



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - UEMG



Dissertação de Mestrado

**" CARACTERIZAÇÃO DAS TRANSFORMAÇÕES
DE DECOMPOSIÇÃO AUSTENÍTICA
ISOTÉRMICA E CONTÍNUA EM TRÊS AÇOS DE
APLICAÇÃO FERROVIÁRIA"**



Autora: Karine Fernandes Rodrigues

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

Junho de 2019



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - UEMG

Karine Fernandes Rodrigues

" CARACTERIZAÇÃO DAS TRANSFORMAÇÕES DE DECOMPOSIÇÃO AUSTENÍTICA ISOTÉRMICA E CONTÍNUA EM TRÊS AÇOS DE APLICAÇÃO FERROVIÁRIA "

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

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

Ouro Preto, junho de 2019

R696c Rodrigues, Karine Fernandes .

Caracterização das transformações de decomposição austenítica isotérmica e contínua em três aços de aplicação ferroviária. [manuscrito] / Karine Fernandes Rodrigues. - 2019.

153 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria Faria.

Dissertação (Mestrado Acadêmico). Universidade Federal de Ouro Preto. Rede Temática em Engenharia de Materiais. Programa de Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Ferrovias - Trilho. 2. Aço - Perlítico. 4. Dilatometria. 5. Diagrama de fase - Diagrama TTT. 6. Diagrama de fase - Diagrama TRC. I. Rodrigues, Karine Fernandes . II. Faria, Geraldo Lúcio de Faria. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 620



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS UFOP - UEMG


Pós-Graduação em Engenharia de Materiais




“Caracterização das transformações de decomposição austenítica isotérmica e contínua em três aços de aplicação ferroviária”

Autor(a): Karine Fernandes Rodrigues


Dissertação defendida e aprovada, em 07 de junho de 2019, pela banca examinadora constituída pelos professores:



Prof. Geraldo Lúcio de Faria (Doutor) - Orientador
Universidade Federal de Ouro Preto



Prof. Rethman Rossano Urzedo Queiroz (Doutor)
Instituto Federal de Minas Gerais
Campus Ouro Preto



Prof. Rodrigo Rangel Porcaro (Doutor)
Universidade Federal de Ouro Preto

AGRADECIMENTOS

Ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais-REDEMAT, pela oportunidade e pelo aprendizado.

À UFOP pela concessão da bolsa de estudo para realização desse trabalho.

Aos técnicos do Laboratório de Tratamento Térmicos e Microscopia óptica, Paulo Sérgio Moreira e Graciliano Dimas Francisco, pelo auxílio na execução dos ensaios.

À Empresa Valor Logística Integrada – VLI, pelo fornecimento do material.

Ao aluno de iniciação científica Gabriel Marques Magalhães Mourão, pela sua importante colaboração nesse trabalho.

À Ana Paula da Silva Lima, grande exemplo de dedicação. Além de realizar seu trabalho de forma brilhante, ajuda todos à sua volta. Obrigada por todo seu tempo destinado a me ajudar.

Ao professor Dr. Geraldo Lúcio de Faria, meu orientador e exemplo de profissional. Obrigada pela oportunidade e pela confiança. Agradeço também pelos ensinamentos compartilhados, por estar presente em todos os momentos da execução desse trabalho e por me guiar nos primeiros passos da pós-graduação.

À minha família pelo apoio e incentivo, em especial aos meus pais Ana e Netinho, aos meus irmãos Cristiane e Leandro e aos meus sobrinhos Gustavo e Arthur. Obrigada pela base familiar que vocês me proporcionaram e por me ensinarem a trilhar da melhor forma possível o meu caminho.

Ao meu marido Rafael, a quem eu dedico esse trabalho. Obrigada pela confiança e por não medir esforços para concretização dos meus sonhos. Obrigada por ser meu exemplo de profissional, por me passar tranquilidade e por estar ao meu lado em todos os momentos.

Com vocês, divido a alegria dessa experiência.

