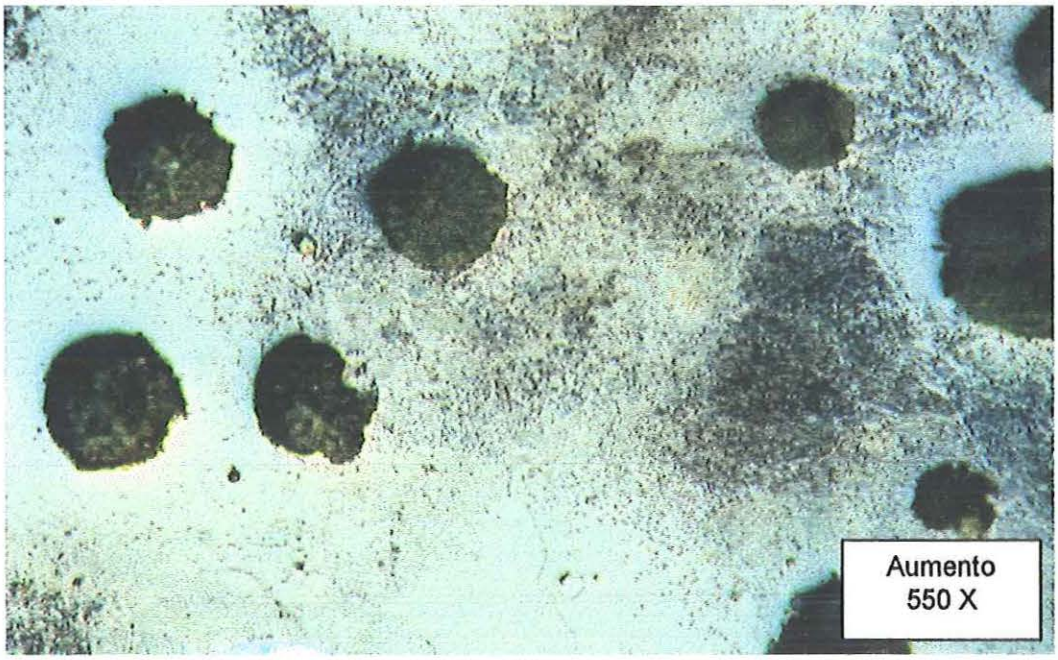

Figura 20: Metalografia do material com tratamento térmico **TT1**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita circundados por ferrita em uma matriz perlítica.

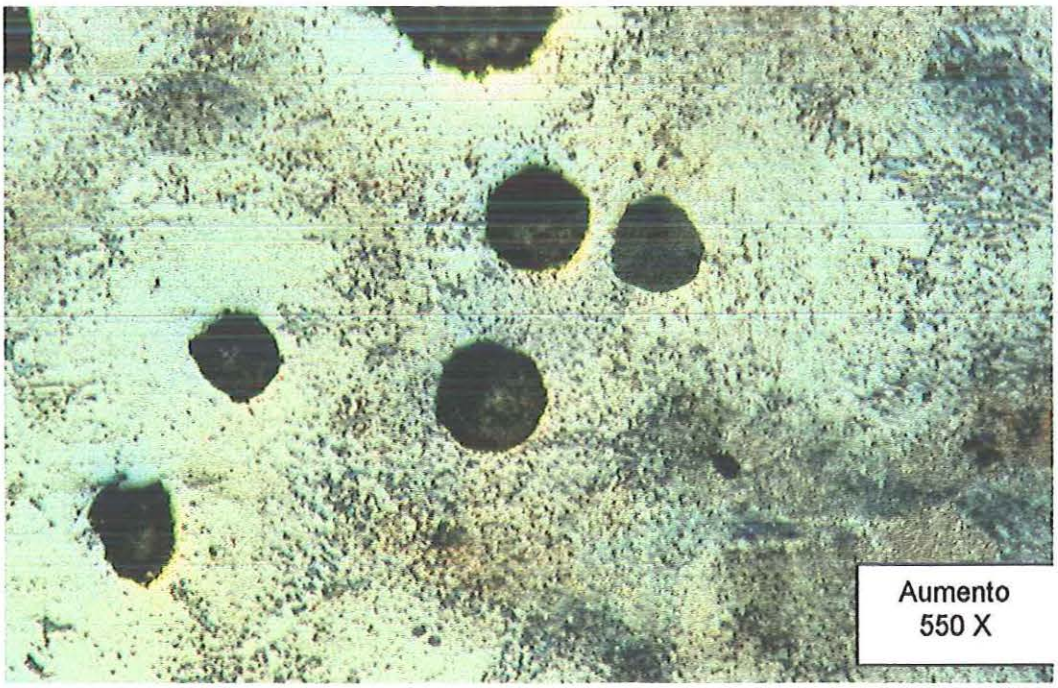

Figura 21: Metalografia do material com tratamento térmico **TT2**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita circundados por ferrita em uma matriz perlítica.

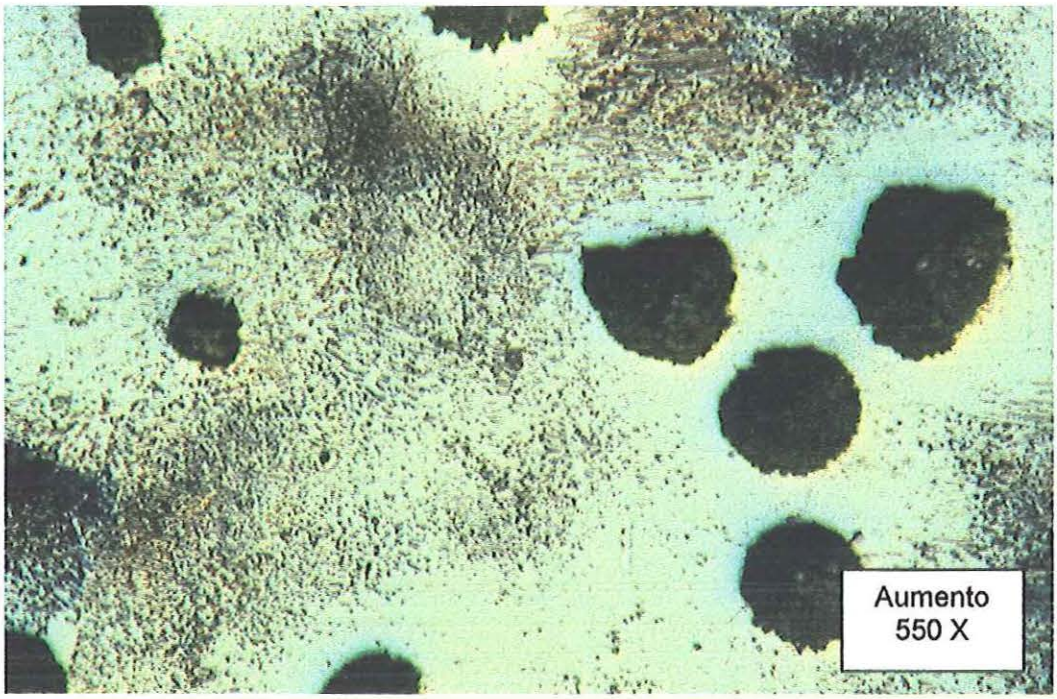

Figura 22: Metalografia do material com tratamento térmico **TT3**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita circundados por ferrita em uma matriz perlítica.

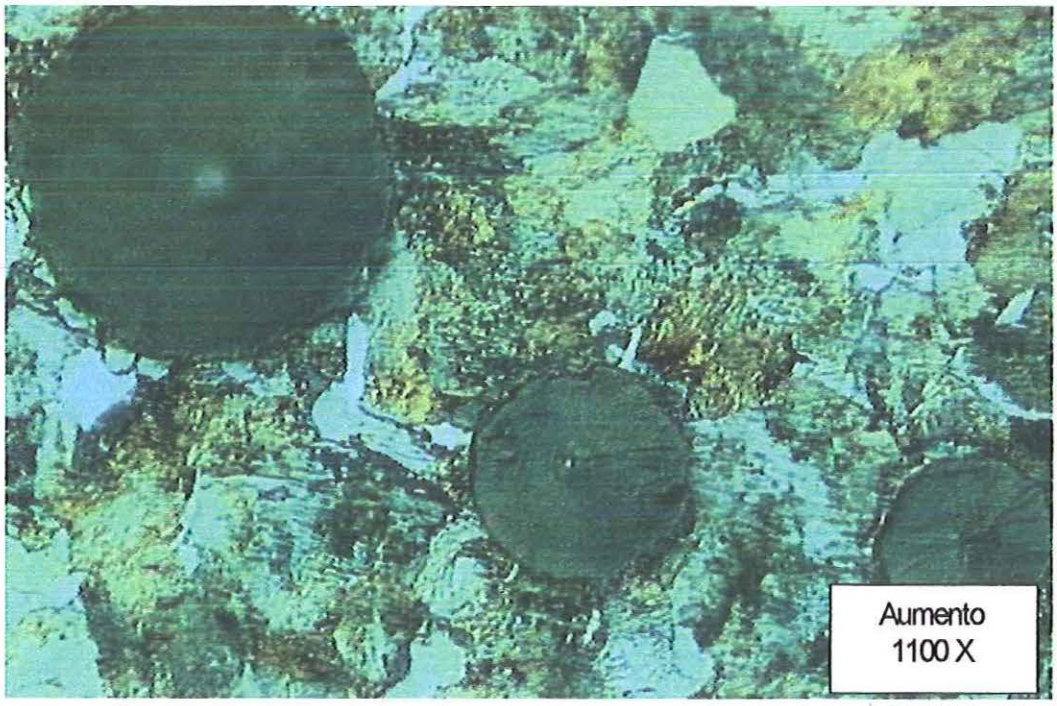

Figura 23: Metalografia do material normalizado, tratamento térmico **TT4**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica.

