



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



Dissertação de Mestrado



"Modelagem do efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita em aço baixo carbono"



Autor: Geraldo Magela Rodrigues de Almeida
Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota

Março de 2010



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Geraldo Magela Rodrigues de Almeida

" Modelagem do efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita em aço baixo carbono "

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da Rede Temática em Engenharia de Materiais-REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais

Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota

Ouro Preto, Março de 2010

Agradeço a Deus por mais essa vitória a qual dedico aos meus Pais, em especial a minha Mãe que não mediu esforços e dedicou sua vida pela minha educação e formação, a minha querida Irmã pelo carinho e companheirismo, a Celina pelo carinho dedicado e aos meus grandes Amigos que acompanharam e me apoiaram em busca desta conquista.

AGRADECIMENTO

Agradeço, primeiramente, aos amigos da republica KAOS, em especial ao Rafael Jack e Lucas Machado pela grande ajuda.

À UFOP, em especial ao Departamento de Física e aos Professores Flávio Cassino e Ricardo Pinheiro do Departamento de Metalurgia.

Ao IFMG - Campus Ouro Preto, em especial a amiga Gislayne.

À REDEMAT por mais essa conquista, em especial ao Prof. Fernando Gabriel.

Ao CNPq, agradeço o suporte financeiro.

Aos colegas da REDEMAT pelo companheirismo, em especial à Érica Marinho.

Por último, e mais importante, ao Prof. André Barros Cota pela orientação.

RESUMO

A cinética de transformação de fase da ferrita e perlita em austenita nos aços é o resultado de uma complexa combinação de processos de nucleação e crescimento. A microestrutura resultante depende de um grande número de parâmetros, como a condição perlítica e ferrítica antes da transformação, a taxa de aquecimento, os elementos microligantes em solução antes da transformação, etc. Este trabalho teve o objetivo de modelar o efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita no aquecimento contínuo como determinado pela análise dilatométrica, bem como da partição do carbono, em um aço baixo carbono, com microestrutura constituída de ferrita e perlita. O modelo usado é o de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). A quantidade de austenita formada foi determinada a partir das curvas dilatométricas, utilizando-se: - a regra da alavanca; - dados estruturais e teóricos que levem em conta a difusão do C durante a transformação de fase. Verifica-se que parâmetro K do modelo de JMAK é dado pela equação de Arrhenius e que existe uma relação funcional entre a energia de ativação aparente e a taxa de aquecimento. Observou-se que esta relação funcional é logarítmica e que a energia de ativação aparente diminui de 152,5 para 118,1 kJ/mol quando a taxa de aquecimento aumenta de 0,1 para 16 °C/s. O parâmetro n do modelo de JMAK é praticamente independente da taxa de aquecimento e seu valor é $n=1$, que indica que a nucleação ocorre predominantemente nas interfaces das fases. Das funções de nucleação e crescimento da austenita, foi deduzida uma equação que permite avaliar a quantidade de austenita formada como uma função da temperatura, levando em consideração a partição de carbono.

ABSTRACT

The kinetics of phase transformation of ferrite and pearlite in austenite in steels is the result of a complex combination of processes of nucleation and growth. The resulting microstructure depends on a large number of parameters, such as ferritic and pearlitic condition before transformation, the heating rate, the alloying elements in solution before transformation, etc. This study aimed to model the effect of heating rate on the kinetics of formation of austenite in continuous heating as determined by analysis dilatometric and the partition of carbon in a low carbon steel with microstructures of ferrite and pearlite. The model used is the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). The amount of austenite formed was determined from the curves dilatometry, using: - the lever rule, - structural and theoretical data that extends the diffusion of C during the phase transformation. Notes that the parameter K of the JMAK model is given by the Arrhenius equation and there is a functional relationship between the apparent activation energy and heating rate. It was observed that this functional relationship is logarithmic and that the apparent activation energy decreases from 152.5 to 118.1 kJ / mol when the heating rate increases from 0.1 to 16 C / s. The n parameter model JMAK is practically independent of heating rate and its value is $n = 1$, indicates that the nucleation occurs predominantly at the interfaces of the phases. Functions of the nucleation and growth of austenite was deduced and an equation that calculates the amount of austenite formed as a function of temperature, taking into account the carbon partitioning.

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS.....	iv
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vi
ÍNDICE.....	vii
LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	xii
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xiii
CAPÍTULO 1. INTRODUÇÃO.....	1
CAPÍTULO 2. OBJETIVOS.....	4
2.1. Geral.....	4
2.2. Específicos.....	4
CAPÍTULO 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1. Formação da Austenita.....	5
3.2. Formação da Austenita a partir de uma Microestrutura Inicial Constituída de Ferrita Proeutetóide + Perlita.....	6
3.3. Cinética de Austenitização.....	7
3.3.1. O Uso da Dilatometria para Descrever a Formação da Austenita.....	8
3.3.2. Modelos Matemáticos da Formação da Austenita.....	12
CAPÍTULO 4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
4.1. Materiais.....	39
4.2. Métodos.....	40
4.2.1. Determinação das Temperaturas Críticas.....	40
4.2.2. Determinação da Fração de Austenita Formada.....	41
a) Aplicação da Regra da Alavanca.....	41
b) Modelamento Matemático	42
4.2.3. Cinética de Formação da Austenita.....	44
CAPÍTULO 5. RESULTADOS.....	45
5.1. Diagrama de Transformação no Aquecimento Contínuo (TAC).....	45
5.2. Fração Formada da Austenita em Função da Temperatura no Aquecimento Contínuo.....	46
5.2.1 Obtidas pela Regra da Alavanca.....	46

5.2.2. Obtidas pelo Modelamento Matemático.....	51
5.3. Cinética de Formação da Austenita.....	57
CAPÍTULO 6. CONCLUSÕES.....	65
CAPÍTULO 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	66
CAPÍTULO 8. TRABALHOS FUTUROS.....	69

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Desenho esquemático de um diagrama TTT reverso para um aço eutetóide	6
Figura 3.2. Diagrama TAC para um aço inox martensítico, onde Ac_1 e Ac_3 são as temperaturas de início e fim de formação da austenita, respectivamente, Ac_c é a temperatura na qual o processo de dissolução dos carbonetos se completa e Ac_h é a temperatura na qual a homogeneização da austenita se completa.....	7
Figura 3.3. Esquema de uma curva dilatométrica no aquecimento contínuo de um aço hipoeutetóide.....	9
Figura 3.4. Curva dilatométrica experimental no aquecimento contínuo, para um aço baixo carbono (0,11%C) com uma microestrutura inicial constituída de ferrita proeutetóide + perlita, com uma taxa de aquecimento de $0,05Ks^{-1}$	10
Figura 3.5. Sítios de nucleação da austenita no interior da perlita.....	15
Figura 3.6. Distância efetiva de difusão durante a dissolução da ferrita. a) Toda a perlita se dissolveu em austenita ($T=A_{fi}$); b) dissolução da ferrita ($T>A_{fi}$); c) fim da formação austenita.....	28
Figura 4.1. Microestrutura da amostra do aço obtida por microscopia ótica. Ataque nital 4%. Ferrita=F e perlita=P.....	39
Figura 4.2. Curva dilatométrica para a taxa de aquecimento de $1^{\circ}C/s$, com a indicação das temperaturas críticas de formação da austenita: Ac_1 e Ac_3 – temperaturas de início e fim de formação da austenita, respectivamente; A_{fi} - temperatura de fim de dissolução da perlita ou início da transformação da ferrita em austenita.....	40
Figura. 5.1. Curva dilatométrica $\Delta L = f(T)$, e sua derivada $d(\Delta L)/dT = f(T)$, para o aquecimento contínuo do aço em estudo, usando uma taxa de $1^{\circ}C/s$	46
Figura 5.2. Diagrama de transformação no aquecimento contínuo do aço em estudo, a partir de uma microestrutura inicial constituída de ferrita proeutetóide + perlita, onde α é a ferrita proeutetóide, P é a perlita e γ é a austenita.....	47
Figura 5.3. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 0,1^{\circ}C/s$	48

Figura 5.4. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 1,0^{\circ}\text{C/s}$	49
Figura 5.5. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 5,0^{\circ}\text{C/s}$	49
Figura 5.6. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 10,0^{\circ}\text{C/s}$	50
Figura 5.7. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 13,0^{\circ}\text{C/s}$	50
Figura 5.8. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 16,0^{\circ}\text{C/s}$	51
Figura 5.9. Concentração de carbono como uma função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 10^{\circ}\text{C/s}$	52
Figura 5.10. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 0,1^{\circ}\text{C/s}$	53
Figura 5.11. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 1,0^{\circ}\text{C/s}$	54
Figura 5.12. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 5,0^{\circ}\text{C/s}$	54
Figura 5.13. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 10,0^{\circ}\text{C/s}$	55
Figura 5.14. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a= 13,0^{\circ}\text{C/s}$	55

Figura 5.15. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 16,0^\circ\text{C/s}$	56
Figura 5.16. Temperatura de fim de dissolução da perlita em austenita: Af_i obtida a partir das curvas dilatométricas, Af_i^a obtida da aplicação da regra da alavanca e Af_i^m obtida do modelamento.....	57
Figura 5.17. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 0,1^\circ\text{C/s}$	59
Figura 5.18. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 1,0^\circ\text{C/s}$	59
Figura 5.19. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 5,0^\circ\text{C/s}$	60
Figura 5.20. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 10,0^\circ\text{C/s}$	60
Figura 5.21. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 13,0^\circ\text{C/s}$	61
Figura 5.22. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 16,0^\circ\text{C/s}$	61
Figura 5.23. Energia de ativação aparente, Q , como uma função da taxa de aquecimento (tx_a).....	62
Figura 5.24. Fração de austenita formada como uma função do tempo, calculada pelo ajuste de JMAK, medida por metalografia ^[7] e pelo modelamento matemático proposto neste trabalho, para as taxas de aquecimento de 0,1 e 1,0° C/s.....	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1. Composição química (% em peso) da amostra.....	39
Tabela 4.2. Dados termodinâmicos, estruturais e condições de contorno necessárias para o modelamento matemático de formação da austenita.....	42
Tabela 5.1. Temperaturas críticas de formação da austenita no aquecimento contínuo (em °C), sob diferentes taxas ^[2]	45
Tabela 5.2. Parâmetro K_0 obtido na dissolução da perlita em austenita, para as varias taxas de aquecimento.....	52
Tabela 5.3. Numero de núcleos de austenita formados por unidade de volume da ferrita, n_v^0 , durante a dissolução da perlita, para as varias taxas de aquecimento.....	53
Tabela 5.4. Parâmetros da cinética de austenitização obtidos por regressão linear múltipla.....	58
Tabela 5.5. Parâmetros do modelo da cinética de austenitização em condições isócronas.....	62

LISTA DE SÍMBOLOS

- Ac_1 Temperatura de início de formação da austenita no aquecimento contínuo.
- Ac_3 Temperatura de fim de formação da austenita no aquecimento contínuo.
- A_{fi} Temperatura de início da transformação da ferrita proeutetóide em austenita.
- a^p Comprimento da aresta da colônia de perlita.
- C Carbono.
- C_1 Constante experimental.
- C_2 Constante experimental.
- C_3 Constante.
- C_4 Constante experimental.
- C_5 Constante experimental.
- C_6 Constante experimental.
- C_7 Constante experimental.
- C_8 Constante.
- C_9 Constante experimental.
- C_{10} Constante experimental.
- C^α Concentração de carbono na ferrita.
- C^γ Concentração de carbono na austenita.
- C^{eut} Concentração de carbono eutetóide no diagrama de equilíbrio.
- C^c Concentração de carbono no centro dos grãos de austenita.
- C^n Concentração inicial de carbono no aço.
- $C^{\gamma\alpha}$ Concentração de carbono na interface γ/α na austenita.
- $C^{\alpha\gamma}$ Concentração de carbono na interface γ/α na ferrita.
- \bar{C} Concentração média de carbono da austenita.
- d Constante experimental.
- D_0 Constante pré-exponencial que independe da temperatura.
- D_c^γ Coeficiente de difusão do carbono na austenita.
- f_v Fração volumétrica.
- f_n^γ Fração volumétrica ocupada por núcleo de austenita.
- f_T^α Fração volumétrica total ocupada pela fração de ferrita.
- f_{ext}^α Fração de volume estendido de ferrita.

- f_0^α Fração volumétrica inicial de ferrita.
- f_γ^α Fração volumétrica de austenita formada a partir da ferrita.
- f_T^P Fração volumétrica total ocupada pela perlita.
- f^γ Fração volumétrica de austenita.
- f_{ext}^P Fração de volume estendido de perlita.
- f_0^P Fração volumétrica inicial de perlita.
- f_γ^P Fração volumétrica de austenita devido à perlita.
- f_N Função morfológica depende do número de sítios de nucleação.
- f_G Função morfológica depende da distancia efetiva de difusão.
- f_P Fração volumétrica de perlita.
- f_α Fração volumétrica de ferrita.
- f_γ Fração volumétrica de austenita formada.
- G Função de crescimento.
- $G^{\alpha\gamma}$ Taxa de crescimento de grãos de austenita formada a partir da ferrita.
- h_p Função que depende da temperatura.
- H_p Função que depende da temperatura.
- JMAK Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov.
- J_C^γ Fluxo de carbono na austenita.
- K Constante da equação de Avrami, função da temperatura.
- K_x Coeficiente pré-exponencial.
- K_B Constante Boltzmann.
- K_0 Coeficiente pré-exponencial.
- L Constante experimental.
- $L_V^{P/P}$ Comprimento da aresta de colônia por unidade de volume de perlita.
- L_γ Distância efetiva de difusão.
- L_0 Comprimento inicial.
- n Constante da equação de Avrami que caracteriza a cinética da transformação.
- N Função nucleação.
- N_V^P Número de locais de nucleação por unidade de volume de perlita.
- n_v^0 Número de núcleos de austenita formados a partir da perlita.

P	Perlita.
Q	Energia de ativação.
Q_N	Energia de ativação para nucleação da austenita para perlita.
Q_G	Energia de ativação para o crescimento dos núcleos.
Q_0	Constante experimental.
Q_1	Constante experimental.
Q_d	Energia de ativação para a difusão.
R	Constante universal dos gases.
r	Raio dos núcleos.
$r^{\gamma\alpha}$	Posição da interface γ/α .
r_0	Raio dos núcleos de austenita no final da dissolução da perlita.
S	Constante experimental.
t	Intervalo de tempo de transformação.
T	Temperatura.
tx_a	Taxa de aquecimento.
\dot{T}	Taxa de aquecimento.
V_T^α	Volume total ocupado pela ferrita.
y_N	Função da taxa de aquecimento.
y_G	Função da taxa de aquecimento.
z	Função que depende da volumétrica austenita formada.
Z	Função que depende da volumétrica austenita formada.
α	Ferrita proeutetóide.
γ	Austenita.
γ'	Austenita com composição eutetóide.
θ	Cementita.
σ_0	Espaçamento interlamelar.
η	Crescimento parabólico.
ΔT	Intervalo de temperatura.
ΔL	Variação de comprimento.

CAPÍTULO 1. INTRODUÇÃO

A produção de chapas de aços com propriedades mecânicas desejáveis é um processo muito complexo. Embora exista um razoável grau de conhecimento empírico no processamento termomecânico destas chapas, o esforço para melhorar as propriedades mecânicas, aliado à redução de custos de produção, induz a um aumento nas pesquisas fundamentais para se obter um maior conhecimento sobre os processos físicos que governam a formação da austenita e da ferrita.

A transformação de fases que ocorre nos aços, quando aquecidos a temperaturas acima da temperatura eutetóide, por um certo intervalo de tempo, dando origem à formação da austenita, é conhecida como austenitização. Essa transformação de fase é de grande importância comercial, porque os aços são processados no campo de fase austenítico em algumas etapas de processos industriais importantes, como ocorre durante a maioria dos tratamentos térmicos, termomecânicos e termoquímicos.

A cinética de austenitização depende da composição química, tamanho de partícula e distribuição individual das fases de origem. Isto significa que a microestrutura inicial influencia a cinética da transformação e deve ser cuidadosamente caracterizada antes do tratamento térmico. Estudos experimentais mostraram que a taxa de aquecimento também tem um papel importante na cinética de formação da austenita^[1, 2].

A dilatométrica é uma das técnicas, junto com a análise térmica diferencial e a análise quantitativa da microestrutura, mais usadas para se determinar as temperaturas de início e fim de transformação de fases em aços, visto que à temperatura ambiente, a ferrita tem a estrutura cúbica de corpo centrado e, com o aumento da temperatura, se transforma em austenita com estrutura cúbica de faces centradas mais compacta. Esta transformação de fase acarreta uma redução volumétrica de aproximadamente 1,6% e ocorre entre as temperaturas de início de formação de austenita, Ac_1 , e de fim de formação de austenita, Ac_3 . Esta mudança na estrutura cristalina é, em princípio, acompanhada pela mudança no volume específico e permite avaliar e estudar o comportamento na transformação de aços durante o aquecimento ou resfriamento contínuo, e em condições isotérmicas^[3].

A análise dos dados dilatométricos baseados na regra da alavanca é um método utilizado para se determinar as diferentes frações em volume quando várias fases são formadas^[4], e mostra-se como método rápido para se estudar a cinética de transformação da austenita em ferrita no resfriamento contínuo^[2].

Alguns autores sugerem métodos de correção a partir das curvas dilatométricas com o objetivo de evitar os erros que surgem, relacionados com a redistribuição de carbono entre a ferrita e a austenita e seus diferentes coeficientes de expansão térmica^[5,6]. Um desses métodos de correção para o efeito de superposição das dilatações térmicas é proposto por Kop et al.^[6].

Modelos que descrevam a austenitização são de grande utilidade e uma teoria quantitativa sobre a nucleação e crescimento da austenita é fundamental^[1, 3, 5]. Apesar de alguns modelos sobre a cinética de austenitização terem sido propostos nos últimos anos, eles não são tão bem desenvolvidos quanto aqueles sobre a decomposição da austenita em ferrita e perlita no resfriamento contínuo. Isto ocorre porque a austenita que se forma durante a austenitização transforma-se no resfriamento contínuo até a temperatura ambiente e, conseqüentemente, a sua observação direta é quase impraticável. Além disso, a cinética de austenitização se torna cada vez mais rápida à medida que a temperatura aumenta, tornando difícil a sua medida através de técnicas convencionais (dilatometria, calorimetria e metalografia). E por último, a cinética de austenitização depende da composição química, tamanho das partículas e distribuição individual das fases de origem. Isto significa que a microestrutura inicial do aço influencia a cinética da transformação e deve ser cuidadosamente caracterizada antes do tratamento térmico de austenitização. Estudos experimentais mostraram que a taxa de aquecimento também tem um papel importante na cinética de formação da austenita^[1,2,3].

Quando a transformação ocorre em condições isotérmicas, a fração transformada como uma função do tempo obedece a equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK),

$$f = [1 - \exp(-K.t^n)] \quad (1.1)$$

onde, f é a fração transformada, t é o tempo e K e n são constantes a serem determinadas pelo ajuste da equação (modelo semi-empírico) aos valores experimentais. Quando a transformação ocorre em aquecimento contínuo, a cinética de formação da nova fase também obedece ao modelo de (JMAK)^[7].

Estudos recentes de Singh et al.^[8] e Sahay et al.^[9] mostram que o fator K do modelo de (JMAK) é uma função da temperatura e representa a influência da taxa de aquecimento sobre as taxas de nucleação e crescimento, e é dado pela equação de Arrhenius:

$$K = K_x \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.2)$$

onde K_x é o coeficiente pré-exponencial, R é a constante universal do gases ideais e Q é a energia de ativação aparente para a transformação de fase, incorporando entalpias de ativação de todas os processo atômicos que constituem a transformação de fase global.

CAPÍTULO 2. OBJETIVOS

2.1. Geral

Modelar a cinética de formação da austenita no aquecimento contínuo como determinado pela análise dilatométrica, avaliando-se os efeitos das várias taxas de aquecimento utilizadas e da partição do carbono em um aço baixo carbono, com microestrutura inicial constituída de ferrita e perlita.

2.2. Específicos

1. Modelar a cinética de austenitização a partir de processos de nucleação e de crescimento da austenita, regidos pelo mecanismo difusional. Comparar esses resultados obtidos com a descrição da cinética de austenitização feita a partir de medições da fração transformada por análise microestrutural.
2. Estudar a formação da austenita em condições isócronas em um aço de baixo carbono, usando curvas dilatométricas e a regra da alavanca, descrever a cinética de austenitização utilizando o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) em conjunção com a relação funcional entre a energia de ativação aparente e a taxa de aquecimento.

CAPÍTULO 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta revisão bibliográfica é feito um resumo dos principais fundamentos da cinética de formação da austenita no aquecimento contínuo. São apresentados os mecanismos que regem a cinética de formação da austenita.

3.1. Formação da Austenita

O processo de formação da austenita nos aços pode ser acompanhado por transformação isotérmica a partir de dada microestrutura inicial em função do tempo, para uma série de temperaturas na região intercrítica (ferrita + austenita) em dado aço. A partir deste procedimento são construídos os diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT) para a formação da austenita^[7].

As curvas de início e fim de formação da austenita não apresentam a forma em “C”, como ocorre para a formação da perlita a partir da austenita. Esta forma em “C” é devida à dependência das taxas de nucleação e crescimento da perlita com a temperatura. À medida que a temperatura decresce, as taxas de nucleação e crescimento aumentam, pois aumenta a diferença de energia livre entre a perlita e a austenita, aumentando assim a força motriz termodinâmica para a transformação. Entretanto, a temperaturas suficientemente baixas, este acréscimo na força motriz termodinâmica é compensado pelo decréscimo da mobilidade atômica. Sendo assim, as taxas de nucleação e crescimento passam por um valor máximo a uma temperatura intermediária^[2].

Na formação da austenita, à medida que a temperatura aumenta, aumenta a força motriz termodinâmica para a transformação, aumentando a taxa de formação da austenita. Mas o aumento da temperatura também provoca o aumento da mobilidade atômica e, conseqüentemente, as taxas de nucleação e crescimento aumentam continuamente com a temperatura^[2]. O diagrama TTT para a austenitização tem a forma de um “meio C” e o intervalo de tempo necessário para a formação da austenita decresce monotonicamente com o aumento da temperatura^[2]. A figura 3.1 mostra esquematicamente um diagrama TTT reverso para a formação da austenita a partir de um aço com composição próxima a eutetóide, ou seja, a partir de uma estrutura inicial perlítica.