Sumário

1	Introdução.....	22
2	Objetivos.....	24
2.1	Objetivo Geral.....	24
2.2	Objetivos Específicos.....	24
3	Revisão Bibliográfica.....	25
3.1	Elementos da Via Permanente.....	25
3.2	Características de Aços para Trilhos Ferroviários	26
3.3	Dilatometria.....	30
3.3.1	Determinação das temperaturas de início e final de transformação de fases.....	31
3.3.2	Determinação das frações volumétricas das fases	34
3.4	Cinética de Formação e Decomposição da Austenita.....	35
3.5	Diagramas de Transformação.....	39
3.6	Formação da Austenita.....	40
3.6.1	Formação da austenita a partir da perlita.....	42
3.6.2	Influência da composição química na formação da austenita	43
3.7	Decomposição da Austenita em Perlita	44
3.7.1	Influência da composição química na transformação perlítica	46
3.7.2	Variáveis que influenciam na transformação perlítica e na microestrutura final ...	46
3.8	Bainita.....	48
3.8.1	Transformação bainítica	54
4	Materiais e Métodos.....	60
4.1	Materiais	60
4.2	Procedimentos Experimentais	61
4.2.1	Caracterização do estado de entrega.....	61
4.2.2	Simulação termodinâmica das fases presentes no equilíbrio.....	64
4.2.3	Ensaio de dilatometria.....	64
4.2.4	Caracterização microestrutural e microdureza dos corpos de prova de dilatometria	
	72	
5	Resultados e Discussão.....	74
5.1	Análise Química	74
5.2	Caracterização Microestrutural do Estado de Entrega.....	74

5.2.1	Determinação do espaçamento interlamelar, tamanho de colônia de perlita e da dureza.....	77
5.3	Simulação Termodinâmica das Fases Presentes no Equilíbrio	80
5.4	Ensaio de Dilatometria.....	82
5.4.1	Tamanho de grão austenítico prévio	82
5.4.2	Análise do aquecimento contínuo.....	84
5.4.3	Análise do resfriamento contínuo.....	85
5.4.4	Análise da transformação isotérmica.....	108
6	Conclusões.....	133
7	Sugestões para Trabalhos Futuros	135
8	Referências	136
9	APÊNDICE A - Curvas Dilatométricas dos Aços A, B e C Submetidos ao Resfriamento Contínuo.....	145
10	APÊNDICE B - Curvas Dilatométricas dos Aços A, B e C Submetidos ao Tratamento Isotérmico	150

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Elementos básicos da via permanente (MOREIRA, 2015).....	25
Figura 3.2 - Desenho esquemático de um perfil de trilho ferroviário e suas dimensões aproximadas (MOREIRA, 2015).	26
Figura 3.3 - Micrografia apresentando colônias perlíticas de um aço ferroviário perlítico, aumento de 10.000X-MEV (Adaptado de GODEFROID <i>et al.</i> 2019).	28
Figura 3.4 - Micrografia um aço ferroviário bainítico, aumento de 1000X - MO (Adaptado de AGLAN, 2011).....	29
Figura 3.5 - Curva dilatométrica obtida para um corpo de prova de Fe puro durante aquecimento contínuo (Adaptado de ANDRÉS <i>et al.</i> , 2002).	31
Figura 3.6 - Temperaturas críticas determinadas a partir de curvas dilatométricas de aquecimento para investigar o progresso da transformação perlita-austenita em um aço eutetóide (Adaptado de CABALLERO <i>et al.</i> , 2001).	32
Figura 3.7 - Curva dilatométrica de um aço carbono-manganês (Fe – 0,2C – 1,1Mn – 0,34Si) obtida durante o resfriamento contínuo a uma taxa de 1°C/s (Adaptado de ANDRÉS <i>et al.</i> , 2002).....	33
Figura 3.8 - Alteração dimensional relativa para um aço hipoeutetóide C35 e sua derivada versus temperatura durante o aquecimento à taxa de 0,05° C/s (Adaptado de PAWLOWSKI <i>et al.</i> , 2014).	34
Figura 3.9 - Aplicação da regra da alavanca para determinação quantitativa das fases (Adaptado de GÓMEZ <i>et al.</i> , 2003).....	34
Figura 3.10 – Parte de um diagrama de transformação isotérmico (parte B), gerado a partir de medições da porcentagem transformada de perlita em função do tempo (parte A) (Adaptado de CALLISTER, 2007).	40
Figura 3.11 - Efeito da temperatura austenitização na taxa de formação de austenita a partir de uma microestrutura perlítica em aço eutetóide (Adaptado de KRAUSS, 2005).....	41
Figura 3.12 - Desenho esquemático de um diagram TTT reverso para um aço eutetóide (OLIVEIRA, 2005).	42