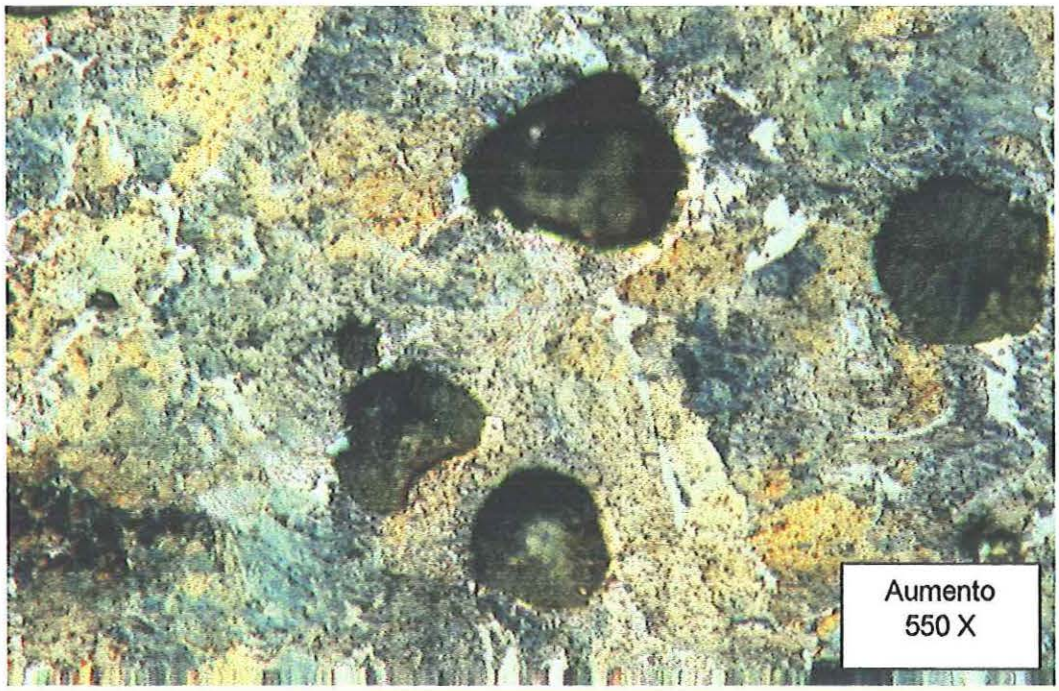

Figura 24: Metalografia do material com tratamento térmico **TT5.** Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica.

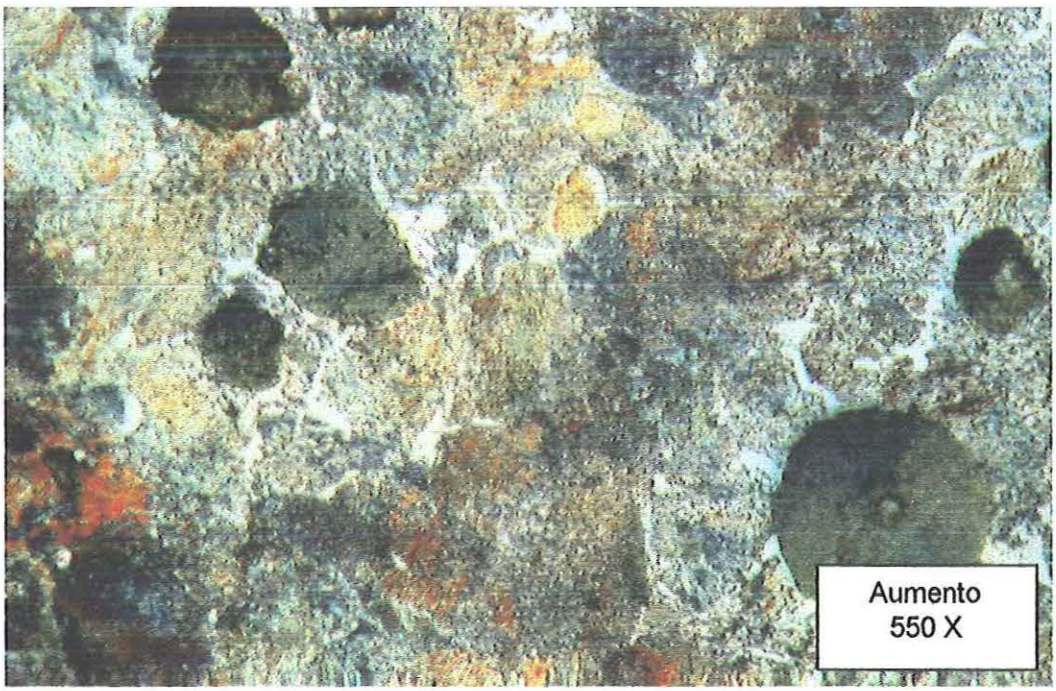

Figura 25: Metalografia do material com tratamento térmico **TT6**. Microestrutura consistindo de nódulos grafita numa matriz perlítica.

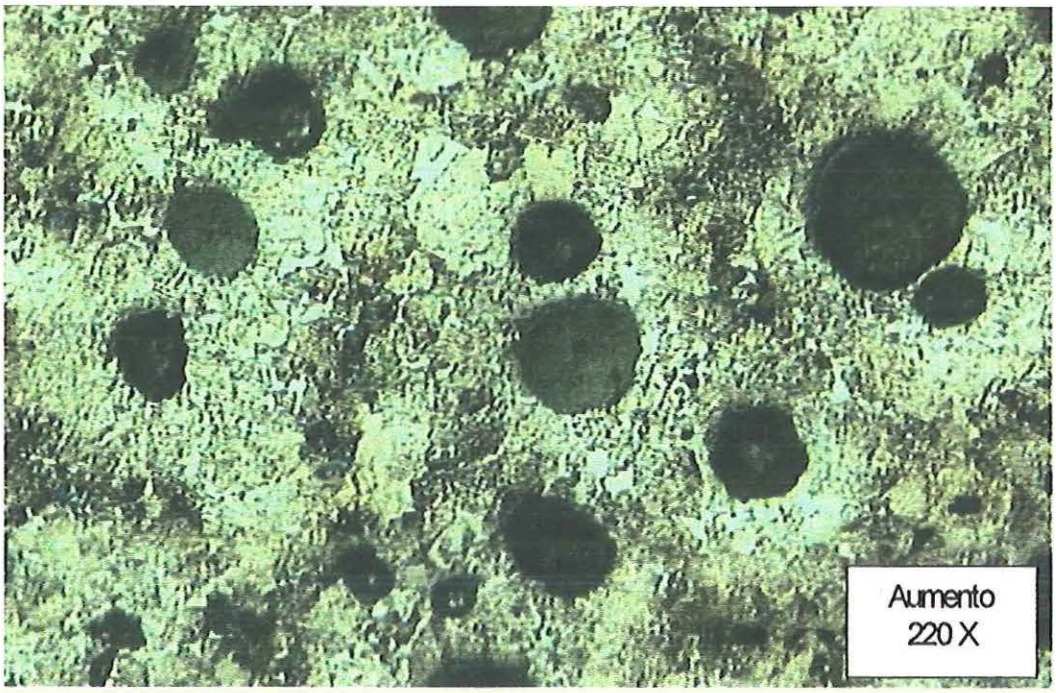

Figura 26: Metalografia do material com tratamento térmico **TT7**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica.

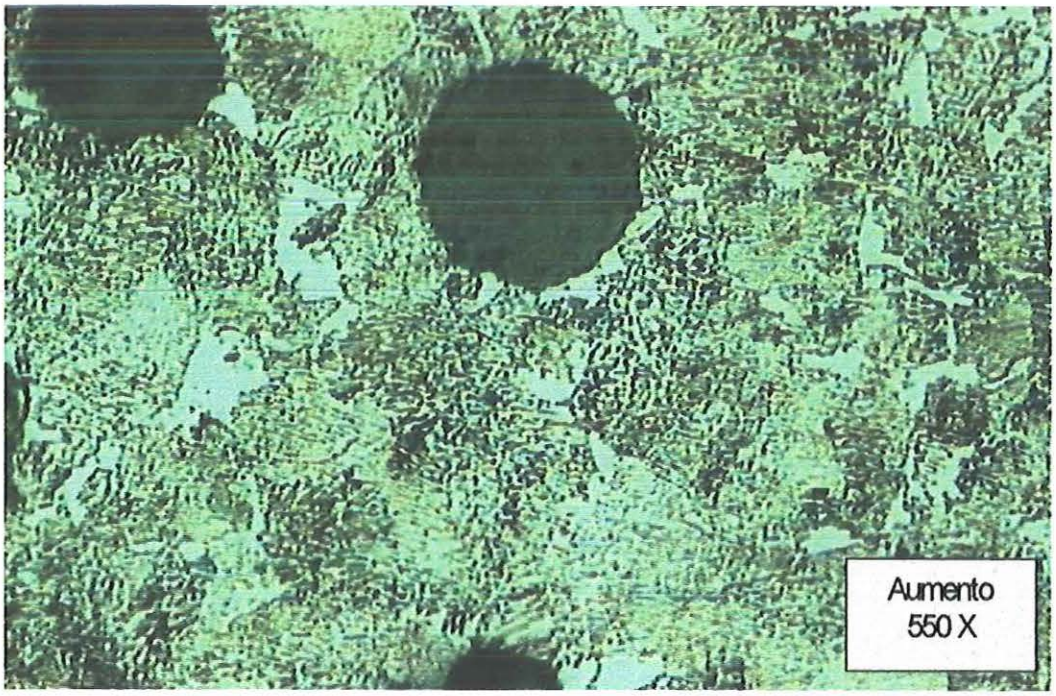

Figura 27: Metalografia do material com tratamento térmico **TT7**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz perlítica.