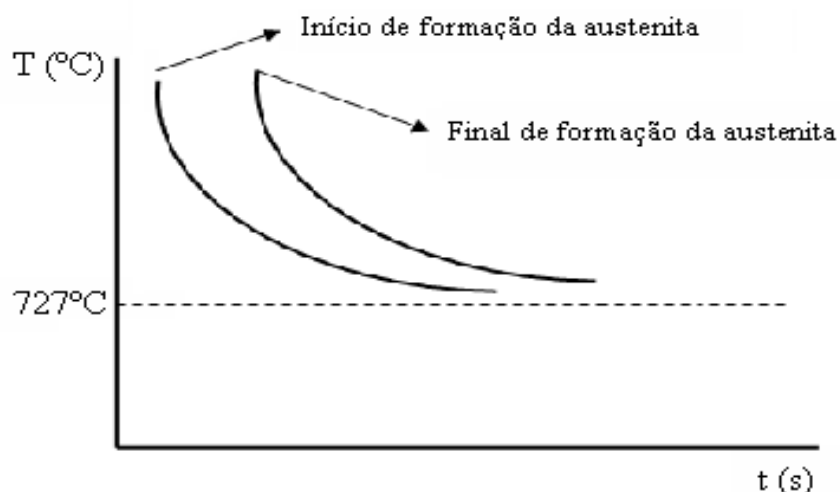


Figura 3.1. Desenho esquemático de um diagrama TTT reverso para um aço eutetóide.

A formação da austenita no aquecimento contínuo pode ser acompanhada através dos chamados diagramas TAC (Transformação no Aquecimento Contínuo). Esses diagramas são gráficos semi-logarítmicos tempo-temperatura-transformação, que mostram a variação das temperaturas críticas de transformação em função da taxa de aquecimento do aço^[10]. A figura 3.2 mostra um diagrama TAC para um aço inoxidável martensítico.

3.2. Formação da Austenita a partir de uma Microestrutura Inicial Constituída de Ferrita Proeutetóide + Perlita

A austenitização de aços hipoeutetóides, no aquecimento contínuo, com uma microestrutura inicial constituída de ferrita proeutetóide + perlita, se inicia quando o material atinge a temperatura Ac_1 , temperatura de início de formação da austenita, e só se completa quando o aço atinge a temperatura Ac_3 , que é a temperatura de fim de formação da austenita.

O processo de formação da austenita a partir de uma microestrutura constituída de ferrita proeutetóide + perlita pode ser dividido em duas etapas, sendo a primeira delas a dissolução da perlita, que ocorre a temperaturas imediatamente acima de Ac_1 . A nucleação dos grãos austeníticos ocorre nas interfaces entre as colônias de perlita e a transformação da perlita em austenita ocorre rapidamente, desde que as distâncias médias de difusão dos átomos de carbono sejam da ordem do espaçamento interlamelar. A segunda etapa é a transformação da ferrita em austenita. A taxa de crescimento da austenita na ferrita é mais lenta que na perlita e é controlada pela difusão dos átomos de carbono na austenita^[7].

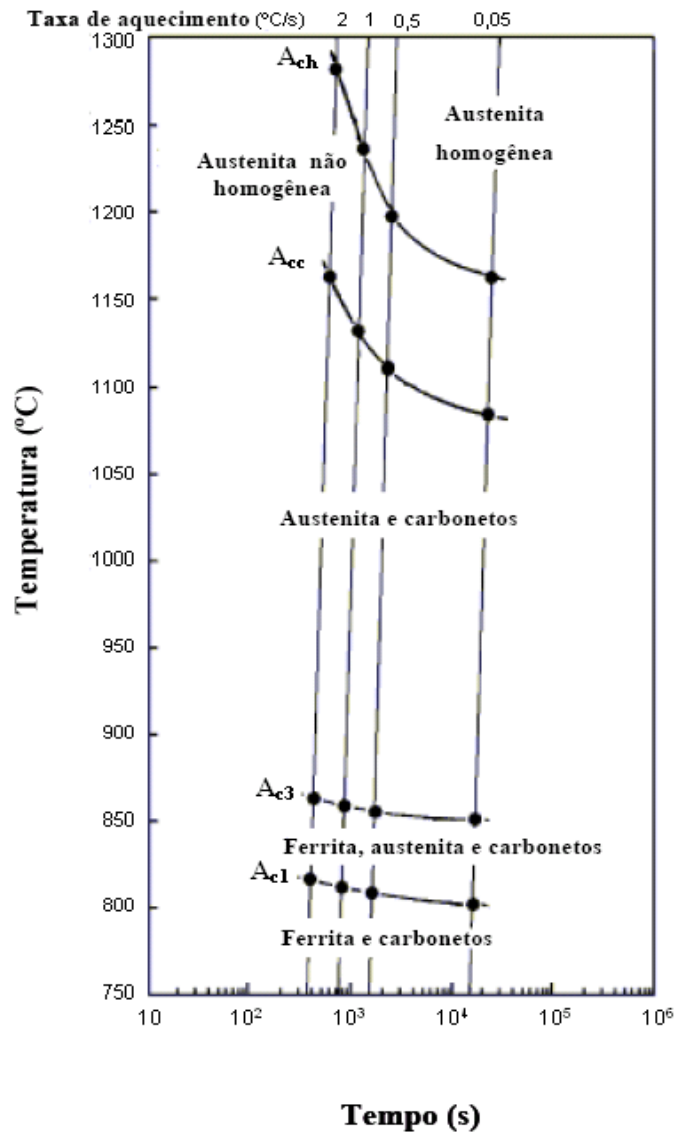


Figura 3.2. Diagrama TAC para um aço inox martensítico, onde Ac_1 e Ac_3 são as temperaturas de início e fim de formação da austenita, respectivamente, Ac_c é a temperatura na qual o processo de dissolução dos carbonetos se completa e Ac_h é a temperatura na qual a homogeneização da austenita se completa^[10].

3.3. Cinética de Austenitização

A austenitização de um aço a partir de uma dada microestrutura inicia-se, no aquecimento contínuo, quando a temperatura do material atinge a temperatura Ac_1 . A transformação é controlada por difusão, envolvendo processos de nucleação e crescimento.

Akbay et al.^[11], formularam uma teoria aplicável a austenitização a partir de agregados ferrita/cementita, em aços carbono. Os autores consideraram que a austenita nucleia na interface α/θ e cresce através do movimento dos contornos θ/γ e γ/α em sentidos opostos, consumindo a ferrita e o carboneto simultaneamente. Eles assumiram que ocorre equilíbrio local nos contornos θ/γ e γ/α e tomaram por base o sistema binário Fe-C, para evitar a excessiva complexidade causada pela difusão de solutos substitucionais. A difusão do carbono na cementita e na ferrita foi ignorada. Sendo assim, o processo de formação da austenita é controlado pela difusão do carbono na austenita, sendo apropriado solucionar a equação de difusão nesta fase, levando em conta as condições de balanço de fluxo nas interfaces θ/γ e γ/α . O coeficiente de difusão do carbono na austenita foi considerado independente da concentração.

3.3.1. O Uso da Dilatometria para Descrever a Formação da Austenita

A dilatometria é uma técnica poderosa no estudo das transformações de fase no estado sólido que ocorrem nos aços, quando submetidos aos mais variados tratamentos térmicos, pois permite monitorar em tempo real a evolução das transformações de fases, através da análise das mudanças dimensionais que sofre o material submetido a um ciclo térmico. A dilatometria é frequentemente usada para a determinação das temperaturas críticas de transformações de fases nos aços, tanto no aquecimento (Ac_1 , Ac_3 ,) quanto no resfriamento (Ar_1 , Ar_3).

O uso da dilatometria no estudo das transformações de fases é possível devido à mudança no volume específico da amostra durante as transformações. Quando ocorre uma transformação de fase no material, tem-se uma mudança no parâmetro de rede da estrutura cristalina, o que leva a uma alteração no volume específico da amostra^[1].

Quando um aço hipoeutetóide sofre uma austenitização no aquecimento contínuo, a formação da austenita se inicia na temperatura Ac_1 e só termina na temperatura Ac_3 . A variação do comprimento do material em função da temperatura ($\Delta L/L_0 = f(T)$) é mostrada de forma qualitativa na figura 3.3.

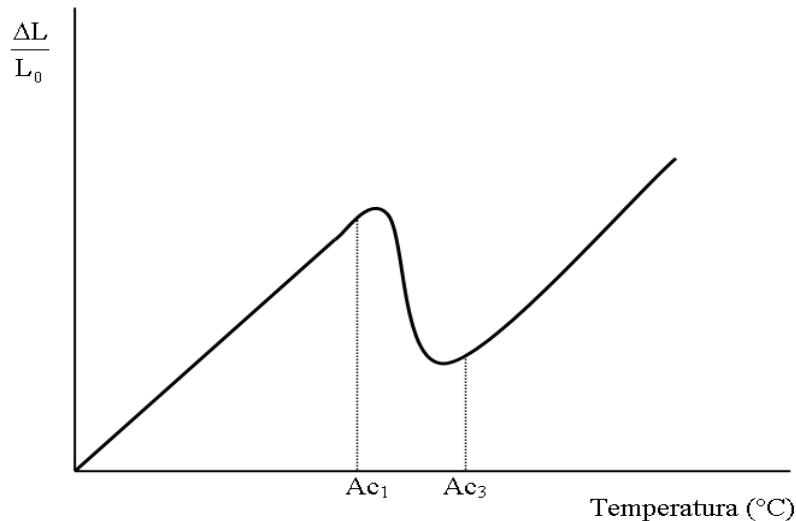


Figura 3.3. Esquema de uma curva dilatométrica no aquecimento contínuo de um aço hipoeutetóide.

A temperatura de início de formação da austenita (Ac_1) é definida como a temperatura na qual a expansão térmica linear, representada graficamente pela função $\Delta L/L_0 = f(T)$, sofre um desvio da linearidade, devido à contração volumétrica associada com a formação da austenita. O ponto da curva no qual ocorre o desvio é obtido por extrapolação da porção linear da curva de expansão térmica. A temperatura de fim de formação da austenita (Ac_3) é definida como a temperatura na qual a curva dilatométrica volta a ter um comportamento linear e o material volta a sofrer expansão térmica, devido o fim da transformação. A temperatura Ac_3 é obtida por extrapolação da porção linear da curva dilatométrica após a transformação^[1].

Juntamente às curvas dilatométricas têm-se o estudo da cinética de transformação de fase que está relacionada com a velocidade de formação do núcleo e com a velocidade com a qual ele cresce. Processos, incluindo nucleação e crescimento sob condições isotérmicas, podem ser modelados usando o modelo de JMAK^[12].

$$f = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (3.1)$$

onde f é a fração volumétrica transformada, $K=K(T)$ é uma constante para uma dada temperatura, t é o intervalo de tempo de transformação a uma temperatura T e n é uma constante que caracteriza a cinética da transformação.

A cinética da transformação anisotérmica da ferrita em austenita, que ocorre após a

dissolução da perlita, sofre uma mudança de comportamento a partir de uma determinada temperatura dentro da região bifásica ($\alpha + \gamma$). A figura 3.4 mostra a curva dilatométrica no aquecimento contínuo para um aço baixo carbono, com uma microestrutura inicial constituída de ferrita proeutetóide + perlita, mostrando as temperaturas críticas de transformação Ac_1 e Ac_3 , que são as temperaturas de início e fim de formação da austenita, respectivamente, a temperatura de início da transformação ferrita-austenita (T_C) e a temperatura a partir da qual a cinética da transformação ferrita-austenita sofre uma mudança de comportamento no aquecimento contínuo (T_D)^[10].

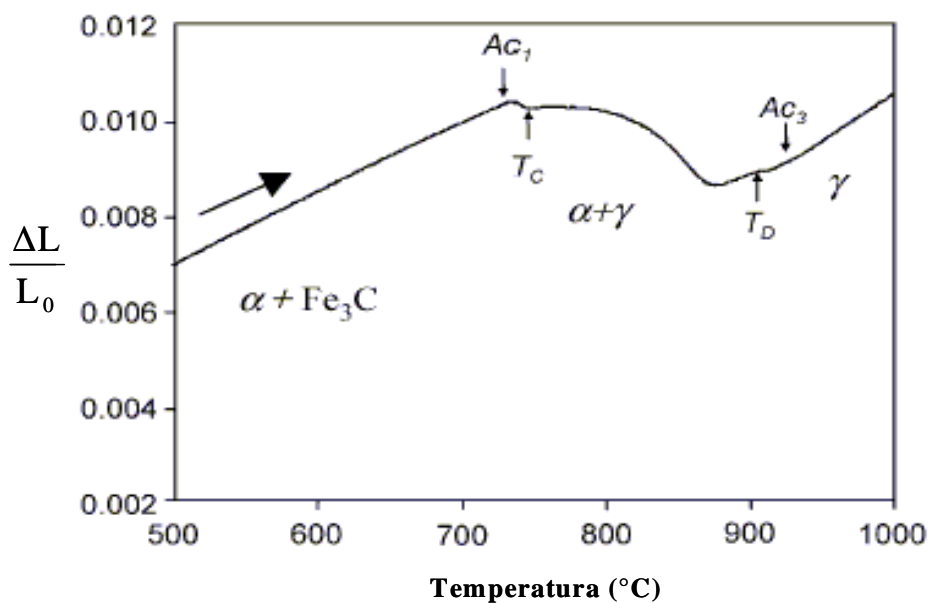


Figura 3.4. Curva dilatométrica experimental no aquecimento contínuo, para um aço baixo carbono (0,11%C) com uma microestrutura inicial constituída de ferrita proeutetóide + perlita, com uma taxa de aquecimento de $0,05\text{Ks}^{-1}$ ^[10].

Caballero et al.^[1] verificaram que, na temperatura T_D , alguns grãos de ferrita que permaneceram na microestrutura durante o aquecimento contínuo se transforma em grãos de austenita quase instantaneamente, devido à mudança na cinética da transformação ferrita-austenita. Isto deveria explicar a mudança no comportamento linear da expansão térmica, após a contração devido à transformação ter alcançado o seu valor mínimo na curva dilatométrica.

Estudos recentes têm ilustrado^[8,9] as limitações de aplicação do princípio da aditividade, onde perfis não isotérmicos são discretizados em pequenas isothermas, junto com o modelo de JMAK, para condições não isotérmicas, dada pela equação (3.1).

Neste modelo, o fator K é uma função da temperatura e representa a influência da taxa de aquecimento sobre as taxas de nucleação e crescimento, e é dado pela equação de Arrhenius:

$$K = K_x \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.2)$$

onde K_x é o coeficiente pré-exponencial, R é a constante universal dos gases ideais e Q é a energia de ativação aparente para a transformação de fase, incorporando entalpias de ativação de todos os processo atômicos que constituem a transformação de fase global.

Embora estas equações tenham sido originalmente descritas para transformações de fases em condições isotérmicas, onde perfis não isotérmicos são discretizados em pequenas isothermas, elas são frequentemente usadas para modelar as transformações de fases em condições não isotérmicas^[8,9].

Para condições não isotérmicas, uma relação funcional correlacionando a energia de ativação aparente com a taxa de aquecimento foi observada em vários sistemas, incluindo a cristalização de 3 sistemas de poliéster aromático linear^[9] e a transformação da austenita em ferrita no resfriamento^[8]. Foi mostrado que a cinética de formação isócrona da ferrita poderia ser precisamente descrita, quando esta relação funcional é usada em conjunção com o modelo de JMAK. Esta relação funcional foi deduzida semi-empiricamente e é dada por:

$$Q = Q_0 + Q_1 \ln(txa) \quad (3.3)$$

onde txa é a taxa de aquecimento em K/s e Q é a energia de ativação aparente: Q_0 e Q_1 são constantes.

3.3.2. Modelos Matemáticos da Formação da Austenita

O modelamento de uma transformação de fases inclui a previsão das temperaturas críticas, que são as temperaturas onde começa e termina a formação das fases/constituintes, a evolução da fração transformada com o tempo (cinética de transformação), ou temperatura, e a previsão de características da microestrutura final.

A característica fundamental para o modelamento da formação da austenita é sua cinética. Diversos tipos de modelamento têm sido publicados^[1,5,6,8,9] e, como a equação de Avrami prevê a fração volumétrica transformada para transformações isotérmicas, faz-se necessário adaptá-la para transformações não isotérmicas, ou seja, que ocorrem no aquecimento contínuo.

Quando a decomposição da austenita ocorre em temperaturas muito elevadas, existem condições cinéticas para que os elementos em solução sólida se redistribuam entre as fases presentes, conforme seus potenciais termodinâmicos. A redistribuição ocorre por difusão e sua extensão depende, para cada elemento, da sua tendência em permanecer em cada fase, ou seja, do potencial químico, e da sua mobilidade. Nessas condições, a formação fica controlada pela difusão dos elementos em solução sólida, sendo então chamada de transformação difusional.

Não é necessário que todos os elementos substitucionais existentes no aço sejam redistribuídos para que a transformação seja considerada difusional. Os elementos intersticiais, tais como o C, difundem muito mais facilmente que os substitucionais. Basta que um elemento, normalmente o C, seja redistribuído para que a transformação seja difusional^[13].

A formação da austenita a partir de uma microestrutura constituída de perlita + ferrita é um processo que ocorre por nucleação e crescimento e, portanto, pelo mecanismo difusional. Portanto, o modelamento dessa formação por fundamentos teóricos requer o desenvolvimento de equações que levem em conta a difusão do C na austenita e algumas considerações gerais se fazem necessárias^[3-5]:

- A nucleação de austenita ocorre inicialmente e exclusivamente no constituinte perlita.
- Uma vez dissolvida a perlita, não haverá mais formação de novos núcleos de austenita. Todos os núcleos presentes na microestrutura austenítica originaram-se da transformação

perlita \rightarrow austenita.

- Não há dissolução da ferrita até que a perlita seja dissolvida completamente. As transformações (perlita \rightarrow austenita e ferrita \rightarrow austenita) foram divididas em duas etapas e estudadas de forma isoladas, mas tudo o que ocorrer na primeira etapa influenciará na segunda etapa.
- Considera-se que a microestrutura perlítica não é afetada até que a temperatura de aquecimento atinja a temperatura Ac_1 .
- O estudo será realizado em condições de aquecimento contínuo. A curva de aquecimento pode ser interpretada como a soma dos intervalos isotérmicos, dt , de curta duração que ocorrem em temperaturas sucessivamente crescentes.

TRANSFORMAÇÃO DA PERLITA EM AUSTENITA ($P \rightarrow \gamma$).

Para o modelo de formação de austenita a partir da perlita, além de considerações discutidas acima, estabeleceram-se os seguintes pontos:

- A formação da austenita a partir da perlita acontecerá através de um processo de nucleação e crescimento^[14].
- Nucleação irá ocorrer nos limites das colônias perlita^[1, 12, 15-20] (posição C na Figura 3.5). As poucas referências feitas sobre nucleação nas regiões interlamelares de ferrita-cementita^[20-22] demonstram que a nucleação nestes lugares pode ser considerada como um processo isolado e desprezível em comparação com os locais de nucleação sobre as fronteiras das colônias.
- Os principais parâmetros que determinam o número de sítios de nucleação são o espaçamento interlamelar (σ_0) e comprimento da aresta da colônia perlita (a^P)^[12, 16, 20]. Quanto menores forem ambos, maior o número de locais de nucleação por unidade de volume de perlita.

➤ A dissolução da perlita é controlada por um mecanismo de difusão em volume do carbono na austenita formada^[15, 23-25].

Taxa de nucleação, N

Roosz et al.^[12], estudou a formação isotérmica da austenita em aço perlítico e estabeleceu a seguinte função de nucleação tipo Arrhenius:

$$N = f_N \exp\left(-\frac{Q_N}{k_B \Delta T}\right) \quad (3.4)$$

onde:

Q_N é a energia de ativação para nucleação da austenita em perlita

$k_B = 1,38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$, constante de Boltzmann

$\Delta T = T - A_{c1}$ é o intervalo de temperatura

A_{c1} é a temperatura de início de formação de austenita

f_N é uma função morfológica dependente do número de sítios de nucleação por unidade de volume de perlita.

A função morfológica f_N é expressa pela seguinte equação:

$$f_N = C_1 (N_V^P)^d \quad (3.5)$$

onde:

N_V^P é o número de sítios de nucleação por unidade de volume de perlita

C_1 e d são constantes experimentais

A nucleação da austenita não se produz aleatoriamente dentro da perlita^[15], mas ocorre em regiões onde há uma fonte de carbono. Esses lugares são as interfaces ferrita/cementita. Portanto, existem três locais possíveis para a nucleação de austenita a partir da perlita, como ilustrado na figura 3.5:

A) qualquer interface ferrita/cementita dentro da colônia,

B) intersecções das camadas de cementita com a superfície das fronteiras das colônias perlita,

C) intersecções das camadas de cementita com as bordas das colônias perlita.

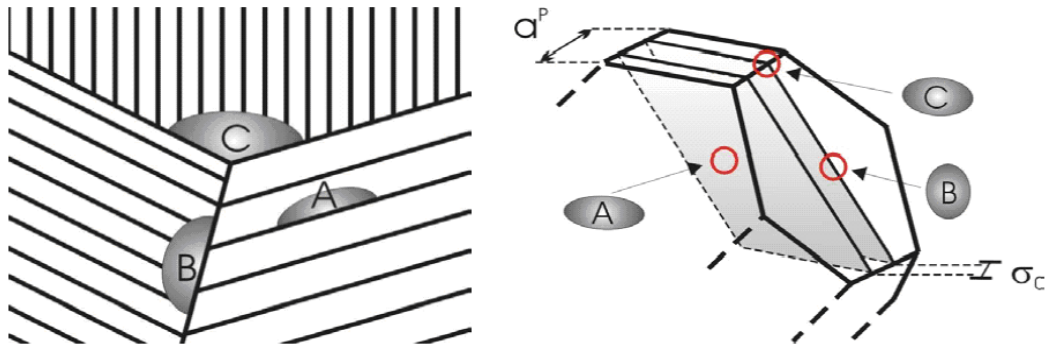


Figura 3.5. Sítios de nucleação da austenita no interior da perlita.