Figura 3.13 - Diagrama de transformação isotérmica para aço contendo 0,79% C e 0,76% Mn (Adaptado de KRAUSS, 2005).	45
Figura 3.14 - Micrografias eletrônicas de varredura de microestruturas obtidas por transformação isotérmica, aumento de 7000X: (A) 500°C, (B) 450°C, (C) 400°C (CABALLERO <i>et al.</i> , 2004).	49
Figura 3.15 - Diagrama de transformação em resfriamento contínuo de um aço ligado (Adaptado de AGLAN <i>et al.</i> , 2004).	50
Figura 3.16 - Efeito do boro no diagrama TTT (Adaptado de BHADESHIA, 2001).	51
Figura 3.17 – Exemplo de aplicações de aços com microestrutura constituída de bainita livre de carbonetos. (a) Torpedo transportador de 300 toneladas. (b) Trilhos ferroviários na Suíça. (c) Estrada de ferro nacional francesa (BHADESHIA, 2005).	52
Figura 3.18 - Placas de ferrita bainítica separadas por filme de austenita estabilizada observada por MET; (b) Micrografia óptica mostrando grandes blocos de austenita não transformada (BHADESHIA, 2001).	54
Figura 3.19 - Efeito dos elementos de liga na temperatura B_s (Adaptado de ZHAO <i>et al.</i> , 2001).	55
Figura 3.20 - Valores do expoente de Avrami em função da temperatura de transformação (Adaptado de CABALLERO <i>et al.</i> , 2004).	58
Figura 4.1 – Fluxograma apresentando as principais atividades desenvolvidas no presente trabalho.	60
Figura 4.2 - Localização de retirada dos corpos de prova para análise microestrutural, a região sombreada representa a superfície analisada.	62
Figura 4.3 - Ilustração da metodologia de medição do espaçamento interlamelar perlítico a partir da Equação 4.1.	64
Figura 4.4 - Dilatômetro LINSEIS R.I.T.A L78 – (a) visão geral do equipamento; (b) compartimento onde são inseridas as amostras para aplicação dos ciclos térmicos. Observa-se o forno de indução e as hastes de alumina.	65
Figura 4.5 - Ilustração das condições dos ensaios dilatométricos realizados para avaliação da influência da taxa de resfriamento.	65

Figura 4.6 - Ilustração das condições dos ensaios dilatométricos realizados para avaliação da influência da temperatura de transformação isotérmica.....	68
Figura 4.7 - Ilustração da obtenção do tempo de referência e dos tempos de início e final de transformação isotérmica, a partir do método do desvio mínimo.....	69
Figura 4.8 – Esquematisação da variação da fração da austenita transformada durante a transformação isotérmica.....	71
Figura 4.9 – Esquematisação do gráfico de $\ln t_{0,5}$ versus $1/T$, resultante do processo de regressão linear.....	72
Figura 5.1 - Micrografia do aço A, no estado de entrega, ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	75
Figura 5.2 - Micrografia do aço B, no estado de entrega, ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	75
Figura 5.3 - Micrografia do aço C, no estado de entrega, ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	76
Figura 5.4 – Micrografia dos aços A (a), B (b) e C (c), no estado de entrega, ataque Nital 2%. Aumento de 10000X - MEV.....	77
Figura 5.5 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços (a) A, (b) B e (c) C, no estado de entrega, aumento de 200X, ataque térmico.....	78
Figura 5.6- Fração das fases em função da temperatura para o aço A em condições de equilíbrio termodinâmico.....	80
Figura 5.7 - Fração das fases em função da temperatura para o aço B em condições de equilíbrio termodinâmico.....	80
Figura 5.8 - Fração das fases em função da temperatura para o aço C em condições de equilíbrio termodinâmico.....	81
Figura 5.9 - Grão austenítico prévio dos aços A (a), B (b) e C (c), austenitizados a 900°C por 60s, aumento de 500X.....	83
Figura 5.10 - (a) Curva de austenitização ilustrando o método do desvio mínimo para obter as temperaturas de início (A_{c1}) e final de austenitização (A_{c3}); (b) Temperaturas críticas de	