Figura 28: Metalografia do material com tratamento térmico **TT8**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

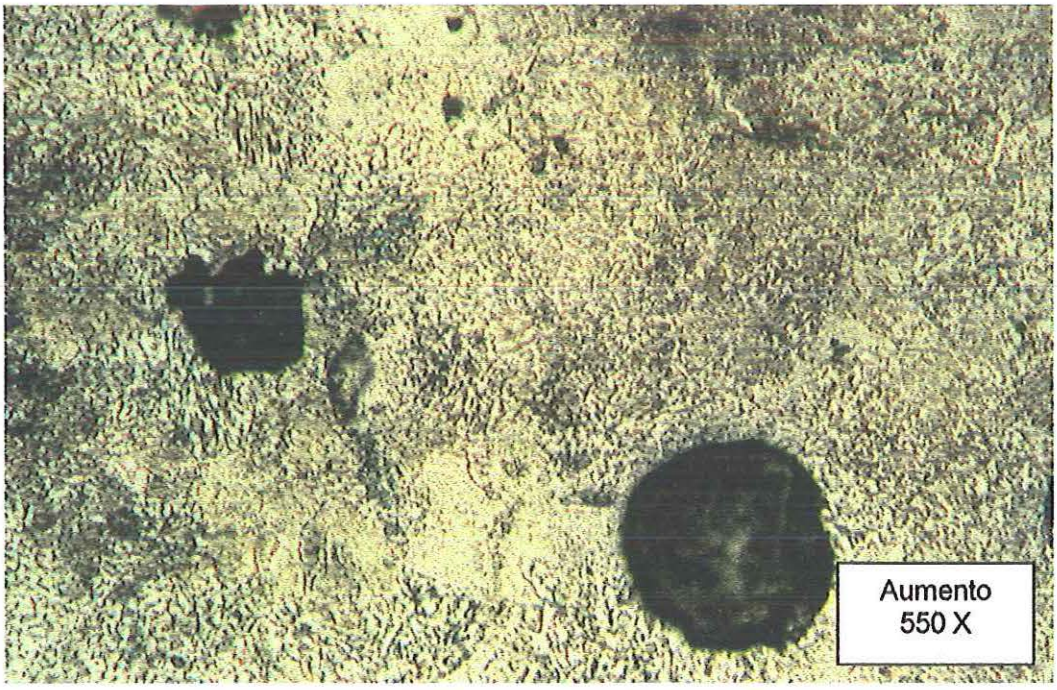

Figura 29: Metalografia do material com tratamento térmico **TT9**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

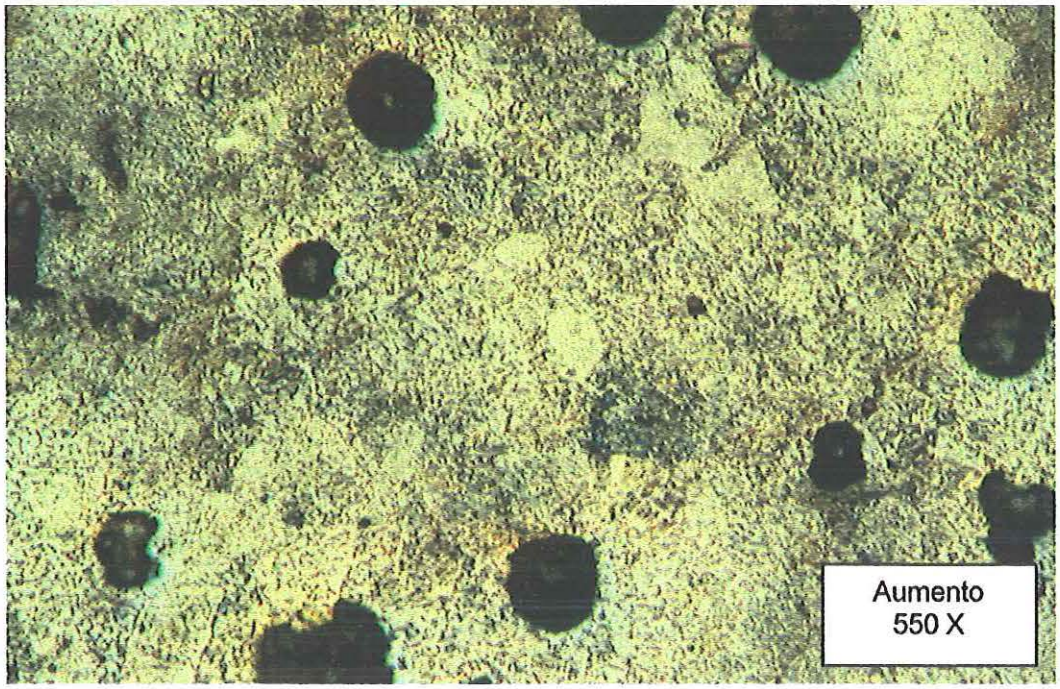

Figura 30: Metalografia do material com tratamento térmico **TT10**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

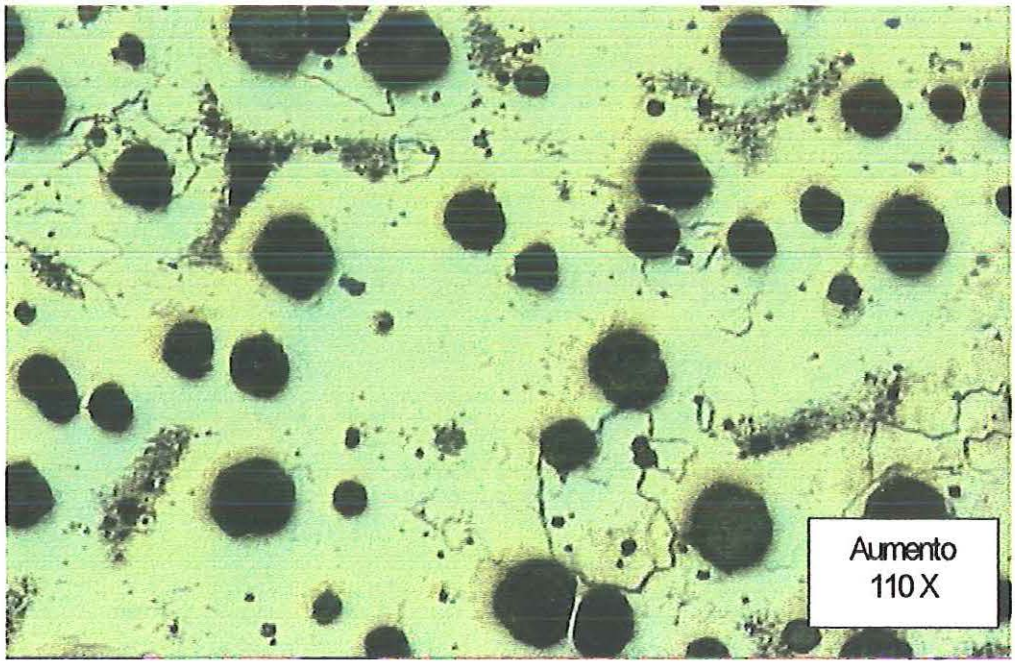

Figura 31: Metalografia do material com tratamento térmico **TT11**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz contendo 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada.

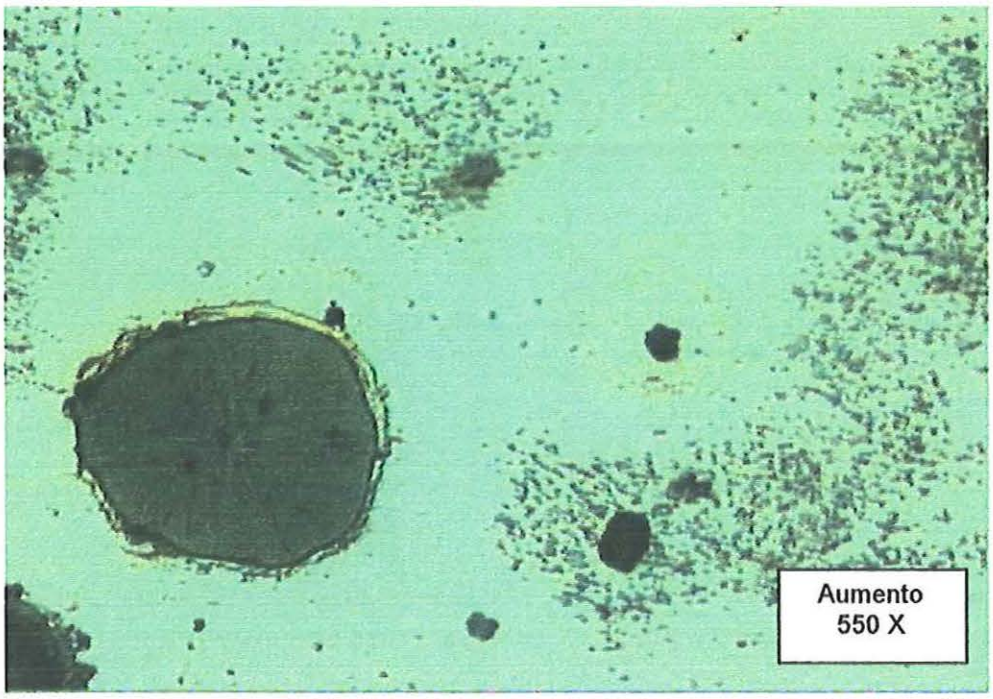

Figura 32: Metalografia do material com tratamento térmico **TT11**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz contendo 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada.

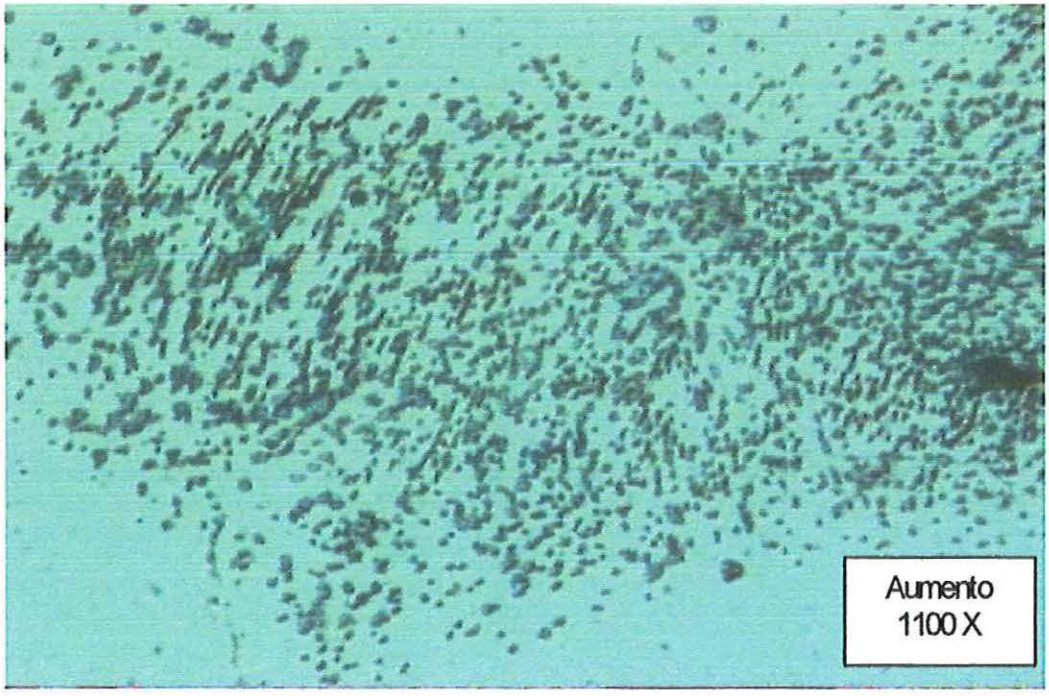

Figura 33: Metalografia do material com tratamento térmico **TT11**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz contendo 90% de ferrita e 10% de cementita esferoidizada.