Roosz et al.^[12] obtiveram melhores ajustes para seus dados experimentais quando consideraram que os sítios de nucleação preferenciais são nas intersecções das camadas de cementita com os limites das colônias de perlita (sítios do tipo C na Figura 3.5).

Se considerarmos as colônias de perlita como octaedros truncados, do número de sítios de nucleação por unidade de volume da perlita (sítios do tipo C) se pode deduzir o número de intersecções das bordas da colônia com as lamelas cementita por unidade de volume de perlita^[26], de acordo com a seguinte equação:

$$N_v^P = \frac{L_v^{P/P}}{3\sigma_0} = \frac{36a^P}{8\sqrt{2}(a^P)^3} \frac{1}{3\sigma_0} = \frac{12a^P}{8\sqrt{2}(a^P)^3 \sigma_0} \approx \frac{1}{(a^P)^2 \sigma_0} \quad (3.6)$$

onde:

N_v^P é o número de locais de nucleação por unidade de volume de perlita

$L_v^{P/P}$ é o comprimento da aresta de colônia por unidade de volume de perlita

σ_0 é o espaçamento interlamelar na perlita

a^P é o comprimento da aresta da colônia de perlita.

Nesta equação leva-se em conta que a borda da colônia de perlita é compartilhada por três colônias diferentes (fator 3 no segundo membro da equação 3.6). Utilizando os parâmetros experimentais da função de nucleação de Roosz et al.^[12], $C_1 = 1,378 \times 10^{-12} \text{mm}^3 \text{s}^{-1}$, $d=2$ e $Q_N/k_B=25,38$, e as equações 3.5 e 3.6, pode-se reescrever a equação (3.4) em condições isotérmicas:

$$N = \frac{1,378 \cdot 10^{-12}}{\left[(a^P)^2 \sigma_0 \right]^2} \exp\left(-\frac{25,38}{(T - Ac_1)} \right) \quad (3.7)$$

onde a unidade de N é $(\text{mm}^3\text{s}^{-1})^{-1}$.

Roosz et al.^[12] centralizaram-se seus estudos na formação isotérmica da austenita. Como a temperatura é mantida constante, o ritmo da transformação é definido pelo tempo. Neste trabalho estudou-se a formação da austenita no aquecimento contínuo com taxa constante, \dot{T} . De acordo com os trabalhos de Roberts e Mehl^[14], Albutt e Garber^[27], supõe-se que o papel da nucleação é afetado pela taxa de aquecimento.

Levando-se em conta que transformação ocorre ao longo de um aquecimento contínuo, modificações na função de nucleação proposto por Roosz et al.^[12] se fazem necessárias. Para realizar estas modificações, considera-se que a energia necessária para ativar a nucleação da austenita no interior da perlita, Q_N , não mudará, e será igual à obtida experimentalmente por Roosz et al.^[12]. Deve-se inserir, também, na equação (3.8) proposta uma função y_N que depende da taxa de aquecimento.

Assim, a nova função de nucleação, N, será dada por:

$$N = f_N y_N \exp\left(-\frac{25,38}{(T - Ac_1)} \right) \quad (3.8)$$

onde f_N é a mesma função morfológica da equação de nucleação (3.5):

$$f_N = \frac{C_1}{\left[(a^P)^2 \sigma_0 \right]^2} \quad (3.9)$$

e y_N é uma função da taxa de aquecimento:

$$y_N = C_2 \dot{T}^L \quad (3.10)$$

onde:

C_1 e C_2 são constantes experimentais

\dot{T} é a taxa de aquecimento

L é um parâmetro experimental

Portanto, a nova equação para a função de nucleação da austenita no interior da perlita é:

$$N = \frac{C_3 \dot{T}^L}{\left[(a^P)^2 \sigma_0 \right]^2} \exp\left(-\frac{25,38}{(T - Ac_1)} \right) \quad (3.11)$$

onde $C_3 = C_1 C_2$

Velocidade de crescimento, G

Ocorrendo a nucleação da austenita na perlita, os núcleos tendem a crescer através da difusão de carbono na austenita formada^[15,23-25]. Segundo Roosz et al.^[12], a função crescimento, G, da austenita é expressa por uma equação do tipo Arrhenius:

$$G = f_G \exp\left(-\frac{Q_G}{k_B \Delta T} \right) \quad (3.12)$$

onde:

Q_G é a energia de ativação para o crescimento dos núcleos de austenita na dentro da perlita

k_B é a constante de Boltzmann,

$\Delta T = T - Ac_1$ é o intervalo de temperatura

Ac_1 é a temperatura de início de formação de austenita

f_G é uma função morfológica dependente distância efetiva de difusão que, neste caso, é o espaçamento interlamelar, e será dada por:

$$f_G = C_4 \cdot f(\sigma_0) \quad (3.13)$$

onde:

$f(\sigma_0)$ é uma função de espaçamento interlamelar na perlita

C_4 é uma constante experimental

A função $f(\sigma_0)$, segundo Roosz et al.^[12], pode ser escrito como:

$$f(\sigma_0) = \frac{C_5}{\sigma_0^Z} \quad (3.14)$$

onde:

C_5 é uma constante experimental

Z é um parâmetro que pode tomar valores: $Z = 1$, se o crescimento do grão é controlado por um mecanismo de difusão em volume^[28, 29], ou $Z = 2$, se o crescimento ocorre por difusão na interface^[30].

Utilizando os valores experimentais da função de crescimento^[12]: $z=2$, $Q_G/k_G=29,7$ e $C_4 \times C_5 = 7,0 \times 10^{-11} \text{mm}^3 \text{s}^{-1}$, e substituindo as equações 3.13 e 3.14 em 3.12, tem-se para condições isotérmicas:

$$G = \frac{7,0 \times 10^{-11}}{\sigma_0^2} \exp\left(-\frac{29,70}{(T - A_{c_1})}\right) \quad (3.15)$$

onde a unidade de G é $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$.

Lembrando que esses autores^[12] estudaram a formação de austenita em condições isotérmicas. As condições não isotérmicas (aquecimento contínuo com taxa constante) são afetadas pela própria taxa de aquecimento. Como consequência, propõe-se uma nova função de crescimento derivada da equação de Roosz et al.^[12], mas modifico-a para se levar em conta o fato de que a transformação ocorre no aquecimento contínuo. Esta modificação é feita incorporando à equação (3.12) em uma função y_G . A energia necessária para ativar o crescimento da austenita no interior da perlita permanece a mesma da equação proposta por Roosz et al.^[12].

A nova função de crescimento, G ,

$$G = f_G y_G \exp\left(-\frac{29,70}{(T - Ac_1)}\right) \quad (3.16)$$

Uma vez que as temperaturas em que ocorrem a transformação durante o aquecimento contínuo vão ser suficientemente elevadas, pode-se supor que a transformação será controlada pela difusão em volume de carbono na austenita. Portanto, de acordo com os autores^[28, 29], a função pré-exponencial, f_G , é expressa como:

$$f_G = \frac{C_6}{\sigma_0} \quad (3.17)$$

A função y_G que varia com a taxa de aquecimento é dada por:

$$y_G = C_7 \dot{T}^S \quad (3.18)$$

onde:

C_6 e C_7 são constantes experimentais

\dot{T} é a taxa de aquecimento

S é um parâmetro experimental.

A equação para a função de crescimento da austenita na perlita durante o aquecimento contínuo torna-se:

$$G = \frac{C_8 \dot{T}}{\sigma_0} \exp\left(-\frac{29,70}{(T - Ac_1)}\right) \quad (3.19)$$

Onde: $C_8 = C_6 \times C_7$

Fração volumétrica de austenita formada devido à perlita

As equações descrevem a formação da austenita em condições não isotérmicas com uma microestrutura inicial de perlita. Baseado no formalismo introduzido por Avrami em

1943^[31], que tem sido amplamente testado e aceito para o estudo das transformações que ocorrem no estado sólido, propõe-se desenvolver uma equação para calcular a evolução da fração volumétrica de austenita durante o aquecimento contínuo.

Considera-se que, nesta primeira etapa de transformação, ocorre a dissolução da perlita e que a nucleação começa no tempo τ (com $\tau > 0$). Considera-se ainda que os núcleos de austenita têm simetria esférica. O número de núcleos por unidade de volume (n) que se formam entre um tempo $t = \tau$ e $t = \tau + d\tau$ é:

$$n = V_T^p \cdot N \cdot d\tau \quad (3.20)$$

onde:

V_T^p é volume total ocupado pela perlita

N é a taxa de nucleação da austenita na perlita por unidade de volume da perlita.

Se o volume ocupado por cada um dos núcleos da austenita é $V_n^\gamma = 4\pi r^3 / 3$, o volume total ocupado pelos n núcleos formados entre $t = \tau$ e $t = \tau + d\tau$ é:

$$dV^\gamma = \frac{4\pi r^3}{3} V_T^p \cdot N \cdot d\tau \quad (3.21)$$

Supondo que o raio dos núcleos que surgem em $t = \tau$ aumenta linearmente com o tempo, tem-se:

$$r = G(t - \tau) \quad (3.22)$$

onde G é a função de crescimento dos núcleos de austenita no interior da perlita.

Substituindo a equação (3.22) em (3.21), o volume total no instante t ocupado pelos núcleos de austenita que se formam entre $t = \tau$ e $t = \tau + d\tau$ é:

$$dV^\gamma = \frac{4\pi}{3} V_T^p N G^3 (t - \tau)^3 d\tau \quad (3.23)$$

Integrando tem-se o volume total ocupado pelos núcleos formados ao longo de toda a transformação:

$$V^\gamma = \frac{4\pi}{3} \int_0^t V_T^p N G^3 (t - \tau)^3 d\tau \quad (3.24)$$

Como as variáveis N e G são independentes do tempo (equações 3.11 e 3.19), a integral pode ser resolvida analiticamente.

$$V^\gamma = \frac{\pi}{3} V_T^p N G^3 t^4 \quad (3.25)$$

Dividindo a equação (3.25) por V_T^p , tem-se uma equação para a fração volumétrica de austenita formada a partir da perlita em condições isotérmicas, denominada fração volumétrica estendida:

$$f_{EXT}^p = \frac{V^\gamma}{V_T^p} = \frac{\pi}{3} N G^3 t^4 \quad (3.26)$$

A equação (3.26), considera a formação de austenita em uma microestrutura completamente perlítica. Se apenas uma fração inicial, f_0^p , da microestrutura for perlítica, a equação é escrita:

$$f_{EXT}^p = f_0^p \frac{\pi}{3} N G^3 t^4 \quad (3.27)$$

A partir de certa fração volumétrica de austenita formada, é previsível que os grãos de austenita interajam entre si, ou seja, que os contornos de grãos de encontrem. Esta interação é chamada de “hard impingement”. Usando a equação (3.27) para descrever a evolução da fração de volume de austenita em todo o intervalo de tempo em que ocorre a transformação perlita-austenita, podem ocorrer erros significativos de predição. Da mesma forma, a utilização desta equação permitiria que novos núcleos formados durante o processo aparecessem em regiões de austenita previamente formada. Presumivelmente, neste contexto,

quando ocorre “hard impingement” entre os grãos, a taxa de transformação da austenita diminuirá^[31].

Avrami^[31,32], com base nestas observações, assumiu que a taxa de formação da nova fase (austenita no caso deste trabalho) deve ser proporcional à quantidade de fase matriz (perlita no caso deste trabalho) que diminui com a transformação. Assim, propôs a seguinte equação para relacionar a taxa de transformação da fração volumétrica real, f_{γ}^P , com a fração volumétrica estendida, f_{EXT}^P :

$$\frac{df_{\gamma}^P}{dt} = \frac{df_{EXT}^P}{dt} \left(1 - \frac{f_{\gamma}^P}{f_0^P} \right) \quad (3.28)$$

Diferenciando a equação (3.27) em relação ao tempo e substituindo em 3.28, obtém-se:

$$\frac{df_{\gamma}^P}{dt} = \frac{4\pi}{3} NG^3 t^3 \left(1 - \frac{f_{\gamma}^P}{f_0^P} \right) f_0^P \quad (3.29)$$

Fazendo a separação de variáveis e integrando a equação (3.29), tem-se:

$$f_{\gamma}^P = f_0^P \left[1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} NG^3 t^4\right) \right] \quad (3.30)$$

onde f_{γ}^P é a fração volumétrica de austenita que se forma a partir da perlita e f_0^P é a fração volumétrica inicial de perlita na microestrutura.

A equação ajusta-se à realidade da transformação e descreve a evolução da fração volumétrica de austenita formada durante a transformação isotérmica. Se os intervalos de tempo são pequenos e aplicando a aproximação, $e^{-\frac{\pi}{3} NG^3 t^4} \cong 1 - \frac{\pi}{3} NG^3 t^4$, daí tem-se:

$$f_{\gamma}^P \cong f_0^P \frac{\pi}{3} NG^3 t^4 \quad (3.31)$$

Logo, a equação é aproximadamente igual à equação (3.27) e pode ser usada para descrever a evolução da fração do volume a curtos tempos de transformação. Por outro lado, para longos tempos, $e^{-\frac{\pi}{3}NG^3t^4} = 0$, e a equação (3.30) será simplificada para:

$$f_{\gamma}^P \cong f_0^P \quad (3.32)$$

Ou seja, toda a perlita inicial transformou-se em austenita. Portanto, as equações (3.31) e (3.32) reproduzem os resultados experimentais obtidos para o estado inicial (tempo curtos) e o estado final (tempo longo) da transformação.

Como demonstrado por Lusk et al.^[33], isolando o tempo na equação (3.30) e substituindo na equação (3.29), temos a seguinte equação onde o tempo não parece explicitamente:

$$\frac{df_{\gamma}^P}{dt} = \left(\frac{\pi}{3}NG^3\right)^{1/4} 4 \left[-\ln\left(\frac{f_0^P - f_{\gamma}^P}{f_0^P}\right) \right]^{3/4} (f_0^P - f_{\gamma}^P) = h_p(T)z(f_{\gamma}^P) \quad (3.33)$$

A taxa de transformação pode ser descrita como o produto de duas funções, uma dependente da temperatura e a outra dependente da fração volumétrica de austenita formada:

$$h_p(T) = \left(\frac{\pi}{3}NG^3\right)^{1/4} \quad (3.34)$$

$$z(f_{\gamma}^P) = 4 \left[-\ln\left(\frac{f_0^P - f_{\gamma}^P}{f_0^P}\right) \right]^{3/4} (f_0^P - f_{\gamma}^P) \quad (3.35)$$

Substituindo o valor de N (equação 3.11) e G (equação 3.19) na equação (3.34) obtém-se:

$$h_p(T) = \left(\frac{\pi}{3}\right)^{1/4} \left\{ [f_N y_N (f_G y_G)^3] \exp\left[-\frac{(Q_N + 3Q_G)}{(T - Ac_1)}\right] \right\}^{1/4} = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{\Delta T}\right) \quad (3.36)$$

onde:

$$K_0 = \left(\frac{\pi}{3}\right)^{1/4} [f_N y_N (f_G y_G)^3] = \left(\frac{\pi}{3}\right)^{1/4} \left(\frac{C_3 \dot{T}^L}{\left((a^P)^2 \sigma_0\right)^2} \right)^{1/4} \left(\frac{C_8 \dot{T}^S}{\sigma_0} \right)^{3/4} \quad (3.37)$$

$$Q = \frac{1}{4}(Q_N + 3Q_G) \quad (3.38)$$

Separando as variáveis na equação (3.33) e integrando entre $(0, f_\gamma^\alpha)$ e $(0, t)$, obtém-se:

$$H_p(T, t) = \int_0^t h_p(T) dt = \int_0^{f_\gamma^P} \left[\frac{1}{z(f_\gamma^P)} \right] df_\gamma^P = Z(f_\gamma^P) \quad (3.39)$$

Substituindo o valor de $z(f_\gamma^P)$, a equação (3.35), no terceiro membro desta equação e igualando a $H_p(T, t)$, obtém-se:

$$H_p(T, t) = \int_0^{f_\gamma^P} \left\{ 4 \left[-\ln \left(\frac{f_0^P - f_\gamma^P}{f_0^P} \right) \right]^{3/4} (f_0^P - f_\gamma^P) \right\}^{-1} df_\gamma^P \quad (3.40)$$

Integrando o lado direito da equação, pode-se calcular fração volumétrica de austenita, f_γ^P ,:

$$f_\gamma^P = f_0^P \left\{ 1 - \exp \left[- (H_p(T, t))^4 \right] \right\} \quad (3.41)$$

Nesta equação, de acordo com a equação (3.39), $H_p(T, t)$, é uma função que depende do ciclo térmico aplicado à amostra:

$$H_p(T, t) = \int_0^t h_p(T) dt = \int_0^t K_0 \exp \left(- \frac{Q}{\Delta T} \right) dt \quad (3.42)$$

Em condições isotérmicas, $h_p(T)$ é constante e sai da integral e resulta $H_p(T, t) = h_p(T)t$. Nestas circunstâncias, e de acordo com (3.34), ao substituir $H_p(T, t) = h_p(T)t = \left(\frac{\pi}{3} \dot{N} G^3\right)^{1/4} t$ na equação (3.41), obtém-se a equação (3.30) como era esperado.

Se o aquecimento da amostra é feito de forma linear, e taxa de aquecimento, \dot{T} , constante, então $(T = \dot{T}t + Ac_1)$ e o intervalo de tempo dt se relaciona com o intervalo de temperatura dT :

$$t = \Delta T / \dot{T} = (T - Ac_1) / \dot{T} \quad (3.43)$$

onde: Ac_1 é a temperatura em que inicia a formação da austenita aquecimento contínuo.

$$dt = dT / \dot{T} \quad (3.44)$$

Substituindo a equação (3.44) na (3.42), tem-se uma equação que substituída na (3.41) resulta em uma equação que descreve a evolução da fração volumétrica de austenita em função da temperatura de austenitização ($T > Ac_1$) e da taxa de aquecimento \dot{T} :

$$f_\gamma^p = f_0^p \left\langle 1 - \exp \left\{ - \left[\int_{Ac_1}^T K_0 \exp \left(- \frac{Q}{\Delta T} \right) \frac{dT}{\dot{T}} \right]^4 \right\} \right\rangle \quad (3.45)$$

TRANSFORMAÇÃO DA FERRITA EM AUSTENITA ($\alpha + \gamma' \rightarrow \gamma$).

Após o término da transformação da perlita em austenita à temperatura A_{fi} (primeira etapa da transformação), a microestrutura será composta de ferrita (α) e austenita com um teor de carbono médio de 0,76% (γ'), a composição eutetóide. Com o intuito de modelar a segunda etapa de austenitização, em que a ferrita se transforma em austenita ($\alpha + \gamma' \rightarrow \gamma$), propõe-se as seguintes aproximações, como propostas com Fernández^[34]:

- Durante esta segunda etapa da transformação não tem novos núcleos de austenita na microestrutura, ou seja, ocorrerá somente o crescimento dos núcleos de austenita presentes na matriz e que foram formados durante a dissolução da perlita na primeira etapa da transformação.
- É ignorada a difusão do carbono na ferrita, porque a sua solubilidade e difusividade nesta fase são muito menores do que na austenita. Portanto, o crescimento da austenita na ferrita é controlado por mecanismo de difusão em volume de carbono na austenita formada^[15, 23-25].
- O fato de que a fase austenita tenha teor de carbono médio de 0,76% acima da temperatura A_{f1} , fim da dissolução da perlita, é um estado de não equilíbrio termodinâmico. Nesta situação, carbono difundirá em direção à ferrita para formar a nova austenita. Este processo de difusão, necessário para restabelecer equilíbrio termodinâmico do sistema à temperatura correspondente durante o aquecimento contínuo, criará um gradiente de concentração de carbono no interior da austenita. Assim, o centro do núcleo ou grão de austenita é rico em carbono em virtude da dissolução da perlita e existe um gradiente de concentração de carbono desde o centro do grão até a interface γ/α . O gradiente é mantido até o final da transformação (temperatura A_{c3}).
- A distância efetiva de difusão durante a transformação vai crescer com o tempo e será igual à espessura dos grãos austeníticos.
- Assume-se que o equilíbrio local no interior da austenita se manterá. A concentração média de carbono em cada temperatura da austenitização no campo bifásico (austenita + ferrita) será determinada pela concentração de carbono de equilíbrio correspondente ao contorno de fase $(\alpha + \gamma)/\gamma$ do diagrama de equilíbrio para o aço. A transformação será controlada pela velocidade com que se move a interface austenita/ferrita, γ/α , suposta plana.
- O aquecimento contínuo é dividido em infinitas isotérmicas, tendo um tempo de permanência dt em cada temperatura T , supondo, assim, a condição de estado estacionário. O gradiente de concentração de carbono no interior dos grãos da austenita permanece constante em cada temperatura durante o tempo dt .
- O coeficiente de difusão $D_c^{\gamma}(\bar{C}, T)$ será constante em cada ponto do sistema e independente da distância até o centro do grão: $dD_c^{\gamma}/dr = 0$, onde \bar{C} é a concentração média de carbono na austenita em cada temperatura de aquecimento.

Velocidade de crescimento, G

A segunda etapa de transformação inicia-se com a difusão de carbono do centro dos grãos de austenita em direção a ferrita, atravessando continuamente a interface (γ/α), até que toda a ferrita se transforme em austenita com uma concentração média igual a concentração de carbono existente no aço, C^n . Neste momento, o gradiente de carbono na austenita será nulo e a transformação concluída. O sistema terá atingido a temperatura Ac_3 .

Para cada um dos intervalos dt em que se pode dividir a curva de aquecimento e com base nas aproximações feitas acima, a equação de difusão (segunda lei Fick) do carbono no interior da austenita pode ser simplificada:

$$\frac{dC^\gamma}{dt} = \frac{d}{dr} \left(D_C^\gamma \frac{dC^\gamma}{dr} \right) = \left(D_C^\gamma \frac{d^2 C^\gamma}{dr^2} \right) = 0 \quad (3.46)$$

onde:

C^γ é a concentração de carbono na austenita

D_C^γ é o coeficiente de difusão de carbono na austenita

r é a variável espacial, normal à interface γ/α .