austenitização para cada corpo de prova com os valores médios e desvios médios correspondentes aos aços A, B e C.	85
Figura 5.11 - Comparativo dos diagramas TRC dos aços A, B e C determinados experimentalmente a partir dos aços austenitizados a 900°C.....	86
Figura 5.12 - Efeito da taxa de resfriamento no tempo de decomposição austenítica.	88
Figura 5.13 - Micrografia do aço A, submetido a taxa de resfriamento de 0,5°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	89
Figura 5.14 - Micrografia do aço B, submetido a taxa de resfriamento de 0,5°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	89
Figura 5.15 - Micrografia do aço C, submetido a taxa de resfriamento de 0,5°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	89
Figura 5.16 - Micrografia do aço A, submetido a taxa de resfriamento de 2,5°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	90
Figura 5.17 - Micrografia do aço B, submetido a taxa de resfriamento de 2,5°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	90
Figura 5.18 - Micrografia do aço C, submetido a taxa de resfriamento de 2,5°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	90
Figura 5.19 - Micrografia do aço A, submetido a taxa de resfriamento de 10°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	91
Figura 5.20 - Micrografia do aço B, submetido a taxa de resfriamento de 10°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	91
Figura 5.21 - Micrografia do aço C, submetido a taxa de resfriamento de 10°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	91
Figura 5.22 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 0,5°C/s- ataque Nital 2%. Aumento de 20000X - MEV.	92
Figura 5.23 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 2,5°C/s- ataque Nital 2%. Aumento de 20000X - MEV.	93
Figura 5.24 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 10°C/s- ataque Nital 2%. Aumento de 4000X - MEV.	94

Figura 5.25 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 0,5°C/s, aumento de 500X, ataque térmico.....	95
Figura 5.26 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 2,5°C/s, aumento de 500X, ataque térmico.....	95
Figura 5.27 –Fração de perlita formada em função do tempo para o aço A submetido as taxas de resfriamento de 0,1°C/s (a), 0,5°C/s (b), 1°C/s (c) e 2,5°C/s (d).	100
Figura 5.28 - Fração de perlita formada em função do tempo para o aço B submetido as taxas de resfriamento de 0,1°C/s (a), 0,5°C/s (b), 1°C/s (c) e 2,5°C/s (d).	100
Figura 5.29 - Fração de perlita formada em função do tempo para o aço C, submetido as taxas de resfriamento de 0,1°C/s (a), 0,5°C/s (b), 1°C/s (c) e 2,5°C/s (d).	101
Figura 5.30 - Simulação da cinética de formação de perlita para o aço A considerando Modelo JMAK e Modelo Ferrita-Tempo.	103
Figura 5.31 - Simulação da cinética de formação de perlita para o aço B considerando Modelo JMAK e Modelo Ferrita-Tempo.	103
Figura 5.32 - Simulação da cinética de formação de perlita para o aço C considerando Modelo JMAK e Modelo Ferrita-Tempo.	104
Figura 5.33 - TRC do aço A com as temperaturas críticas obtidas experimentalmente e a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico	106
Figura 5.34 - TRC do aço B com as temperaturas críticas obtidas experimentalmente e a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico.	107
Figura 5.35 - TRC do aço C com as temperaturas críticas obtidas experimentalmente e a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico.	107
Figura 5.36 - Comparativo dos diagramas TTT dos aços A, B e C determinados a partir dos aços austenitizados a 900°C.	108
Figura 5.37 - Micrografia do aço A, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 650°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.....	109

Figura 5.38 - Micrografia do aço B, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 650°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO	110
Figura 5.39 - Micrografia do aço C, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 650°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO	110
Figura 5.40 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), após serem submetidos à transformação isotérmica a 650°C. Ataque Nital 2%, aumento de 20000X - MEV.....	111
Figura 5.41 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços A (a), B (b) e C (c), aumento de 200X, ataque térmico.	112
Figura 5.42 - Micrografia do aço A, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 550°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO	114
Figura 5.43 - Micrografia do aço B, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 550°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.	115
Figura 5.44 - Micrografia do aço C, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 550°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.	115
Figura 5.45 - Micrografia do aço A, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 400°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.	115
Figura 5.46 - Micrografia do aço B, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 400°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.	116
Figura 5.47 - Micrografia do aço C, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 400°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.	116
Figura 5.48 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), após serem submetidos à transformação isotérmica a 550°C. Ataque Nital 2%, aumento de 10000X - MEV.....	117
Figura 5.49 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), após serem submetidos à transformação isotérmica a 400°C. Ataque Nital 2%, aumento de 10000X - MEV.....	118
Figura 5.50 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 650°C.....	121
Figura 5.51 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 620°C.....	121

