WILSON DE SOUSA PAULINO

**AUSTENITIZAÇÃO DE AÇO HIPOEUTETÓIDE A PARTIR
DE ESTRUTURA ESFEROIDIZADA E DE ESTRUTURA
NORMALIZADA**

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

SÃO PAULO

2002

WILSON DE SOUSA PAULINO

Engenheiro Mecânico, Universidade Federal de Uberlândia, UFU

**AUSTENITIZAÇÃO DE AÇO HIPOEUTETÓIDE A PARTIR
DE ESTRUTURA ESFEROIDIZADA E DE ESTRUTURA
NORMALIZADA**

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

Área de concentração:

Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:

Prof. Dr. Ivan Gilberto Sandoval Falleiros

Professor Titular do Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo.

SÃO PAULO

2002

FICHA CATALOGRÁFICA

Paulino, Wilson de Sousa

Austenitização de aço hipoeutetóide a partir de estrutura esferoidizada e de estrutura normalizada. São Paulo, 2002. 97p.

Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia de Metalúrgica e de Materiais.

1. Austenitização 2. Aço hipoeutetóide I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia de Metalúrgica e de Materiais. II. t.

À Isabella (in memoriam)

“uma coisa que não tem nome, essa coisa é o que somos”

José Saramago

AGRADECIMENTOS

Para que este trabalho lograsse êxito foi necessária a ajuda, a participação e a compreensão de várias pessoas que estiveram ao meu lado no decorrer desses três anos.

A essas pessoas quero manifestar os meus agradecimentos, particularmente:

- A minha família (*Wagner, Walter, Wilma, Wilton, Amanda, Rafael, Verônica, Vitória, Luiza, Sandra, Silvia e Mauri*) e em especial a minha Mãe e meu Pai (*in memorian*).
- Prof. Titular Dr. *Ivan Gilberto Sandoval Falleiros*;
- Ao Prof. Dr. *João Manuel Rollo* da Escola de Engenharia de São Carlos – USP;
- Aos colegas da pós-graduação e amigos. Em particular: *Luis Claudio Davansso, Anderson Oliveira Andrade, Marcos Antônio Ferreira Macedo, Alexandre José de Andrade, Gustav Jansen, Carlos Mario, Márcio, Fabiano, Mateus, Modesto, Marcos Roberto, Wanderson, Adonias, Manuel, Alejandro Toro, Gustavo, Eduardo e Pimenta*;
- *Liana*;
- *Rogeria Vianna* e M.Sc *Carlos Thadeu* pela colaboração no texto;
- Aos Eng°. *Helio Rodrigues, Jackson e Paulo Cesar* da Laminação a Frio;
- *Sr. Kato* do laboratório de materiais da Cosipa pela ajuda inestimável;
- A bibliotecária *Clélia*;
- COSIPA Cia. Siderúrgica Paulista;
- À ACESITA S/A pelo fornecimento do material e
- À FAPESP pelo suporte financeiro da bolsa de mestrado do processo 99/00271-5.

AUSTENITIZAÇÃO DE AÇO HIPOEUTETÓIDE A PARTIR DE ESTRUTURAS ESFEROIDIZADA E DE ESTRUTURA NORMALIZADA

Dedicatória	i
Agradecimentos	ii
LISTA DE TABELAS	vii
LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE SÍMBOLOS	xv
RESUMO	xvi
ABSTRACT	xvii
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
3 OBJETIVO	11
4 MATERIAIS E MÉTODOS	12
4.1 MATERIAL	12
4.2 MÉTODOS	12
4.2.1 OBTENÇÃO DE DIFERENTES ESTRUTURAS DE PARTIDA PARA AUSTENITIZAÇÃO	12
a) Esferoidizado	13
b) Normalização	13
4.2.2 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS.....	14
4.2.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTENITIZAÇÃO	14
4.2.3.1 CONFECÇÃO DAS AMOSTRAS PARA A DILATOMETRIA	15
4.2.3.2 A TÉCNICA DILATOMÉTRICA	15
4.2.3.2.1 PROCEDIMENTO ADOTADO NA TÉCNICA DE DILATOMETRIA PARA CICLOS DE AUSTENITIZAÇÃO	16
4.2.4 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	18

4.2.4.1 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	18
a) Microscopia Óptica	18
b) Microscopia Eletrônica de Varredura	18
4.2.5 METALOGRAFIA QUANTITATIVA	18
a) Método Manual de Medição	19
b) Quantimet 520	19
4.2.6 MICRODUREZA (VICKERS)	19
5 RESULTADOS	21
5.1 ESTRUTURAS PRÉVIAS	21
5.1.1 ESFEROIDIZADA	21
5.1.2 NORMALIZADA	21
5.2 TEMPERATURAS CRÍTICAS	22
5.3 FORMAÇÃO DE AUSTENITA	24
5.3.1 MICROGRAFIAS ÓPTICAS	24
5.3.1.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA	24
a) Austenitização a 730° C	24
b) Austenitização a 750° C	26
c) Austenitização a 770° C	30
d) Austenitização a 800° C	32
5.3.1.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA	34
a) Austenitização a 730° C	34
b) Austenitização a 750° C	37
c) Austenitização a 770° C	38
5.3.2 MICROGRAFIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	40
5.3.2.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA	40

a) Austenitização a 730° C	40
b) Austenitização a 750° C	42
c) Austenitização a 770° C	45
5.3.2.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA	48
a) Austenitização a 730° C	48
b) Austenitização a 750° C	51
5.3.3 DILATOMETRIA	55
5.3.3.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA	55
a) Austenitização a 730° C	55
b) Austenitização a 750° C	57
d) Austenitização a 770° C	59
c) Austenitização a 800° C	60
5.3.3.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA	63
a) Austenitização a 730° C	63
b) Austenitização a 750° C	65
c) Austenitização a 770° C	67
5.3.4 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA AUSTENITA.....	68
5.3.4.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADO	68
5.3.4.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA	70
5.3.5 FRAÇÃO DA DISSOLUÇÃO DOS CARBONETOS DA ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADO.....	71
5.3.6 MICRODUREZA SOBRE AUSTENITIZAÇÃO	72
6 DISCUSSÕES	73
6.1 MECANISMO DE AUSTENITIZAÇÃO A PARTIR DA ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA.....	73

6.2 MECANISMOS DE AUSTENITIZAÇÃO A PARTIR DA ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA.....	77
6.3 COMPARAÇÃO DOS MECANISMOS DE AUSTENITIZAÇÃO DAS ESTRUTURAS NORMALIZADA E ESFEROIDIZADA.....	81
6.4 ASSOCIAÇÃO DAS CURVAS DILATÔMETRICAS COM A FORMAÇÃO AUSTENITA.....	83
a) Esferoidizado.....	83
b) Normalizado	84
6.5 CINÉTICA DA FORMAÇÃO DE AUSTENITA	86
6.6 CURVA TEMPERATURA – TEMPO – TRANSFORMAÇÃO DE AUSTENITA	90
7 CONCLUSÕES	92
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.I – Composição química (em %-massa)	12
Tabela 4.II – Condições utilizadas para os tratamentos térmicos de austenitização.....	16

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Ilustração esquemática do diagrama Fe-C associado com o crescimento da austenita, Hultgren (1929).....	2
Figura 2.2 – Ilustra (fase escura) a nucleação de austenita nas condições: (a) ferro puro, (b) esferoidizado e (c) perlítico, Speich; Szirmae (1969).....	4
Figura 2.3 – Figura 2.3 – (a) A dissolução de carbonetos em função do tempo com aço com 1,27% C (0,2% Si, 0,36% Mn, 0,19% Cr e 0,03% V) e (b) a concentração de carbono na austenita com tempo de austenitização; Molinder (1956).....	5
Figura 2.4 – Esboço da formação de austenita a partir do estado esferoidizado, Brooks (1992).....	8
Figura 2.5 – Mostra diagrama TTT do Fe-0.4%C das curvas teóricas 20, 50 e 70% de transformação de austenita e os pontos experimentais da fração transformada, respectivamente, Reed et al. (1998).....	10
Figura 4.1 – Estrutura bruta de laminação do material como recebido. Ataque Nital 1%.....	12
Figura 4.2 – (a) Local de onde foram retidas as amostras e (b) dimensões das amostras para tratamentos térmicos preliminares.....	13
Figura 4.3 – Esquema dos ciclos térmicos para determinar Ac_1 e o Ac_3	14
Figura 4.4 – Dimensão das amostras para a dilatométrica.....	15
Figura 4.5 – Ciclo de trabalho.....	15
Figura 4.6 – O esquema de funcionamento do dilatômetro.....	17
Figura 4.7 – Dilatômetro e computador AT286 utilizados neste trabalho.....	17
Figura 4.8 – Regiões das contagens das frações volumétricas.....	19
Figura 5.1 – Micrografia óptica: estrutura do material esferoidizado, carbonetos e ferrita. Ataque: Nital 1%.....	21
Figura 5.2 – a) Micrografia óptica e b) eletrônica: estrutura prévia normalizada. Ataque: Nital 2%.....	22
Figura 5.3 – Temperaturas críticas: (a) esferoidizados e (b) normalizado.....	23
Figura 5.4 – Micrografia óptica mostra através das setas uma fase escura;	

austenitização a 730°C: 32s, ataque: Nital 1%.....	24
Figuras 5.5 – Micrografias ópticas mostram austenitização a 730°C: a) 128s, b) 1024s, c) 2048s e d) 4096s. Ataque: Nital 1%.....	25
Figura 5.6 – Austenitização a 750°C: a) 4s (a seta indica a formação de fase escura), b) 8s, c) 16s e d) 128 (a seta indica a mudança do produto da decomposição de austenita). Ataque Nital 1%.....	28
Figura 5.7 – Micrografias ópticas: austenitização a 750°C: a) 512s ilustra dois produtos da decomposição da austenita claro e outro escuro e b) 1024s apresenta uma micrografia martensítica. Ataque Nital 1%.....	29
Figura 5.8 – Micrografias ópticas apresentam a seqüência de austenitização e na figura (c) a seta indica carboneto não dissolvido: austenitização a 770°C: a) 2s, b) 8s, c) 64s e d) 512s mostra uma micrografia martensítica. Ataque Nital 1%.....	31
Figuras 5.9 – Micrografias ópticas: austenitização a 800°C: a) 2s e b) 16s apresenta a evolução da fase clara produto da decomposição da austenita e resto de carbonetos e produto escuro. Nital%.....	33
Figuras 5.10 – Micrografias ópticas: austenitização a 800°C: a) 32s mostra o crescimento do produto claro e a diminuição do produto escuro, embora os carbonetos da estrutura prévia apresentem nestas condições, entretanto somente na fase escura e b) 64s houve uma evolução da fase clara de forma significativa. Nital 1%.....	34
Figura 5.11 – Micrografias ópticas: estrutura prévia normalizada, austenitização a 730°C: a) 2s uma seta indica uma fase nova e outra que mostra a ferrita, e b) 16s a seta mostra a ferrita e a letra M está sobre a fase nova (clara). Ataque Nital 1%.....	36
Figuras 5.12 – Micrografias ópticas mostram a evolução da fase clara e o consumo da ferrita: estrutura prévia normalizada, austenitização a 730°C: a) 32s e b) 128s. Ataque Nital 1%.....	37
Figura 5.13 – Micrografias ópticas: estrutura prévia normalizada, austenitização a 750°C: a) 1s e a seta indica um novo produto e b) 4s. Ataque Nital	