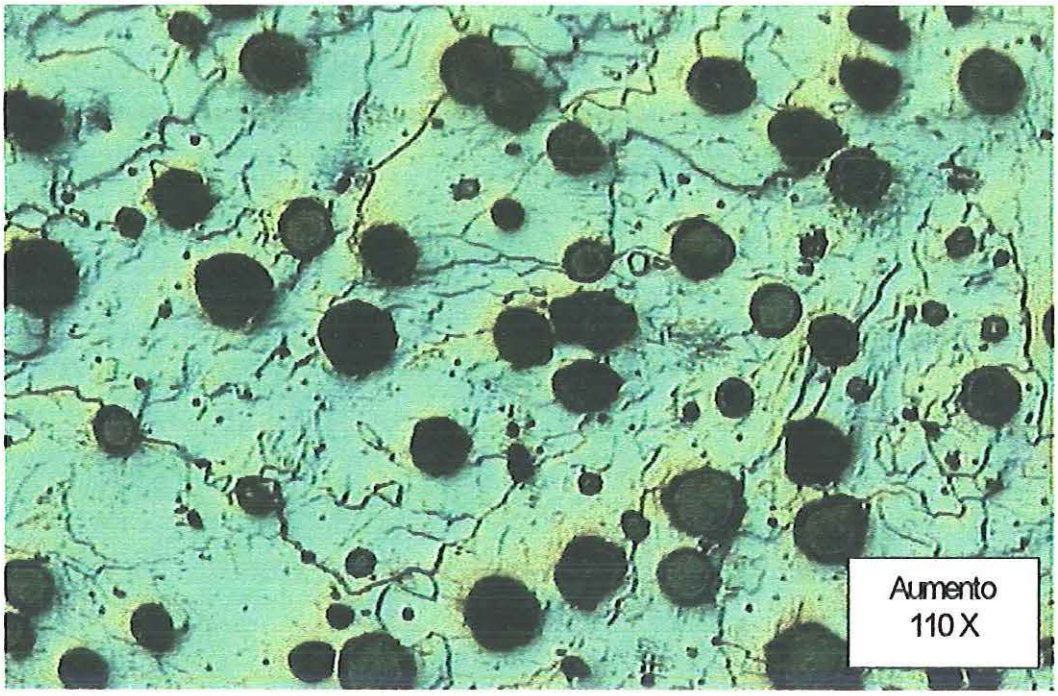

Figura 34: Metalografia do material com tratamento térmico **TT12**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica.

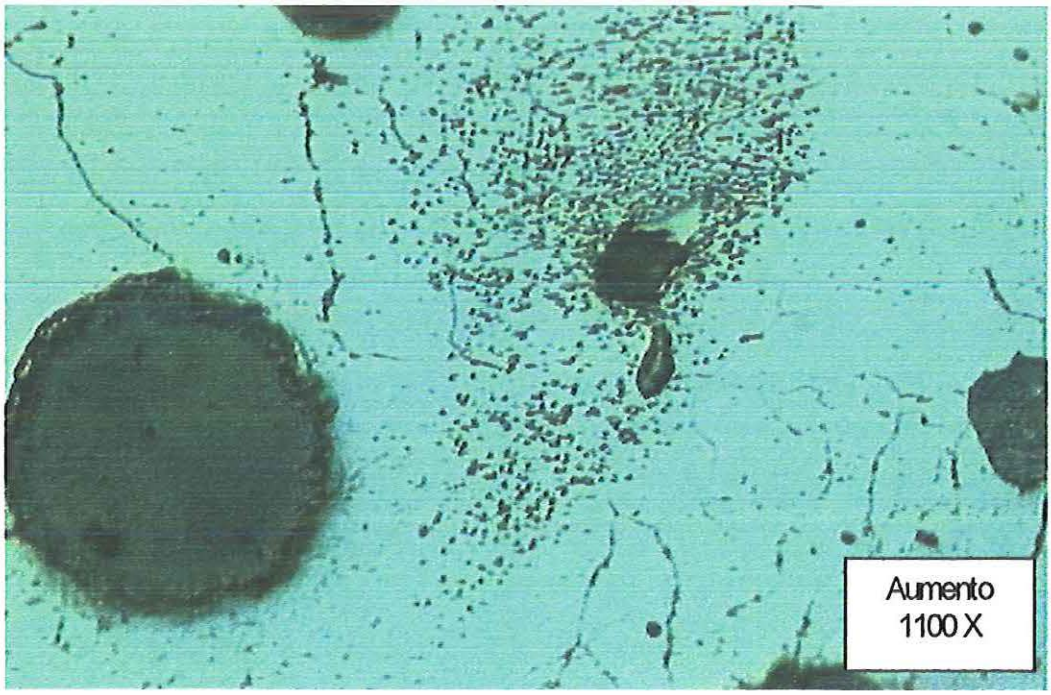

Figura 35: Metalografia do material com tratamento térmico **TT12**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica.

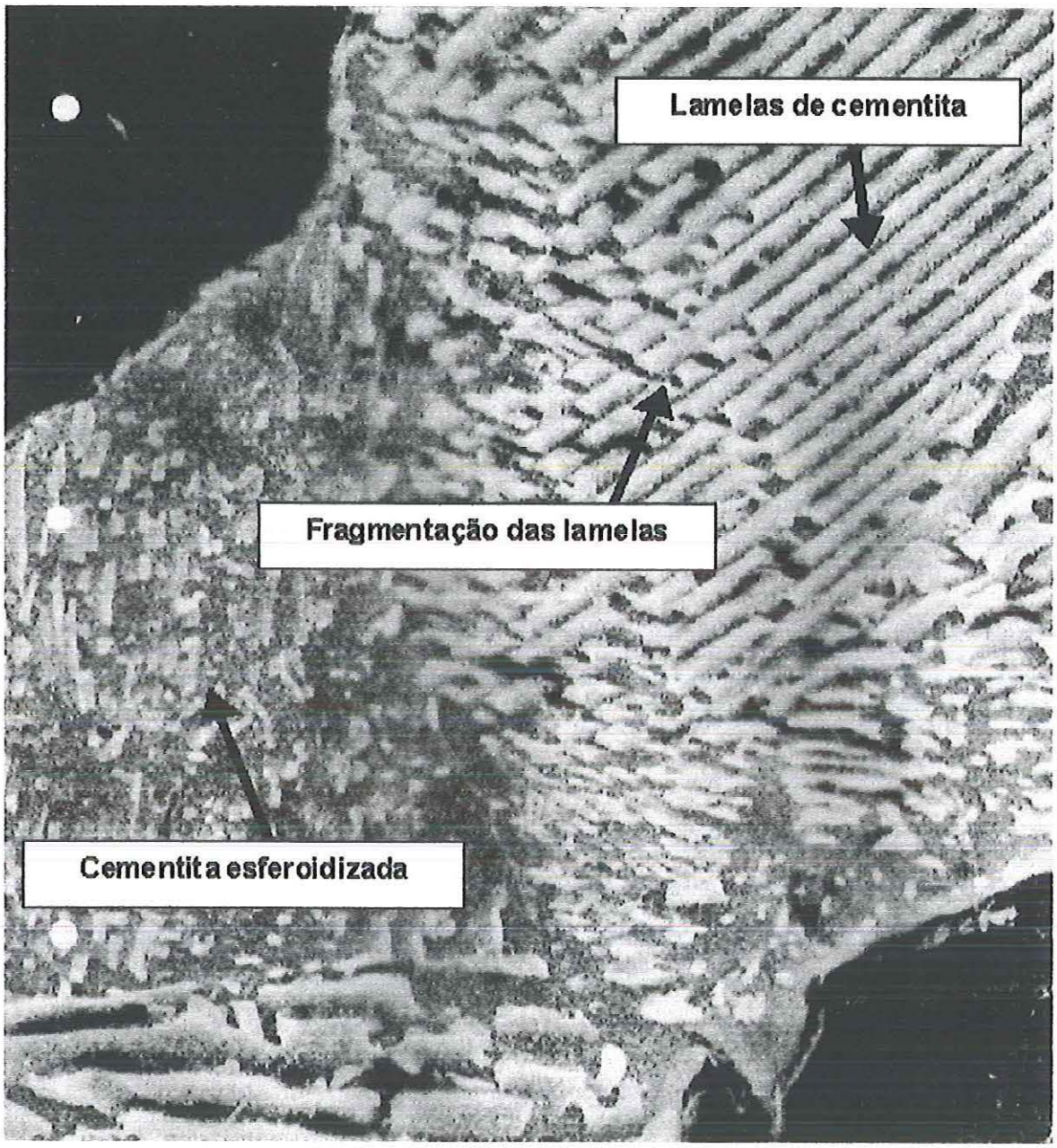

Figura 36: Fotografia no MEV, mostrando as formas da cementita **(TT8)**.