Figura 5.52 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 600°C.....	122
Figura 5.53 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 580°C.....	122
Figura 5.54 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 550°C.....	123
Figura 5.55 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 520°C.....	123
Figura 5.56 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 500°C.....	124
Figura 5.57 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 450°C.....	124
Figura 5.58 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 400°C.....	125
Figura 5.59 - Resultados da regressão linear feita para os aços A, B e C.....	127
Figura 5.60 - Simulação da cinética de fração transformada para o aço A considerando Modelo JMAK.....	129
Figura 5.61 - Simulação da cinética de fração transformada para o aço B considerando Modelo JMAK.....	129
Figura 5.62 - Simulação da cinética de fração transformada para o aço C considerando Modelo JMAK.....	130
Figura 5.63 - Diagrama TTT do aço A com o tempo de início e final de transformação obtidos experimentalmente e a partir da simulação realizada pelos modelos JMAK.....	131
Figura 5.64 - Diagrama TTT do aço B com o tempo de início e final de transformação obtidos experimentalmente e a partir da simulação realizada pelos modelos JMAK.....	131
Figura 5.65 - Diagrama TTT do aço C com o tempo de início e final de transformação obtidos experimentalmente e a partir da simulação realizada pelos modelos JMAK.....	132
Figura A1 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 0,1°C/s.	145

Figura A2 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 0,5°C/s.	145
Figura A3 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 1°C/s.	146
Figura A4 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 2,5°C/s.	146
Figura A5 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 5°C/s.	147
Figura A6 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 10°C/s.	147
Figura A7 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 20°C/s.	148
Figura A8 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 50°C/s.	148
Figura A9 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 100°C/s.	149
Figura B1 – Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 650°C.	150
Figura B2 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 620°C.	150
Figura B3 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 600°C.	151
Figura B4 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 580°C.	151

Figura B5 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 550°C.....	152
Figura B6 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 520°C.....	152
Figura B7 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 500°C.....	153
Figura B8 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 450°C.....	153
Figura B9 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 400°C.....	154

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Características dos aços utilizados para trilhos ferroviários na Suíça e na França (Adaptado de BHADESHIA, 2005).....	53
Tabela 3.2 - Temperaturas B_s calculadas para um aço médio carbono (Adaptado de CABALLERO <i>et al.</i> , 2004).....	57
Tabela 3.3 - Valores da energia de ativação $Q^*_{0,5}$ para 50% de transformação (Adaptado de CABALLERO <i>et al.</i> , 2004).....	59
Tabela 4.1 - Especificação química para aços tipo <i>standard</i> , (% em massa). Adaptação de AREMA (2013).....	61
Tabela 4.2 - Especificação química para aços tipo <i>premium</i> (% em massa). Adaptação de AREMA (2013).....	61
Tabela 5.1 - Composição química dos aços estudados (% em massa).....	74
Tabela 5.2 - Tamanho médio de colônia de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio e microdureza Vickers dos aços A, B e C no estado de entrega.....	79
Tabela 5.3- Temperaturas de início e final de formação da austenita e temperatura de dissolução de carbonetos obtidas por meio das simulações computacionais realizadas utilizando-se o software Matcalc.....	81
Tabela 5.4 - Tamanho de grão austenítico prévio dos aços A, B e C austenitizados a 900°C por 60s.....	83
Tabela 5.5 - Tamanho médio das colônias de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio, e microdureza Vickers dos aços A, B e C submetidos as taxas de resfriamento de 0,5°C/s, 2,5°C/s e 10°C/s.....	96
Tabela 5.6 - Parâmetros obtidos a partir dos ajustes da Equação 3.3 (JMAK) e da Equação 3.11 (Ferrita-Tempo) para os aços A, B e C.....	102
Tabela 5.7 - Equações empíricas que relacionam as temperaturas críticas com a taxa de resfriamento e com os valores das constantes de ajuste para cada aço eutetóide estudado neste trabalho	106