1%.....	39
Figura 5.14 – Micrografias óptica: estrutura prévia normalizada, austenitização a 750°C e 16s. Ataque Nital 1%.....	40
Figura 5.15 – Micrografias ópticas: estrutura prévia normalizada, austenitização a 770°C: a) 4s e b) 16s. Ataque Nital 1%.....	39
Figura 5.16 – Micrografia eletrônica de varredura. Início da formação de austenita que no resfriamento apresentou-se como perlita: a 730°C com tempo 32s. Ataque: Nital 2%. (10.000 vezes).....	41
Figura 5.17 – Micrografias eletrônica de varredura mostram seqüência da austenitização e presença de três constituintes: perlita, ferrita e carboneto: a 730°C com tempo (a) 64s, (b) 1024s e (c) 2048s (~34 min). Ataque: Nital 2%.	42
Figura 5.18 – Micrografias eletrônica de varredura: a 750° C com tempo (a) 8s, (b) 32s e (c) 64s. A seta vermelha um apresenta produto não lamelar e seta branca indica carbonetos não dissolvido. Ataque: Nital 2%.....	44
Figura 5.19 – Micrografia eletrônica de varredura. Seta P (perlita), F (ferrita), ESF (carbonetos esferoidizados) e M (martensita): a 750° C com tempo 512s. Ataque: Nital 2%.....	45
Figura 5.20 – Micrografia eletrônica de varredura mostra dentro do círculo branco o produto escuro que é a perlita fina. Austenitização a 770°C com 4s. Ataque: Nital 2%.....	46
Figura 5.21 – A seqüência de formação de austenita: a 770° C (a) 4s, (b) 8s, (c) 16s, (d) 64s e (e) 512s. A letra (M) indica a mudança do produto da decomposição da austenita para produto não lamelar. Ataque: Nital 2%.....	47
Figura 5.22 –A seqüência de austenitização a 730°C do normalizado (a) 2s, (b) 4s, (c) 8, (d) 16, (e) 32 e (f)4s.....	49
Figura 5.23 – Austenitização 730° C (a) 2s a seta branca indica produto que nucleou na perlita e (b) 4s (seta vermelha) produto que se formou na	

perlita e ao resfriar transformou em martensita, (seta azul) produto que se formou sobre a ferrita pro-eutetóide e ao resfriar transformou em perlita.....	50
Figura 5.24 – Austenitização a 730° C com 8s a formação de austenita no interior da perlita.....	51
Figura 5.25 – Austenitização a 730° C 16s a decomposição da austenita distingue devido a fase a qual austenita cresceu. A seta azul indica a martensita produto da austenita que consumiu a perlita. A seta branca indica a perlita produto da austenita que consumiu a ferrita pro-eutetóide.....	51
Figura 5.26 – Seqüência de austenitização a 750°C com os (a) 1s, (b) 2s, (c) 4s, (d) 8s e (e) 16s.....	52
Figura 5.27 – Micrografia eletrônica da austenitização a 750°C com 1s com aumento 4.500x ilustra a nucleação da fase plana no interior da perlita.....	53
Figura 5.28 – A austenitização a 750°C com 2s com aumento 4.500x, MEV.....	53
Figura 5.29 – A austenitização a 750°C com (a) 4s, (b) 8s e (c) 16s com aumento 4.500x, MEV.....	54
Figura 5.30 – Curvas dilatométricas mostram ocorrência de somente uma transformação em alta temperatura: variação do volume versus temperatura, resfriamento a partir de 730°C para material esferoidizado.....	55
Figura 5.31 – A curva variação de volume ($d\ell/\ell_o$) versus tempo de austenitização, mostra que nos primeiros instantes há uma contração e segue na dilatação, estrutura prévia esferoidizado, a 730°C	56
Figura 5.32 – Curva dilatométrica: variação de volume versus temperatura, resfriamento a partir de 750°C.....	57
Figura 5.33 - A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização no patamar 750°C, para estrutura inicial esferoidizado.....	58

Figura 5.34 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 770°C.....	59
Figura 5.35 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização no patamar 770°C para estrutura inicial esferoidizado.....	60
Figura 5.36 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 800°C.....	61
Figura 5.37 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização no patamar 800°C para estrutura inicial esferoidizado.....	62
Figura 5.38 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 730°C.....	63
Figura 5.39 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizado, no patamar 730°C	64
Figura 5.40 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 750°C.....	65
Figura 5.41 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizado, no patamar 750°C	66
Figura 5.42 – Curva dilatométrica: variação de volume versus temperatura, resfriamento a partir de 770°C.....	67
Figura 5.43 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizada, no patamar 770°C	68
Figura 5.44 – Fração de austenita versus tempo de austenitização (material esferoidizado).....	69
Figura 5.45 – Fração de austenita versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizado.....	70
Figura 5.46 – Curva da dissolução de carbonetos da estrutura prévia esferoidizado em função do tempo.....	71
Figura 5.47 – Microdureza Vickers versus tempo de austenitização((a) esferoidizado e (b) normalizado).....	72
Figura 6.1 – Nucleação da austenita no contorno da interface da ferrita/carboneto	

partindo de estrutura esferoidizada, Nital 1% e aumento de 10.000x....	73
Figura 6.2 – Gráfico de concentração de carbono versus distância associado com a formação de austenita no estado prévio esferoidizado, onde: γ é a austenita, α é a ferrita, θ é o carboneto esferoidizado, $x^{\gamma\theta}$ é a interfaces austenita/carboneto, $x^{\alpha/\gamma}$ é a interfaces ferrita/austenita, A é um ponto no interior da austenita que se forma e C^A é a concentração de carbono no ponto A neste instante.....	75
Figura 6.3 – Comparação do esquema de austenitização de Brooks (1992) em (a) com proposto neste trabalho em (b).....	76
Figura 6.4 – Nucleação da austenita na Perlita partindo de estrutura prévia normalizada (Nital 1%).....	78
Figura 6.5 – Gráfico de concentração de carbono versus distância associado, tanto com a formação de austenita a partir de estrutura normalizada (perlita e ferrita pro-eutédóide) quanto o diagrama Fe-C; onde: γ é a austenita, α é a ferrita, P é a perlita da estrutura prévia, M é a martensita, P^R é a perlita após resfriamento da austenitização, t é o tempo, T é a temperatura isotérmica.....	80
Figura 6.6 – Micrografia eletrônica da austenitização a 730° C com 16s. Um produto não lamelar (martensítico) e uma estrutura lamelar, no resfriamento (Nital 1%).....	81
Figura 6.7 – Variação linear ($d\ell/\ell_o$) versus tempo de austenitização associada com as microestrutura eletrônica: i) contração, ii) vale e iii) dilatação.	85
Section 1.01 Figura 6.8 – Variação linear $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização associada com as micrografias.....	86
Figura 6.9 – Fração de austenita versus tempo de austenitização do normalizado e esferoidizado no patamar de 770°C.....	87
Figura 6.10 – Fração de austenita versus tempo de austenitização do normalizado e esferoidizado no patamar de 750°C.....	88

Figura 6.11 – Fração de austenita versus tempo de austenitização do normalizado e esferoidizado no patamar de 730°C.....	89
Figura 6.12 – Curvas TTT de austenitização, com indicadores de 10, 50 e 90% de transformação – (a) esferoidizado e (b) normalizado (os pontos são os resultados experimentais e as curvas são resultados de regressão).....	91
Figura 7.1 – Curvas TTT de austenitização, com indicadores de 10, 50 e 90% de transformação – (a) esferoidizado e (b) normalizado (os pontos são os resultados experimentais e as curvas são resultados de regressão).....	93

LISTA DE SÍMBOLOS

C_{θ}	Concentração de carbono do carboneto
C_{α}	Concentração de carbono na ferrita
C_{γ}	Concentração de carbono na austenita
$dx_{\theta\gamma}$	Taxa de deslocamento da interface da austenita com carboneto
$dx_{\gamma\alpha}$	Taxa de deslocamento da interface da ferrita com austenita
$\Delta\ell / \ell_o$	Variação volumétrica
γ	Austenita
α	Ferrita
θ	Carboneto
$C^{\gamma/\theta}$	Concentração de carbono na interface da austenita/carboneto
$C^{\alpha/\gamma}$	Concentração de carbono na interface da ferrita/austenita
$x^{\gamma/\theta}$	Movimento das interfaces austenita/carboneto
$x^{\alpha/\gamma}$	Movimento das interfaces ferrita/austenita

RESUMO

A influência do estado prévio, esferoidizado ou normalizado, sobre a formação de austenita em um aço hipoeutetóide foi estudada por dilatométrica em várias temperaturas. O processo foi interrompido para tempos crescentes. As estruturas obtidas foram analisadas por microscopia ótica (incluindo metalografia quantitativa) e por microscopia eletrônica de varredura, o que, junto com as medidas dilatométricas serviu para identificar os mecanismos envolvidos.

Em todas as condições estudadas a estrutura normalizada tem cinética de austenitização mais rápida que a esferoidizada.

A austenitização do material esferoidizado (ferrita mais carbonetos dispersos) começa com a formação de grãos de austenita junto aos carbonetos e crescimento dos grãos de austenita consumindo a ferrita e dissolvendo carbonetos, sendo este último o processo mais lento; durante o crescimento o teor de carbono na austenita é heterogêneo, tendendo a homogeneizar-se com o tempo. A temperabilidade da austenita é crescente com o tempo.

A austenitização do material normalizado (ferrita pro-eutetóide, mais perlita fina) começa com a formação de austenita nas colônias de perlita, sem heterogeneidade detectada de distribuição de carbono; ao consumir as regiões de ferrita pro-eutetóide a austenita passa a apresentar heterogeneidade de distribuição de carbono; como etapa final do processo há homogeneização da austenita. A temperabilidade da austenita diminui na etapa em que ela resulta da transformação de ferrita, antes da homogeneização.

A cinética global, medida por dilatométrica e por metalografia quantitativa é apresentada na forma de curvas isotérmicas (TTT) de austenitização para as duas estruturas prévias estudadas.

ABSTRACT

The influence of the previous state, spheroidized or normalized, on the austenite formation in a steel hypoeutectoid was studied by dilatometry in various temperatures. The process was interrupted for growing times. The obtained structures were analyzed by optic microscopy (including quantitative metallography) and by scanning electronic microscopy, which, with the dilatometric measurements, helped to identify the reaction mechanisms.

In all of the studied conditions, the normalized structure has faster kinetics of austenitization than the spheroidized.

The austenitization of the spheroidized material (ferrite plus dispersed carbides) begins with the formation of austenite grains close to the carbides and with the growth of the austenite grains consuming the ferrite and dissolving carbides, being this last one the slowest process; during growth the relative quantity of carbon in the austenite is heterogeneous, tending to homogenize with time. The hardenability of the austenite is growing with the time.

The austenitization of the normalized material (pro-eutectoid ferrite, plus fine pearlite) begins with austenite formation in the pearlitic colonies, without detected heterogeneity of carbon distribution; when consuming the pro-eutectoid ferrite areas the austenite begins to show heterogeneity of carbon distribution; as final stage of the process occurred homogenization of the austenite. The hardenability of the austenite decreases during the process of ferrite transformation, before the homogenization.

The global kinetics, measured by dilatometry and by quantitative metallographic, is presented in the form of isothermal curves (TTT) of austenitization for the two previous studied structures.

1 INTRODUÇÃO

Apesar do surgimento contínuo de novos materiais alguns materiais tradicionais continuam sendo muito importantes; como é o caso do aço. Na fabricação da maioria dos aços é necessário passar por etapas em que o material é austenítico. Na fabricação de produtos temperados e revenidos em particular, a austenitização para têmpera tem efeito sobre o resultado do processo.

A maioria das pesquisas envolvendo austenita está voltada para a sua transformação no resfriamento (Zackay; Aaronson (1962)) que é o conjunto de reações em estado sólido mais pesquisado em metais.

A formação da austenita por aquecimento das estruturas formadas por ferrita e carbonetos, em que se estabelecem as condições iniciais para a têmpera, tem merecido menor atenção na literatura, mas tem efeitos importantes sobre a qualidade final do tratamento térmico. Em especial, fixada a composição do aço, as condições de formação da austenita determinam tamanho de grão e homogeneidade, variáveis que afetam a temperabilidade.

No início da austenitização, existe um gradiente térmico entre as superfícies externas com o interior da peça. Todavia, a homogeneização da temperatura na peça é função da transferência de calor. De um maneira geral, as técnicas tradicionais para o controle das condições de austenitização são empíricas: há muito se pratica, por exemplo, a regra de meia hora por polegada de espessura da peça a ser austenitizada.

A austenitização não é uma etapa complicada, mas é crítica para a qualidade do tratamento térmico. O resultado da têmpera depende das condições de austenitização e da temperabilidade e estas são interdependentes. Efeitos indesejados como trincas, empenamentos e falhas prematuras no material podem ter sua origem aí. A qualidade da austenitização está relacionada à temperatura, ao tempo de processo, elementos de liga e da estrutura prévia (Brooks (1992)). Este trabalho vai se ocupar desta última variável.

Roberts; Mehl (1943) e Rose; Strassburg (1956) mostraram que a formação de austenita a partir de estrutura do tipo ferrita e perlita, ferrita e cementita esferoidizada ou apenas perlita, originava-se nas interfaces ferrita/carboneto, consumindo primeiro a ferrita. A dissolução da cementita levava um tempo significativamente maior. Portanto, a transformação envolveria, esquematicamente, as etapas de nucleação (heterogênea), crescimento da austenita pelo consumo da ferrita, dissolução da cementita e homogeneização do carbono, sendo as últimas as etapas lentas. Apenas com esta informação, constata-se que tamanho de grão e homogeneidade da austenita, que afetam a temperabilidade, estão ligados à condição de austenitização. Uma distribuição mais fina de carbonetos levaria a tamanho de grão menor e tempo de austenitização curto produziria uma austenita mais heterogênea.

Nehrenberg (1950) fez um estudo com vários aços de baixa liga, tratados a partir de estruturas iniciais variando desde perlita/ferrita, passando por estruturas esferoidizadas até estruturas temperadas. Os resultados morfológicos mostraram que, independentemente do tipo de aço, quando a estrutura de partida era acicular, a estrutura durante a formação da austenita também era acicular. Estrutura de partida acicular incluía martensita e estrutura esferoidizada produzida por revenimento a altas temperaturas. Quando a estrutura de partida era perlita/ferrita ou esferoidizada por recozimento, a austenita crescia com forma aproximadamente equiaxial.

Uma mudança no comportamento dos estudos da formação de austenita foi a adição da cinética por Rose; Strassburg (1956), Rose; Rademacher (1957); Schmidtman; Brandis (1959), Bungardt et al. (1961). Foram estudadas as cinéticas globais de austenitização isotérmica que, para muitos materiais, foram levantadas e publicadas na forma de curvas TTT de austenitização.