A partir da equação de difusão do carbono na austenita pode-se calcular o gradiente de carbono no interior da austenita durante a transformação a cada temperatura de austenitização. As condições de contorno do problema são:

Para $T = A_{fi}$ e $r = r^{\gamma\alpha} = 0$; onde $r^{\gamma\alpha}$ é a posição da interface γ/α , tem-se:

$$a) \ r \leq r^{\gamma\alpha} \Rightarrow C^\gamma = C^{eut} \quad (\text{Austenita } \gamma) \quad (3.47)$$

$$b) \ r > r^{\gamma\alpha} \Rightarrow C^\alpha = C^{\alpha\gamma} \quad (\text{Ferrita } \alpha) \quad (3.48)$$

Para $T > A_{fi}$

$$a) \ r = -r_0 \Rightarrow C^\gamma = C^c \quad (3.49)$$

$$b) \ r = r^{\gamma\alpha} \Rightarrow C^\gamma = C^{\gamma\alpha} \quad (3.50)$$

$$c) \ r > r^{\gamma\alpha} \Rightarrow C^\alpha = C^{\alpha\gamma} \quad (3.51)$$

A transformação terminará na temperatura Ac_3 , em que $r^{\gamma\alpha} = r^\gamma$ e isso implica em:

$$r \Rightarrow C^\gamma = C^n \quad (3.52)$$

onde:

C^α é a concentração de carbono na ferrita

C^γ é a concentração de carbono na austenita

$C^{eut} \approx 0,76\%$ é a concentração de carbono no ponto eutetóide no diagrama de equilíbrio

$C^{\gamma\alpha}$ é a concentração de carbono na interface $(\alpha + \gamma)/\gamma$

$C^{\alpha\gamma} \approx 0,02\%$ é a concentração de carbono na interface γ/α dentro da ferrita

C^c é a concentração de carbono no centro dos grãos de austenita $C^{eut} \leq C^c \leq C^n$ à temperatura T, em que C^n é a concentração de carbono no aço

$r^{\gamma\alpha}$ é a posição da interface γ/α

r_0 é o raio dos núcleos de austenita ao final da dissolução da perlita

$r = -r_0$ é o centro do grão austenítico

Integrando a equação (3.46), tem-se:

$$\frac{dC^\gamma}{dr} = C_9 \quad (3.53)$$

$$C^\gamma = C_9 \int_{-r_0}^r dr + C_{10} \quad (3.54)$$

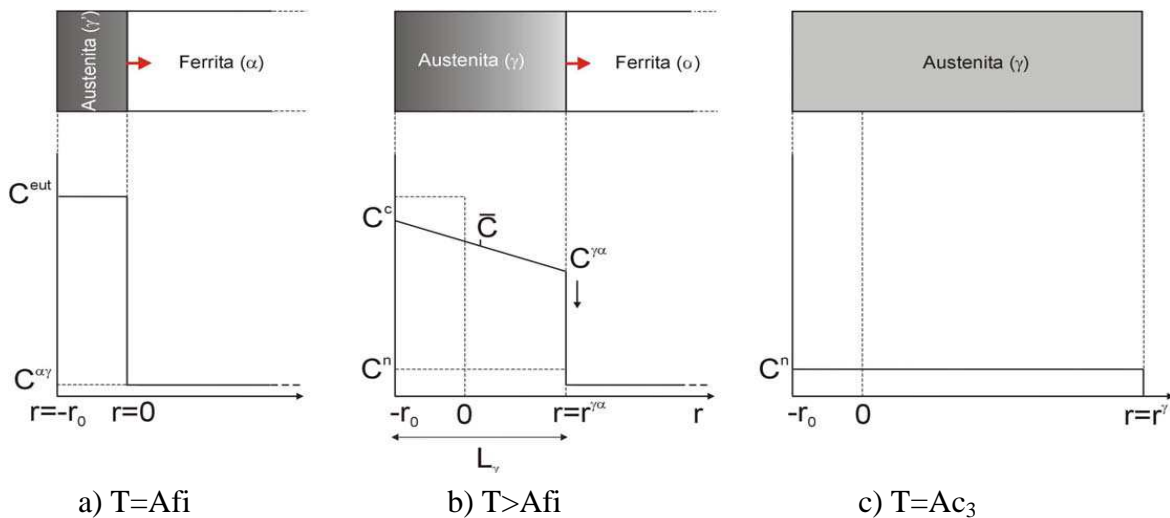


Figura 3.6 – Distância efetiva de difusão durante a dissolução da ferrita. a) Toda a perlita se dissolveu em austenita ($T=Afi$); b) dissolução da ferrita ($T>Afi$); c) fim da formação da austenita.

As constantes C_9 e C_{10} são deduzidas das condições de contorno. Se aplicadas as condições definidas por equações 3.49 a 3.51 para $T > A_f$, obtém-se:

$$r = -r_0 \Rightarrow C^\gamma = C^c = C_9 \int_{-r_0}^{-r_0} dr + C_{10} = C_{10} \quad (3.55)$$

$$r = r^{\gamma\alpha} \Rightarrow C^\gamma = C^{\gamma\alpha} = C_9 \int_{-r_0}^{r^{\gamma\alpha}} dr + C_{10} \quad (3.56)$$

Isolando a constante C_9 na equação (3.56) e substituindo o valor da constante C_{10} deduzida da equação (3.55), obtemos:

$$C_9 = \frac{C^{\gamma\alpha} - C^c}{\int_{-r_0}^{r^{\gamma\alpha}} dr} = \frac{C^{\gamma\alpha} - C^c}{r^{\gamma\alpha} + r_0} = \frac{C^{\gamma\alpha} - C^c}{L_\gamma} \quad (3.57)$$

onde L_γ é a metade da espessura da austenita formada em cada temperatura e, portanto, a representa a distância efetiva de difusão dos átomos de carbono desde o centro do grãos até a interface γ/α (Figura 3.6).

Substituindo o valor dessa constante na equação (3.53), tem-se o gradiente de concentração do carbono na austenita formada a cada temperatura:

$$\frac{dC^\gamma}{dr} = \frac{C^{\gamma\alpha} - C^c}{L_\gamma} = - \left(\frac{C^c - C^{\gamma\alpha}}{L_\gamma} \right) \quad (3.58)$$

Utilizando a condição de estado estacionário para simplificar a equação de difusão (equação 3.46), o fluxo de átomos de carbono (J_C^γ) proveniente da austenita que atravessa por unidade de área a interface γ/α em um intervalo de tempo dt , pode ser expresso através da primeira lei da Fick:

$$J_C^\gamma = -D_C^\gamma \left. \frac{dC^\gamma}{dr} \right|_{r=r^{\gamma\alpha}} dt \quad (3.59)$$

Na transformação da ferrita em austenita, para que a interface se mova de dr , é necessário que a concentração de ferrita neste intervalo dr aumente de $C^{\alpha\gamma}$ para $C^{\gamma\alpha}$. A

quantidade de carbono é igual a:

$$(C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma})dr \quad (3.60)$$

onde:

$C^{\gamma\alpha}$ é a concentração de carbono na interface γ/α na austenita

$C^{\alpha\gamma}$ é a concentração de carbono na interface γ/α na ferrita.

A quantidade de matéria acumulada na interface vem do fluxo de carbono expresso na equação (3.59). Igualando ambas as expressões, tem-se a seguinte equação que descreve o balanço de massa na interface γ/α durante a transformação de ferrita em austenita:

$$-D_C^\gamma \frac{dC^\gamma}{dr} \Big|_{r=r^{\gamma\alpha}} dt = (C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma})dr \quad (3.61)$$

Assim, a velocidade de avanço da interface γ/α ($G^{\gamma\alpha}$) durante a transformação será:

$$G^{\gamma\alpha} = \frac{dr}{dt} = \frac{-D_C^\gamma \frac{dC^\gamma}{dr} \Big|_{r=r^{\gamma\alpha}}}{(C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma})} \quad (3.62)$$

Substituindo em 3.62 o valor de dC^γ/dr da equação (3.58), obtém-se a equação que permite descrever a taxa de crescimento de grãos de austenita durante a transformação da ferrita.

$$G^{\gamma\alpha} = \frac{dr^{\gamma\alpha}}{dt} = \frac{D_C^\gamma (C^c - C^{\gamma\alpha})}{L_\gamma (C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma})} \quad (3.63)$$

O cálculo da distância efetiva de difusão de carbono (L_γ), em função da posição da interface γ/α , se baseia no princípio da conservação da massa total do sistema. A quantidade de carbono presente no início da transformação (área sob a curva na Figura 3.6(a)) deve ser igual à quantidade de carbono presente em qualquer momento ($T > A_f$), (área sob a curva na Figura 3.6(b)). Considerando que em ambas as situações a mesma distância L_γ , temos:

$$T = A c_p \Rightarrow A_1 = (L_\gamma - r^{\gamma\alpha})C^{eut} + r^{\gamma\alpha}C^{\alpha\gamma} \quad (3.64)$$

$$T > A_c_p \Rightarrow A_2 = L_\gamma C^{\gamma\alpha}(T) + \frac{L_\gamma}{2} [C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)] \quad (3.65)$$

Portanto, igualando as áreas tem-se a seguinte expressão para a distância efetiva de difusão do carbono:

$$L_\gamma = \frac{2r^{\gamma\alpha} [C^{eut} - C^{\alpha\gamma}]}{[2C^{eut} - C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)]} \quad (3.66)$$

Substituindo esta expressão na equação (3.63) tem-se a seguinte equação para descrever a taxa de crescimento de grãos de austenita formados a partir da ferrita, mediante o calculo do avanço da interface γ/α em cada intervalo de tempo dt:

$$G^{\alpha\gamma} = \frac{dr^{\gamma\alpha}}{dt} = \frac{D_C^\gamma}{r^{\gamma\alpha}} \left[\frac{C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{C^{\gamma\alpha}(T) - C^{\alpha\gamma}} \right] \left[\frac{2C^{eut} - C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{2[C^{eut} - C^{\alpha\gamma}]} \right] \quad (3.67)$$

Separando as variáveis e integrando entre (0, t) e (0, $r^{\gamma\alpha}$),

$$r^{\gamma\alpha} = \left\{ D_C^\gamma \left[\frac{C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{C^{\gamma\alpha}(T) - C^{\alpha\gamma}} \right] \left[\frac{2C^{eut} - C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{[C^{eut} - C^{\alpha\gamma}]} \right] \right\}^{1/2} t^{1/2} \quad (3.68)$$

A partir desta expressão, pode-se definir a constante de crescimento parabólico transformação ($\alpha + \gamma' \rightarrow \gamma$) como:

$$\eta = \left\{ D_C^\gamma \left[\frac{C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{C^{\gamma\alpha}(T) - C^{\alpha\gamma}} \right] \left[\frac{2C^{eut} - C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{[C^{eut} - C^{\alpha\gamma}]} \right] \right\}^{1/2} \quad (3.69)$$

Para se estimar o valor de η é necessário saber como vai evoluir o perfil de concentração durante o aquecimento, ou seja, deve-se saber o valor da $C^c(T)$ e $C^{\gamma\alpha}(T)$.

Como a distância efetiva de difusão do carbono durante a transformação da perlita em austenita é pequena, da ordem do espaçamento interlamelar da perlita, é previsível que no final da transformação o carbono se encontre uniformemente distribuído ao longo dos núcleos de austenita. Baseado neste fato supõe-se que a concentração inicial de carbono seja homogênea em toda a austenita no início de transformação da ferrita e igual à concentração eutetóide dada no diagrama de fases de equilíbrio Fe-C.

O modelo proposto por Fernández^[34] também assume que a concentração média de carbono na austenita em cada temperatura de aquecimento, $\bar{C}(T)$, será determinada pela concentração de carbono de equilíbrio dado pela curva de contorno $(\alpha + \gamma)/\gamma$ do diagrama de equilíbrio Fe-C, ou seja, terá o valor inicial de 0,76% em massa a temperatura A_{fi} (fim da dissolução da perlita) e uma diminuição progressiva durante a transformação para um valor igual à concentração inicial do aço, C^n , na temperatura A_{c3} (fim da transformação). Assim, supõe-se que a composição média de carbono na austenita será igual à média aritmética da concentração de carbono no centro do grão, $C^c(T)$, e da concentração na interface α/γ , $C^{\gamma\alpha}(T)$ (Figura 3.6):

$$\bar{C}(T) = \frac{C^{\gamma\alpha}(T) + C^c(T)}{2} \quad (3.70)$$

Para se estimar concentração de carbono no centro de austenita como uma função da temperatura e da taxa de aquecimento, será usada a equação proposta por Fernández^[34]:

$$C^c = \bar{C}(T) + (C^{eut} - \bar{C}(T)) \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{4} \dot{T}^{1/10}\right) \right] \quad (3.71)$$

Nesta equação, verifica-se que quando $\dot{T} = 0$ (não há desenvolvimento da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$), a concentração $C^c = \bar{C}(T)$. Em $T=A_{fi}$ tem-se que $\bar{C}(T) = C^{eut}$ e para $\dot{T} = 0 \Rightarrow C^c = C^{eut}$. Para $\dot{T} \rightarrow \infty$, também se verifica que $C^c = C^{eut}$. De fato, para taxas de aquecimento muito elevadas, o carbono no centro do grão não tem tempo para se difundir e mantém a sua concentração na linha de base C^{eut} . Esta equação, portanto, reflete o fato de que quanto maior a taxa de aquecimento, menos tempo disponível tem o carbono em cada temperatura para atravessar os contornos de grãos austeníticos em direção a ferrita, que se reflete num aumento

do gradiente de concentração no interior da austenita. Além disso, esse gradiente será maior quanto maior a temperatura e a taxa de aquecimento. Conhecida a concentração de carbono no centro dos grãos de austenita e a concentração de carbono média nestes grãos, da equação (3.70) tem-se para a concentração de carbono na interface:

$$C^{\gamma\alpha}(T) = 2\bar{C}(T) - C^c(T) \quad (3.72)$$

Número de núcleos de austenita formados a partir da perlita, n_v^0

A partir da equação (3.11) que nos permite calcular a taxa de nucleação da austenita em perlita, pode-se calcular o número de núcleos formados por unidade de volume:

$$n = f_0^p \cdot N \cdot dt \quad (3.73)$$

onde f_0^p é a fração volumétrica de perlita presente na microestrutura inicial.

Durante a formação da austenita no interior da perlita, a fração de perlita que permanece sem se transformar e é potencialmente capaz de acomodar novos núcleos de austenita vai diminuindo. No entanto, a expressão (3.73) não leva em conta que o número de núcleos que se formam deve ir diminuindo à medida que a perlita se transforma em austenita. Quando não há perlita na microestrutura, a formação de novos núcleos cessa. Para atender essa realidade, introduz-se um termo de correção na expressão acima, e obtém-se

$$dn = f_0^p \cdot N \cdot (f_0^p - f_\gamma^p) \cdot dt \quad (3.74)$$

onde f_γ^p é a fração volumétrica de austenita formada pela dissolução da perlita.

Ao modelar a transformação da ferrita interessa conhecer, não o número de núcleos por unidade volume total da amostra, mas o número de núcleos por unidade de volume de ferrita, n_v^0 , porque é a fração desta fase presente na microestrutura inicial que irá se transformar em austenita acima da temperatura A_{fi} e não o total. Assim, dividindo os membros da equação (3.74) pela fração volumétrica inicial de ferrita inicial, f_0^α , obtemos a expressão desejada:

$$dn_v^0 = \frac{f_0^p}{f_0^\alpha} N (f_0^p - f_\gamma^p) dt \quad (3.75)$$

Finalmente, é necessário que a expressão calcule o número de núcleos austenita formados em cada intervalo isotérmico dt da curva de aquecimento. Supondo que a taxa de aquecimento seja constante, tem-se que $T = \dot{T}t + Ac_1$. Fazendo a mudança de variável na equação (3.75), equação (3.44), e integrando entre $(0, n_v^0)$, e (Ac_1, Afi) , temos a expressão:

$$n_v^0 = \frac{f_0^p}{f_0^\alpha} \frac{1}{\dot{T}} \int_{Ac_1}^{Afi} N(f_0^p - f_\gamma^p) dt \quad (3.76)$$

onde n_v^0 é o número de núcleos de austenita formada durante a transformação da perlita em austenita por unidade de volume de ferrita e N é dado pela equação (3.11).

Fração volumétrica de austenita formada a partir de ferrita

Nesta etapa, parte-se da microestrutura constituída por austenita com teor de carbono médio de 0,76% e ferrita com uma teor de carbono de 0,022%. Não haverá formação de novos núcleos de austenita, somente o crescimento daqueles formados a partir da perlita. A transformação ocorre sob condições de paraequilíbrio, ou seja, ela será controlada apenas pela difusão de carbono na austenita (sem redistribuição de outros elementos de liga durante a transformação).

Conhecendo-se o número de núcleos de austenita formado por unidade de volume de ferrita, n_v^0 , (Equação 3.76) e considerando-se que o volume ocupado por um núcleo de austenita é $V^\gamma = 4\pi r^3/3$, pode-se determinar a fração volumétrica total ocupada pela austenita transformada a partir da ferrita ou fração volumétrica entendida da austenita formada a partir da ferrita, f_{ext}^α :

$$f_{ext}^\alpha = \frac{V^\gamma}{V_T^\alpha} = \frac{4}{3} \pi r^3 n_v^0 \quad (3.77)$$

onde V_T^α é o volume total ocupado pela ferrita

De acordo com o descrito acima (equações de 3.68 e 3.69), o raio dos núcleos de austenita em um tempo t , pode ser expresso pela equação:

$$r = \eta \cdot t^{1/2} \quad (3.78)$$

onde:

r é raio dos núcleos da austenita

η é a constante de crescimento parabólico da transformação da ferrita em austenita, cujo valor em cada temperatura pode ser calculado a partir da equação 3.68.

Substituindo a equação (3.78) na equação (3.77) e levando em conta a fração ferrita na microestrutura inicial, f_0^α , tem-se:

$$f_{\text{ext}}^\alpha = \frac{4}{3} \pi \eta^3 t^{3/2} n_v^0 f_0^\alpha \quad (3.79)$$

O valor de f_{ext}^α dado pela equação 3.79 aumenta progressivamente ao longo do tempo, ao contrário da realidade, em que as frentes de transformação se encontram há uma diminuição na taxa de transformação. Para sanar esta inconsistência, Avrami^[31] propôs que a taxa de transformação real é proporcional à fração volumétrica da fase que ainda não se transformou (neste caso, a ferrita). Assim, a taxa de formação da austenita a partir da ferrita será dada por:

$$\frac{df_\gamma^\alpha}{dt} = \frac{df_{\text{ext}}^\alpha}{dt} \left(1 - \frac{f_\gamma^\alpha}{f_0^\alpha} \right) \quad (3.80)$$

onde f_γ^α é fração volumétrica de austenita formada a partir da ferrita.

Diferenciando a equação (3.79) e substituindo na equação (3.80) tem-se:

$$\frac{df_\gamma^\alpha}{dt} = 2\pi\eta^3 t^{1/2} n_v^0 f_0^\alpha \left(1 - \frac{f_\gamma^\alpha}{f_0^\alpha} \right) \quad (3.81)$$

Agrupando os termos, e integrando entre $(0, f_\gamma^\alpha)$, $(0, t)$, tem-se:

$$f_{\gamma}^{\alpha} = f_0^{\alpha} \left[1 - \exp\left(-\frac{4}{3} \pi \eta^3 t^{3/2} n_{\nu}^0\right) \right] \quad (3.82)$$

Seguindo um raciocínio similar ao que foi feito para descrever a transformação não isotérmica de perlita em austenita e substituindo a variável tempo da equação (3.82) na equação (3.81), tem-se^[33]:

$$\frac{df_{\gamma}^{\alpha}}{dt} = \left[6\pi^2 \eta^6 (n_{\nu}^0)^2 \right]^{1/3} \left[-\ln\left(\frac{f_0^{\alpha} - f_{\gamma}^{\alpha}}{f_0^{\alpha}}\right) \right]^{1/3} (f_0^{\alpha} - f_{\gamma}^{\alpha}) \quad (3.83)$$

A taxa de transformação pode ser escrita como o produto de duas funções, uma dependente da temperatura e a outra dependente da fração volumétrica de austenita formada:

$$\frac{df_{\gamma}^{\alpha}}{dt} = h_{\alpha}(T) z(f_{\gamma}^{\alpha}) \quad (3.84)$$

De acordo com as equações (3.83) e (3.84), cada uma das duas funções (**h** e **z**) é expressa como:

$$h_{\alpha}(T) = \left[6\pi^2 \eta^6 (n_{\nu}^0)^2 \right]^{1/3} \quad (3.85)$$

$$z(f_{\gamma}^{\alpha}) = \left[-\ln\left(\frac{f_0^{\alpha} - f_{\gamma}^{\alpha}}{f_0^{\alpha}}\right) \right]^{1/3} (f_0^{\alpha} - f_{\gamma}^{\alpha}) \quad (3.86)$$

Fazendo a separação de variáveis na equação (3.84) e integrando entre (0, f_{γ}^{α}) e (0, t), tem-se:

$$H_{\alpha}(T, t) = \int_0^t h_{\alpha}(T) dt = \int_0^{f_{\gamma}^{\alpha}} \frac{df_{\gamma}^{\alpha}}{z(f_{\gamma}^{\alpha})} = Z(f_{\gamma}^{\alpha}) \quad (3.87)$$

Substituindo $z(V_\gamma^\alpha)$ da equação (3.86) na equação (3.87), obtém-se a seguinte equação para $H_\alpha(T,t)$:

$$H_\alpha(T,t) = \int_0^{f_\gamma^\alpha} \left\{ \left[-\ln \left(\frac{f_0^\alpha - f_\gamma^\alpha}{f_0^\alpha} \right) \right]^{1/3} (f_0^\alpha - f_\gamma^\alpha) \right\}^{-1} df_\gamma^\alpha \quad (3.88)$$

Finalmente, ao integrar o lado direito da equação (3.88) e resolvendo para a variável f_γ^α , tem-se:

$$f_\gamma^\alpha = f_0^\alpha \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{2}{3} H_\alpha(T,t) \right)^{3/2} \right] \right\} \quad (3.89)$$

De acordo com a equação (3.88), $H_\alpha(T,t)$ é uma função que depende do ciclo térmico aplicado à amostra. Substituindo a equação (3.85) em (3.87), chega-se à seguinte equação:

$$H_\alpha(T,t) = \int_0^t h_\alpha(T) dt = \left[6\pi^2 (n_V^0)^2 \right]^{1/3} \int_0^t \eta^2 dt \quad (3.90)$$

Utilizando as equações (3.89) e (3.90) pode-se calcular a variação da fração volumétrica de austenita formada a partir da ferrita durante intervalos de aquecimento dt . Eliminando a variável tempo na equação (3.90) e utilizando a equação (3.44), tem-se:

$$H_\alpha(T,t) = \int_0^t h_\alpha(T) \frac{dT}{\dot{T}} = \left[6\pi^2 (n_V^0)^2 \right]^{1/3} \int_0^t \eta^2 \frac{dT}{\dot{T}} \quad (3.91)$$

O limite inferior de integração é a temperatura em que termina a dissolução da perlita (Afi), que marca, por sua vez, o início da transformação da ferrita. A combinação das equações (3.91) e (3.89) permite obter uma equação para calcular a fração volumétrica de austenita formada a partir de ferrita, uma vez que toda a perlita é dissolvida durante o aquecimento à taxa constante, como uma função da taxa de aquecimento e da temperatura:

$$f_{\gamma}^{\alpha} = f_0^{\alpha} \left\{ 1 - \exp \left[- \frac{[6\pi^2 (n_v^0)^2]^{1/2}}{\dot{T}^{3/2}} \left(\frac{2}{3} \int_{Af_i}^T \eta^2 dT \right)^{3/2} \right] \right\} \quad (3.92)$$

FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA FORMADA

A equação que descreve a evolução da fração volumétrica de austenita formada durante o aquecimento a partir de uma microestrutura inicial composta por perlita e ferrita é:

$$f_T^{\gamma} = f_{\gamma}^p(T \leq Af_i) + f_{\gamma}^{\alpha}(T > Af_i) \quad (3.93)$$

Nesta expressão, $f_{\gamma}^p(T \leq Af_i)$ e $f_{\gamma}^{\alpha}(T > Af_i)$ são valores determinados das equações (3.45) e (3.92), respectivamente.

$$(T \leq Af_i) \rightarrow f_{\gamma}^p = f_0^p \left\langle 1 - \exp \left\{ - \left[\int_{Ac1}^T K_0 \exp \left(- \frac{Q}{\Delta T} \right) \frac{dT}{\dot{T}} \right]^4 \right\} \right\rangle \quad (3.94)$$

onde os valores de K_0 e Q são dados pelas equações (3.37) e (3.38), respectivamente.

$$(T > Af_i) \rightarrow f_{\gamma}^{\alpha} = f_0^p + f_0^{\alpha} \left\{ 1 - \exp \left[- \frac{[6\pi^2 (n_v^0)^2]^{1/2}}{\dot{T}^{3/2}} \left(\frac{2}{3} \int_{Af_i}^T \eta^2 dT \right)^{3/2} \right] \right\} \quad (3.95)$$

onde os valores de n_v^0 e η são obtidos pelas equações (3.76) e (3.69), respectivamente.