Tabela 5.8 - Tamanho médio das colônias de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio e microdureza Vickers dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 650°C.....	113
Tabela 5.9 - Microdureza Vickers dos aços A, B e C submetidos as temperaturas de transformação isotérmica de 550°C e 400°C.....	119
Tabela 5.10 - Temperaturas Bs calculadas para os aços A, B e C.....	120
Tabela 5.11 - Parâmetros obtidos a partir dos ajustes da Equação 3.3 (JMAK) para os aços A, B e C.....	126
Tabela 5.12 - Valores da energia de ativação $Q^*_{0,5}$ para 50% de transformação.....	127

LISTA DE NOTAÇÕES E SIGLAS

Ac_1 – Temperatura de início de transformação durante aquecimento

Ac_3 – Temperatura de fim de transformação durante aquecimento

Ar_1 – Temperatura de início de transformação durante resfriamento

Ar_3 – Temperatura de fim de transformação durante resfriamento

CCC - Cúbica de Corpo Centrada

CFC - Cúbica de Face Centrada

B_s - Início da Transformação Bainítica

DEMET – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

IHHA – *International Heavy Haul Association*

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Óptica REDEMAT – Rede Temática em Engenharia de Materiais

n – expoente de Avrami

$Q^*_{0,5}$ - Energia de Ativação Global

REDEMAT – Rede Temática em Engenharia de Materiais

TRC- Transformação em Resfriamento Contínuo

TTT- Tempo-Temperatura-Transformação

T – Temperatura

T_γ – Temperatura de austenitização

taxa – taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C/s}$)

t – tempo (s)

k – constante

UFOP – Universidade Federal de Ouro Preto

VLI -Empresa Valor Logística Integrada

RESUMO

Com a crescente demanda pelo transporte ferroviário, as ferrovias têm sido submetidas a condições cada vez mais severas de solicitação mecânica. Com isso, a exigência por trilhos fabricados a partir de aços que apresentem bom desempenho mecânico, assim como a aplicação de técnicas de soldagem aprimoradas que requerem menos manutenção, tem sido cada vez maior. Dessa forma, no âmbito da pesquisa, tem se discutido cada vez mais sobre a importância do conhecimento da cinética de transformação de fases em aços eutetóides aplicados em ferrovias, visando o aprimoramento de processos de fabricação e de soldagem. Neste contexto, tendo em vista que ainda existem poucos trabalhos na literatura que exploram a cinética de transformação de fases em aços perlíticos aplicados à indústria ferroviária, no presente trabalho foi realizada a caracterização microestrutural de três aços usados na fabricação de trilhos ferroviários, sendo dois de classificação *premium* e um de classificação *standard*. Por meio da técnica de dilatométrica, foram analisadas as transformações de decomposição contínua e isotérmica da austenita nos três aços eutetóides. Para o melhor entendimento da relação entre composição química, condições de transformação e características microestruturais resultantes, foram gerados o diagrama Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) e o diagrama Transformação em Resfriamento Contínuo (TRC) para cada aço estudado. Observou-se que, a partir de tratamentos isotérmicos bem planejados, é possível a obtenção de uma microestrutura majoritariamente bainítica em aços eutetóides com composições químicas relativamente simples. Mostrou-se ainda que a partir de modelos matemáticos, é possível se ter boa previsibilidade da cinética de transformação de fases quando os três aços estudados são submetidos tanto a tratamentos isotérmicos quanto a resfriamentos contínuos.

Palavras-chave: Trilho Ferroviário; Aço Perlítico; Transformação de Fases; Dilatometria; Diagrama TTT; Diagrama TRC.

ABSTRACT

With the increasing demand for rail transportation, railways have been subjected to increasingly severe conditions of mechanical solicitation. Thereat the requirement for rails made from steels with good mechanical performance has been increasing, as well as the application of improved welding techniques that require less maintenance. Thus, in the context of research, it has been increasingly discussed the importance of the knowledge of phase transformation kinetics in eutectoid steels applied in railways, aiming at the improvement of manufacturing and welding processes. In this context, since there are not many studies considering kinetics of phase transformation in pearlitic steels applied to the railway industry, in this work were characterized the microstructure of three steels used in the manufacture of railway rails, two of them premium and the other standard. Besides that, through the dilatometry technique, were analyzed the transformations of isothermal and continuous decomposition of austenite in the three eutectoid steels. For a better understanding of the relationship between chemical composition, transformation conditions and microstructural characteristics, the time-temperature-transformation (TTT) diagram and continuous cooling transformation (CCT) diagrams has been determined for each studied steel. It was observed that stemming from well-planned isothermal treatments, it is possible to obtain a mostly-bainitic microstructure in eutectoid steels of fairly simple chemical compositions. The study also showed that from mathematical models it is possible to predict the kinetics of phase transformation when the three steels studied are submitted to isothermal treatments and to continuous cooling.