Tentativas de interpretação das cinéticas de austenitização, por cálculos de medidas de energias de ativação aparentes a partir de gráficos de Arrhenius, produziram curvas com inclinações variáveis com a temperatura (Schmidtman; Brandis (1959), Bungardt et al. (1961)), ou indicando mudança de mecanismo de reação ou de mecanismo dominante. Os estudos preliminares de Paulino; Falleiros (2000) com aço

hipoeutectóide no estado esferoidizado, observaram que a curva de variação linear da amostra com tempo ocorre dois comportamentos, dilatação e contração, sugerindo mudança na temperabilidade.

O grande salto no estudo da formação de austenita ocorreu no aprofundamento do estudo cinético (Judd; Paxton (1968)) ao medir, por metalografia quantitativa, a fração volumétrica da austenita formada a partir de agregados ferrita/cementita esferoidizada, em liga Fe-C pura, em liga pura com adição de 0,5% Mn e em aço comercial correspondente. Um modelo de reação baseado em difusão de carbono, dentro de mecanismos sugeridos por observações metalográficas e com aproximações geométricas, apresentou concordância com os resultados das cinéticas experimentais na liga pura. As presenças de manganês na liga pura e de elementos de ligas substitucionais na liga comercial, atrasaram muito a cinética em relação à liga pura Fe-C e à modelada, sobretudo em temperaturas baixas. Estes pesquisadores contribuíram com duas observações morfológicas relevantes. Primeira: a austenita nucleada em carbonetos que estavam em contorno de grão apresentou tempo de incubação três ou quatro vezes menor que a nucleada em outros carbonetos. Segunda: as taxas de nucleação nos carbonetos em contornos foram de três a oito vezes maiores que em outros carbonetos.

Speich; Szirmai (1969) trabalharam em modelo semelhante e verificaram novamente um retardamento importante devido à presença de pequenas adições de substitucionais. Além disso, sugeriram de maneira esquemática os locais de nucleação da austenita partindo dos estados ferrítico, esferoidizado e perlítico (ver Figura 2.2).

Figura 2.2 – Ilustra (fase escura) a nucleação de austenita nas condições: (a) ferro puro, (b) esferoidizado e (c) perlítico, Speich; Szirmai (1969).

Nenhum destes trabalhos (Judd; Paxton (1968), Speich; Szirmae (1969)), foi capaz de esclarecer mecanismos a ponto de identificar qual controle prevalecia na cinética, por interface ou por difusão.

Molinder (1956) trabalhou com aço ligado com cromo, obteve resultados que sugeriram cinética parcialmente controlada por interface e verificou as influências da temperatura e do tempo de austenitização na dissolução dos carbonetos e na concentração de carbono na austenita (ver Figura 2.3).

Figura 2.3 – (a) A dissolução de carbonetos em função do tempo com aço com 1,27% C (0,2% Si, 0,36% Mn, 0,19% Cr e 0,03%V) e (b) a concentração de carbono na austenita com tempo de austenitização; Molinder (1956).

Hillert et al. (1971) estudaram o efeito de cromo usando um modelo aproximado para difusão ternária e soluções aproximadas para as equações de difusão envolvidas nos mecanismos encontrados durante a austenitização. Os resultados experimentais puderam ser explicados satisfatoriamente dentro da hipótese de equilíbrio local, ou seja, controle por difusão. Isto confirmou o efeito retardador dos elementos substitucionais, que já havia sido observado nos trabalhos dos pesquisadores Judd; Paxton (1968), Speich; Szirmae (1969) e Molinder (1956).

Durante um período os estudos foram concentrados na decomposição da austenita (Zackay; Aaronson (1962)). Em seguida, o surgimento dos aços dúplex (dual-phase), ferrítico-martensíticos, aumentou o interesse pela formação da austenita, pois neles a austenitização, dentro da zona crítica, tem importância tecnológica imediata e é uma situação nova. Neste contexto, Speich et al. (1981) estudaram a austenitização parcial de aços de baixo carbono com 1,5% de Mn, partindo de estrutura ferrita/perlita. Souza et al. (1982) retomaram a mesma linha e estudaram aços com adições de Nióbio. Garcia; Deardo (1981) estudaram a austenitização dentro da zona crítica, partindo de estruturas esferoidizada, esferoidizada e deformada e ferrita/perlita. Peñalba et al. (1996) estudaram austenitização sob as mesmas condições anteriores e verificaram a influência do Titânio e do Vanádio no tamanho de grão austenítico. As estruturas finais obtidas em todos estes estudos foram muito parecidas.

Roósz et al. (1983) fizeram estudo de aço eutetóide separando as cinéticas de nucleação e crescimento, medindo as quantidades de interfaces (austenita/perlita e austenita/austenita) durante a transformação. As técnicas de metalografia quantitativa eram muito semelhantes às usadas em estudos de recristalização (por exemplo, em Padilha; Falleiros (1979)). Observaram que as nucleações de austenita davam-se nas interfaces cementita/ferrita nos contornos de colônias de perlita e havia crescimento de grão durante a austenitização, o que levava a tamanho de grão homogêneo. Foi apresentada pela primeira vez uma modelagem de cinética que se adaptava bem à curva TTT de austenitização.

As equações de Roósz et al. (1983) foram usadas junto com a equação de Avrami (Avrami (1939), Avrami (1940)) para a modelagem de cinética e de comportamento dilatométrico de perlita lamelar proposta por García de Andrés et al. (1998).

Akbay; Reed; Atkinson (1994) modelaram o processo de austenitização de aços carbono puro, Fe-C e posteriormente Atkinson; Akbay; Reed (1994) propuseram

um modelo para aços ligados, Fe-C-X. Ambos os trabalhos partiram de estrutura mista de ferrita e cementita, com a hipótese de equilíbrio na interface.

Akbay; Atkinson (1996) sofisticaram o modelo da formação de austenita partindo de ferrita e carbonetos assumindo o equilíbrio local na interface plana e desenvolveram uma solução exata que governa a difusão do carbono na austenita e ferrita. Calcularam os movimentos das interfaces da austenita/ferrita e austenita/carboneto através de equação diferencial transcendental usando a condição de balanço de fluxo de massa, ou seja Conservação da Massa.

Mancini; Budde (1999) usaram elementos finitos para simular a austenitização e os resultados obtidos foram comparados com a solução exata. Por outro lado, consideraram a Conservação da Massa, método usado por Akbay; Reed; Atkinson (1994), não obtiveram resultados satisfatórios comparando com método numérico. No entanto, os resultados (Mancini; Budde (1999)) do método numérico estiveram de acordo com o experimental.

Jacot; Rappaz; Reed (1998) utilizando-se de modelagem com elementos finitos, consideraram o efeito da curvatura sobre o equilíbrio local; o modelo revelou dois regimes possíveis de dissolução de perlita lamelar: um de baixo superaquecimento, com ferrita e cementita sendo consumidas cooperativamente pela austenita, e outro em que a austenita consome a ferrita e deixa carbonetos não-dissolvidos para trás. O primeiro regime nunca foi observado experimentalmente, mas o segundo está bem documentado (Brooks (1992)).

Brooks (1992) elaborou a partir do tratamento da modelagem de Judd; Paxton (1968) um esquema de formação de austenita que está ilustrada na Figura 2.4. Considerando o equilíbrio na interface, o movimento da interface ocorre no controle de difusão de carbono na austenita e a forma de crescimento da austenita dá-se ao redor do carboneto consumindo tanto o carboneto como a ferrita.

Figura 2.4 – Esboço da formação de austenita a partir do estado esferoidizado, Brooks (1992).

Jurdeczka; Peisker (1996) usaram o método Monte Carlo e verificaram a influência de fases secundárias. Especialmente, a dissolução de cementita.

Bailer-Jones; Bhadeshia; MacKay (1999) usaram o método gaussiano para modelar a formação da austenita durante o aquecimento contínuo. Gavard et al. (1996) aplicaram o método de redes neurais a esse problema, mas o modelo gaussiano é um modelo probabilístico mais genérico, que evita algumas das arbitrariedades que ocorrem no método das redes neurais. Demonstra-se que o modelo gaussiano conduz a uma melhoria significativa das tendências às temperaturas de A1 e do A3 em função da composição química e da taxa de aquecimento. Em alguns casos, estas tendências preditas são mais plausíveis do que aquelas obtidas com o método da rede neural. Mostra-se que muitos dos elementos ligas nos aços são irrelevantes para determinar as temperaturas da formação de austenita.

Os mecanismos da formação de austenita, a cinética de dissolução das lamelas de cementita e a cristalografia do processo de austenitização de uma estrutura perlítica foram estudados por Shtansky; Nakai; Ohmori (1999). O método empregado para determinar o potencial termodinâmico para difusão de Carbono e elementos substitucionais durante a austenitização foi baseado no Thermo-Calc. As relações de

orientação entre ferrita, cementita e martensita foram também determinadas. Concluíram que austenita nucleia na interface das colônias de perlitas, e que a cinética de crescimento da austenita é controlada pela difusão do carbono e do cromo.

Um modelo que descrevesse a influência do espaçamento lamelar da perlita na transformação para austenita tem sido estudado por Caballero; Capdevila; García de Andrés (2001). Constataram que lamelas mais espaçadas têm uma cinética de formação de austenita mais lenta.

A contração do material associada com a formação de austenita tem sido estudada por Reed et al. (1998) usando dilatométrica. A interpretação dos resultados mereceu estimativas exatas dos parâmetros da estrutura cristalina das fases e nas temperaturas de reação; estes resultados foram medidos usando difração de nêutron. No mesmo trabalho usou-se a regra das misturas, mostrando que os resultados da dilatométrica não podem ser relacionados a menos que a dissolução dos carbonetos seja explicada. Os resultados experimentais foram comparados com os dados do modelo teórico (Akbar; Reed; Atkinson (1994)) que pressupõe o crescimento da austenita por controle da difusão do carbono na austenita e associado com a dissolução do carboneto de formas distintas. Construíram as curvas TTT tanto teoricamente quanto experimentalmente. Outras contribuições foram: a) contração associada com austenitização, b) modelagem do resfriamento contínuo o qual foi comparado com o experimental. Isto envolveu modificação no modelo teórico para esclarecer a transformação anisotérmica, apesar do modelo supor uma geometria simples. De uma maneira geral, os resultados experimentais estão bem relacionados com os dados teóricos (ver Figura 2.5) sendo capaz de explicar características principais da transformação.

Figura 2.5 – Mostra diagrama TTT do Fe-0.4%C das curvas teóricas 20, 50 e 70% de transformação de austenita e os pontos experimentais da fração transformada, respectivamente, Reed et al. (1998).

3 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é estudar os mecanismos e a cinética de austenitização de um aço hipoeutetóide, partindo-se de estrutura esferoidizada e de uma estrutura ferrita/perlita produto de normalização.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL

O material foi recebido na forma de chapa bruta de laminação. A composição química do aço estudado está na Tabela 4.I e uma micrografia, mostrada na Figura 4.1, evidencia perlita e ferrita.

Tabela 4.I – Composição química (em % - massa)

C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo
0,51	0,7	0,24	0,017	0,003	0,006	0,089	0,044	0,06

Figura 4.1 – Estrutura bruta de laminação do material como recebido. Ataque Nital 1%.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 OBTENÇÃO DE DIFERENTES ESTRUTURAS DE PARTIDA PARA AUSTENITIZAÇÃO

As chapas recebidas foram cortadas conforme a figura abaixo e o material para estudo foi colhido próximo às bordas para evitar eventual resto de segregação do centro das chapas. A Figura 4.2 mostra o processo (a) e as dimensões dos corpos de prova cortados das chapas (b).

Figura 4.2 – (a) Local de onde foram retidas as amostras e (b) dimensões das amostras para tratamentos térmicos preliminares.

Estes corpos de prova foram encapsulados sob baixa pressão (9×10^{-2} mbar) em ampolas de quartzo. Tal procedimento foi adotado para evitar a descarbonetação superficial durante os tratamentos térmicos.

As amostras foram divididas em dois lotes. Cada lote sofreu um tipo de tratamento térmico preliminar (esferoidização e normalização). Serão descritos os procedimentos para cada um desses tratamentos.

a) Esferoidização

A estrutura esferoidizada foi obtida seguindo as etapas: (i) austenitização a $800^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por uma hora em forno de mufla; (ii) têmpera em água; (iii) revenimento a $700^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por 24 horas. Para as etapas (i) e (iii) as amostras estavam encapsuladas.

b) Normalização

A estrutura normalizada foi obtida seguindo as etapas: (i) austenitização a $900^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por uma hora em forno de mufla e (ii) resfriamento ao ar. Para as etapas (i) e (ii) as amostras estavam encapsuladas.

4.2.2 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS

As temperaturas críticas foram identificadas através do dilatômetro da marca Adamel-Lhomargy e modelo DT1000.

Submeteram-se os materiais com as estruturas preliminares a ciclos térmicos (ver Figura 4.3) com o objetivo de obter as temperaturas críticas a partir do comportamento dilatométrico. As análises das curvas foram feitas usando o método das tangências.

O ciclo de aquecimento usado no dilatômetro foi um aquecimento rápido (20°C/s) até 650°C , seguido de uma etapa de aquecimento lento com taxa de $0,25^{\circ}\text{C/s}$ até atingir 800°C . O resfriamento foi lento ($0,25^{\circ}\text{C/s}$) até 600°C e a partir daí ocorreu um resfriamento de 20°C/s até atingir a temperatura ambiente.

Figura 4.3 – Esquema do ciclo térmico para determinar o $Ac1$ e o $Ac3$.