CAPÍTULO 4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Materiais

O material utilizado é um aço de baixo carbono, de fabricação industrial, microligado com Nb, com a composição química (% em peso) mostrada na tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química (% em peso) da amostra.

C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	N
0,15	1,42	0,37	0,052	0,023	0,009	0,031	0,0042

A microestrutura inicial das amostras consiste de ferrita (fração volumétrica igual a 0,73), com tamanho médio do grão ferrítico de $(18 \pm 1) \mu\text{m}$, e perlita, como ilustrada na figura 4.1.

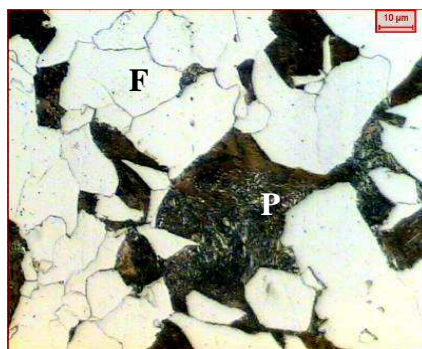


Figura 4.1. Microestrutura da amostra do aço obtida por microscopia ótica. Ataque nital 4%. Ferrita=F e perlita=P

As curvas dilatométricas foram obtidas em um dilatômetro de têmpera Adamel-Lhomargy LK 02, utilizando amostras cilíndricas com 2 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento. Estas curvas dilatométricas foram obtidas em recente trabalho de dissertação de mestrado na REDEMAT^[2]. Nessa dissertação, estas curvas foram geradas com o objetivo de se determinar as temperaturas de início e fim de formação da austenita, Ac_1 e Ac_3 , respectivamente, para as seguintes taxas de aquecimento: $0,1^\circ\text{C/s}$, 1°C/s , 5°C/s , 10°C/s , 13°C/s e 16°C/s . Nesse trabalho também foi avaliada a cinética de formação da austenita e a evolução microestrutural no aço em estudo para as taxas de aquecimento de $0,1^\circ\text{C/s}$ e 1°C/s , medindo-se a fração volumétrica a partir da análise quantitativa da microestrutura.

4.2. Métodos

4.2.1. Determinação das Temperaturas Críticas

A partir das curvas dilatométricas disponíveis determinaram-se as temperaturas de início e fim de formação da austenita Ac_1 e Ac_3 , respectivamente. Estas temperaturas estão indicadas na figura 4.2, juntamente com a temperatura A_{fi} , que é definida como a temperatura de fim de dissolução da perlita ou de início da transformação da ferrita proeutetóide em austenita, para a taxa de aquecimento de 1°C/s .

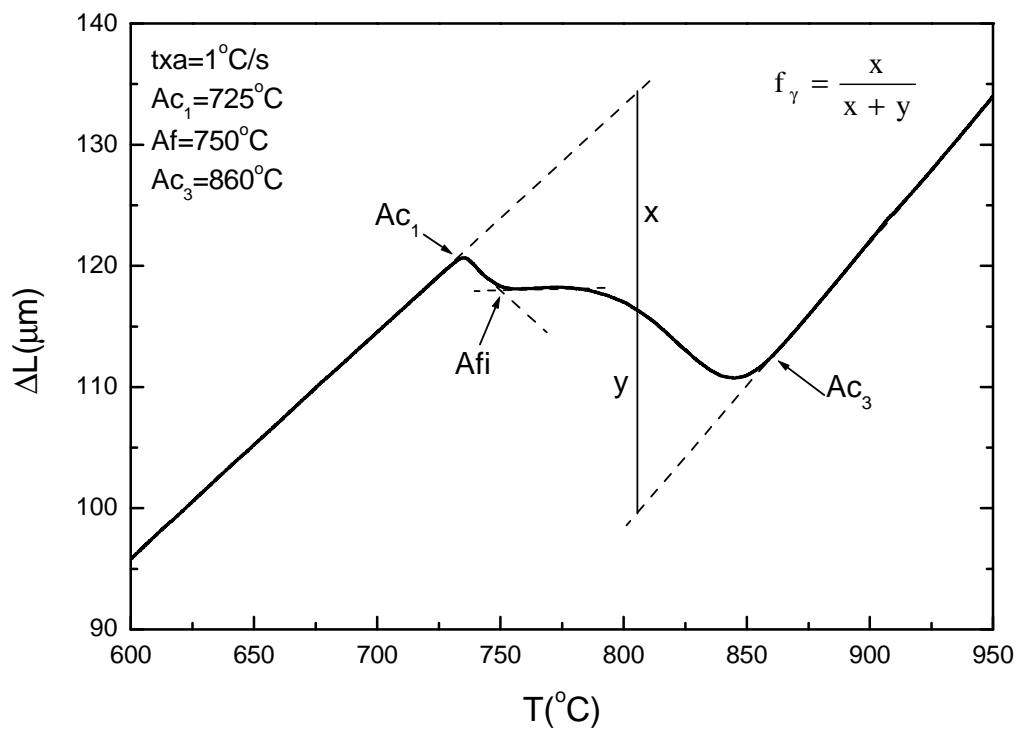


Figura 4.2. Curva dilatométrica para a taxa de aquecimento de 1°C/s , com a indicação das temperaturas críticas de formação da austenita: Ac_1 e Ac_3 – temperaturas de início e fim de formação da austenita, respectivamente; A_{fi} - temperatura de fim de dissolução da perlita ou de início da transformação da ferrita em austenita.

4.2.2. Determinação da Fração de Austenita Formada

a) Aplicação da Regra da Alavanca

Aplicando a regra da alavanca, determina-se a fração de austenita formada. O método de aplicação da regra da alavanca à curva dilatométrica no aquecimento contínuo é ilustrado na figura 4.2. As linhas tracejadas são extensões a partir das curvas dilatométricas da fase austenítica (linha mais baixa) e da mistura de ferrita + perlita (linha acima). A partir dos segmentos verticais x e y , acima e abaixo da curva dilatométrica, é possível determinar a fração formada de austenita, f_γ , pela equação 4.1:

$$f_\gamma = \frac{x}{x + y} \quad (4.1)$$

A determinação da fração de austenita formada como uma função do tempo, para as várias taxas de aquecimento, foi feita adotando-se a seguinte metodologia:

- 1- uso da regressão linear para extrapolar as linhas de dilatação nos campos austenítico e na mistura de fases ferrita + perlita, no intervalo de temperatura entre Ac_1 (temperatura de início de formação da austenita, pela dissolução da perlita) e Ac_3 (temperatura de fim de formação da austenita);
- 2- utilização dos dados dilatométricos, no intervalo entre as temperaturas Ac_1 e Ac_3 , e os dados de regressão (item 1), para se avaliar os valores dos segmentos x e y como uma função da temperatura, e posterior cálculo da fração de austenita formada;
- 3- cálculo da fração de austenita formada pela dissolução da perlita como uma função do tempo, supondo uma taxa de aquecimento constante e que o tempo zero corresponde à temperatura Ac_1 (temperatura de início de formação da austenita, pela dissolução da perlita); o tempo final corresponde à temperatura Af_i (temperatura de fim de dissolução da perlita, coincidente com a temperatura de início de dissolução da ferrita);
- 4- cálculo da fração de austenita formada pela dissolução da ferrita como uma função do tempo, supondo uma taxa de aquecimento constante e que o tempo zero corresponde à temperatura Af_i (temperatura de fim de dissolução da perlita, coincidente com a

temperatura de início de transformação da ferrita em austenita); o tempo final corresponde à temperatura Ac_3 ;

5- cálculo a fração de austenita formada como uma função do tempo, supondo uma taxa de aquecimento constante e que o tempo zero corresponde à temperatura Ac_1 (temperatura de início de formação da austenita, pela dissolução da perlita); o tempo final corresponderá à temperatura Ac_3 .

b) Modelamento Matemático

A transformação austenítica ocorrendo em duas etapas, dissolução da perlita formando austenita de Ac_1 até A_{fi} e em seguida a transformação da ferrita em austenita de A_{fi} até Ac_3 . Os dados termodinâmicos e estruturais, bem como as condições de contorno necessárias para o modelamento matemático de formação da austenita são dados na tabela 4.2.

Tabela 4.2. Dados termodinâmicos, estruturais e condições de contorno necessárias para o modelamento matemático de formação da austenita

Parâmetros	Valor
f_0^γ	0
f_0^p	0,27
f_0^α	0,73
$\sigma_0, \mu\text{m}^{[12]}$	0,146
$a^p, \mu\text{m}^{[12]}$	1,03
$C_3^{[12, 34]}$	$3,76 \times 10^{-13}$
$C_8^{[12, 34]}$	$4,90 \times 10^{-8}$
$L^{[12, 34]}$	0,8
$S^{[12, 34]}$	0,8
$\dot{T}, ^\circ\text{C}/\text{s}$	0,1 – 1 – 5 – 10 – 13 – 16
C^n	0,15%
$C^{\alpha\gamma}$	0,022%
C^{eut}	0,76%
$D_0, \text{m}^2/\text{s}^{[35]}$	$2,30 \times 10^{-5}$
$Q_d, \text{J}/\text{mol}^{[35]}$	148.000

A fração de austenita formada foi determinada utilizando-se a seguinte metodologia:

1- a partir de dados metalográficos experimentais, de dados experimentais obtidos da literatura e a partir das frações iniciais de perlita e ferrita determinados por metalografia, tabela 4.2, calculou-se o parâmetro K_0 para todas as taxas de aquecimento;

$$K_0 = \left(\frac{\pi}{3}\right)^{1/4} \left(\frac{C_3 \dot{T}^L}{\left((a^P)^2 \sigma_0\right)^2}\right)^{1/4} \left(\frac{C_8 (\dot{T})^S}{\sigma_0}\right)^{3/4} \quad (4.2)$$

2- cálculo da fração de austenita formada pela dissolução da perlita como uma função da temperatura, com o tempo inicial corresponde à temperatura Ac_1 ; o tempo final corresponde à temperatura Afi ; a integral foi resolvida pelo método de aproximação Runge-Kutta 4ª ordem;

$$f_\gamma^P = f_0^P \left\langle 1 - \exp \left\{ - \left[\int_{Ac_1}^T K_0 \exp \left(- \frac{Q}{\Delta T} \right) \frac{dT}{\dot{T}} \right]^4 \right\} \right\rangle \quad (4.3)$$

3- em seguida fez-se o cálculo da fração de austenita formada pela dissolução da ferrita como uma função da temperatura (segunda etapa), com o tempo inicial corresponde à temperatura Afi ; o tempo final corresponde à temperatura Ac_3 . Utilizando-se os dados experimentais listados na tabela 4.2, calculou-se o valor n_v^0 para todas as taxas de aquecimento;

$$n_v^0 = \frac{f_0^P}{f_0^\alpha} \frac{1}{\dot{T}} \frac{C_3 \dot{T}^L}{\left((a^P)^2 \sigma_0\right)^2} \left(f_0^P - f_\gamma^P\right) \int_{Ac_1}^{Afi} \exp \left(- \frac{25,38}{T - Ac_1} \right) dT \quad (4.4)$$

4- utilizando o diagrama Fe-C, a equação de Arrhenius de difusão do C na austenita, determinou-se o valor de η como uma função da temperatura, através das equações listadas abaixo;

$$D_c^\gamma = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (4.5)$$

$$\bar{C}(T) = C^{\text{eut}} + \left\{ \left[\frac{C^n - C^{\text{eut}}}{Ac_3 - A_{fi}} \right] (T - A_{fi}) \right\} \quad (4.6)$$

$$C^c(T) = \bar{C}(T) + \left[C^{\text{eut}} - \bar{C}(T) \right] \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{4} \dot{T}^{1/10}\right) \right] \quad (4.7)$$

$$C^{\gamma\alpha}(T) = 2\bar{C}(T) - C^c(T) \quad (4.8)$$

$$\eta = \left\{ D_c^\gamma \left[\frac{C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{C^{\gamma\alpha}(T) - C^{\alpha\gamma}} \right] \left[\frac{2C^{\text{eut}} - C^c(T) - C^{\gamma\alpha}(T)}{C^{\text{eut}} - C^{\alpha\gamma}} \right] \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (4.9)$$

5- por fim, determinou-se a fração volumétrica de austenita formada pela dissolução da ferrita como uma função da temperatura, com o tempo inicial corresponde à temperatura A_{fi} ; o tempo final corresponderá à temperatura Ac_3 ; a integral foi resolvida pelo método de aproximação Runge-Kutta 4ª ordem;

$$f_\gamma^\alpha = f_0^\alpha \left\{ 1 - \exp\left[-\frac{[6\pi^2(n_v^0)^2]^{1/2}}{\dot{T}^{3/2}}\right] \left(\frac{2}{3} \int_{A_{fi}}^T \eta^2 dT\right)^{3/2}\right\} \quad (4.10)$$

4.2.3. Cinética de Formação da Austenita

Estudos da cinética de formação da austenita foram feitos a partir dos dados da fração volumétrica de austenita determinada pela aplicação da regra da alavanca às curvas dilatométricas e pelo modelamento matemático.

A cinética de austenitização foi descrita pela equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, JMAK, em que o parâmetro K deste modelo é determinado pela lei de Arrhenius e a energia de ativação aparente é uma função logarítmica linear da taxa de aquecimento.

CAPÍTULO 5. RESULTADOS

5.1. Diagrama de Transformação no Aquecimento Contínuo (TAC)

A figura 5.1 mostra uma curva dilatométrica $\Delta L = f(T)$, e sua derivada $d(\Delta L)/dT = f(T)$, para o aquecimento contínuo do aço em estudo para a taxa de aquecimento $1,0^\circ\text{C/s}^{[2]}$. As temperaturas de início e fim de formação da austenita no aquecimento, Ac_1 e Ac_3 , respectivamente, estão indicadas nas figuras, juntamente com a temperatura Afi , que é definida como a temperatura de início da transformação da ferrita em austenita. Os valores determinados de Ac_1 , Afi e Ac_3 , para as diferentes taxas de aquecimento, são mostrados na tabela 5.1.

Tabela 5.1. Temperaturas críticas de formação da austenita no aquecimento contínuo (em $^\circ\text{C}$), sob diferentes taxas^[2].

t_{x_a} ($^\circ\text{C/s}$)	Ac_1	Afi	Ac_3
0,1	720	745	840
1	725	750	860
5	740	755	890
10	745	765	905
13	745	765	910
16	745	770	920

Na figura 5.1, pode-se observar que a formação da austenita ocorre em duas etapas, sendo a primeira delas, a dissolução da perlita. Esta etapa é caracterizada pelo primeiro pico de contração na curva dilatométrica, iniciando na temperatura Ac_1 e terminando na temperatura Afi . A segunda etapa é a transformação da ferrita em austenita, caracterizada pelo segundo pico de contração na curva dilatométrica, iniciando na temperatura Afi e terminando na temperatura Ac_3 ^[2].

Essa característica da formação da austenita a partir de uma microestrutura inicial constituída de ferrita + perlita mostra que os grãos austeníticos nucleiam preferencialmente na interface entre as colônias de perlita e crescem por difusão do carbono através da austenita,

dissolvendo assim, a perlita. As distâncias médias de difusão dos átomos de carbono são da ordem do espaçamento interlamelar da perlita. Após a dissolução da perlita, ocorre a transformação da ferrita em austenita, controlada também pela difusão do carbono na austenita.

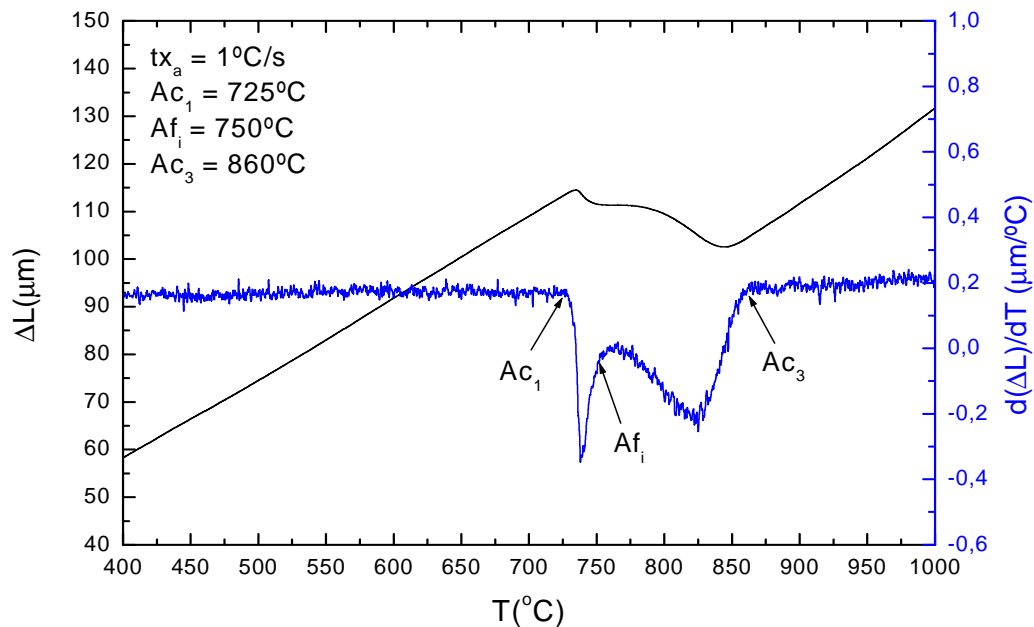


Figura. 5.1. Curva dilatométrica $\Delta L = f(T)$, e sua derivada $d(\Delta L)/dT = f(T)$, para o aquecimento contínuo do aço em estudo, usando uma taxa de 1°C/s ^[2].

A figura 5.2 mostra o diagrama de transformação no aquecimento contínuo do aço em estudo determinado por Oliveira et al.^[7], construído a partir dos dados obtidos nos ensaios dilatométricos, realizados sob diferentes taxas de aquecimento. A partir do diagrama, podemos ver que as temperaturas críticas de formação da austenita aumentam com o aumento da taxa de aquecimento, que exerce uma influência maior sobre a temperatura Ac_3 .

5.2. Fração Volumétrica da Austenita

5.2.1 Obtida pela Regra da Alavanca

As figuras 5.3, 5.4, 5.5, 5.6, 5.7 e 5.8 mostram as frações volumétricas dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura do aço em estudo, em função da temperatura,

para as taxas de aquecimento de 0,1; 1,0; 5,0; 10; 13 e 16°C/s, respectivamente.