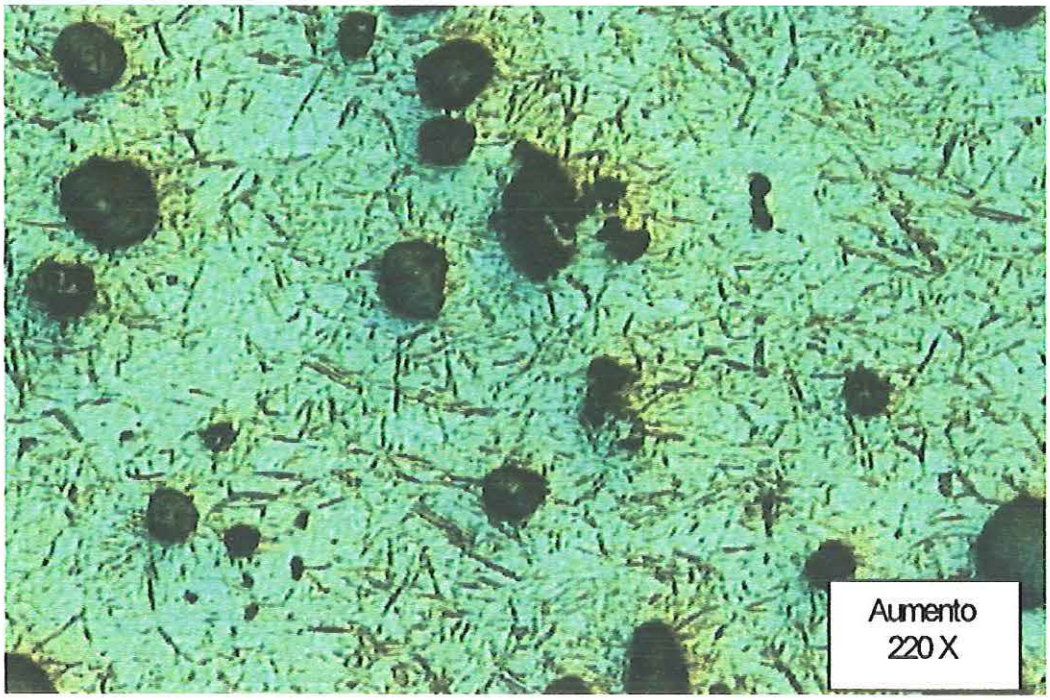

Figura 37: Metalografia do material **temperado** conforme tratamento térmico **TT13**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz martensítica.

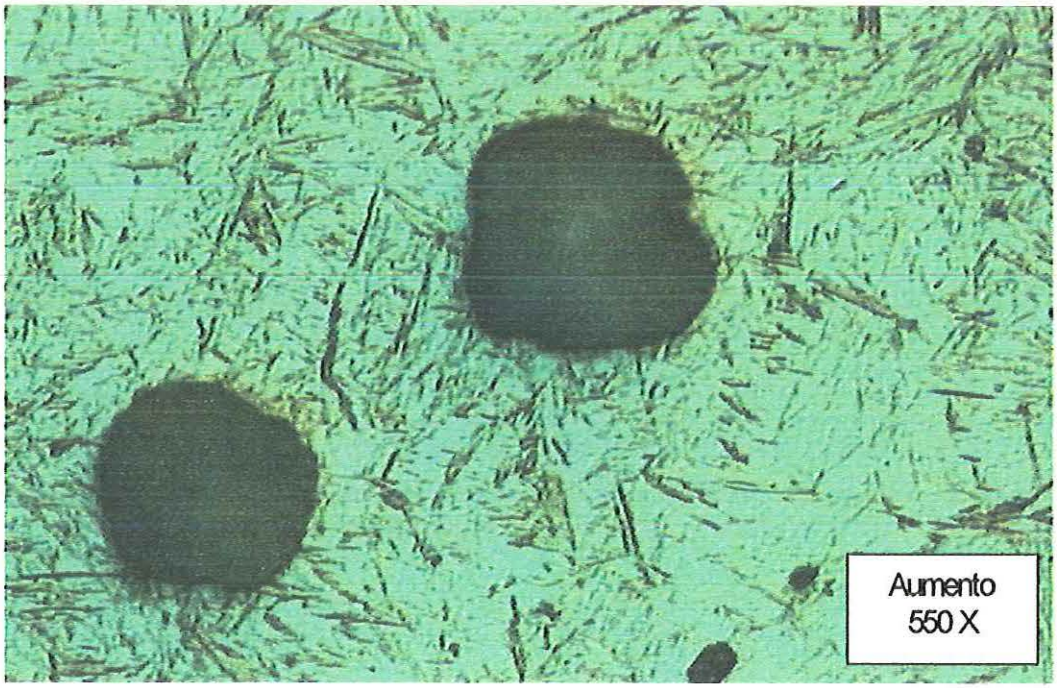

Figura 38: Metalografia do material **temperado** conforme tratamento térmico **TT13**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz martensítica.

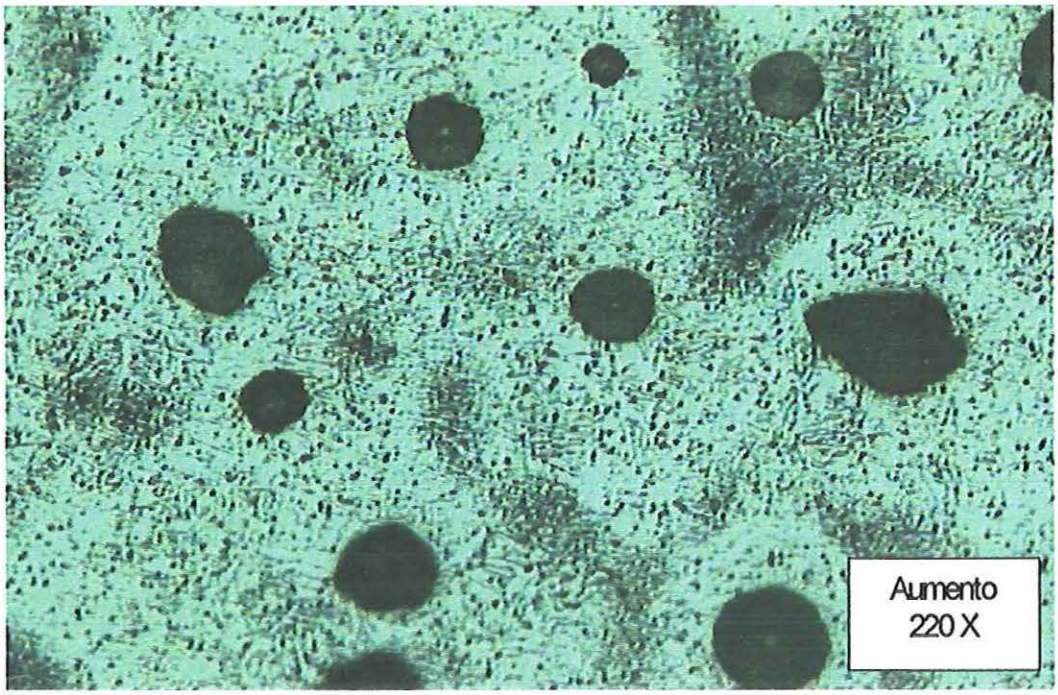

Figura 39: Metalografia do material com tratamento térmico **TT14**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

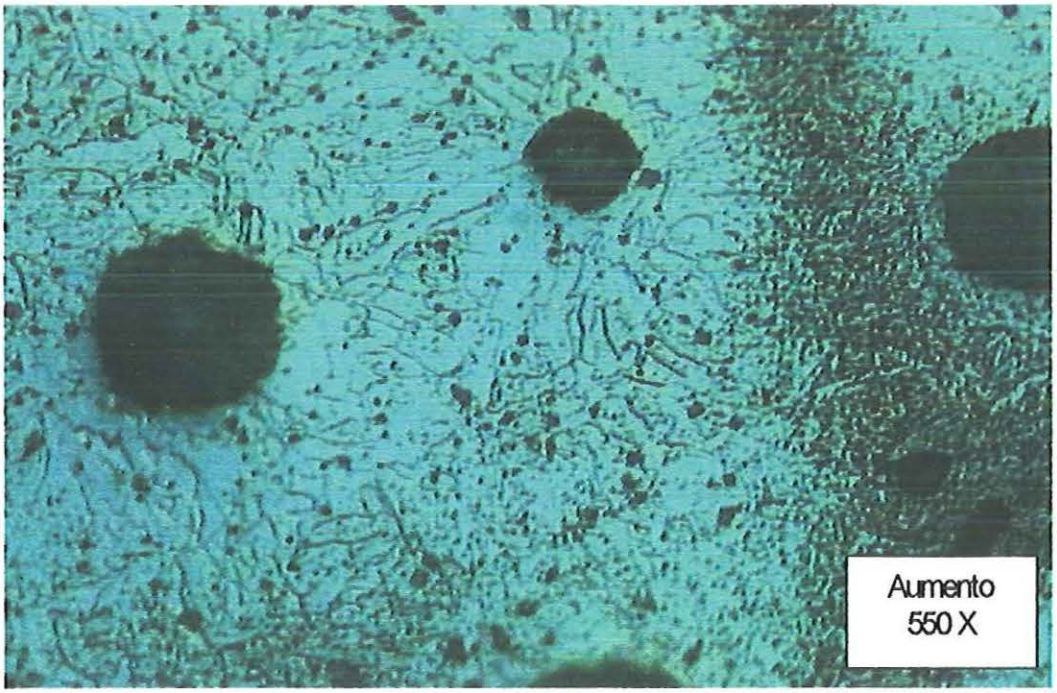

Figura 40: Metalografia do material com tratamento térmico **TT14**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

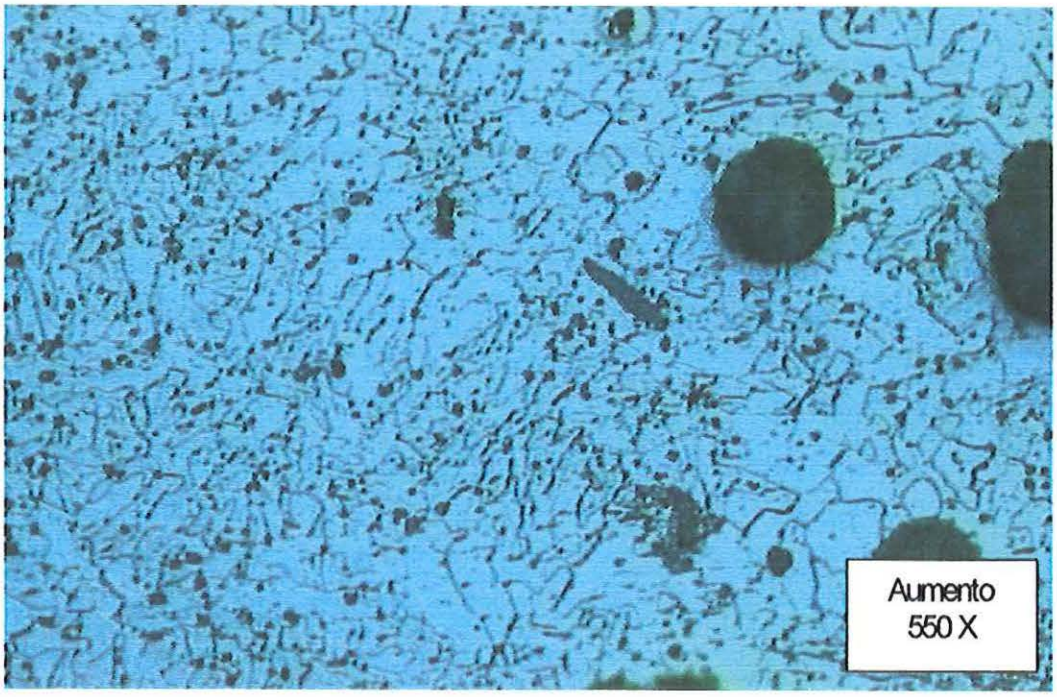

Figura 41: Metalografia do material com tratamento térmico **TT15**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