4.2.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTENITIZAÇÃO

Os tratamentos de austenitização foram realizados no dilatômetro. A escolha deste equipamento justifica-se pela rapidez do processo de austenitização, que se inicia em poucos segundos. É necessário que o aquecimento seja o mais rápido possível até atingir as condições de austenitização. Os estudos envolveram tratamento com austenitização parcial, que também exigiram condições de resfriamento rápido.

Estas exigências excluem o uso de forno de mufla, cujo aquecimento é lento e o uso de banho de sais, em que a interrupção do tratamento envolve manuseio que dificilmente pode ser feito em condições sempre iguais.

4.2.3.1 CONFECÇÃO DAS AMOSTRAS PARA A DILATOMETRIA

Após a obtenção das estruturas iniciais (esferoidizada e normalizada), os corpos de prova para dilatometria (austenitização) foram usinadas segundo as dimensões apresentadas na Figura 4.4.

Figura 4.4 – Dimensão das amostras para a dilatometria.

4.2.3.2 A TÉCNICA DILATOMÉTRICA

Os ciclos empregados para a austenitização estão representados na Figura 4.5. Foi feito um pré-aquecimento até 650°C (segmento (iii)) abaixo da temperatura Ac1, e um aquecimento rápido, segmento (iv), como se mostra na Figura 4.5).

Figura 4.5 – Ciclo de trabalho.

Para cada tratamento térmico de austenitização, a etapa (v) foi definida conforme a Tabela 4.II.

Tabela 4.II – Condições utilizadas para os tratamentos térmicos de austenitização.

Temperaturas de Austenitização [°C]		730					750			770			800	
Tempos de Austenitização[s]	2	4	8	16	32	64	128	512	1024	2048	4096			

Os dados de variação dilatométrica para cada condição foram registrados automaticamente em computador.

4.2.3.2.1 PROCEDIMENTO ADOTADO NA TÉCNICA DE DILATOMETRIA PARA CICLOS DE AUSTENITIZAÇÃO

Todos os ciclos seguiram a ordem abaixo, com a respectiva programação e controle feito por computador. Antes do aquecimento, a câmara era evacuada por bomba mecânica de dois estágios até 9×10^{-2} mbar, segmento (i). Feito isso, inicia-se o aquecimento por radiação da amostra colocada dentro da câmara; esse aquecimento era feito por duas lâmpadas de filamentos de tungstênio, com a radiação focada no corpo de prova por meio de espelhos. A temperatura era medida através de um termopar Cromel-Alumel de 0,1 mm de diâmetro. Em cada teste os fios do termopar foram soldados sobre o corpo de prova e conectados a um receptor de sinal elétrico. Para o ciclo de resfriamento, utilizou-se um fluxo de N₂ controlado por uma servo-válvula. A variação volumétrica (deslocamento linear devido às transformações de fase) foi captada pelo “Linear Variable Displacement Transducer, LVDT”, instalado numa das extremidades do porta-amostra. O LVDT convertia o deslocamento linear numa tensão que era transmitida para um computador.

Os tratamentos térmicos feitos no dilatômetro são divididos em segmentos. A cada segmento é definido a quantidade de pontos a ser colhida e esses registros são

armazenados em forma de arquivo eletrônico. Executa-se o arquivo no excel com formato ASCII.

O sistema de funcionamento do dilatômetro está representado esquematicamente na Figura 4.6 e a Figura 4.7 mostra o equipamento.

Figura 4.6 – O esquema de funcionamento do dilatômetro.

Figura 4.7 – Dilatômetro e computador AT286 utilizados neste trabalho.

4.2.4 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Foram preparadas metalograficamente as amostras provenientes dos ciclos térmicos de dilatometria e dos tratamentos térmicos preliminares.

O método metalográfico (Bartolomé (1999)) consistiu em lixamento até a lixa de granulometria 800, polimento em pasta de diamante 1 μ m e ataque químico em Nital 1% ou 2% ou 5%.

4.2.4.1 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Dessa forma foi possível associar as medidas dilatométricas às observações microestruturais.

a) Microscopia Óptica

As fases resultantes dos tratamentos térmicos preliminares e dos ciclos dilatométricos foram analisadas em microscópio da marca Zeiss e Olympus, com aumento de 50 a 1000 vezes.

b) Microscopia Eletrônica de Varredura

Uma observação mais detalhada da microestrutura obtida em cada tratamento foi possível através da técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura, utilizando imagens de elétrons secundários.

4.2.5 METALOGRAFIA QUANTITATIVA

Para avaliar a fração volumétrica da formação de austenita e a dissolução dos carbonetos, empregou-se metalografia quantitativa, Underwood (1970) e norma ASTM E112 – 88.

Para os tempos e temperaturas de austenitização utilizados, a fração volumétrica de austenita formada foi avaliada através do método manual e automático (em Quantimet 520).

a) Método Manual de Medição

A fração de austenita formada foi avaliada utilizando-se o número de pontos incidentes na região de interesse dividido pelo número de pontos total da grade. A grade utilizada continha 256 pontos. Essa grade foi posicionada na tela do monitor do computador para que fossem feitas as contagens. O aumento utilizado para realizar as contagens foi de 1000 vezes em todas as amostras medidas. Foram realizadas 10 contagens conforme a Figura 4.8. Calcularam-se as dispersões estatísticas por calculadora científica.

Figura 4.8 – Regiões das contagens das frações volumétricas.

b) Quantimet 520

As imagens de diferentes campos foram observadas por câmara acoplada ao microscópio e usada desta forma para medida automática das frações volumétricas e foram realizadas 50 contagens em cada amostra.

4.2.6 MICRODUREZA (VICKERS)

As determinações das microdurezas foram feitas no equipamento Zwick modelo 3202, onde foram realizadas impressões na superfície polida, utilizando-se cargas de 10 e 20 gramas.

Para obter o valor da microdureza usou-se a expressão (4.1):

$$HV = 2 \times \frac{P \times \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \quad (4.1)$$

onde: HV é a medida de microdureza em Vickers (kg/mm²); P é a carga (Kg) e d é a média das diagonais das indentações.

Foram feitas dez (10) indentações espaçadas de modo a não haver interferências mútuas. Além disso, as dispersões estatísticas foram calculadas por calculadora científica.

5 RESULTADOS

5.1 ESTRUTURAS PRÉVIAS

5.1.1 ESFEROIDIZADA

Após o tratamento térmico preliminar obtivemos o material na condição esferoidizada. A Figura 5.1 apresenta a microestrutura desta condição, carbonetos esferoidizados e a matriz ferrítica. Nota-se que há carbonetos dispersos de diferentes tamanhos na matriz ferrítica.

Figura 5.1 – Micrografia óptica: estrutura do material esferoidizado, carbonetos e ferrita. Ataque: Nital 1%.

5.1.2 NORMALIZADA

A estrutura do material na condição normalizada é apresentada na Figura 5.2 (a) e (b) mostra em detalhe a perlita. Na Figura 5.2 (a), observam-se ferrita proeutetóide e colônias de perlita.

Figura 5.2 – a) Micrografia óptica e b) eletrônica: estrutura prévia normalizada. Ataque: Nital 2%.

5.2 TEMPERATURAS CRÍTICAS

A Figura 5.3 mostra as curvas dilatométricas do tratamento térmico para identificar as temperaturas críticas para as estruturas (a) esferoidizado e (b) normalizado.

Figura 5.3 – Temperaturas críticas: (a) esferoidizados e (b) normalizado.

5.3 FORMAÇÃO DE AUSTENITA

As observações experimentais foram feitas em microscopia, óptica e eletrônica, curvas dilatométricas, metalografia quantitativa e microdureza. A apresentação dos resultados é feita nesta ordem.

5.3.1 MICROGRAFIAS ÓPTICAS

5.3.1.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA

a) Austenitização a 730° C

A Figura 5.4 apresenta a microestrutura obtida após 32s de austenitização a 730°C. As setas brancas indicam a formação de um micro-constituente escuro, no resfriamento.

Figura 5.4 – Micrografia óptica mostra através das setas uma fase escura; austenitização a 730 °C: 32s, ataque: Nital 1%.

As Figuras 5.5 (a), (b), (c) e (d) apresentam as microestruturas obtidas na sequência de austenitização a 730°C, com tempos 128, 1024, 2048 e 4096s, respectivamente.

A Figura 5.5 (a) mostra que após 128s há uma fração de constituinte escuro maior do que após 32s (ver Figura 5.4). Demonstra um aumento da quantidade desta nova fase, que se transformou em constituinte escuro no resfriamento. Além do aumento da fase escura há presença de carbonetos, tanto no interior do produto austenitizado quanto nas áreas não transformadas.

As Figuras 5.5 (b), (c) e (d) para tempos de tratamento de 1024, 2048 e 4096s são semelhantes, sugerindo a aproximação do equilíbrio das fases. Para 68 minutos encontram-se três micro-constituintes (austenita, ferrita e carboneto). Nesta temperatura de 730° C o equilíbrio não corresponde a 100% de austenita.

Figura 5.5 – Micrografias ópticas mostram austenitização a 730 °C: a) 128s, b) 1024s, c) 2048s e d) 4096s. Ataque: Nital 1%.

Figura 5.5 – Continuação

b) Austenitização a 750° C

As Figuras 5.6 (a), (b), (c) e (d) apresentam as microestruturas obtidas na seqüência de austenitização de 750°C, com tempos 4, 8, 16 e 128s, respectivamente.

Na Figura 5.6 (a) observa-se fases presentes antes da austenitização, que são ferrita e cementita, e mais um constituinte escuro (seta mostra fase escura), produto de decomposição da austenita formada após 4s a 750°C.

As Figuras 5.6 (b) (8s) e (c) (16s) mostram o crescimento da fração de austenita para tempos mais longos. Nas áreas transformadas pela fase escura encontram-se carbonetos não dissolvidos.

A Figura 5.6 (d) (128s) revela que grande parte do material transforma-se em fase escura e uma pequena parcela da estrutura original continua presente no material. Nota-se que também o surgimento de um novo constituinte claro nas áreas indicadas pela seta.

A Figura 5.7 (a) (512s) mostra dois constituintes no material que são produtos da decomposição da austenita, um claro e outro escuro. O constituinte claro não é ferrita, porque aparece em quantidade maior que a do constituinte claro mostrado na Figura 5.6 (c). Portanto, este constituinte deve ser também produto da decomposição da austenita junto com o constituinte escuro.

Após 512s material é completamente austenítica no patamar de 750° C e no resfriamento uma parte transforma-se em constituinte escuro e outra parte em constituinte claro.

A Figura 5.7 (b) mostra que a austenita para tempos de 1024s durante o resfriamento transforma-se exclusivamente em um produto claro.

Figura 5.6 – Austenitização a 750 °C: a) 4s (a seta indica a formação de fase escura), b) 8s, c) 16s e d) 128 (a seta indica a mudança do produto da decomposição de austenita). Ataque Nital 1%.

Figura 5.5 – Continuação

Figura 5.7 – Micrografias ópticas: austenitização a 750 °C: a) 512s ilustra dois produtos da decomposição da austenita claro e outro escuro e b) 1024s apresenta uma micrografia martensítica. Ataque Nital 1%.

Após 1024s de austenitização (em 750° C) a formação da fase (supostamente austenita) completou-se e não há carbonetos não dissolvidos (ver Figura 5.7 (b)).

c) Austenitização a 770° C

As Figuras 5.8 (a), (b), (c) e (d) apresentam as microestruturas obtidas na austenitização a 770°C, com tempos 2, 8, 64 e 512s, respectivamente.

A Figura 5.8 (a) mostra que há presença de ferrita e carbonetos esferoidizados e um produto de decomposição da austenita formado após 2s a 770oC.

A Figura 5.8 (b) mostra o resultado do tratamento de austenitização após 8s. Observa-se que na microestrutura há uma grande parcela formada por um produto de decomposição de austenita, embora existam carbonetos ainda não dissolvidos.

A Figura 5.8 (c) (64s) mostra um constituinte escuro de decomposição da austenita. Observa-se que após 64s, a formação da austenita estava quase completa, embora restem carbonetos não dissolvidos (indicada pela seta).

Para o tempo de austenitização de 512s, cujo resultado está na Figura 5.8 (d), a microestrutura apresenta um produto de decomposição da austenita e não se distinguem carbonetos dos restos de ferrita. O produto de decomposição agora tem um aspecto claro, enquanto para os tempos menores ele era escuro, indicando uma mudança na sua natureza.

Figura 5.8 – Micrografias ópticas apresentam a seqüência de austenitização e na figura (c) a seta indica carboneto não dissolvido: austenitização a 770 °C: a) 2s, b) 8s, c) 64s e d) 512s mostra uma micrografia martensítica. Ataque Nital 1%.

Figura 5.8 – Continuação

Verificou-se que no patamar 770°C a austenita transforma em martensita a 512s, enquanto para 750°C tem frações de perlita e martensita. Muito embora ambas as fases sejam produtos da decomposição da austenita.

d) Austenitização a 800°C

As Figuras 5.9 (a) e (b) apresentam as microestruturas (micrografia óptica) obtidas a 800°C , com tempos 2 e 16s, respectivamente.

A Figura 5.9 (a) mostra que a microestrutura constitui-se de ferrita e carbonetos esferoidizados e um produto de decomposição da austenita formada após 2s a 800°C .