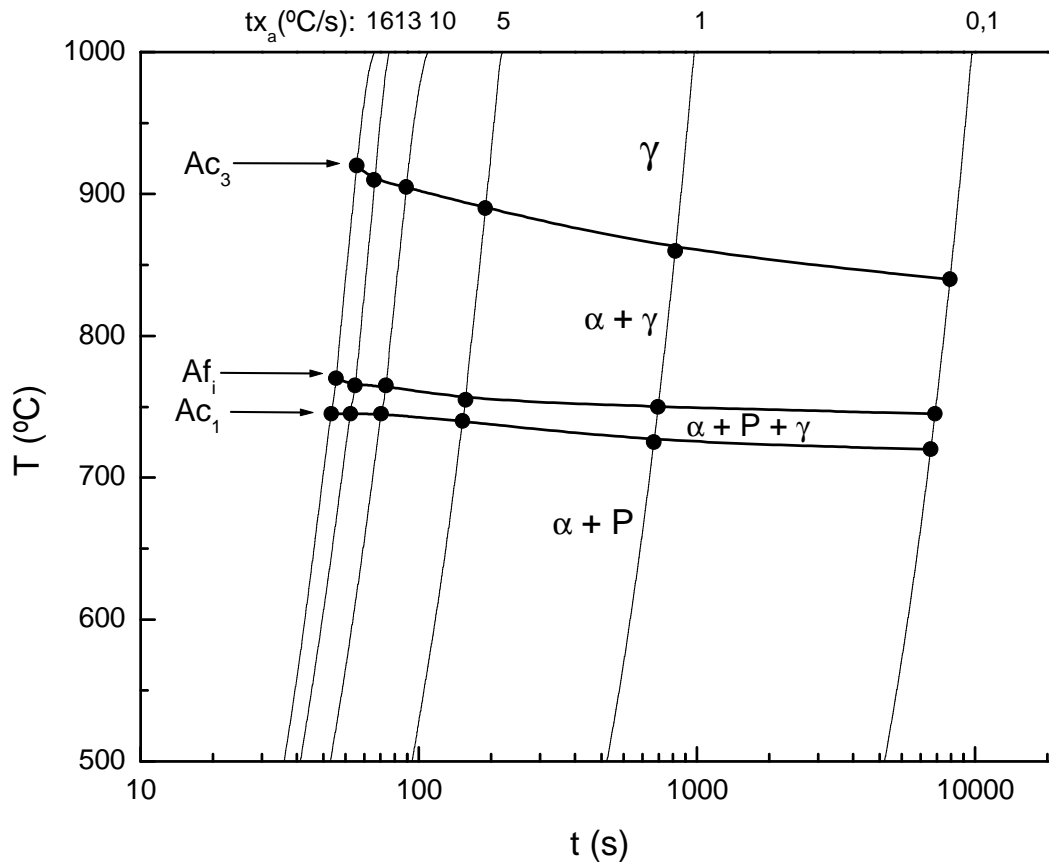


Figura 5.2. Diagrama de transformação no aquecimento contínuo do aço em estudo, a partir de uma microestrutura inicial constituída de ferrita proeutetóide + perlita, onde α é a ferrita proeutetóide, P é a perlita e γ é a austenita^[2].

Observa-se que a temperatura A_{fi} , determinada a partir das curvas dilatométricas (tabela 5.1), não ocorre à completa dissolução da perlita em austenita, ou seja, a completa dissolução da perlita ocorre a temperaturas maiores que A_{fi} e, quanto maior a taxa de aquecimento maior é esta temperatura em relação a A_{fi} . Este resultado anômalo em relação aos dados obtidos a partir das curvas dilatométricas e por metalografia^[2] se deve ao fato de a aplicação da regra da alavanca à curva dilatométrica, proposta por Bhadeshia et al.^[36], ser precisa quando se tem apenas uma única fase original. Assim, a descrição da evolução das frações volumétricas de perlita e ferrita com a temperatura durante a formação da austenita deve ser feita com cuidado, pois as temperaturas A_{fi} determinadas da curva dilatométrica não coincide com os valores obtidos a partir do cálculo das frações das fases presentes, também usando as curvas dilatométricas.

Os intervalos de tempo necessários para que a perlita se dissolva para as taxas de aquecimento de 0,1; 1,0; 5,0; 10; 13 e 16°C/s são, respectivamente, 370; 47; 8,8; 5; 4 e 3,2s, o que corresponde a 31; 34,8; 29,3; 31,3; 31,3 e 28,5% do intervalo de tempo necessário para austenitizar o aço por completo, respectivamente. Assim, verifica-se que o processo de formação da austenita, a partir de uma microestrutura inicial constituída de ferrita + perlita, é controlado principalmente pela transformação da segunda etapa da transformação, ou seja, é controlado principalmente pela transformação da ferrita em austenita.

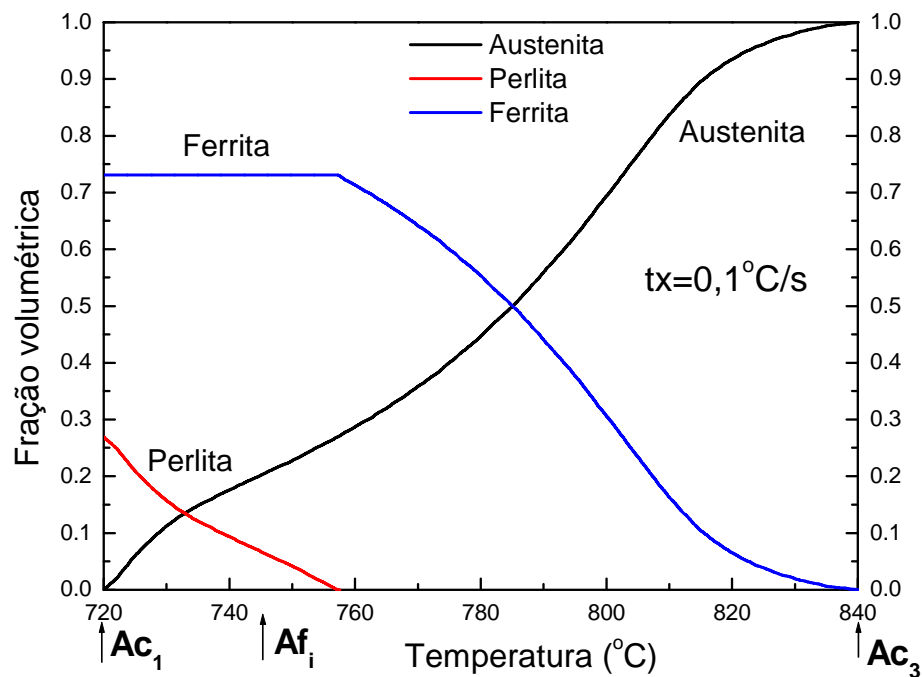


Figura 5.3. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 0,1^\circ\text{C/s}$.

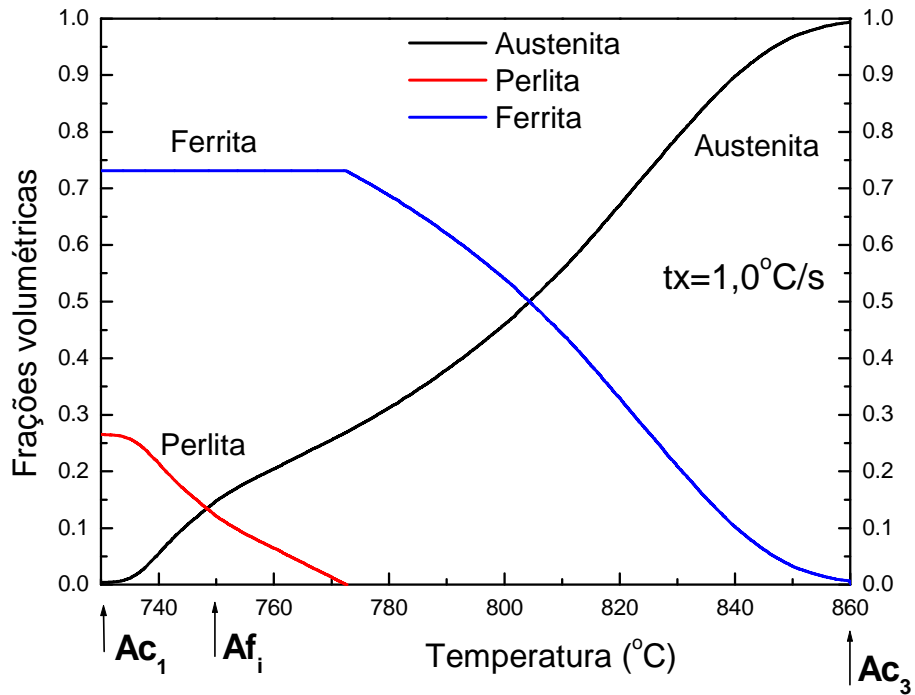


Figura 5.4. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 1^\circ\text{C/s}$.

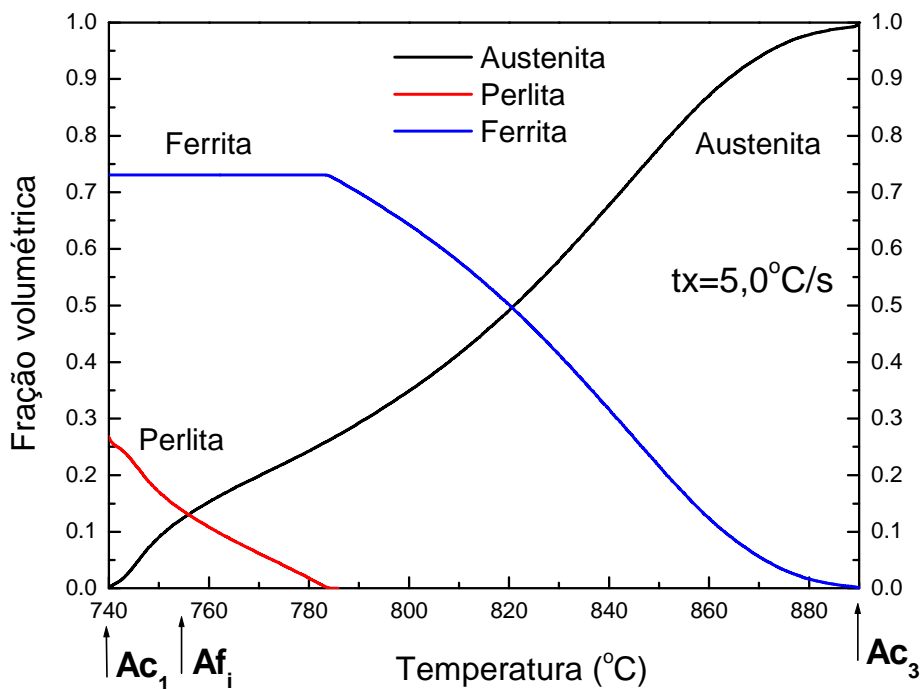


Figura 5.5. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 5^\circ\text{C/s}$.

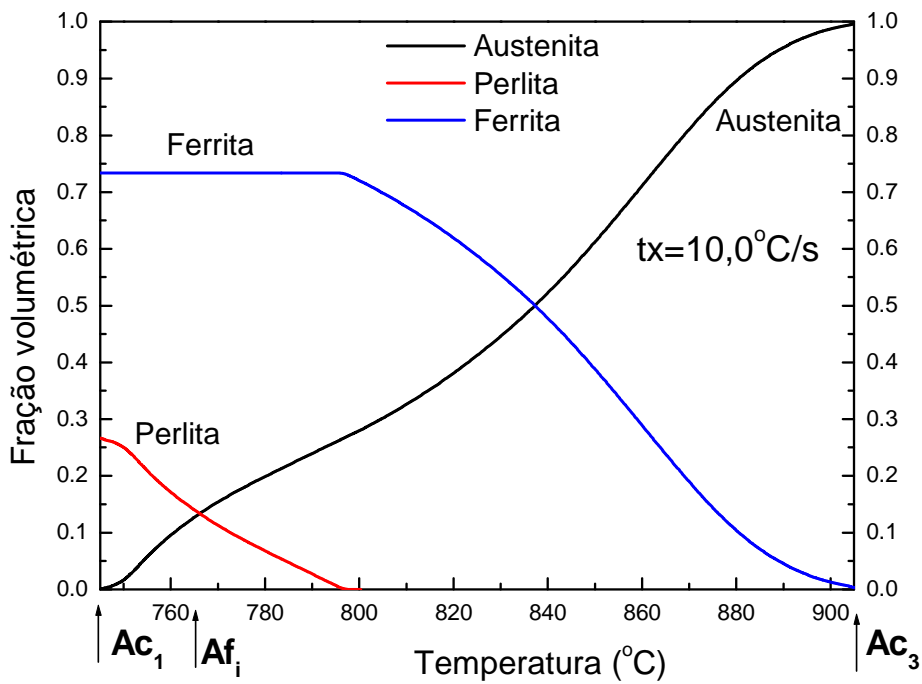


Figura 5.6. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 10^{\circ}\text{C/s}$.

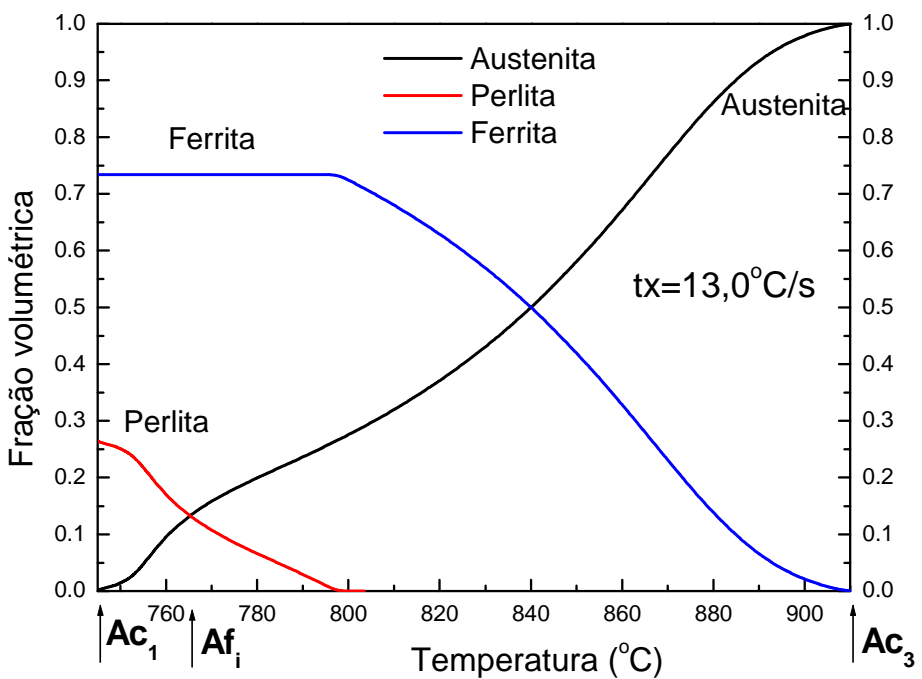


Figura 5.7. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 13^{\circ}\text{C/s}$.

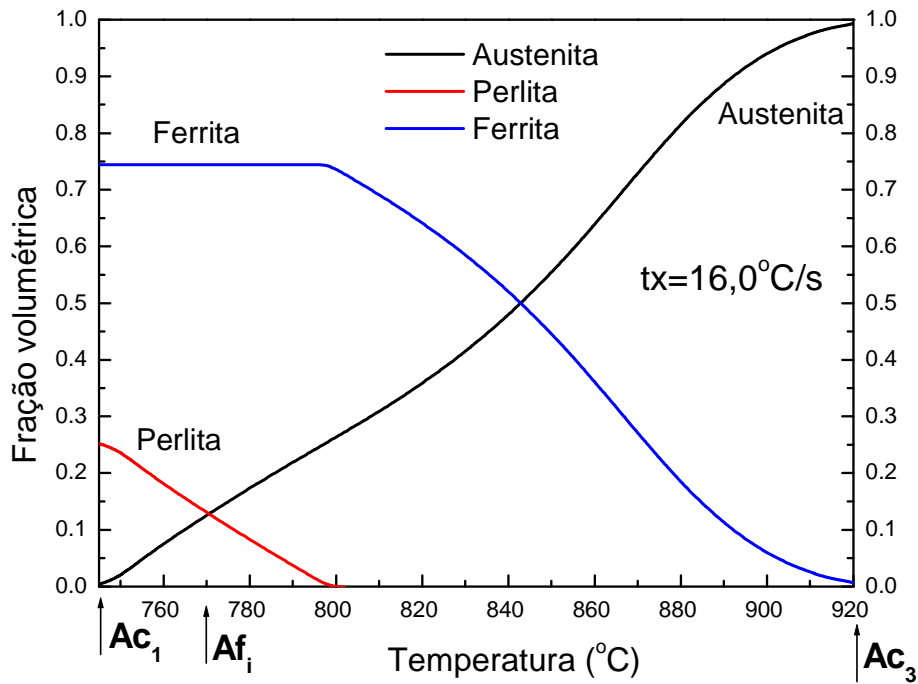


Figura 5.8. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura do aço em estudo determinada pela regra da alavanca, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a=16^{\circ}\text{C/s}$.

5.2.2. Obtida pelo Modelamento Matemático

Para determinar a evolução da fração volumétrica de austenita formada na primeira etapa (dissolução da perlita em austenita) é necessário conhecer o parâmetro K_0 para cada taxa de aquecimento (equação 3.37). Estes valores são mostrados na tabela 5.2.

No estudo da evolução da fração volumétrica da austenita formada na segunda etapa (dissolução da ferrita em austenita) calculou-se a concentração de carbono como uma função da temperatura para todas as taxas de aquecimento, a figura 5.9 mostra o perfil da concentração para a taxa de 10°C/s . Já os valores do número de núcleos formados a partir da perlita por unidade de volume inicial de ferrita, n_v^0 , (equação 3.76), é mostrada na tabela 5.3 para cada taxa de aquecimento. Os valores de n_v^0 estão coerentes com os relatados por Fernández^[34].

As figuras 5.10, 5.11, 5.12, 5.13, 5.14 e 5.15 mostram as frações volumétricas dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura do aço em estudo, em função da

temperatura, para as taxas de aquecimento de 0,1; 1,0; 5,0; 10; 13 e 16°C/s, respectivamente.

A partir dos gráficos, podemos ver que a perlita se dissolve rapidamente para as taxas de aquecimento utilizadas, sendo necessário aproximadamente $\Delta T = 37^\circ\text{C}$ para que a dissolução ocorra por completo, para todas as taxas. Os intervalos de tempo necessários para que a perlita se dissolva para as taxas de aquecimento de 0,1; 1,0; 5,0; 10; 13 e 16°C/s são, respectivamente, de 240, 30, 7, 4, 3 e 2,5s, o que corresponde a 20, 22, 24, 24, 25, 24% do intervalo de tempo necessário para austenitizar o aço por completo, respectivamente, comparados aos valores descritos no item 5.2.1.

Observa-se também que as temperaturas A_{fi} , que representam a completa dissolução da perlita em austenita, são mais elevadas que as temperaturas A_{fi} determinadas através a partir das curvas dilatométricas (tabela 5.1) e confirmadas por metalografia^[2].

Tabela 5.2. Parâmetro K_0 obtido na dissolução da perlita em austenita, para as varias taxas de aquecimento.

txa (°C/s)	K_0
0,1	$2,50 \times 10^{-2}$
1	$1,58 \times 10^{-1}$
5	$5,72 \times 10^{-1}$
10	$9,96 \times 10^{-1}$
13	1,23
16	1,45

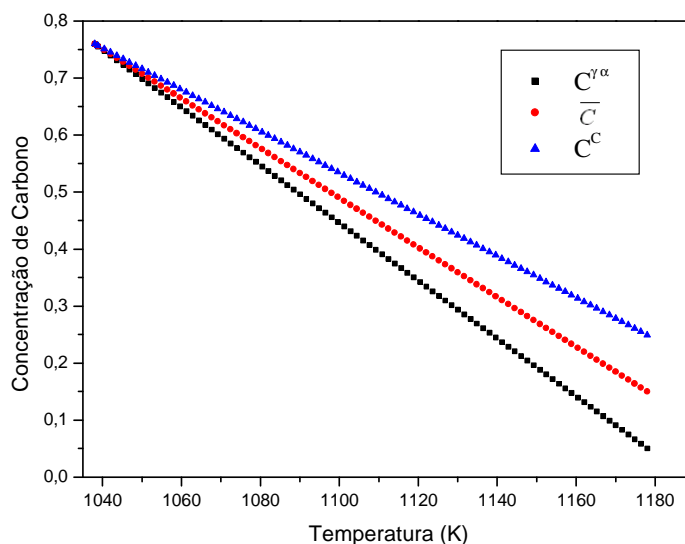


Figura 5.9. Concentração de carbono como uma função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a = 10^\circ\text{C/s}$.

Tabela 5.3. Numero de núcleos de austenita formados por unidade de volume da ferrita, n_v^0 , durante a dissolução da perlita, para as varias taxas de aquecimento.

tx_a (°C/s)	n_v^0, m^{-3}
0,1	$9,0 \times 10^{15}$
1	$1,15 \times 10^{17}$
5	$1,01 \times 10^{16}$
10	$1,03 \times 10^{16}$
13	$1,03 \times 10^{16}$
16	$1,04 \times 10^{16}$

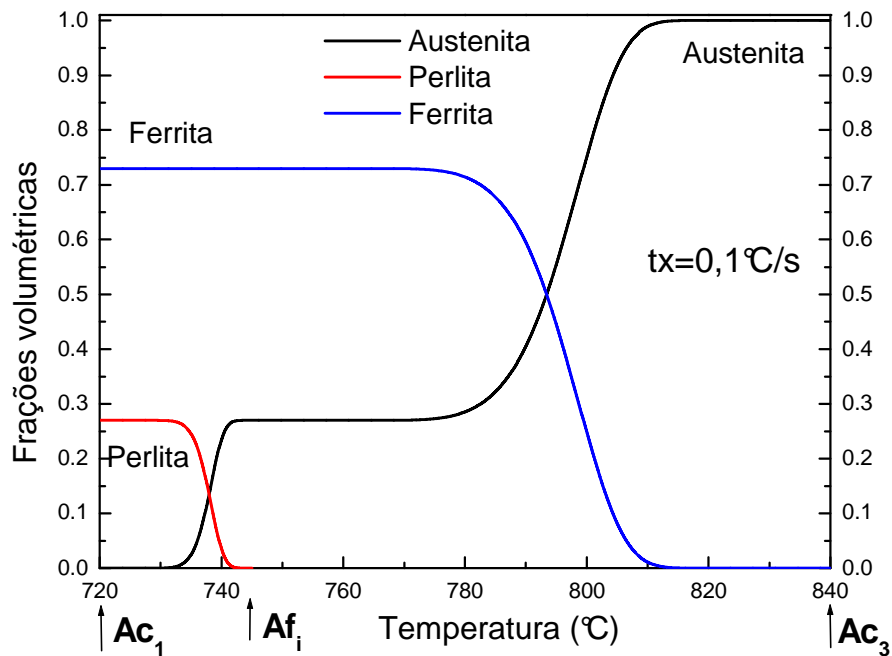


Figura 5.10. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a=0,1^\circ\text{C/s}$.