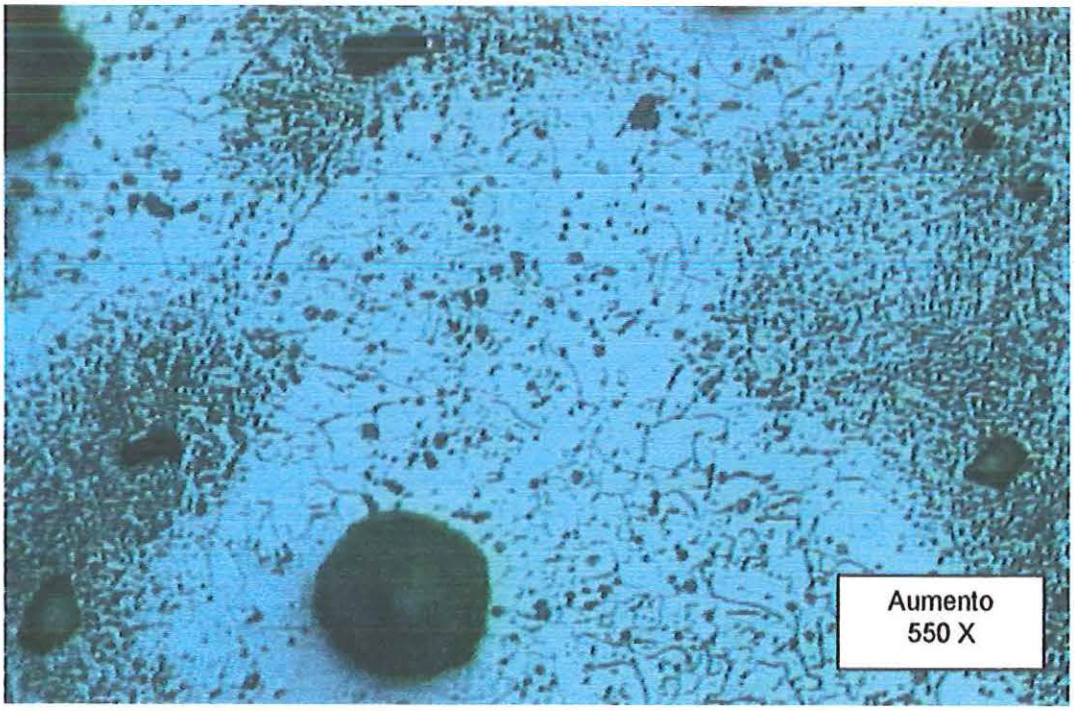

Figura 42: Metalografia do material com tratamento térmico **TT15**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

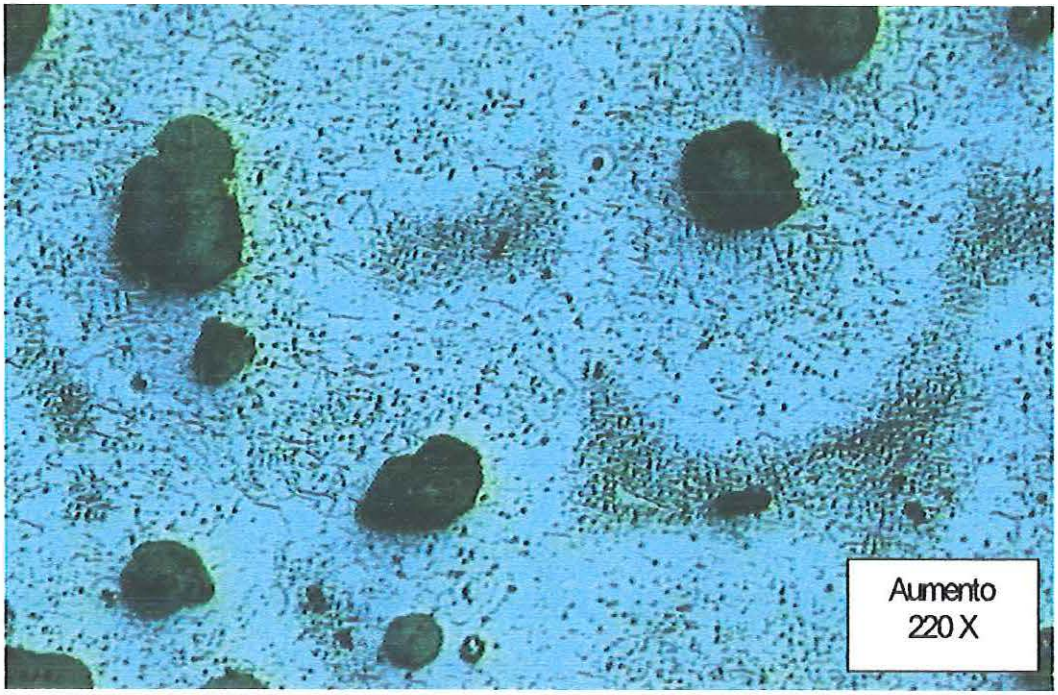

Figura 43: Metalografia do material com tratamento térmico **TT16**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

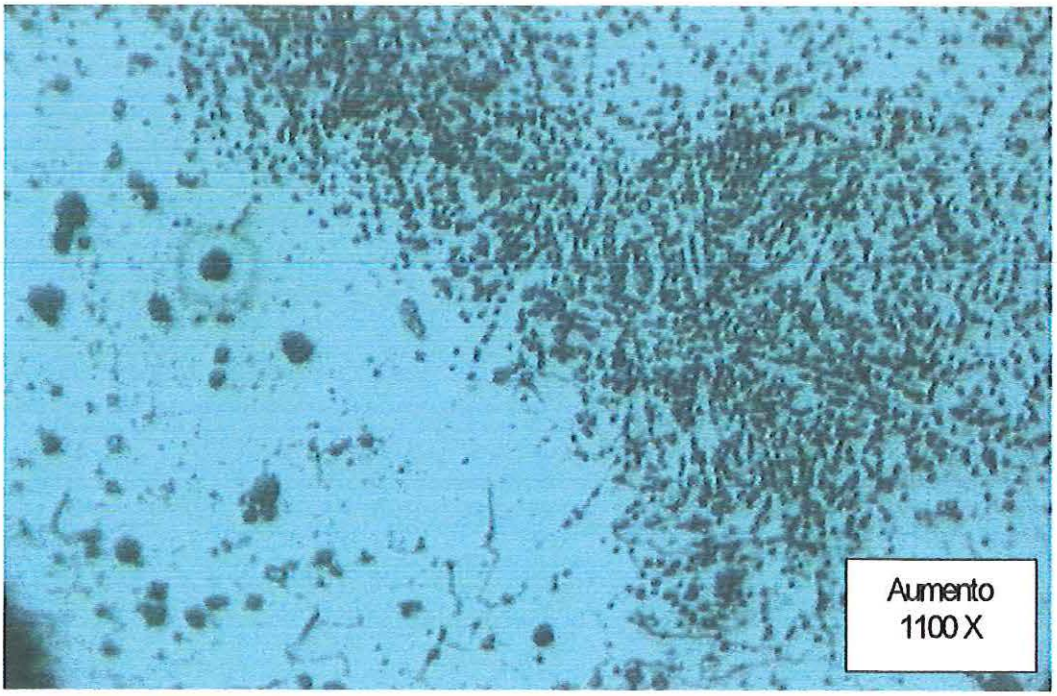

Figura 44: Metalografia do material com tratamento térmico **TT16**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

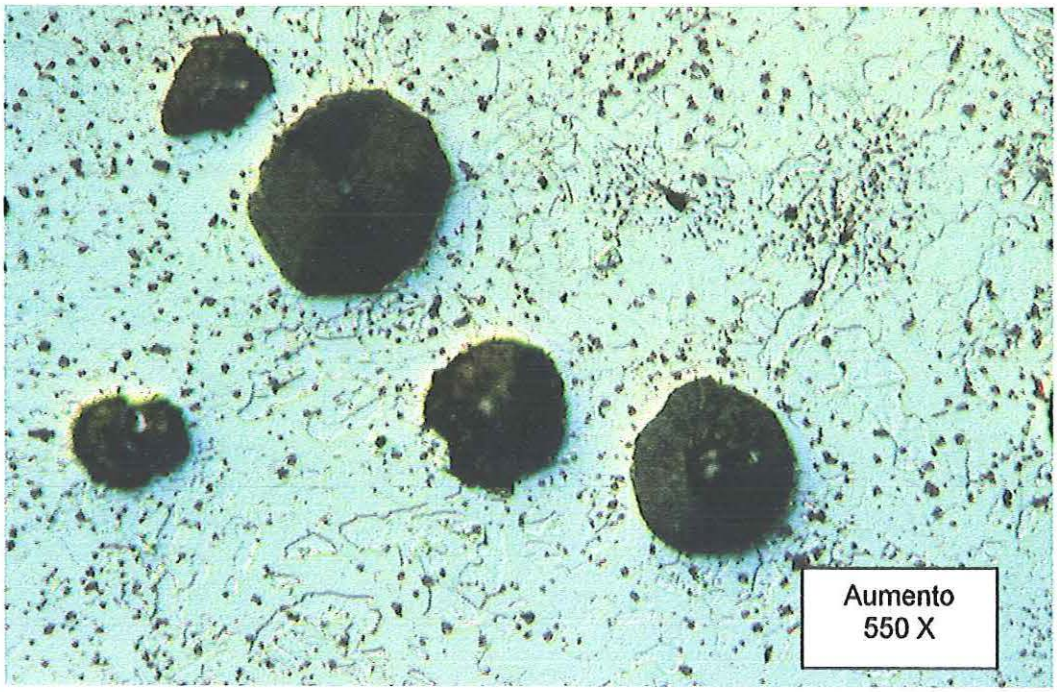

Figura 45: Metalografia do material com tratamento térmico **TT17**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