A Figura 5.9 (b) apresenta dois produtos da decomposição da austenita. Nesta microestrutura observa-se que há carbonetos não dissolvidos em grande parte no constituinte escuro enquanto o produto claro (martensita) está isento de carbonetos esferoidizados da estrutura de partida.

As Figuras 5.10 (a) e (b) apresentam as microestruturas obtidas a 800°C, com tempos 32 e 64s, respectivamente.

A Figura 5.10 (a) mostra que o produto da austenitização para 32s já é martensita em maior fração que o produto escuro. Ainda mostram que há carbonetos não dissolvidos, especialmente no constituinte escuro.

Para o tempo de austenitização de 64s, Figura 5.10 (b), observa-se que há dois produtos de decomposição da austenita, um claro e outro escuro. O produto claro predomina nestas condições.

Figuras 5.9 – Micrografias ópticas: austenitização a 800 °C: a) 2s e b) 16s apresenta a evolução da fase clara produto da decomposição da austenita e resto de carbonetos e produto escuro. Nital%.

Figuras 5.10 – Micrografias ópticas: austenitização a 800 °C: a) 32s mostra o crescimento do produto claro e a diminuição do produto escuro, embora os carbonetos da estrutura prévia apresentem nestas condições, entretanto somente na fase escura e b) 64s houve uma evolução da fase clara de forma significativa. Nital 1%.

5.3.1.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA

a) Austenitização a 730° C

As Figuras 5.11 (a) e (b) apresentam as microestruturas do tratamento a 730°C com tempo 2 e 16s, respectivamente.

O material da Figura 5.11 (a) apresenta o produto da estrutura prévia (normalizado) e um produto da decomposição da austenita que se apresenta claro (indicado com seta, embora distinto de uma outra fase clara que é a ferrita proveniente da estrutura inicial). A figura (b) mostra que a fração do produto claro é maior. Também é indicada pela letra M o novo produto que foi identificado como martensita por meio microdureza e a seta indica a ferrita.

As Figuras 5.12 (a) e (b) apresentam as microestruturas do tratamento: a 730°C com tempo 32 e 128s, respectivamente.

A figura (a) mostra que o material contém um produto claro e é maior do que 16s da Figura 5.11 (b).

Para os resultados do patamar a 730°C com tempos curtos de austenitização, observou-se que a decomposição da austenita resultou em dois produtos: um escuro com morfologia distinta da perlita da estrutura prévia e outro claro, que predominou em tempo longos de austenitização. Entretanto, há uma interferência entre eles.

Figura 5.11 – Micrografias ópticas: estrutura prévia normalizada, austenitização a 730 °C: a) 2s uma seta indica uma fase nova e outra que mostra a ferrita, e b) 16s a seta mostra a ferrita e a letra M está sobre a fase nova (clara). Ataque Nital 1%.

Figuras 5.12 – Micrografias ópticas mostram a evolução da fase clara e o consumo da ferrita: estrutura prévia normalizada, austenitização a 730 °C: a) 32s e b) 128s. Ataque Nital 1%.

b) Austenitização a 750° C

As Figuras 5.13 (a) e (b) apresentam as microestruturas do tratamento: a 750°C com tempo 1 e 4s, respectivamente.

A Figura 5.13 (a) mostra que o material tem uma pequena fração do produto transformado no resfriamento que está indicada pela seta. A Figura 5.13 (b) mostra que o material tem uma parcela maior do produto claro e uma parcela do produto escuro.

A Figura 5.14 refere-se ao tempo 16s. Mostra que grande parte do material transformou-se em martensita e uma pequena parcela em produto escuro.

c) Austenitização a 770° C

As Figuras 5.15 (a) e (b) apresentam as microestruturas dos tratamentos feitos a 770°C com tempo 4 e 16s, respectivamente.

Na condição da figura (a) mostra que a fração de produto claro predomina e restam produtos da estrutura inicial. A figura (b) mostra que o material tem uma parcela maior de produto claro e uma quantidade de produto escuro menor do que a condição de 4s.

Figura 5.13 – Micrografias ópticas: estrutura prévia normalizada, austenitização a 750 °C: a) 1s e a seta indica um novo produto e b) 4s. Ataque Nital 1%.

Figura 5.14 – Micrografia óptica: estrutura prévia normalizada, austenitização a 750 °C e 16s. Ataque Nital 1%.

Figura 5.15 – Micrografias ópticas: estrutura prévia normalizada, austenitização a 770 °C: a) 4s e b) 16s. Ataque Nital 1%.

5.3.2 MICROGRAFIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

5.3.2.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA

a) Austenitização a 730° C

Foram feitos testes preliminares com tempos inferiores a 32s no dilatômetro e não foi observado nas curvas dilatométricas mudanças de comportamento em tais condições. Por isso iniciou-se o estudo para o patamar de 730°C após 32s no estado esferoidizado.

A Figura 5.16 apresenta a microestrutura a 730°C com 32s; com isso ocorreu o início da formação da austenita e o produto escuro identificado nas micrografias ópticas da decomposição da austenita é uma perlita fina nesta técnica. Há carbonetos esferoidizados não dissolvidos e resto de ferrita.

As Figuras 5.17 (a) 64s, (b) 1024s e (c) 2048s apresentam nas microestruturas tanto o resto da estrutura prévia (carbonetos esferoidizados e ferrita) quanto o produto da formação da austenita, já identificado na Figura 5.15 como perlita fina.

Em todos os casos, a estrutura da austenita transformada em perlita fina no resfriamento não se modifica, seja em tempos curtos como tempos longos de austenitização. Este fato confirma a coexistência de três fases até 68 min.

Figura 5.16 – Micrografia eletrônica de varredura. Início da formação de austenita que no resfriamento apresentou-se como perlita: a 730 °C com tempo 32s. Ataque: Nital 2%. (10.000 vezes)

Figura 5.17 – Micrografias eletrônica de varredura mostram seqüência da austenitização e presença de três constituintes: perlita, ferrita e carboneto: a 730 °C com tempo (a) 64s, (b) 1024s e (c) 2048s (~34 min). Ataque: Nital 2%.

b) Austenitização a 750° C

As Figuras 5.18 (a), (b) e (c) apresentam as microestruturas obtidas a 750°C, com tempos 8, 32 e 64s, respectivamente.

Na Figura 5.18 (a) observa-se novamente que o produto de transformação da austenita é lamelar para essas condições de austenitização.

A Figura 5.18 (b) mostra aumento da fração de produto de decomposição da austenita sem mudanças de aspecto metalográfico.

A Figura 5.18 (c) apresenta o tratamento de austenitização a 750°C com 64s de uma estrutura prévia esferoidizada. Nela observa-se que grande parte do material foi austenitizado e que há um novo produto da decomposição da austenita que está indicado com uma seta vermelha. Trata-se de um constituinte não lamelar, indicando uma mudança do mecanismo da austenitização. Observa-se também nesta figura a presença de carboneto não dissolvido que está indicado com uma seta branca.

Figura 5.18 – Micrografias eletrônica de varredura: a 750° C com tempo (a) 8s, (b) 32s e (c) 64s. A seta vermelha um apresenta produto não lamelar e seta branca indica carbonetos não dissolvidos. Ataque: Nital 2%.

A Figura 5.19 apresenta o material esferoidizado seguido por um tratamento a 750°C com 512s. Nesta figura, observa-se o produto da decomposição da austenita é uma perlita fina indicada com a seta (Perlita) e há um produto novo não lamelar (M) sugerindo que se trata de martensita. Restam poucas áreas não transformadas de ferrita e carbonetos.

Figura 5.19 – Micrografia eletrônica de varredura. Seta (perlita), (ferrita), (carbonetos esferoidizados) e (martensita = M): a 750 °C com tempo 512s. Ataque: Nital 2%.

c) Austenitização a 770° C

A Figura 5.20 (tratamento: 770°C, 4s) com maior aumento apresenta novamente o produto escuro de transformação da austenita mostrando que se trata de uma perlita fina.

Figura 5.20 – Micrografia eletrônica de varredura mostra dentro do círculo branco o produto escuro que é a perlita fina. Austenitização a 770 °C com 4s. Ataque: Nital 2%.

As Figuras 5.21 (a), (b), (c), (d) e (e) apresentam as microestruturas obtidas a 770°C, com tempos 8, 16, 32, 64 e 512s, respectivamente.

A Figura 5.21 (a) mostra que ocorreu o início da formação de austenita. Nota-se a presença de um produto da austenitização, além dos produtos da esferoidização: carbonetos e ferrita. A Figura 5.21 (b) indica restos de regiões não transformados. As Figuras 5.21 (c) e (d) apresentam dois produtos da decomposição da austenita, um produto não lamelar e sem carbonetos que está indicado com uma letra M e outras regiões tendo carbonetos ainda não dissolvidos na perlita.

A Figura 5.21 (e) mostra a estrutura resultante de transformação da austenita formada durante 512s, produzindo uma estrutura, predominantemente, martensítica.

Figura 5.21 – A seqüência de formação de austenita: a 770°C (a) 4s, (b) 8s, (c) 16s, (d) 64s e (e) 512s. A letra (M) indica a mudança do produto da decomposição da austenita para produto não lamelar. Ataque: Nital 2%.

5.3.2.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA

a) Austenitização a 730° C

A Figura 5.22 mostra a seqüência austenitização a 730°C, com 2, 4, 8, 16, 32 e 64s. A Figura 5.22 (a) mostra que já em 2s iniciou-se a formação de austenita, enquanto para material esferoidizado só iniciou após 32s. No resfriamento a seta indica um produto não lamelar. No entanto, predomina ainda no material a estrutura prévia.

A Figura 5.22 (b) apresenta um aumento da formação desta nova fase, apesar de ainda apresentar perlitas da estrutura prévia. Entretanto, as lamelas de carbonetos estão menos evidenciadas do que no material na condição de 2s. Notou-se que a formação de austenita ocorre predominantemente no interior das colônias perlíticas corroborando com Speich; Szirmai (1969).

As Figuras 5.22 (c) e (d) confirmam a nucleação da austenita nas interfaces das colônias perlíticas e o crescimento na direção (essa evidência está de acordo com trabalhos de Baeyertz (1942) e Shtansky et al. (1999)) das ferritas. Para os tratamentos de austenitização apresentados até agora, notou-se que, qualitativamente, o consumo da ferrita é mais lento dentro dos eventos que estão ocorrendo durante o tratamento de austenitização.

A Figura 5.22 (e) mostra um domínio da nova fase e resta uma quantidade pequena de perlita e ferrita. De um modo geral, o consumo da ferrita é mais retardado do que o consumo da perlita inicial pela fase nova que tem uma morfologia plana. A 64s, apresentada na Figura 5.22 (f), tem-se uma diminuição da ferrita, bem como da perlita.

Figura 5.22 – A sequência de austenitização a 730 °C do normalizado (a) 2s, (b) 4s, (c) 8s, (d) 16s, (e) 32s e (f) 64s.

A Figura 5.23 (a) apresenta a micrografia eletrônica a 730° C com 2s. Nesta micrografia é indicado com a seta branca um produto não lamelar que se formou no interior da perlita. Além disso, mostram os produtos do estado da estrutura inicial sem alteração.

A Figura 5.23 (b) apresenta a condição na mesma temperatura, porém com 4s. A formação de austenita sobre a perlita transforma-se em martensita no resfriamento (seta vermelha), enquanto o crescimento da austenita sobre a ferrita pro-eutetóide transforma-se em perlita, no resfriamento (seta branca).

Figura 5.23 – Austenitização 730° C (a) 2s. A seta branca indica o produto que nucleou na perlita e (b) 4s (seta vermelha) produto que formou na perlita e ao resfriar transformou em martensita, (seta branca) produto que se formou sobre a ferrita pro-eutetóide e ao resfriar transformou em perlita.

A Figura 5.24 mostra que o primeiro evento é a nucleação da austenita no interior das colônias perlíticas.

Novamente, a Figura 5.24 mostra que a austenita que se forma sobre a perlita transforma-se em martensita, quando a austenita cresce sobre a ferrita pro-eutetóide transforma-se em perlita, no resfriamento.

Figura 5.24 – Austenitização a 730 °C com 8s a formação de austenita no interior da perlita.

Figura 5.25 – Austenitização a 730 °C 16s. A seta azul indica produto da decomposição da austenita que migrou sobre a perlita. A seta branca indica o produto da decomposição da austenita que cresceu sobre a ferrita pro-eutetóide e ao resfriar transformou num produto lamelar.

b) Austenitização a 750° C

A Figura 5.26 mostra a seqüência de austenitização com (a) 1s, (b) 2s, (c) 4s, (d) 8s e (e) 16s. Novamente, observou-se que a fase nova (austenita) nucleia nas colônias perlíticas e posteriormente passa consumir a ferrita pro-eutetóide.

Figura 5.26 – Seqüência de austenitização a 750 °C com a) 1, b) 2, c) 4, d) 8 e e) 16s.

A Figura 5.27 mostra micrografia eletrônica a 750°C com 1s. A seta indica a nucleação fase plana (não lamelar) nas colônias perlíticas. Além disso, mostra também o estado inicial (perlita e ferrita pro-eutetóide).

Figura 5.27 – Micrografia eletrônica da austenitização a 750 °C com 1s com aumento 4.500x ilustra a nucleação da fase não lamelar (austenita) no interior da perlita.