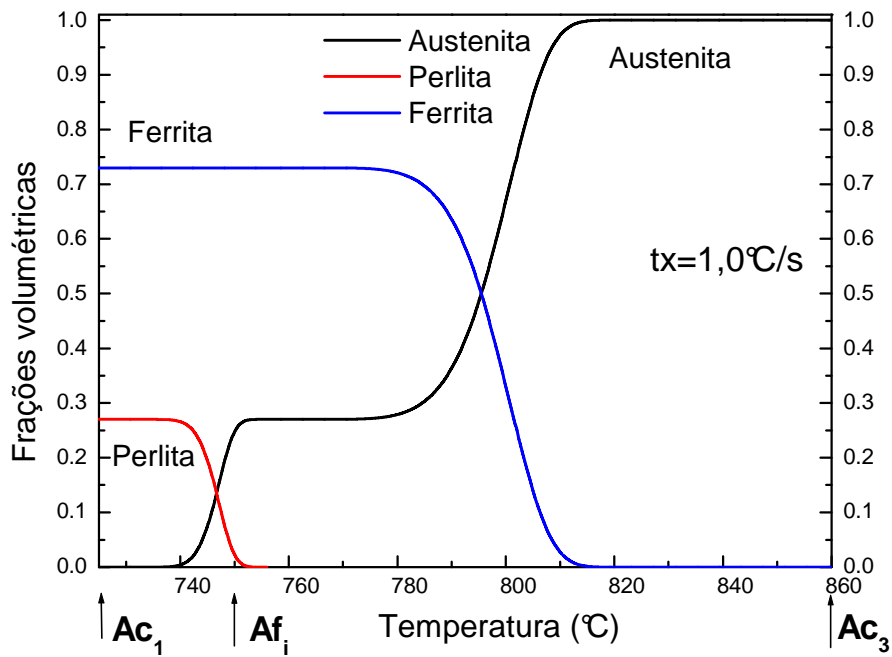


Figura 5.11. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a=1^{\circ}\text{C/s}$.

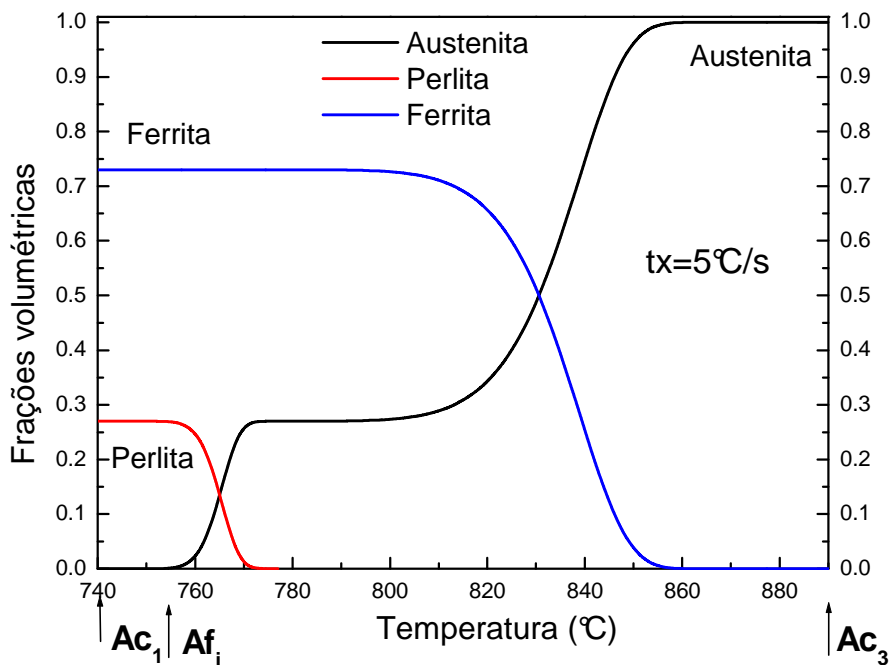


Figura 5.12. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $tx_a=5^{\circ}\text{C/s}$.

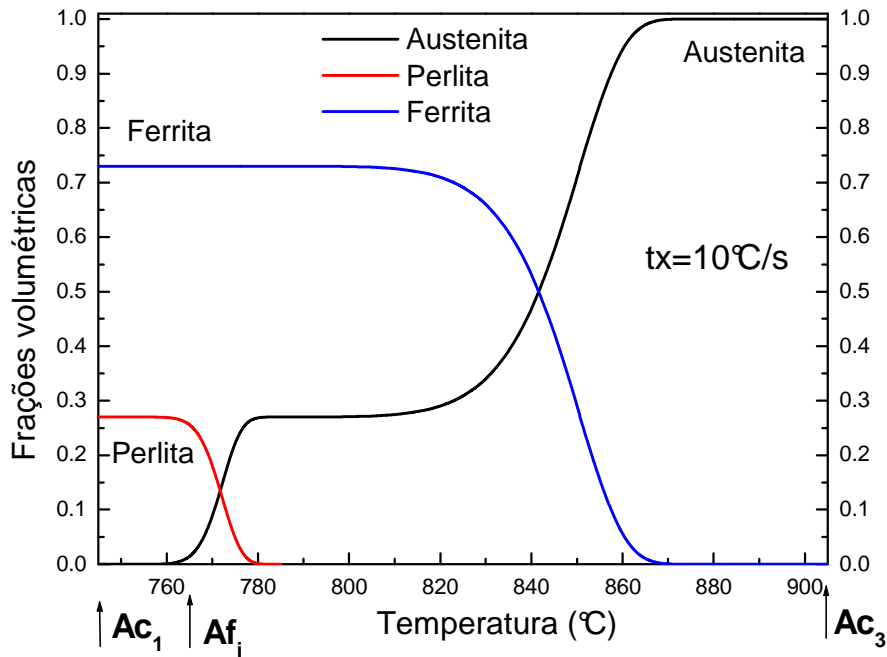


Figura 5.13. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $t_{x_a} = 10^\circ\text{C/s}$.

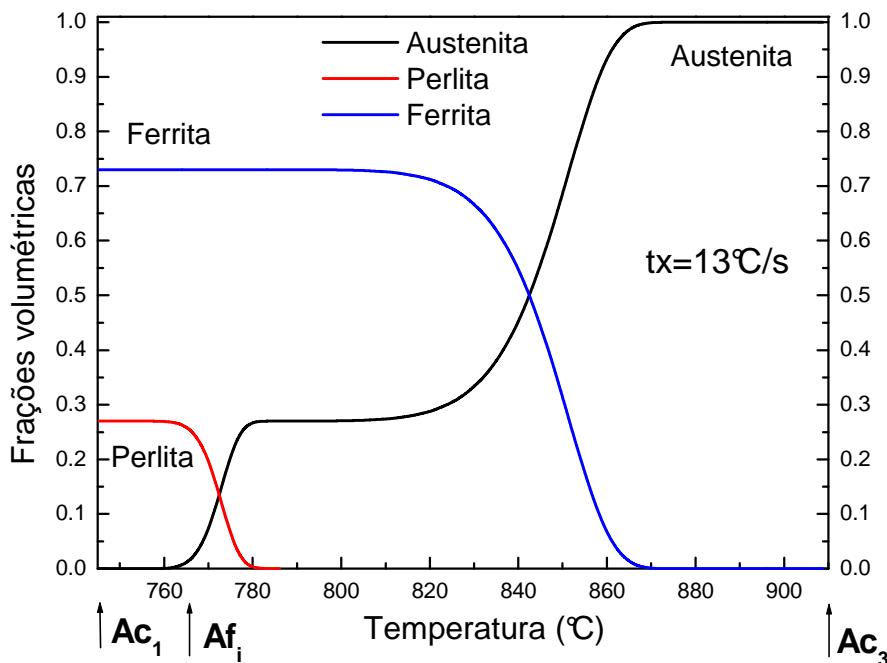


Figura 5.14. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $t_{x_a} = 13^\circ\text{C/s}$.

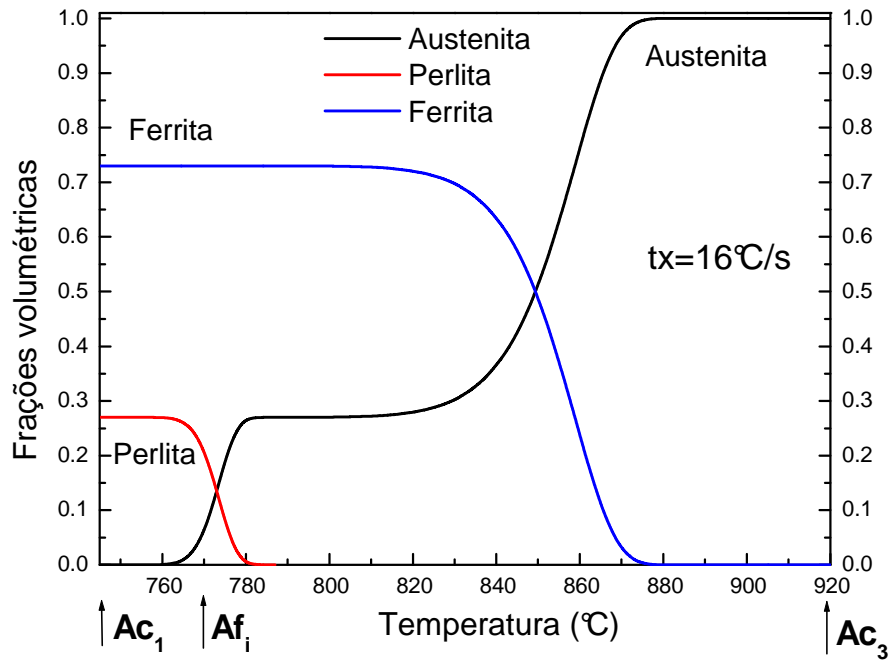


Figura 5.15. Fração volumétrica dos diferentes microconstituintes presentes na microestrutura calculada pelo modelamento, em função da temperatura, para a taxa de aquecimento de $t_{x_a} = 16^\circ\text{C/s}$

Os valores da temperatura de fim de dissolução da perlita obtidos a partir das curvas dilatométricas^[2] (tabela 5.1), Af_i , a partir da evolução da fração de austenita determinada pela regra da alavanca, Af_i^a e a partir do modelamento matemático, Af_i^m , como uma função da taxa de aquecimento, são mostrados na figura 5.16. Observa-se que os valores de Af_i aumentam com a taxa de aquecimento e que os valores obtidos pela regra da alavanca e modelamento são maiores. Este efeito pode estar relacionado à partição de carbono durante o processo de austenitização, que é considerado apenas no modelamento matemático e não no uso da regra alavanca para se determinar a fração de austenita formada, que resulta em valores mais próximos de Af_i e Af_i^m . Outro fator relevante é que a cinética de transformação da perlita em austenita é muito rápida e erros estão presentes na determinação da temperatura de fim de dissolução da perlita.

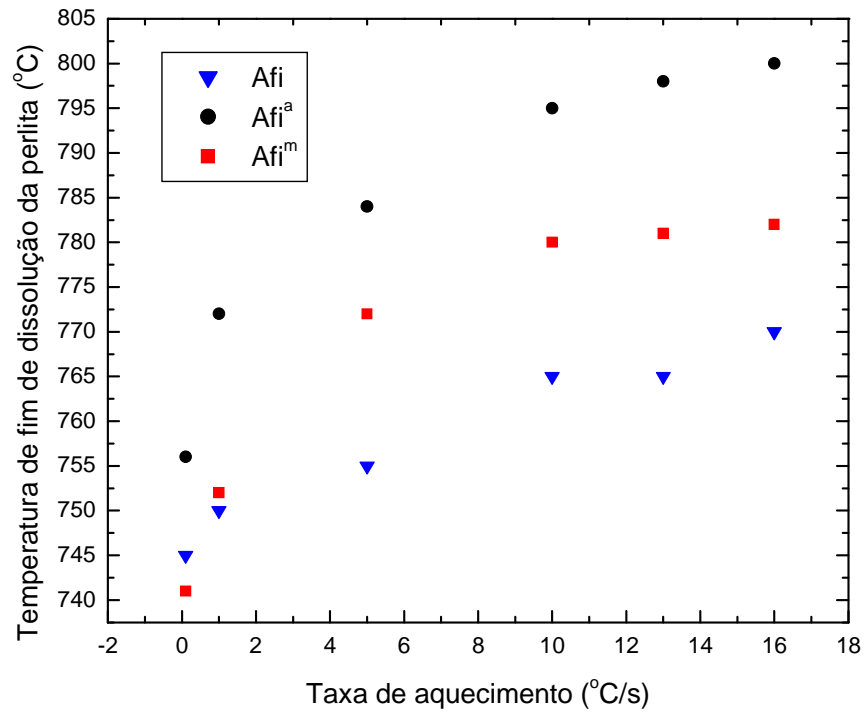


Figura 5.16. Temperatura de fim de dissolução da perlita em austenita: Af_i obtida a partir das curvas dilatométricas, Af_i^a obtida da aplicação da regra da alavanca e Af_i^m obtida do modelamento.

5.3. Cinética de Formação da Austenita

A partir dos valores das frações de austenita transformada como uma função do tempo, obtidos pela aplicação da regra da alavanca às curvas dilatométricas, foram determinados os parâmetros K_x , Q e n da equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov por regressão linear múltipla, equação (5.1 e 5.2). Na tabela 5.4 são listados os parâmetros obtidos.

$$f_\gamma = \left[1 - \exp\left(-K_x \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t^n\right) \right] \quad (5.1)$$

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-f_\gamma}\right)\right) = \ln K_x + n \ln t - \frac{Q}{RT} \quad (5.2)$$

O ajuste da fração da austenita formada como uma função do tempo usando as equações de JMAK, a lei de Arrhenius e a regressão linear múltipla, resulta na obtenção de três parâmetros K_x , Q e n , para cada taxa de aquecimento, ou seja, 18 parâmetros (foram utilizadas neste trabalho 6 taxas de aquecimento). Pode-se concluir que este método não permite descrever a cinética de transformação de fases para todas as taxas de aquecimento com um único conjunto de parâmetros, o que torna este método não eficaz para o cenário industrial, onde se deseja um mínimo de parâmetros do modelo.

Tabela 5.4. Parâmetros da cinética de austenitização obtidos por regressão linear múltipla.

txa (°C/s)	K_x (s ⁻¹)	Q (kJ/mol)	n	R ²
0,1	4,4x10 ⁹	2,3 x10 ⁵	0,5	97,20%
1	3,5 x10 ⁴	1,4 x10 ⁵	1,2	95,70%
5	3,1 x10 ⁵	1,4 x10 ⁵	0,8	97,70%
10	3,8 x10 ⁴	1,2 x10 ⁵	0,9	97,10%
13	3,9 x10 ⁴	1,2 x10 ⁵	0,9	96,50%
16	4,2 x10 ⁴	1,2 x10 ⁵	1,0	98,40%

Assim, utilizou-se um método de pesquisa global, supondo que a energia de ativação aparente varia com a taxa de aquecimento (equação 3.13), com o objetivo de obter um único conjunto de valores de n e K_x , aplicável as todas as taxas de aquecimento, que resultou em um erro mínimo caracterizado pelo mais alto valor de R² (coeficiente de correlação) entre o modelo e os dados experimentais.

Da tabela 5.4, verifica-se que os valores de n e K_x que resultam em um maior valor de R² são aqueles obtidos para a taxa de aquecimento de 16°C/s, ou seja, $n=1$ e $K_x=42000$ s⁻¹. Estes valores foram utilizados para se descrever a cinética de formação da austenita para as demais taxas de aquecimento.

As figuras 5.17 a 5.22 mostram as frações de austenita formada em função do tempo, para os dados experimentais e o ajuste proposto, usando o modelo de JMAK e a equação de Arrhenius, para as taxas de aquecimento de 0,1; 1,0; 5,0; 10,0; 13,0; 16°C/s, respectivamente. Verifica-se um bom ajuste do modelo aos dados experimentais, para um único conjunto de valores de $n=1$ e $K_x=42000$ s⁻¹, o que permitiu calcular os novos valores de Q para cada taxa de aquecimento.

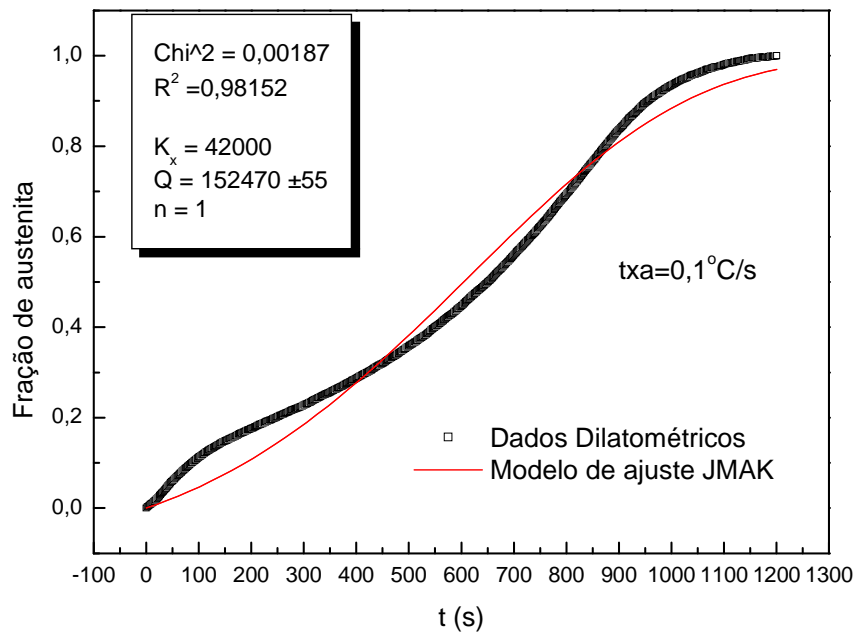


Figura 5.17. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 0,1^\circ\text{C/s}$.

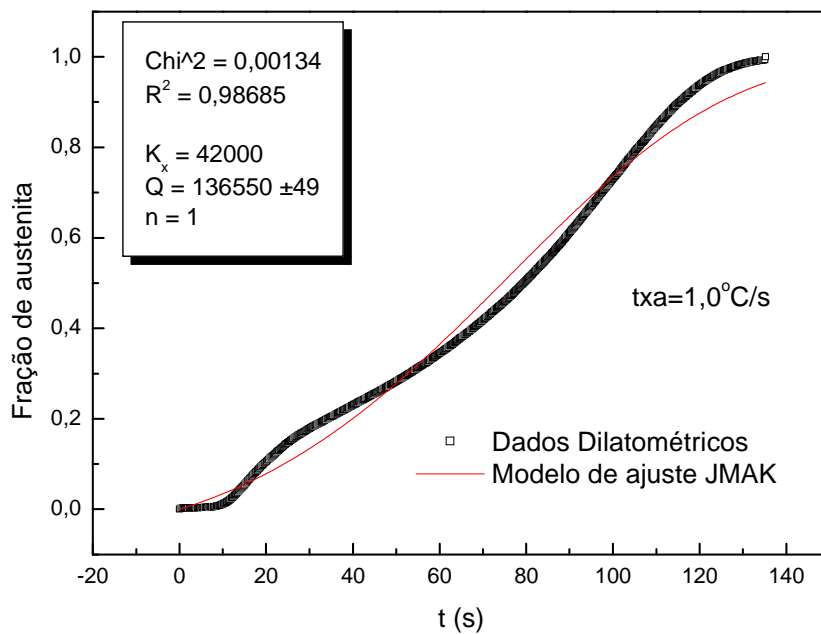


Figura 5.18. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 1^\circ\text{C/s}$.

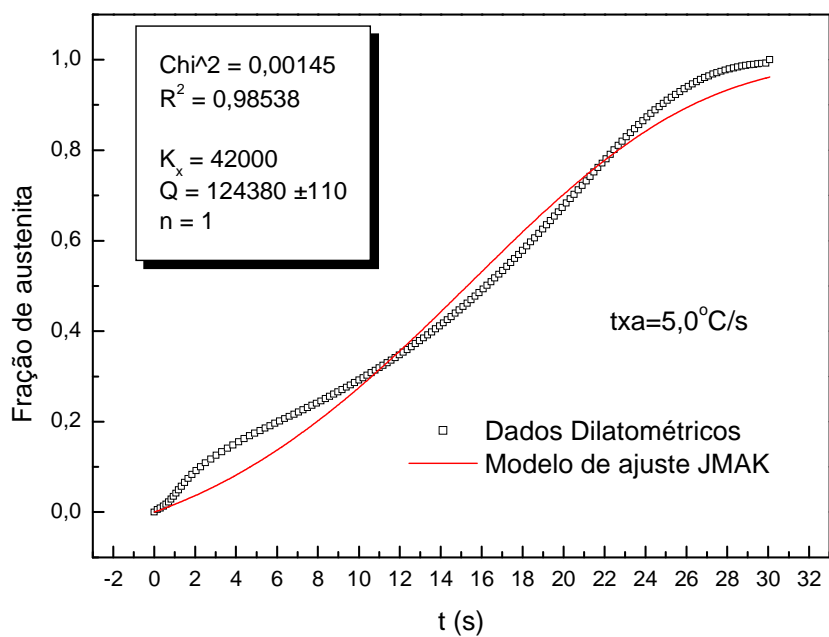


Figura 5.19. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para de $tx_a = 5^\circ\text{C/s}$.

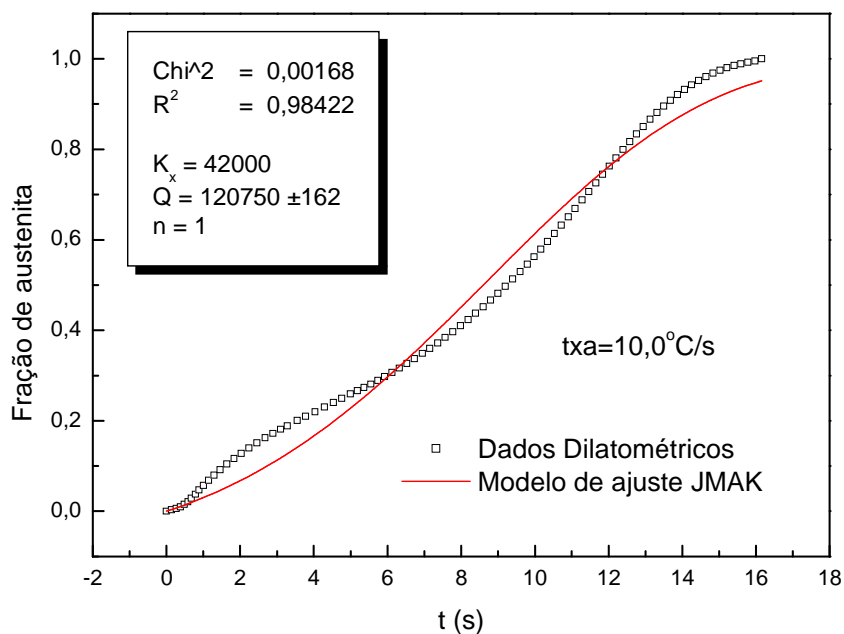


Figura 5.20. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 10^\circ\text{C/s}$.