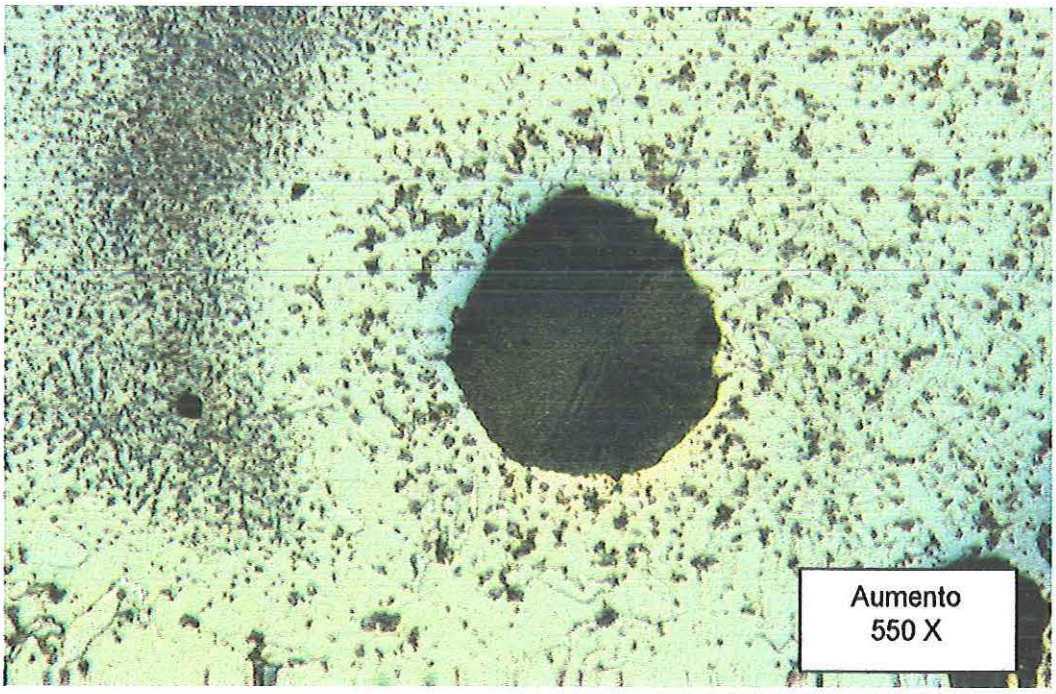

Figura 46: Metalografia do material com tratamento térmico **TT18**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

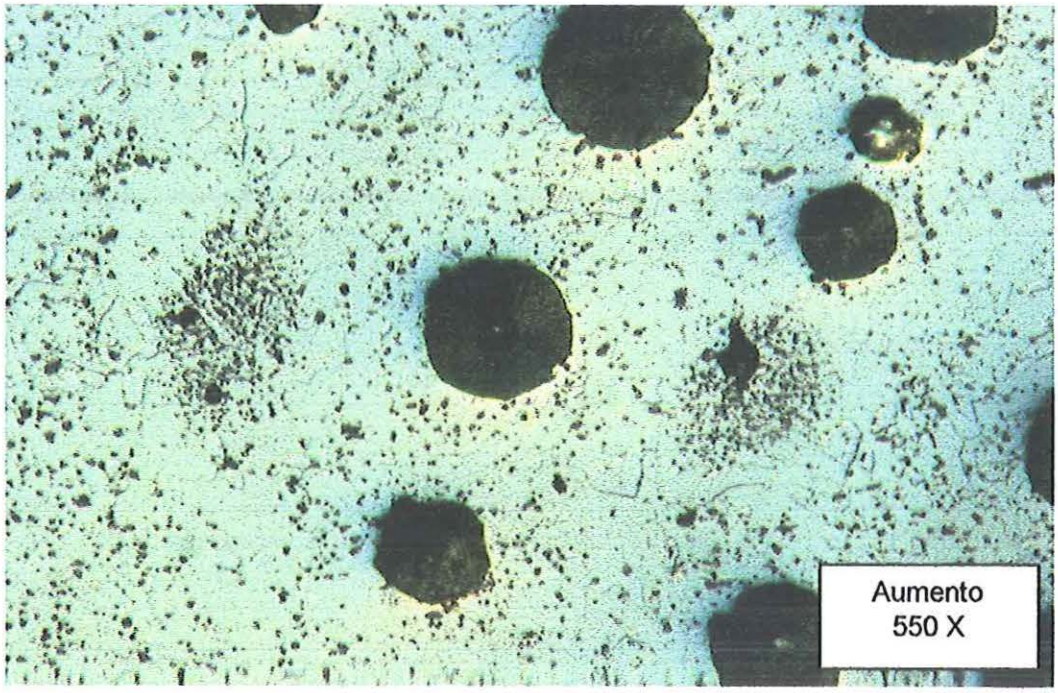

Figura 47: Metalografia do material com tratamento térmico **TT19**. Microestrutura consistindo de nódulos de grafita numa matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada.

4.4 Ensaios mecânicos

Como a segunda alternativa proposta apresentou vários resultados de dureza dentro do objetivado, escolheu-se inicialmente o tratamento TT8, que consiste num recozimento com 2 hs de patamar, para se executar o ensaio mecânico de tração. Os resultados obtidos são mostrados na tabela 13. Os resultados alcançados superam os valores pré-estabelecidos.

Tabela 13: Resultado de ensaio mecânico para o material normalizado e depois recozido a 700°C por 2 horas e resfriado ao ar (TT8).

Item	Objetivado	Encontrado
Limite de resistência à tração (N/mm^2) mínimo	700	827
Limite de escoamento (N/mm^2) mínimo	450	547
Alongamento (%) mínimo	5,0	7,0
Dureza (HB)	235 - 285	277
Microestrutura		Matriz ferrítica, contendo cementita esferoidizada

Como a terceira alternativa proposta também apresentou para o tratamento TT14, um valor de dureza dentro do especificado, onde se utilizou um patamar de 30 minutos no revenimento, executou-se nesse material o ensaio mecânico de tração. O resultado obtido é mostrado na tabela 14. O valor do limite de escoamento situou-se acima do pré-estabelecido e o do limite de resistência um pouco abaixo. Como o alongamento apresentou-se acima do requerido, é provável que um tempo menor de tratamento produza o valor requerido para o limite de resistência com um pequeno abaixamento do alongamento.

Tabela 14: Resultado de ensaio mecânico para o material temperado e depois revenido a 700°C por 30 minutos e resfriado ao ar (TT14).

Item	Objetivado	Encontrado
Limite de resistência à tração (N/mm^2)	700	649
Limite de escoamento (N/mm^2)	450	542
Alongamento (%)	5,0	6,0
Dureza (HB)	235 - 285	246
Microestrutura		Matriz ferrítica, contendo cementita esferoidizada e grafita secundária dispersa na mesma

No caso do tratamento térmico TT8, material normalizado e recozido, a diferença entre os valores de limite de resistência e escoamento, 827 e 547 N/mm^2 respectivamente, é de 280 N/mm^2, ou seja, 51,2% em relação ao limite de escoamento.

Para o tratamento térmico TT14, material temperado e revenido, essa diferença cai para 107 N/mm^2 ou 19,7%. Essa aproximação entre os valores de limite de resistência e escoamento para o material temperado e revenido, no TT14, foi confirmada em ensaios posteriores, nos quais repetiu-se o tratamento térmico TT14, onde encontrou-se um limite de resistência e escoamento de 704 e 590 N/mm^2 respectivamente, cuja diferença é 114 N/mm^2, ou 19,3%, mantendo-se portanto, o comportamento do material.

Tal comportamento, pode estar associado à presença de grafita secundária, dispersa na matriz e não somente ao redor dos nódulos de grafita preexistentes durante o revenimento, o que pode ser confirmado na observação metalográfica sem ataque químico.

Ao microscópio, observou-se o aumento no número de pontos ao longo da matriz, quando comparou-se a micrografia da estrutura "temperada" com a "temperada e revenida". Isto significa que durante o tratamento térmico de

revenimento, houve a difusão de carbono para as diversas regiões ao longo da matriz ferrítica, precipitando-se carbono na forma de grafita secundária. Se esses pontos fossem carbonetos eles não apareceriam sem o ataque químico. As figuras 48 e 49 evidenciam isto. Assim sendo, a presença de grafita secundária na forma de pequenos pontos dispersos na matriz ferrítica formada durante o tratamento térmico de revenimento do material temperado, funciona como diversos "vazios" na matriz ferrítica, os quais reduzem o limite de resistência sem afetar significativamente o limite de escoamento.

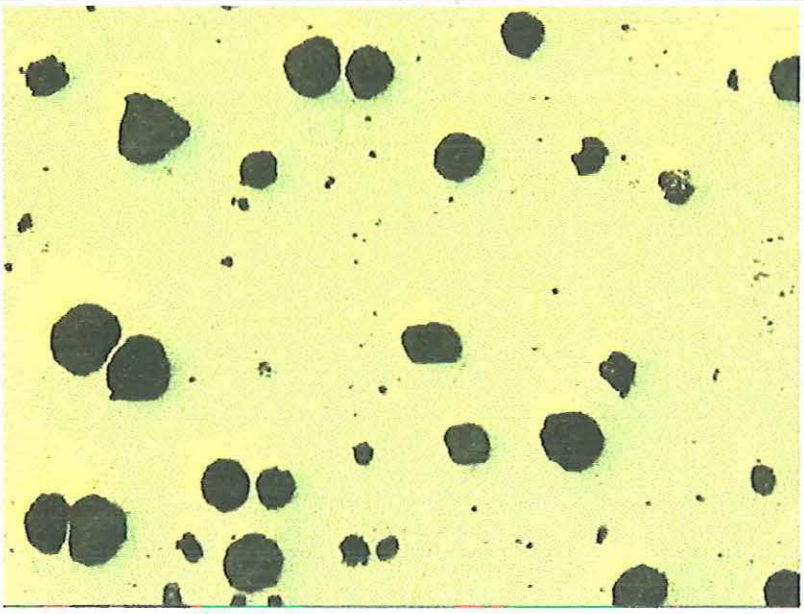

Figura 48: Material temperado, sem ataque, (**TT14**).