A Figura 5.28 indicam distintas fases por meio de setas, a branca o produto que nucleou na perlita durante o processo de austenitização, azul o produto perlítico e a vermelha a ferrita pro-eutetóide os dois últimos micro-constituintes são resto do estado normalizado.

Figura 5.28 – A austenitização a 750 °C com 2s com aumento 4.500x, MEV.

A Figura 5.29 apresenta em detalhes a sequência de austenitização com 4, 8 e 16s no patamar de 750° C.

Figura 5.29 – A austenitização a 750°C com (a) 4s, (b) 8s e (c) 16s com aumento 4.500x, MEV.

5.3.3 DILATOMETRIA

5.3.3.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA

a) Austenitização a 730° C

A Figura 5.30 apresenta as curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir de 730°C até temperatura ambiente.

Figura 5.30 – Curvas dilatométricas mostram ocorrência de somente uma transformação em alta temperatura: variação do volume versus temperatura, resfriamento a partir de 730°C para material esferoideizado.

Durante o resfriamento, verifica-se que ocorre apenas uma transformação em altas temperaturas para todos os tempos de austenitização no patamar de 730°C. As

micrografias ópticas e eletrônicas mostraram que o produto da decomposição da austenita é a perlita. As curvas dilatométricas, de fato, reforçam a idéia de que o produto da decomposição da austenita produzida a 730°C é perlita para todos os tempos de austenitização.

A Figura 5.31 apresenta os valores de variação de comprimento em relação ao comprimento inicial do corpo de prova ($d\ell/\ell_o$) em função do tempo austenitização.

Figura 5.31 – A curva variação de volume ($d\ell/\ell_o$) versus tempo de austenitização, mostra que nos primeiros instantes há uma contração e segue na dilatação, estrutura prévia esferoidizado, a 730 °C .

A curva mostra que até aproximadamente 1400s ocorre uma contração da amostra. Após 1400s inicia-se uma dilatação do material e as micrografias correspondentes destes tempos mostraram que houve uma dissolução dos carbonetos.

Em particular, no patamar 730° C, a austenitização é incompleta; a dissolução de carbonetos prossegue depois que toda a austenita se forma.

b) Austenitização a 750° C

A Figura 5.32 mostra as curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir de 750°C até a temperatura ambiente.

Figura 5.32 – Curva dilatométrica: variação de volume versus temperatura, resfriamento a partir de 750°C.

A decomposição da austenita em tempos menores do que 512s produz perlita. Por exemplo: para tempos de austenitização curtos como 8s, no resfriamento, há uma única transformação em alta temperatura (aproximadamente a 650° C). As microestruturas óptica (ver Figura 5.7) e eletrônica (ver Figura 5.19) confirmam que este primeiro evento da etapa de austenitização transforma-se em perlita, no resfriamento através da associação com as curvas dilatométricas.

Após 512s ocorrem duas transformações, uma em alta temperatura (aproximadamente 650° C), produzindo perlita conforme observado na Figura 5.7 (a) e outra transformação a 270°C, produzindo martensita (identificada indiretamente por microdureza).

Verifica-se que após 1024s ocorre apenas uma transformação, a aproximadamente 280°C e produzindo martensita (ver Figura 5.7 (b)).

A Figura 5.33 mostra os valores $d\ell/\ell_o$ em função do tempo de austenitização no patamar 750°C.

Figura 5.33 - A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização no patamar 750°C, para estrutura inicial esferoidizado.

Verifica-se que até aproximadamente 180s tem-se uma contração do material. Após os 180s há uma dilatação do material. Isto mostra dois comportamentos separáveis durante o processo de austenitização.

c) Austenitização a 770° C

A Figura 5.34 mostra as curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir de 770°C até a temperatura ambiente.

Figura 5.34 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 770 °C.

A figura anterior mostrou que para os tempos de austenitização de 2s até 64s houve só uma transformação, em altas temperaturas, sugerindo que a austenita formada decompõe-se em perlita no resfriamento. Este efeito foi observado nas microestruturas das Figuras 5.8 (a), (b) e (c).

A curva de 512s aponta apenas uma transformação, aproximadamente a 280°C e a microestrutura deste tratamento é apresentada na Figura 5.8 (d) revelando que é martensita.

A Figura 5.35 mostra uma curva $d\ell/\ell_o$ da amostra versus tempo de austenitização.

Figura 5.35 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização no patamar 770°C para estrutura inicial esferoidizado.

Nota-se que até aproximadamente 6s ocorre uma contração das amostras. Após 6s ocorre uma dilatação. Repete-se o comportamento observado nas outras temperaturas.

d) Austenitização a 800° C

As curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir de 800°C são mostradas na Figura 5.36.

Figura 5.36 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 800 °C.

Para 2s na etapa de austenitização, a austenita transforma-se em perlita, no resfriamento. Este fato é confirmado na microestrutura apresentada na Figura 5.9 (a).

Para 16s, a curva dilatométrica que se refere ao resfriamento mostra duas transformações, uma em baixas e outra em altas temperaturas. Na primeira, o produto da decomposição da austenita é a martensita e na segunda é a perlita. Estes constituintes foram observados anteriormente, na microestrutura da Figura 5.9 (b).

Para 32s, novamente no resfriamento, apresentam duas transformações que se referem a perlita (500°C) e a martensita (280°C); a microestrutura deste resultante é apresentada na Figura 5.10 (a) que confirma tais constituintes.

A curva de 64s apresenta apenas uma transformação, aproximadamente a 280°C. Por outro lado, a microestrutura (ver Figura 5.10 (b)) apresenta pequenas frações de perlita.

A Figura 5.37 mostra uma curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização.

Figura 5.37 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização no patamar 800 °C para estrutura inicial esferoidizado.

A curva da Figura 5.37 mostra que ocorre uma contração da amostra até 8s, seguida de uma dilatação em função do tempo de austenitização. Novamente o mesmo comportamento foi observado nesta temperatura de austenitização.

5.3.3.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA

a) Austenitização a 730° C

A Figura 5.38 mostra as curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir 730°C até a temperatura ambiente.

Figura 5.38 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 730 °C.

As curvas dilatométricas para os tempos austenitização de 2, 4, 8 e 16s apresentaram duas transformações: uma em alta e outra em baixa temperatura. Portanto, o material normalizado submetido à etapa de austenitização transforma-se, no resfriamento, em perlita e em martensita.

As curvas dos tempos 32, 64 e 128s apresentam somente uma transformação, aproximadamente a 250°C. Observou-se que nas microestruturas (ver Figuras 5.12 (a) e (b)) que austenita formada a 730°C transforma-se em martensita e uma pequena fração em perlita.

Comparando o material normalizado com o esferoidizado no mesmo patamar, nota-se que no esferoidizado não houve austenita que se transformou em martensita.

A Figura 5.39 apresenta a variação do volume em função do tempo de austenitização.

Figura 5.39 – A curva $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizado, no patamar 730 °C.

Nota-se que há uma contração significativa até 10s e prossegue com uma contração suave.

A curva da Figura 5.39 não apresentou a dilatação, fenômeno observado no material esferoidizado.

b) Austenitização a 750° C

A Figura 5.40 mostra as curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir 750°C.

Figura 5.40 – Curva dilatométrica: variação do corpo de prova versus temperatura, resfriamento a partir de 750 °C.

A curva de 1s apresenta uma transformação que se refere a austenita transformando-se em perlita (alta temperatura 580° C) e outra que é a martensita (em baixa temperatura aproximadamente 200° C).

Para a curva de 2s apresentam duas transformações, uma aproximadamente a 550°C que se refere a perlita e outra aproximadamente a 200 °C que corresponde à martensita.

Para 4s, novamente, apresentam duas transformações: a martensita em baixa temperatura (240° C) e outra transformação aproximadamente 500° C indicando que seja bainita. A curva 8s mostra que o material sofreu a austenitização. Ao resfriar, a austenita transforma-se aproximadamente a 250 °C que corresponde a martensita.

A Figura 5.41 mostra a variação de volume em função do tempo de austenitização.

Figura 5.41 – A curva dl/ℓ_o versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizado, no patamar 750 °C .

A Figura 5.41 mostra que o material normalizado tem uma taxa de contração variável em função do tempo de austenitização. Novamente, não apresentou a dilatação como no esferoidizado.

c) Austenitização a 770° C

A Figura 5.42 mostra as curvas dilatométricas geradas no resfriamento a partir 770°C até a temperatura ambiente.

Figura 5.42 – Curva dilatométrica: variação de volume versus temperatura, resfriamento a partir de 770°C.

Para 2s ocorrem duas transformações: uma aproximadamente a 620°C e outra a 270°C. Para as curvas 4, 8 e 16s apresenta-se uma única transformação em baixa temperatura, que se refere à martensita, corroborando com as microestruturas.

A Figura 5.43 mostra a variação volumétrica em função do tempo de austenitização.

Figura 5.43 – A curva dl/ℓ_o versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizada, no patamar 770 °C .

A Figura 5.43 mostra que está ocorrendo somente contração no material em função do tempo de austenitização.

5.3.4 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA AUSTENITA

5.3.4.1 ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADO

No material esferoidizado foram feitas cinquenta contagens no automático e dez no manual em cada patamar de temperatura e calculou-se a média aritmética e o desvio padrão, que são apresentados na Figura 5.44.

Figura 5.44 – Fração de austenita versus tempo de austenitização (material esferoidizado).

Para tratamento de austenitização no patamar de 730°C, alcançou uma fração de austenita na ordem de 10% com 32s e após 68 minutos elevou-se para 54%. Para 750°C a 4s de austenitização chegou-se a uma fração de 12% de austenita, que por sua vez é maior do que 32s no patamar inferior de 730°C. Além disso, o acréscimo da formação de austenita a 750°C ocorre de modo mais rápido do que a 730°C. Para 770°C, verifica-se que a 4s há uma fração de 30% de austenita e a 64s já alcançou ordem de 97% de austenita. A 800°C, notoriamente, a formação de austenita é mais rápida do que as demais temperaturas inferiores.

Não foi possível identificar o período de incubação devido às limitações experimentais. Isso demonstra, de fato, que a formação de austenita é um fenômeno extremamente rápido e foi sistematicamente observada pelos pesquisadores consultados.

Preliminarmente, pode-se dizer que a formação de austenita ocorre em tempos menores quando submetida a temperatura maiores e o período de incubação dá-se em tempos maiores para temperaturas menores.

5.3.4.2 ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA

No material normalizado também foi feita a mesma metodologia de metalografia quantitativa para construir a Figura 5.45.

Figura 5.45 – Fração de austenita versus tempo de austenitização, estrutura inicial normalizado.

Para 730°C observa-se uma fração de austenita 20% a 4s e eleva-se para uma fração 90% a 1024s. Neste patamar indica um ligeira estagnação na formação da austenita a partir 128s.

Para os valores de formação de austenita em temperaturas superiores como 750 e 770°C, conclui-se que quanto maior a temperatura menor é o intervalo de tempo para formação de austenita. O período de incubação é novamente difícil de identificar.

5.3.5 DISSOLUÇÃO DOS CARBONETOS DA ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADO

A Figura 5.46 mostra a dissolução dos carbonetos da estrutura prévia esferoidizada das temperaturas de 730, 750, 770 e 800°C.

Figura 5.46 – Curva da dissolução de carbonetos da estrutura prévia esferoidizado em função do tempo.

5.3.6 MICRODUREZA SOBRE AUSTENITIZAÇÃO

Foram feitas cinco medidas de microdureza Vickers com uma carga de 10 e 20g na suposta fase transformada (austenita) e obteve-se a média e o desvio padrão. Com isso, associaram-nas com o tempo de austenitização e os valores esferoidizado e normalizado são apresentados na Figura 5.47 (a) (b), respectivamente.

(a)

(b)

Figura 5.47 – Microdureza Vickers versus tempo de austenitização((a) esferoidizado e (b) normalizado).

6 DISCUSSÃO

6.1 MECANISMO DE AUSTENITIZAÇÃO A PARTIR DA ESTRUTURA PRÉVIA ESFEROIDIZADA

A seqüência sugerida para o mecanismo de austenitização da estrutura prévia esferoidizada completa é: nucleação da austenita na interface carboneto/ferrita, fato este observado na Figura 5.16 e na Figura 6.1 corroborando Samuels (1980) e o crescimento do grão de austenita consumindo a ferrita e dissolvendo a cementita (Figuras 5.18 (b) e (c)).

Figura 6.1 – Nucleação da austenita no contorno da interface da ferrita/carboneto partindo de estrutura esferoidizada, Nital 1% e aumento de 10.000x.

Esta mesma seqüência para o mecanismo de austenitização da estrutura prévia esferoidizada foi sugerida por Brooks (1992) e o consumo da ferrita e da dissolução da cementita foi verificada por Molinder (1956), Judd; Paxton (1968) e Speich; Szirmai (1969).

A Figura 6.2 apresenta, esquematicamente, o gráfico da concentração de carbono associado com uma linha que contém uma partícula de cementita e um grão austenítico, γ , supondo o equilíbrio na interface.