Keywords: Rail; Pearlitic Steel; Phase Transformation; Dilatometry; TTT Diagram; CCT Dia

1 INTRODUÇÃO

A maior parte da produção de minério e grãos em muitas partes do mundo é transportada por meio de ferrovias. Melhores materiais ferroviários e aprimoramento das técnicas de soldagem podem reduzir os custos de manutenção das vias de transporte. Com isso, tem se tornado crescente o número de pesquisas que visam o surgimento de tecnologias específicas para a construção e manutenção de ferrovias (SAHAY E MOHAPATRA, 2009; NISHIKAWA e GOLDENSTEIN, 2018; PORCARO *et al.*, 2019; GODEFROID *et al.*, 2019).

Os aços perlíticos são amplamente utilizados na indústria ferroviária por possuírem boa resistência mecânica e ao desgaste, assim como tenacidade satisfatória. As propriedades mecânicas dos aços perlíticos são controladas pelas microestruturas desenvolvidas em seu processamento termomecânico, especialmente por características como tamanho de grão austenítico prévio, espaçamento interlamelar e tamanho da colônia de perlita (DOLLAR *et al.*, 1988; TALEFF *et al.*, 2002; GODEFROID *et al.*, 2019).

Nesse sentido, devido a importância do conhecimento a respeito das transformações de fases desses aços durante o processo de fabricação, diversas pesquisas estão sendo desenvolvidas para o entendimento tecnológico de rotas alternativas para produção e manutenção de aços eutetóides de aplicação ferroviária. Além disso, tendo em vista a tendência atual de se utilizar tecnologias de soldagem para a união de trilhos, estudos tem sido feitos para propor possíveis soluções que minimizem o efeito maléfico das zonas termicamente afetadas em juntas soldadas de trilhos (MANSOURI *et al.*, 2004; TAWFIK *et al.*, 2006; FARHANGI e MOUSAVIZADEH, 2007; NISHIKAWA e GOLDENSTEIN, 2017; PORCARO *et al.*, 2019).

Segundo a norma AREMA (2013), os aços para trilhos, que apresentam uma microestrutura majoritariamente perlítica, podem ser classificados em duas classes, os *standard* e os *premium*. Os trilhos *standard*, que não são submetidos a um resfriamento controlado durante seu processamento, apresentam espaçamento interlamelar relativamente grosseiro, fazendo com que estes aços apresentem valores de dureza relativamente baixos, cerca de 300HB. Já os trilhos *premium* são submetidos a um resfriamento controlado após a etapa de laminação e,

por isso, apresentam menor espaçamento interlamelar e, portanto, maior dureza, variando entre 340 e 390HB (LEE e POLYCARPOU, 2005).

Considerando que um dos maiores objetivos no desenvolvimento de novos materiais ferroviários é melhorar seu desempenho em desgaste, historicamente o principal método para atingir este objetivo era fabricar aços ferroviários com maior dureza. No entanto, existe um limite para a dureza que pode ser alcançada com os aços ferroviários perlíticos convencionais. Como resultado, tem havido um maior foco na melhoria da dureza do aço ferroviário com microestruturas alternativas, como a microestrutura bainítica, que de fato pode alcançar maior dureza do que os aços perlíticos convencionais, sem perda significativa de tenacidade (LEE e POLYCARPOU, 2005; BHADSHIA, 2005; RAY, 2017). Porém, para a obtenção de aços bainíticos por resfriamento contínuo é necessária a adição de elementos de liga, o que torna o custo de fabricação desses aços relativamente alto em relação ao custo de fabricação dos aços perlíticos convencionais.