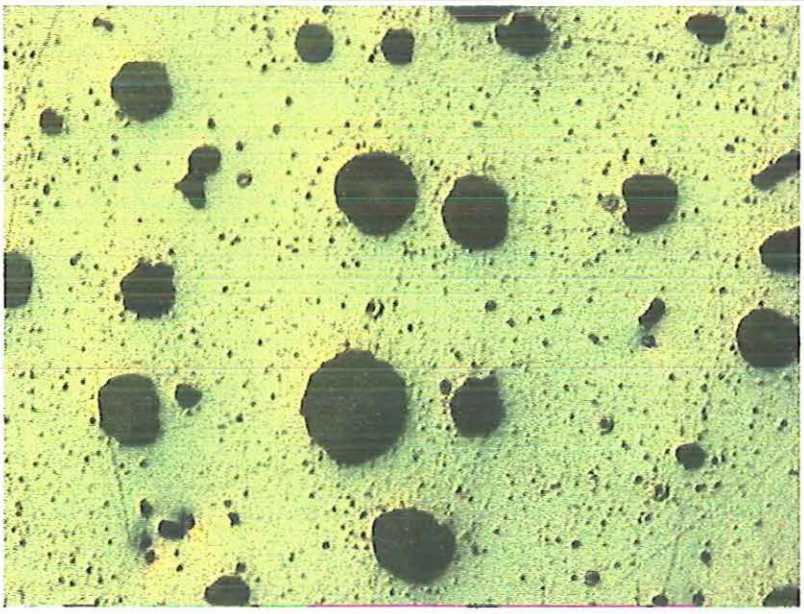

Figura 49: Material temperado e revenido, sem ataque, (**TT14**), apresentando grafita secundária dispersa na matriz ferrítica.

5 CONCLUSÕES

5.1 Todos os tratamentos térmicos utilizados, dependendo do tempo de tratamento, produziram a esferoidização da cementita.

5.2 Todos os tratamentos produziram, dependendo do tempo usado, os níveis de dureza requeridos.

5.3 Os tratamentos de recozimento de esferoidização durante 2 horas a 700°C, realizado após o tratamento prévio de normalização, permitiu a obtenção de todas as características mecânicas desejadas para o material.

5.4 O tratamento de têmpera e revenimento gerou grafita secundária dispersa na matriz ferrítica e permitiu a obtenção da cementita esferoidizada no tempo mais curto de tratamento. O limite de escoamento e alongamento alcançaram os valores objetivados.

5.5 O tratamento de recozimento realizado durante 48 horas produziu microestrutura quase totalmente ferrítica, com pequenas áreas de carboneto esferoidizado. O restante do carbono migrou para os nódulos de grafita produzindo grafita secundária ao redor dos mesmos.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 Fazer medição e contagem das partículas esferoidizadas em cada tratamento.

6.2 Realizar ensaios mecânicos de limite de resistência e alongamento para todos os tratamentos térmicos realizados no presente trabalho.

6.3 Realizar ensaio de impacto para todos os tratamentos térmicos realizados no presente trabalho e avaliar a transição dúctil frágil do material.

6.4 Adequar o limite de resistência do material temperado e revenido, variando-se o tempo de tratamento.

6.5 Efetuar estudos da esferoidização para outros ferros fundidos nodulares (GGG-40 e GGG-50).

6.6 Verificar a influência do teor de silício sobre a cinética de formação da cementita esferoidizada na liga de ferro fundido nodular.

7 REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

1. COLPAERT, H. "Metalografia Dos Produtos Siderúrgicos Comuns", 1974.

2. ARAÚJO, L. A. "Manual De Siderurgia", vol 2.

3. CALLISTER JR, W.D. "Phase Transformations In Metals: Development of Microstructure And Alteration Of Mechanical Properties", cap. 10, Materials Science And Engineering, Second Edition.

4. TIAN, Y. L.; KRAFT, W. "Kinetcs Of Pearlite Spheroidization", Metalurgical Transactions A, vol 18^{A}, August 1987, pp 1359-1369.

5. CHATTOPADHYAY, S.; SELLARS, C.M. "Quantitative Measurements Of Pearlite Spheroidization", Metallography 10, 89-105, 1977.

6. KRAUSS, G. "Phases And Structures", ASM International, pp. 1-13, 1979.

7. In [4].

8. In [4].

9. O'BRIEN, J.M.; HOSFORD, W.F. "Spheroidizing Of Medium Carbon Steels", 19th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings Including Steel Heat Treating In The New Millenium, 1-4 november 1999.

10. Norma DIN 1691, Cast Iron With Lamellar Graphite, 1962.

11. Norma DIN 1693 Blatt 1, Gusseisen Mit Kugelgraphit, Oktober 1973.

12. Norma DIN 1693 Teil 2, Gusseisen Mit Kugelgraphit, Oktober 1977.

13. "Factors Affecting The Tougness Of Ductile Iron", BCIRA - British Cast Iron Research Association - Production Of Ductile Iron, cap. Thougness - 14 p, 1992.

14. WERNER, E. "On The Kinetics Of pearlite Spheroidization", Zeitschrift fuer Metalkunde, september 1990, v 81, 19, p 668-671.

15. In [14].

16. SANTOS, A.B.S.; CASTELLO BRANCO, C.H, "Metalurgia Dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares", IPT, 1977.

17. LINDSLEY, B.A.; MARDER, A.R. "The Morphology And Coarsening Kinetics Of Spheroidized Fe-C binary alloys" , Acta Materialia, vol. 46, n° 7, pp. 341-351, 1998.

18. In [17].

19. In [17].

20. In [17].

21. In [17].

22. In [17].

23. In [17].

24. CHOJNOWSKI, E.A.; TEGART, W.J.MCG. "Accelerated Spheroidization of Pearlite", Metal Science Journal, 1968, vol 2, pp. 14-18.

25. KRAUSS, G. "Steels: Heat Treatment And Processing Principles", ASM International, 1979, pp114-120.

26. Norma ASTM E 8 - 80ª, Annual Book of ASTM Standards, part 6, pp. 1047-1060, 1981.

27. Norma ASTM E 562.

28. CHATTOPADHYAY, S.; SELLARS, C.M. "Kinetics Of Pearlite Spheroidisation During Static Anneling And During Hot Deformation". Acta Metalurgica, vol. 30, pp. 157 to 170, 1982.

29. TSCHIPTSCHIN, A. P. "Formação de Perlita Esferoidizada em Aço Hipereutetóide, Tese doutorado, Politécnica USP, 1982.

30. "Heat Treating, Metals Handbook Ninth Edition", volume 4, American Society for Metals, pp.545-551, 1981.

31. BARREIRO, J. APRAIZ. "Tratamientos Térmicos De Los Aceros", Editorial Dossat S.A., 8ª. Edição, pg. 299-306, 1984.

32. HOWELL, PAUL.R. "The Pearlite Reaction In Steels: Mechanisms And Crystallograpy", Materials Characterization 40: 227-260, 1998.

33. BRADLEY, WALTER L. "Toughness Properties of Nodular Iron", Journal Of Metals, January, pp. 74-76, 1985.

34. DANOHO, C.K. "Ductile Iron Graphite Form Classification", AFS New Technology-297, july, pp 65-71, 1961.

35. "Propriedades Mecânicas E Usinabilidade De Fofos Nodulares Ferríticos Endurecidos Com Silício, Tradução Da Giesserei-Praxis", no. 1/1999. Fundição E Serviços, página 16-24, novembro, 2000.

36. RAMSAY, CHRISTOPHER. "Full Anneling And Normalizing", Advanced Materlal And Processes 3/95, 40gg-40hh.

37. GUESSER, WILSON; HILÁRIO, DIANE. "A produção Dos Ferros Fundidos Nodulares Perlíticos", Conaf - Congresso Nacional De Fundição 1999, Fundição e Serviços, páginas 46-55, novembro, 2000.

38. SALAZAR, R.; HERRERA, M.; CASTRO, M.; MÉNDEZ, J.; TORRES, J., MÉNDEZ, M. "Effect of Nodule Count And Cooling Rate On As-cast Matrix Of A Cu-Mo Spheroidal Graphite", Journal Of Materials Engineering And Performance, volume 8(3), pp 325-329, June, 1999.

39. SHIMIZU, K.; NOGUCHI, T. "Erosion Characteristics Of Ductile Iron With Various Matrix Structures", Wear 176, pp. 255-260, 1994.

40. SHIMIZU, K.; NOGUCHI, T.; KAMADA, T.; TAKASAKI, H. "Progress Of Erosive Wear In Spheroidal Graphite Cast Iron, Wear 198, pp. 150-155, 1996.

41. LERNER, Y.S. "Wear Resistance Of Ductile Irons", Journal Of Materials Engineering And Performance, volume 3(3) June, pp. 403-408, 1994.

42. DONG, M.J.; PRIOUL, C.; FRANÇOIS, D. "Damage Effect On The Fracture Toughness Of Nodular Cast", Metallurgical And Material Transactions A, volume 28^{A}, pp 2245-2254, november 1997.

43. HEMANTH, J.; RAO, K.V.S. "Effect Of Cooling Rate On Eutetic Cell Count, Grain Size, Microstructure, And Ultimate Tensile Strength Of Hypoeutectic Cast Iron", Journal Of Materials Engineering And Performance, volume 8(4), pp 417-423, august, 1999.

44. LINARES, E.; GERVAL, V.;LACAZE, J. "On The Characteristic Temperatures Of The Eutectoid Reaction In Cast Irons", Scripta Materialia, volume 38, no. 2, pp.279-285, 1998.

45. LIN, B.Y.; CHEN, E.T.;LEI, T.S. "Study Of The Isothermal Transformation Of Ductile Iron With 0,5% Cu By Electrical Resistance Measurement, Journal Of Materials Engineering And Performance, volume 4(5), pp. 551-557, october, 1995.

46. Norma DIN 50125, Ensaio De Material Metálico, abril 1951.

47. "Guia Micrográfico Dos Ferros Fundidos", SENAI-MG, CETEF, 1995.

48. ZACKAY, V.F.; AARONSON, H.I. "Perlíticos.Decomposition Of Austenite By Difusional Processes", Interscience Publishers, october, 1960.

49. "Ductile Iron, Molten Metal Processing", 2nd edition, American Foundrymen's Society, 1974.

50. CAMPOS F., M.PRATES; DAVIES, GRAEME J. "Solidificação E Fundição De Metais E Suas Ligas", Edusp, 1978.

51. MOFFATT; PEARSALL; WULF. "Ciência Dos Materiais, Estrutura", volume1, Livros técnicos e científicos Editora Ltda.