A curva de concentração de carbono varia ao longo do grão austenítico que se forma. A concentração de carbono na interface da austenita/carboneto, $C^{\gamma/\theta}$ e a concentração de carbono na interface da ferrita/austenita $C^{\alpha/\gamma}$ são constantes durante o processo (isotérmico) de austenitização, porém a curva de concentração de carbono varia com o movimento das interfaces austenita/carboneto, $x^{\gamma/\theta}$ e ferrita/austenita, $x^{\alpha/\gamma}$. Logo, a concentração de carbono no interior do grão austenítico varia com tempo de austenitização.

Por exemplo: para um dado ponto A, num instante da austenitização, localizado no interior do grão austenítico $\gamma|_{t=t_1}$ (para o tempo $t=t_1$), tem-se uma concentração de carbono $C^A|_{t=t_1}$ e com crescimento do grão austenítico para $\gamma|_{t=t_2}$ implica no movimento da interface de $x^{\alpha/\gamma}|_{t=t_1}$ para $x^{\alpha/\gamma}|_{t=t_2}$, porém a concentração de carbono $C^A|_{t=t_1}$ no ponto A eleva-se para concentrações maiores de carbono como $C^A|_{t=t_2}$, enquanto o ponto A mantém-se fixo no interior da austenita.

A concentração de carbono tanto $C^{\gamma/\theta}$ como $C^{\alpha/\gamma}$ são referentes ao diagrama de fase Fe-C. Além disso, supondo equilíbrio na interface, ou controle por difusão.

Figura 6.2 – Gráfico de concentração de carbono versus distância associado com a formação de austenita no estado prévio esferoidizado, onde: γ é a austenita, α é a ferrita, θ é o carboneto esferoidizado, $x^{\gamma\theta}$ é a interfaces austenita/carboneto, $x^{\alpha/\gamma}$ é a interfaces ferrita/austenita, A é um ponto no interior da austenita que se forma e C^A é a concentração de carbono no ponto A neste instante.

A Figura 6.3 compara o esquema do Brooks com o deste trabalho onde austenita nucleia na interface do carboneto/ferrita, consome a ferrita e o carboneto e a última etapa do processo é a homogeneização, controlada pela difusão.

Figura 6.3 - Comparação do esquema de austenitização de Brooks (1992) em (a) com o proposto neste trabalho em (b).

Pode-se entender a ocorrência de perlita ou martensita como produto da decomposição da austenita pela existência de locais com diferentes temperabilidades (ocorreu com mais evidência no esferoidizado Figura 5.7 (a), Figura 5.21 (c) e Figura 5.21 (d)). Na austenita recém-formada as diferenças devem-se a áreas de interfaces distintas por unidade de volume de austenita (no caso presente, interfaces austenita/austenita, austenita/ferrita e austenita/carboneto) e à heterogeneidade de distribuição do carbono dissolvido na austenita. A austenita de tempos curtos de tratamento tem mais interfaces por unidade de volume de austenita que a de tempos longos e contém heterogeneidades de composição que facilitam a nucleação de ferrita

e/ou de cementita no resfriamento. Assim, a presença de produtos de decomposição por difusão é mais fácil quanto menor o tempo de austenitização.

Para tempos curtos de austenitização verificou-se dois produtos para o material esferoidizado. As curvas dilatométricas, $(d\ell/\ell_o)$ versus temperatura, e as microestruturas mostraram que a perlita é predominante no resfriamento nessas condições. E, para tempos longos de austenitização, ambas as técnicas mostraram que a martensita torna-se predominante no resfriamento. As Figuras 5.30, 5.32, 5.34 e 5.36, as microestruturas e modelo apresentado na Figura 6.2. Demonstra que a austenita, enquanto está se formando, apresenta teores de carbono diferentes ao longo do tempo de austenitização, comprovando que há diferentes temperabilidades.

6.2 MECANISMOS DE AUSTENITIZAÇÃO A PARTIR DA ESTRUTURA PRÉVIA NORMALIZADA

Durante o processo de austenitização o primeiro evento é a transformação da perlita em austenita e depois a transformação da ferrita pro-eutetóide em austenita.

O primeiro evento da austenitização é a nucleação da austenita (a seta indica o surgimento da austenita, ver Figura 6.4) no interior das colônias perlíticas e após isso ocorre o crescimento desta fase. O segundo evento deste processo é o crescimento sobre as regiões de ferrita pro-eutetóide produzindo austenita com baixo teor de carbono decompondo em perlita, no resfriamento. O terceiro evento é a homogeneização da austenita produzindo martensita, no resfriamento.

O crescimento da austenita há uma preferência no sentido das lamelas da perlita (Baeyertz (1942) e Shtansky et al. (1999)). Além desta contribuição significativa, estes pesquisadores mostraram que austenita nucleia predominantemente na perlita. A última afirmação corrobora com os resultados apresentado no capítulo 5.

Figura 6.4 –Nucleação da austenita na perlita partindo de estrutura prévia normalizada (Nital 1%).

Na mesma linha de pesquisa Jacot; Rappaz; Reed (1998) sugeriram, durante o crescimento da austenita sobre a perlita, podem restar lamelas de cementitas não-dissolvidos para trás (evidenciado por Rose; Strassburg (1956)), isto não foi observado no presente trabalho.

Enquanto a austenita cresce na perlita não há variação do teor de carbono. A difusão do carbono na austenita corresponde a distâncias lamelares da perlita e, portanto a concentração de carbono na austenita C^γ é semelhante a da concentração de carbono da perlita C^P ($\sim 0,8\%C$ em massa) assumindo uma velocidade de crescimento constante.

Após austenita consumir a perlita, agora austenita consome a ferrita pro-eutetóide, com isso ela altera significativamente o mecanismo de formação de austenita. A partir deste momento a concentração de carbono na austenita C^γ varia ao longo da região que corresponde o crescimento da austenita na ferrita pro-eutetóide conforme o modelo apresentado na Figura 6.5. A última etapa deve ser a homogeneização da distribuição do carbono na austenita.

A Figura 6.6 mostra um produto não lamelar (martensítico) que é a austenita que migrou sobre a perlita, após o resfriamento rápido austenita transforma-se em martensita. Além disso, a figura apresenta um estrutura lamelar que se refere a austenita que cresceu sobre a ferrita pro-eutetóide que são regiões de baixo teor de carbono durante processo de austenitização. A decomposição da austenita em diferentes produtos é uma demonstração de diferentes temperabilidades.

Figura 6.5 - Gráfico de concentração de carbono versus distância associada, tanto com a formação de austenita a partir de estrutura normalizada (perlita e ferrita pro-eutédóide), quanto o diagrama Fe-C. Onde: γ é a austenita, α é a ferrita, P é a perlita da estrutura prévia, M é a martensita, P^R é a perlita após resfriamento da austenitização, t é o tempo, T é a temperatura isotérmica.

Figura 6.6 – Micrografia eletrônica da austenitização a 730 °C com 16s. Um produto não lamelar (martensítico) e uma estrutura lamelar, no resfriamento (Nital 1%).

6.3 COMPARAÇÃO DOS MECANISMOS DE AUSTENITIZAÇÃO DAS ESTRUTURAS NORMALIZADA E ESFEROIDIZADA

As estruturas prévia normalizada e esferoidizada apresentaram diferenças no mecanismo de austenitização.

A nucleação da austenita na estrutura prévia esferoidizada ocorre na interface carboneto/ferrita (Samuels (1980)) e cresce consumindo a ferrita e o carboneto, entretanto o movimento das interfaces carboneto/austenita e austenita/ferrita são distintas (Akabay; Atkinson (1996)) durante o processo de austenitização. O modelo da Figura 6.2 supõe que o movimento da interface carboneto/austenita é menor do que o movimento da interface da austenita/ferrita.

As micrografias da estrutura prévia esferoidizada, submetidas à tratamento de austenitização com tempo curto, mostraram que há dois produtos: resto da estrutura

prévia e perlita. A ocorrência da perlita pode ser por dois fatores: ao excesso de interface por volume nesta etapa do processo (interfaces austenita/austenita, austenita/ferrita e austenita/carboneto evidenciado nas Figuras 5.18 (a) e (b)); à heterogeneidade de carbono intrínseca na austenita. O modelo do esferoidizado apresentado na Figura 6.2 sugere que há uma variação de teor de carbono durante formação da austenita.

Os materiais esferoidizados submetidos à tratamento de austenitização com tempo longo apresentou dois produtos, perlita e martensita. A ocorrência da martensita deve-se à homogeneização do carbono intrínseca na austenita e um aumento da temperabilidade.

A formação de austenita na estrutura prévia normalizada dá-se nas colônias perlíticas (Baeyertz (1942)). A austenita *a priori* consome a perlita de forma constante, sem heterogeneidade de distribuição de carbono devido a geometria da perlita e *a posteriori* austenita consome a ferrita pro-eutetóide e passa apresentar heterogeneidade tendo assim uma queda da temperabilidade nesta regiões.

Para estrutura prévia normalizada, submetidas às condições de tratamento com tempo curto de austenitização, as microestruturas apresentaram dois produtos: resto da estrutura prévia e martensita. A martensita são de locais em que austenita está homogênea (teor de carbono) durante austenitização, com isso aumentando a temperabilidade do aço.

Para estrutura prévia normalizada, há um evento intermediário durante o processo de formação da austenita que é o crescimento sobre a ferrita pro-eutetóide como é proposto no modelo da Figura 6.5. No entanto, nos instantes iniciais do crescimento da austenita sobre ferrita pro-eutetóide há uma heterogeneidade de concentração de carbono. Por exemplo: se interrompermos o tratamento de austenitização neste instante, austenita que cresceu sobre a ferrita pro-eutetóide transforma-se em produto lamelar (conforme a Figura 6.6) com morfologia diferente do estado prévio.

O último evento no processo de austenitização para estrutura prévia normalizada e esferoidizada deve ser a homogeneização da austenita que está de acordo com Brooks (1992).

6.4 ASSOCIAÇÃO DAS CURVAS DILATOMÉTRICAS COM A FORMAÇÃO DA AUSTENITA

a) Esferoidizado

As curvas dilatométricas (ver Figuras 5.31, 5.33, 5.35 e 5.37) de variação volumétrica ($d\ell/\ell_o$) versus tempo de austenitização mostraram que há uma contração para tempos curtos e uma dilatação para tempos longos de austenitização.

Durante o processo de austenitização (isotérmico), para tempos curtos, a contração é predominante devido o volume específico da austenita é menor do que da ferrita que está sendo consumida.

Para tempos longos de austenitização (isotérmico), o enriquecimento da austenita por carbono torna-se predominante (Molinder (1956), Cohen (1962) e Reed et al. (1998)). De um maneira geral, dilata-se o corpo de prova, ou seja aumenta o parâmetro $d\ell/\ell_o$ da curva dilatométrica com tempo crescente.

A Figura 6.7 associa a curva de variação volumétrica ($d\ell/\ell_o$) em função do tempo de austenitização com as microestruturas dos respectivos tempos de austenitização.

A curva apresentam três regiões: i) contração, ii) vale e iii) dilatação.

Em i) há formação de austenita, predominantemente, sobre a ferrita. Nesta etapa, após o resfriamento, verificou-se que as microestruturas contêm perlita o restante da estrutura prévia.

O vale (ii) corresponde, aproximadamente, ao final da transformação da $\alpha \rightarrow \gamma$. Nesta etapa, verificou-se que as microestruturas ainda contêm carbonetos não dissolvidos e o material encontra-se austenitizado, ou seja perlítico, no resfriamento.

Na região (iii) predomina a dissolução de carbonetos e a homogeneização da austenita. As microestruturas para esta etapa mostram que austenita decompõe-se em martensita, podendo ainda transformar-se em perlita fina.

b) Normalizado

As curvas dilatométricas $d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização mostraram que há somente contração durante austenitização, pressupõe-se que há uma simultaneidade da dissolução dos carbonetos das lamelas, bem como a difusão do carbono na austenita, na primeira etapa da austenitização.

A Figura 6.8 correlaciona as curvas dilatométricas ($d\ell/\ell_o$ versus tempo de austenitização) com as microestruturas. Distinguem-se duas regiões: uma de (i) contração mais severa e outra de (ii) contração mais suave.

Nota-se que nos primeiros instantes da austenitização a taxa contração é maior do que nos tempos mais longo. Isto é decorrente da transformação da perlita para austenita onde os volumes específicos são extremamente diferentes.

Na segunda etapa do processo é dominada pela difusão do carbono na austenita e, portanto decréscimo do parâmetro $d\ell/\ell_o$ é de maneira mais lenta. Entretanto, a formação da austenita sobre a ferrita pro-eutetóide pode contribuir no decréscimo do parâmetro $d\ell/\ell_o$.

Figura 6.7 – Variação linear ($d\ell/\ell_o$) versus tempo de austenitização associada com as microestrutura eletrônica: i) contração, ii) vale e iii) dilatação.

Section 1.02 *Figura 6.8 – Variação linear $d\ell/\ell_0$ versus tempo de austenitização associada com as micrografias.*

6.5 CINÉTICA DA FORMAÇÃO DE AUSTENITA

A Figura 6.9 compara a fração de austenita formada no estado prévio normalizado e no esferoidizado do patamar de 770°C.

Por exemplo: a 50% de austenita formada do estado prévio normalizado é necessário o dobro do tempo de austenitização para formar a mesma quantidade no estado prévio esferoidizado.

Figura 6.9 – Fração de austenita versus tempo de austenitização do normalizado e do esferoidizado no patamar de 770 °C.