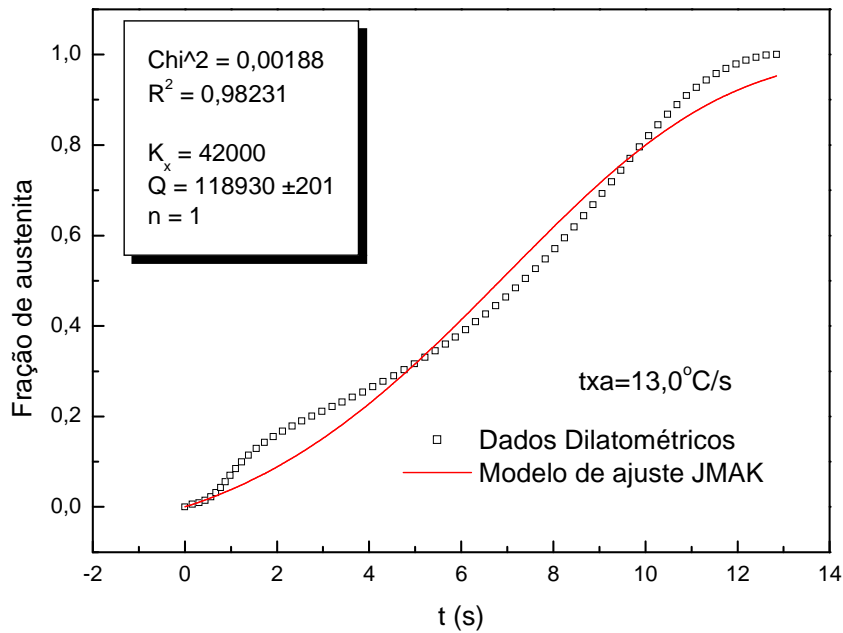


Figura 5.21. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 13^\circ\text{C/s}$.

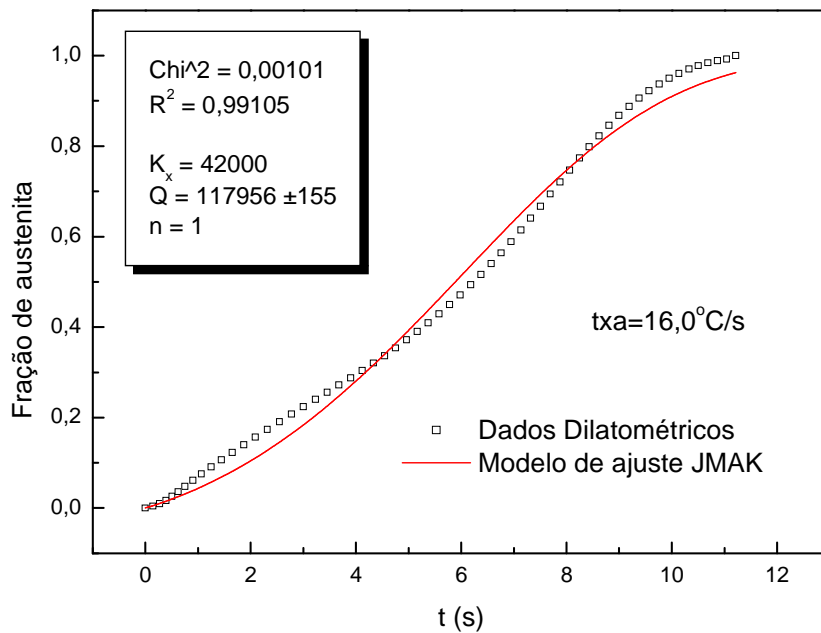


Figura 5.22. Fração volumétrica de austenita em função do tempo, para os dados dilatométricos e ajuste proposto usando as equações de JMAK, para $tx_a = 16^\circ\text{C/s}$.

A figura 5.23 mostra que existe uma relação logarítmica-linear entre a energia de ativação aparente (valores indicados nas figuras 5.17 a 5.22) e a taxa de aquecimento, com $R^2=0,998$. Observa-se na tabela 5.5 que apenas 4 parâmetros são suficientes para modelar a cinética de formação da austenita para todas as taxas de aquecimento.

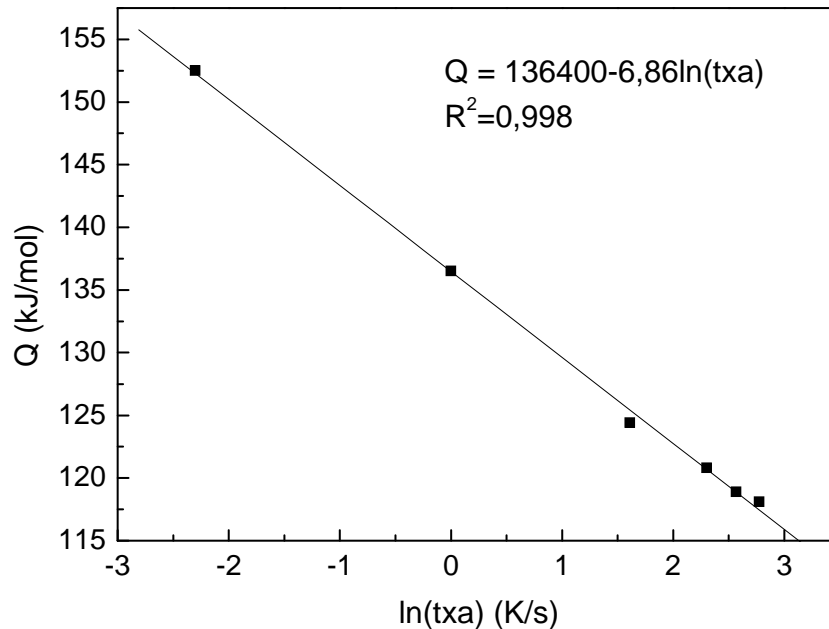


Figura 5.23. Energia de ativação aparente, Q , como uma função da taxa de aquecimento (txa).

Tabela 5.5. Parâmetros do modelo da cinética de austenitização em condições isócronas

$K_x \text{ (s}^{-1}\text{)}$	n	$Q_0 \text{ (kJ/mol)}$	$Q_1 \text{ (kJ/mol)}$
42000	1	136,4	-6,86

O valor de n , expoente da equação de JMAK, depende do sítio de nucleação preferencial, ou seja, se a transformação se dá predominantemente por nucleação na superfície, nas arestas ou nos pontos tríplices originais, conforme apontado por Cahn^[13]. O valor de $n=1$, obtido neste trabalho, indica que a nucleação é predominante nas interfaces das fases. Esta característica de formação da austenita a partir de uma microestrutura inicial constituída de ferrita e perlita tem sido descrita em trabalhos recentes^[7,10], que relatam que a nucleação de austenita dentro da perlita ocorre preferencialmente nas interfaces da cementita. A transformação da perlita em austenita ocorre rapidamente, já que as distâncias médias de difusão dos átomos de carbono são da ordem do espaçamento interlamelar. A segunda etapa é a transformação da ferrita em austenita e a taxa de crescimento da austenita a partir da ferrita

é mais lenta que na perlita e também é controlada pela difusão dos átomos de carbono na austenita.

Resultados da literatura têm mostrado que existe uma relação funcional entre a energia de ativação aparente e a taxa de aquecimento ou resfriamento. Torres et al.^[37] mostraram que a energia de ativação aparente durante a recristalização isócrona de um aço baixo carbono laminado a frio diminuiu de 520 para 259 kJ/mol quando a taxa de aquecimento era aumentada. Singh et al.^[8] modelaram a transformação não isotérmica da austenita em ferrita em aços baixo carbono e mostraram que a energia de ativação aparente diminuiu quanto era aumentada a taxa de resfriamento.

A cinética de formação da austenita depende de dois fatores: da magnitude da barreira de energia de ativação e do número de átomos com energia alta o suficiente para vencer esta barreira. A fração de átomos com energia térmica igual ou maior que a energia de ativação, Q , é dada pela equação de Boltzmann.

O valor de Q , para todas as taxas de aquecimento, é aproximadamente igual à energia de ativação para difusão do C na austenita, cujo valor é igual a 148.000J/mol^[35]. Este fato indica que o processo de formação da austenita se dá pelo processo de nucleação e crescimento nas interfaces θ/α e é controlado pela difusão do C na austenita.

Quando a temperatura aumenta, tem-se um aumento exponencial na fração de átomos com energia térmica igual ou maior que Q . Para baixas taxas de aquecimento ou próximas da situação de equilíbrio, a distribuição de átomos é capaz de relaxar de um estado de alta energia dos átomos a baixas temperaturas (ferrita + perlita) para um estado de mais baixa energia (fase austenita), quando a temperatura aumenta. Além disso, a altas taxas de aquecimento, o sistema estará muito distante da situação de equilíbrio e a relaxação de estados de energia de altos para baixos valores acompanha o aumento de temperatura. Como resultado, com o aumento da temperatura, a fração de átomos com energia térmica alta o suficiente para vencer a barreira de potencial será maior que a fração esperada próxima à condição de equilíbrio. Portanto, esta diferença entre a fração de átomos real e a fração de equilíbrio aumentará com o aumento da taxa de aquecimento, que é o resultado observado neste trabalho^[38].

Com o objetivo de validar o modelamento proposto, a figura 5.24 mostra a fração de austenita formada como uma função do tempo, calculada pela regra da alavanca aplicada à curva dilatométrica, medida por metalografia^[7] e pelo modelamento proposto neste trabalho, para as taxas de aquecimento de 0,1 e 1,0° C/s. Na análise metalográfica, foram selecionadas várias temperaturas de interrupção do aquecimento contínuo por têmpera para investigar o

progresso da formação da austenita. Observa-se que o modelamento proposto foi eficiente e esta metodologia mostra-se uma ferramenta importante e rápida para o estudo da cinética de transformações de fases nos aços.

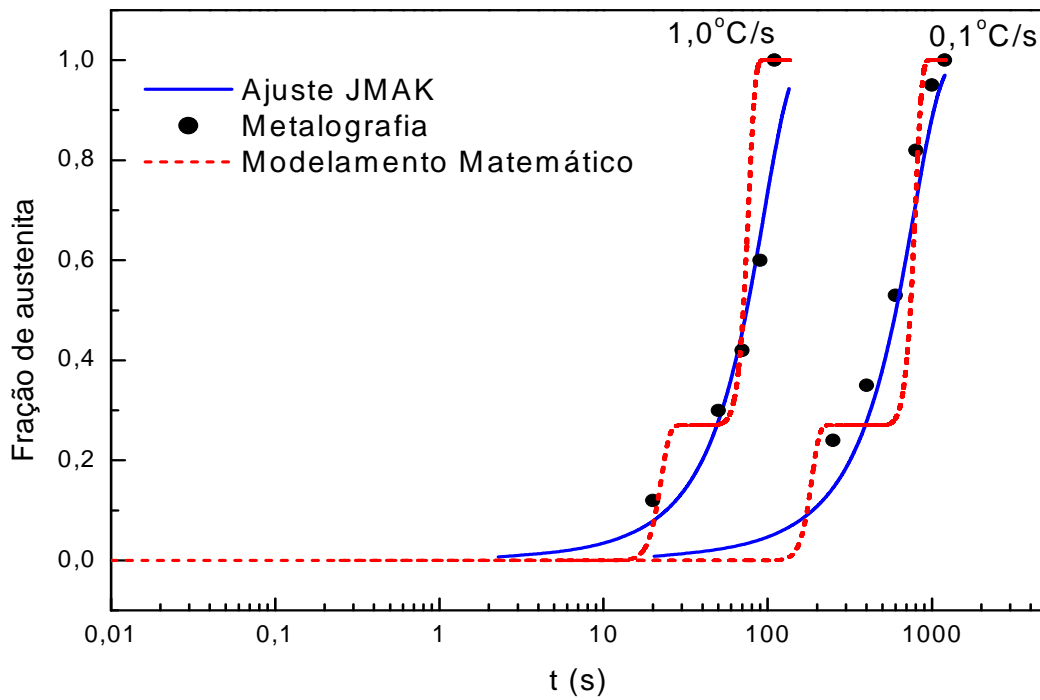


Figura 5.24. Fração de austenita formada como uma função do tempo, calculada pelo ajuste de JMAK, medida por metalografia^[7] e pelo modelamento matemático proposto neste trabalho, para as taxas de aquecimento de 0,1 e 1,0° C/s.

CAPÍTULO 6. CONCLUSÕES

- Este trabalho mostra uma metodologia conveniente para descrever a cinética de austenitização utilizando a equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov.
- Observou-se que as temperaturas de fim de dissolução da perlita determinadas pela aplicação da regra da alavanca às curvas dilatométricas e pelo modelamento matemático no cálculo da fração volumétrica de austenita são maiores que os valores determinados diretamente a partir das curvas dilatométricas e por metalografia.
- Mostrou-se que existe uma relação funcional logarítmico-linear entre a energia de ativação aparente e a taxa de aquecimento no processo de austenitização de um aço baixo carbono. A energia de ativação aparente diminui de 152,5 para 118,1 kJ/mol quando a taxa de aquecimento aumenta de 0,1 para 16° C/s.
- O valor de $n=1$, expoente da equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov obtido neste trabalho, indica que a nucleação é predominante nas interfaces ferrita/cementita e da cementita com as colônias de perlita.
- Tanto o modelamento matemático quanto o uso da regra da alavanca para se estudar a cinética de austenitização mostraram-se técnicas importantes, validadas pelos dados metalográficos obtidos por Oliveira^[2].
- Conclui-se que o uso da regra da alavanca aplicada às curvas dilatométricas mostra-se com uma técnica eficiente e rápida para o estudo da cinética de transformações de fases nos aços.

CAPÍTULO 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C. e GARCÍA DE ANDRÉS, C., Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures, ISIJ International, v. 41, no.10, pp.1093-1102, 2001.
2. OLIVEIRA, F.L.G., Estudo da Cinética de Formação da Austenita no Aquecimento Contínuo em um Aço Microligado com Nb, Dissertação de Mestrado, REDEMAT, UFOP, 90p, 2005.
3. ZHAO, J. Z., MESPLONT, C. e COOMAN, B. C., Kinetics of Phase Transformations in Steels: A New Method for Analyzing Dilatometric Results, ISIJ International, v.41, pp.492-497, 2001.
4. ZHAO, J. Z., MESPLONT, C. e COOMAN, B. C., Calculation of the phase transformation kinetics from a dilatation curve, Journal of Materials Processing Technology, v.129, pp.345-348, 2002.
5. GOMEZ, M., MEDINA S. F. e CARUANA G., Modelling of Phase Transformation Kinetics by Correction of Dilatometry Results for a Ferritic Nb-microalloyed Steel, ISIJ International, v.8, pp.1228-1237, 2003.
6. KOP, T.A., SIETSMA, J. e VAN DER ZWAAG, S., Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels, Journal of Materials Science, v.36, pp.519– 526, 2001.
7. OLIVEIRA, F.L.G., ANDRADE, M. S. e COTA, A. B., Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel. Materials Characterization, v. 58, pp. 256-261, 2007.
8. SINGH, S.B., KARTHIK KRISHNAN e SATYAM S. SAHAY., Modeling non-isothermal austenite to ferrite transformation in low carbon steels. Materials Science and Engineering A, v. 445–446, pp. 310–315, 2007.
9. SATYAM S. SAHAY. e KARTHIK KRISHNAN., Analysis of the non-isothermal crystallization kinetics in three linear aromatic polyester systems. Thermochemica Acta, v. 430, pp. 23–29, 2005.
10. GARCÍA DE ANDRÉS, C., CABALLERO, F. G. CAPDEVILA, C. e ÁLVAREZ, L. F., Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid-Solid Phase Transformation in Steels, Materials Characterization, v.48, pp.101-111, 2002.
11. AKBAY, T., REED, R. C. e ATKINSON, C. Modelling Reaustenitisation from Ferrite/Cementite Mixtures in Fe-C Steels. Acta Metallurgica et Materialia, vol. 47, n°. 4, pp. 1469-1480. Elsevier Science Ltd., Great Britain, 1994.
12. ROOSZ, A., GACSI, Z. e FUCHS, E. G. Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon Steel. Acta Metallurgica, vol. 31, n°. 4, pg. 509-517. Pergamon Press Ltd., Great Britain, 1983.

13. CAHN, R.W. The Kinetics of Grain Boundary Nucleated Reactions. Acta Metall., v. 4, pp.449-459, 1956.
14. ROBERTS, G. e MEHL, R. F., "The Mechanism and the Rate of Formation of Austenite from Ferrite-Cementite Aggregates", Transactions of the ASM, 1943, Vol. 31, pp. 613-650.
15. SPEICH, G. R. e SZIRMAE, A., "Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates", Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1969, Vol. 245, pp.1063-1074
16. CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C., GARCÍA DE ANDRÉS, C., "Influence of Pearlite Morphology and Heating Rate on the Kinetics of Continuously Heated Austenite Formation in a Eutectoid Steel", Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, Vol. 32A, pp. 1283-1291.
17. DATTA, D. P. e GOKHALE, A. M., "Austenitization Kinetics of Pearlite and Ferrite Aggregates in a Low Carbon Steel Containing 0.15 Wt Pct C", Metallurgical Transactions A, 1981, Vol. 12A, pp. 443-450.
18. GARCÍA DE ANDRÉS, C., CABALLERO, F. G. e CAPDEVILA, C., "Dilatometric Characterization of Pearlite Dissolution in 0.1C-0.5Mn Low Carbon Low Manganese Steel", Scripta Materialia, 1998, Vol. 38, pp. 1835-1842.
19. 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 Materialia, 1998, Vol. 39, pp. 791-796.
20. CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C., GARCÍA DE ANDRÉS, C., "Influence of Scale Parameters of Pearlite on the kinetics of Anisothermal Pearlite-To-Austenite Transformation in a Eutectoid Steel", Scripta Materialia, 2000, Vol. 42, pp. 1159-1165.
21. SHTANSKY, D. V., NAKAI, K. e OHMORI, Y., "Pearlite To Austenite Transformation in an Fe-2.6Cr-1C Alloy", Acta Materialia, 1999, Vol. 47, pp. 2619-2632.
22. LEI, T. C. e PAN, J., "Kinetics of Austenitization During Intercritical Annealing of low carbon low alloy Steels", 4th International Congress on Heat Treatment of Materials, Vol. 1, Berlín, June 3-7, 1985, pp.1-14.
23. NATH, S. K., RAY, S., MATHUR, V. N. S. e KAPOOR, M. L., "Non-isothermal Austenitisation Kinetics and Theoretical Determination of Intercritical Annealing Time for Dual-phase Steels", ISIJ International, 1994, Vol. 34, pp. 191-197.
24. JUDD, R. R. e PAXTON, H. W., "Kinetics of Austenite Formation from a Spheroidized Ferrite-Carbide Aggregate", Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1968, Vol. 242, pp. 206-215.

25. HILLERT, M., NILSSON, K. e TÖRNDAHL, L. E., "Effect of alloying elements on the formation of austenite and dissolution of cementite", Journal of the Iron and Steel Institute, 1971, Vol. 209, pp. 49-66.
26. DE HOFF, R. T. e RHINES, F. H., Quantitative Stereology, McGraw-Hill, New York, NY, 1968, pp.93.
27. ALBUTT, K. J. e GARBER, S., "Effect of heating rate on the elevation of the critical temperatures of low-carbon mild steel", Journal of The Iron and Steel Institute, 1966, Vol. 204, pp. 1217-1222.
28. TURNBULL, D., "Theory of Grain Boundary Migration Rates", Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineering, 1951, Vol. 191, pp. 661-665.
29. HILLERT, M., "On the theory of normal and abnormal grain growth", Acta Metallurgica, 1965, Vol. 13, pp 227-238.
30. SMOLUCHOWSKI, R., "Theory of Grain Boundary Motion", 1951, Vol. 83, pp. 69-70.
31. AVRAMI, M., "Kinetics of Phase Change I", Journal of Chemical Physics, 1939, Vol. 7, pp. 1103-1112.
32. AVRAMI, M., "Kinetics of Phase Change II", Journal of Chemical Physics, 1940, Vol. 8, pp. 212-224.
33. LUSK, M., KRAUSS, G. e JOU, H. J., J. Phys. IV, 1995, C8, p. 279.
34. FERNÁNDEZ, D. M. S. M., "Modelización de La Cinética de Austenización y Crecimiento de Grano Austenítico en Aceros Ferrítico-Perlíticos". Tese de Doutorado, Departamento de Física de Materiales - Universidad Complutense de Madrid, Madrid, 2003.
35. CALLISTER Jr., W. D., Materials Science and Engineering An Introduction, John Wiley & Sons, New York, 2007, p. 620.
36. BHADESHIA, H.K.D.H. "Modeling of Steel Welds". Mat. Science and Technol., v. 8, pp.123-133, 1992.
37. TORRES, C. E. R., SÁNCHEZ, F. H., GONZÁLEZ, A., ACTIS, F. e HERREARA, R., "Study of the kinetics of the recrystallization of cold-rolled low-carbon steel. Metallurgical and Materials Transactions A, pp.25-31, 2002.
38. ALMEIDA, G. M. R., DAFÉ, S. S. F., OLIVEIRA, F. L. G., COTA, A. B., "Modelagem da formação não isotérmica da austenita em um aço de baixo carbono". REM, in press, 2010.

CAPÍTULO 8. TRABALHOS FUTUROS

- Extensão do modelo aqui desenvolvido para outros aços microligados.
- Estudo metalográfico para mais taxas de aquecimento, comparando os resultados com os resultados obtidos nesse trabalho.
- Avaliação da fração volumétrica da martensita na microestrutura inicial, constituída de ferrita e martensita, sobre a cinética de austenitização.

A447m Almeida, Geraldo Magela Rodrigues de.
Modelagem do efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita em aço baixo carbono [manuscrito] / Geraldo Magela Rodrigues de Almeida. – 2010.
xv, 69f.: il. color., grafs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais.
Área de concentração: Análise e seleção de materiais.

Catálogo: sisbin@sisbin.ufop.br