A Figura 6.10 compara a fração de austenita formada no estado prévio normalizado com o esferoidizado do patamar de 750°C.

Por exemplo: para uma fração de 50% de austenita formada no estado normalizado é necessário mais de 6 vezes o tempo de austenitização para formar a mesma quantidade de austenita no esferoidizado.

Figura 6.10 – Fração de austenita versus tempo de austenitização do normalizado e esferoidizado no patamar de 750 °C.

A Figura 6.11 compara a fração de austenita formada no estado prévio normalizado e esferoidizado do patamar de 730°C.

No estado prévio normalizado apresenta a 15s de austenitização uma fração de 50% de austenita, enquanto no estado prévio esferoidizado necessita de, aproximadamente, 70 minutos para formar a mesma quantidade.

Figura 6.11 – Fração de austenita versus tempo de austenitização do normalizado e esferoidizado no patamar de 730 °C.

A cinética de formação de austenita é maior no estado normalizado do que no estado prévio esferoidizado. A diferença de formação de austenita entre os estados normalizado e esferoidizado se deve à distância de difusão do carbono na austenita. De um modo geral, a distância do normalizado é o espaçamento lamelar da perlita, enquanto no estado esferoidizado é a distância dos grãos esferoidizados dos carbonetos o qual determinam distintamente o diâmetro inicial do grão austenítico.

6.6 CURVA TEMPERATURA – TEMPO – TRANSFORMAÇÃO DE AUSTENITA

A partir dos dados obtidos da fração volumétrica dos materiais normalizado e esferoidizado, construiu-se as curvas TTT de austenitização para 10%, 50% e 90% de formação de austenita usando regressão não linear, ver na Figura 6.12 (a) estado prévio esferoidizado e (b) estado prévio normalizado.

A Figura 6.12 mostra o diagrama Temperatura – Tempo – Transformação de austenita. Este tipo de diagrama abrange todas as técnicas anteriores citadas e, de fato, canaliza a idéia de que a cinética do material normalizado é mais rápida do que do material esferoidizado.

(a)

(b)

Figura 6.12 – Curvas TTT de austenitização, com indicadores de 10, 50 e 90% de transformação – (a) esferoidizado e (b) normalizado (os pontos são os resultados experimentais e as curvas são resultados de regressão).

7 CONCLUSÕES

- i. A austenita resultante de tempo curtos de austenitização da estrutura esferoidizada decompõe-se em perlita, no resfriamento rápido. Para tempos crescentes, o produto da transformação da austenita é martensita. Dois fatores foram identificados como possíveis causas para esta diferença de temperabilidade: a heterogeneidade de distribuição de carbono e área de interfaces por unidade de volume.
- ii. A austenita resultante de tempo curtos de austenitização de estrutura normalizado transforma-se em martensita, no resfriamento rápido. A austenita que atinge áreas de ferrita pró-eutetóide produz perlita no resfriamento, nas áreas que eram ferríticas. Esta queda de temperabilidade é resultado de heterogeneidade de distribuição de carbono.
- iii. A austenitização completa do material esferoidizado pode ser dividida nas seguintes etapas, caracterizadas por mecanismos diferentes:
 - a. início da transformação de ferrita em austenita, junto aos carbonetos;
 - b. dissolução parcial dos carbonetos na austenita e continuação da formação de austenita;
 - c. dissolução completa dos carbonetos na austenita e
 - d. homogeneização da austenita.
- iv. A austenitização completa do material normalizado pode ser dividida nas seguintes etapas, caracterizadas por mecanismos diferentes:
 - a. início da formação de austenita na perlita;
 - b. crescimento da austenita consumindo perlita;
 - c. crescimento da austenita consumindo ferrita pró-eutetóide produzindo regiões austeníticas de baixo carbono e

- d. homogeneização da austenita.;
- v. Os conjuntos de resultados de cinéticas produziram as curvas TTT de austenitização apresentada na página 91 (Figura 6.12). Deles pôde-se concluir que o normalizado é aproximadamente 10 vezes mais rápido do que o esferoidizado. Por exemplo: a 750°C a 3s do normalizado, encontra-se 50% de austenita no material enquanto no esferoidizado na mesma temperatura é necessário 30s para obter a mesma fração de austenita.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AKBAY, T. and ATKINSON, C., The influence of diffusion of carbon in ferrite as well as in austenite on a model of reaustenitization ferrite/cementite mixtures in Fe-C steels; *Journal of Materials Science*; v. 31, p. 2221-2226, 1996.
- AKBAY, T., REED, R. C. and ATKINSON, C., Modelling Reaustenitisation from Ferrite/Cementite Mixtures in Fe-C Steels, *Acta Metall.*, v. 47, p. 1469-1480, 1994.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM, Metals Handbook, v. 8, p. 3-28, 1990.
- ASTM E112 – 88, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, AMERICAN SOCIETY TEST METALS, v. 14.02, p. 280, 1988.
- ATKINSON, C., AKBAY, T. e REED, R. C., Theory for Reaustenitisation from Ferrite/Cementite Mixtures in Fe-C-X Steels, *Acta Metall.*, v. 43, p. 2013, 1995.
- AVRAMI, M., Kinetics of phase change I, *Journal of Chemical Physics*, v. 7, p. 1103-1112, 1939.
- AVRAMI, M., Kinetics of phase change II, *Journal of Chemical Physics*, v. 8, p. 212-224, 1940,
- AVRAMI, M., Kinetics of phase change III, *Journal of Chemical Physics*, v. 9, p. 177-184, 1941.
- BAEYERTZ, M., Effects on initial structure on austenite grain formation and coarsening, *Trans. ASM*, v. 30, p. 459, 1942.
- BAILER-JONES, C. A. L., BHADSHIA, H. K. D. H. e MACKAY, D. J. C., Gaussian process modelling of austenite formation in steel, *Materials Science and Technology*, v. 15, p. 287-294, 1999.
- BARTOLOMÉ, M. J. G., Métodos Alternativos para Revelar el Tamaño de Grano Austenítico en Aceros Microaleados con Límites de Grano de Baja Sensibilidad al Ataque Químico, Madrid, 1999. (Tesina de Licenciatura) – Facultad de Ciencias Físicas – Universidad Complutense de Madrid.
- BROOKS, C. R., Principles of the Austenitization of Steels. Elsevier Applied Science, Londres, 1992.

- BUNGARDT, K. PREISENDANZ, K. e BRANDIS, H., Beitrag zur Kenntnis des Umwandlungsverhaltens von Stahl 50 CrV 4, Archiv für das Eisenhüttenwesen, v. 32, p. 261, 1961.
- CABALLERO F.G., C. CAPDEVILA e GARCÍA DE ANDÉS C., Influence of pearlite morphology and heating rate on the kinetics of continuously heated austenite formation in a eutectoid steel, Metallurgical and Materials Transactions, v. 32A, June, p. 1283-1291, 2001.
- CHRISTIAN, J. W., The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Ed. Pergamon, New York, 1965.
- COHEN. M, The Strengthening of Steel, Transactions AIME, v. 224, p. 638-657, 1962.
- GARCÍA DE ANDRÉS, C., CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C. e BHADESHIA, H. K. D. H., Modelling of Kinetics and Dilatometric Behavior of Non-Isothermal Pearlite-to-Austenite Transformation in an Eutectoid Steel, Scripta Met., v. 39, p. 791-796, 1998.
- GAVARD, L. H. K. D. H. BHADESHIA, D. J. C. MacKAY, and S. SUZUKI, Bayesian neural network model for austenite formation in steels, Mater. Sci. Technol., v. 12, p. 453-463, 1996.
- HAWORTH, W. L. and PARR, J. G., The Effect of Rapid Heating on the Alpha-Gamma Transformation in Iron, Transactions of the American Society for Metal, v. 58, p. 476, 1965.
- HILLERT, M., NILSSON, K. e TÖRNDAHL, L. E., Effect of Alloying Elements on The Formation of Austenite and Dissolution of Cementite, J. Iron Steel Inst., v. 206, p. 49-66, 1971.
- HULTGREN, A. The Ac1 range of carbon steel and related phenomena, Acta Metall., v. 16, p. 227, 1929.
- JACOT, A. e RAPPAZ, M., A Combined Model for The description of Austenitization, Homogenization and Grain Growth in Hypoeutectoid Fe-C Steel during Heating, Acta Metall., v. 47, p. 1645-1651, 1999.
- JACOT, A., RAPPAZ, M. e REED, R. C., Modelling of reaustenitization from the pearlite structure in steel, Acta Metall., v. 46, p. 3949-3962, 1998.

- JUDD, R. R. e PAXTON, H. W., Kinetics of austenite formation from a spheroidized ferrite-carbide aggregate, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 242, p. 206-215, 1968.
- JUNGBLUTH, H., Die verzögerte Auflösung Körnigen Perlits beim Umwandlungspunkt. Stahl und Eisen, v. 45, p. 1918, 1925.
- JURDECZKA, U. e PEISKER, D., A model for description of structure forming processes during reheating steels for thermal treatment, Steel Research, v. 5, p. 209, 1996.
- JOHNSON, W. A. e MEHL, R. F., Reaction kinetics in processes of nucleation and growth, Transactions AIME, v. 135, p. 146, 1939.
- MANCINI, R. e BUDD, C., Reaustenitisation in Fe-C steels revisited, Acta Mater., v. 47, n. 10, p. 2907, 1999.
- MOLINDER, G., A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperature for a 1,27% Carbon Steel, Acta Metall., v. 4, p. 565, 1956.
- NEHRENBURG, A. E., The growth of austenite as related to prior structure, Transactions AIME, v. 188, p. 162, 1950.
- NOGUEIRA, M. A. S. e I. G. S. FALLEIROS, Efeito da Microsegregação e de tratamentos de recozimento na microestrutura do aço AISI 52100 após têmpera, Metalurgia – ABM, v. 43, p. 564, 1987.
- PADILHA, A. F. e FALLEIROS, I. G. S., Cinética de Recristalização de uma liga de Alumínio Contendo Dispersão de Precipitados, Metalurgia – ABM, v. 35, p. 587, 1979.
- PAULINO, W. de S. e FALLEIROS, I. G. S., Austenitização de um aço hipoeutetóide esferoidizado, Congresso da ABM, Rio de Janeiro, 2000.
- PEÑALBA F., C. GARCÍA DE ANDRÉS, CARSI, M. e ZAPIRAIN F., Austenite grain size evolution and continuous cooling transformation diagrams in Vanadium and Titanium Microalloyed Steels, Mat. Sc., v. 31, p. 3847-3852, 1996.
- POMP, e WIJKANDER, J., Einfluss der Ausbildungsform des Zementits auf die Härte des Stahles, Kaiser Wilhelm Institut für Eisenforschung, v. 8, p. 55, 1926.
- REED, R. C., AKBAY, T., SHEN, Z., ROBINSON, J. M. e ROOT, J. H., Determination of reaustenitisation kinetics in a Fe-0.4C steel using dilatometry

- and neutron diffraction, *Materials Science and Engineering*, v. A256, p. 152-165, 1998.
- ROBERTS, G. A. e MEHL, R. F., The Mechanism and The Rate of Formation of Austenite from Ferrite-Cementite Aggregate, *Trans. ASM*, v. 31, p. 613-650, 1943.
- ROÓSZ, A., GÁCSI, Z. e FUCHS, E. G., Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon Steel, *Acta Metall.*, v. 31, p. 509-517, 1983.
- ROSE, A. e RADEMACHER, L., Bedeutung der Karbidauflösung für die Austenitisierung und das Umwandungsverhalten von Werkzeugstählen, Stahl und Eisen, v. 77, p. 409, 1957.
- ROSE, A. e STRASSBURG, W., Kinetik der Austenitbildung unlegierter und niedriglegierter untereutektoidischer Stähle, *Arch. Eisenhüttenw.*, v. 27, p. 513, 1956.
- SAMUELS, L. E., *Optical Microscopy of Carbon Steels*, American Society for Metals, Metals Park, OH, USA, 1980.
- SCHMIDTMANN, E. e BRANDIS, H., Beitrag zur Austenitbildung in unlegierten und niedrig legierten untereutektoidischen Stählen, *Arch. Eisenhüttenw.*, v. 30, p. 83, 1959.
- SHTANSKY, D. V., NAKAI, K. e Y. OHMORI, Perlite to Austenite Transformation in na Fe-2.6Cr-1C Alloy, *Acta Mat.* V. 47, p. 2619, 1999.
- SOUZA, M. M., GUIMARÃES, J. R. C. e CHAWLA, K. K., *Met. Trans. A*, v. 13A, p. 575, 1982.
- SPEICH, G. R. e SZIRMAE, A., Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates, *Transactions AIME*, v. 245, 1063-1074. 1969,
- SPEICH, G. R., DEMAREST, V. A., e MILLER, R. L., Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, *Met. Trans. A.*, v. 12A, p. 1419-1428, 1981.
- THELNING, K-E., *Steel and its Heat Treatment*, 2nd ed. Butterworths, 207, 1984.
- UNDERWOOD, E. E.; *Quantitative Stereology*, Addison-Wesley Publishing Company. London, 1970.
- ZACKAY, V. F. e AARONSON H. I.; *Decomposition of austenite by Diffusional Processes*, Interscience Publishers Ltd., New York, 1962