Neste contexto, para uma melhor adequação dos processos de fabricação e manutenção dos aços utilizados na indústria ferroviária, é de grande importância que se tenha conhecimento preciso sobre a composição química e sobre a cinética de transformação de fases em condições de resfriamento contínuo e isotérmica. Assim sendo, para um melhor entendimento sobre a relação entre condições de transformação de fases e características microestruturais resultantes, nesse trabalho foram realizados estudos dilatométricos de decomposição da austenita em diferentes taxas de resfriamento e em diferentes isoterms, destacando os efeitos da composição química, microestrutura original e tamanho de grão austenítico prévio em três aços eutetóides de aplicação ferroviária, sendo dois *premium* (A e B) e um *standard* (C). A partir de dados gerados pela técnica de dilatométrica, foi realizada a caracterização da cinética de transformação de fases contínua e isotérmica e, por fim, modelos matemáticos foram utilizados para a simulação da cinética da transformação de fases dos três aços eutetóides estudados nesse trabalho.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Caracterizar as transformações de decomposição isotérmica e contínua da austenita em três aços eutetóides utilizados na fabricação de trilhos ferroviários.

2.2 Objetivos Específicos

- Caracterizar microestruturalmente os três aços no estado de entrega;
- Avaliar a influência da composição química sobre as temperaturas críticas em condições de equilíbrio termodinâmico;
- Avaliar a influência da composição química e da microestrutura inicial dos aços sobre a cinética de formação da austenita;
- Avaliar a influência da composição química e microestrutura inicial dos aços sobre a cinética de transformação de fases em resfriamento contínuo e sobre cinética de transformação de fases isotérmica;
- Comparar a microestrutura de cada aço no estado de entrega com a microestrutura resultante dos ciclos térmicos propostos nesse trabalho;
- Comparar as previsões da cinética de transformação de fases em resfriamento contínuo, considerando a adaptação do modelo clássico JMAK, o modelo Ferrita-Tempo e um Modelo Empírico;
- Comparar as previsões da cinética de transformação de fases isotérmicas, considerando o modelo clássico JMAK.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Elementos da Via Permanente

A estrutura de uma via permanente convencional está ilustrada na Figura 3.1, composta por elementos como os trilhos, dormentes, lastro e elementos de fixação.

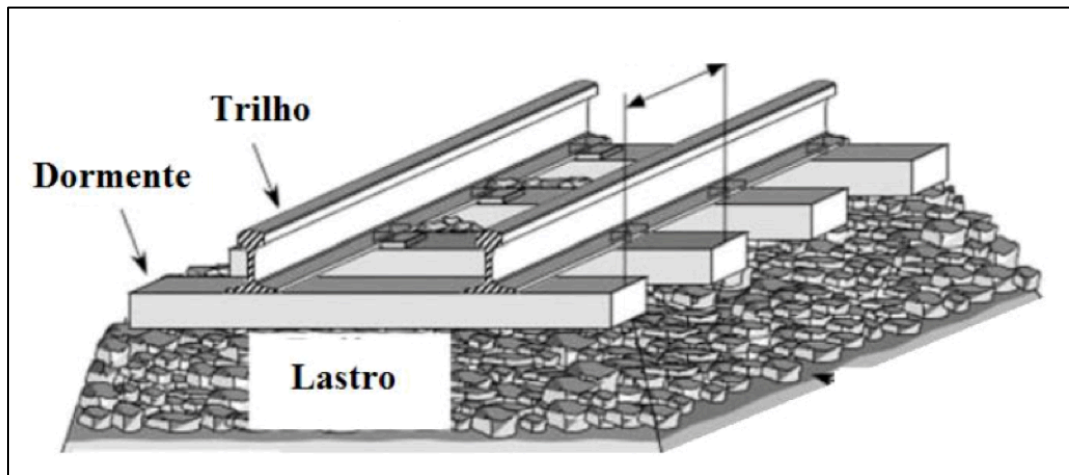


Figura 3.1 - Elementos básicos da via permanente (MOREIRA, 2015).

A montagem de uma via ferroviária é feita com segmentos de trilho de 8 a 25 metros que são soldados em estaleiro, via centelhamento elétrico, até constituírem barras com 180 a 300 metros de extensão (trilhos longos soldados). Essas barras são posicionadas na via e soldadas por aluminotermia (MOREIRA, 2015). O trilho é composto por três regiões distintas: boleto, alma e patim. Quanto à sua forma, os trilhos atualmente utilizados são chamados de Vignole, nome do engenheiro que os idealizou. A Figura 3.2 ilustra a seção transversal de um trilho Vignole, as partes que o compõem e uma possibilidade de arranjo de dimensões.

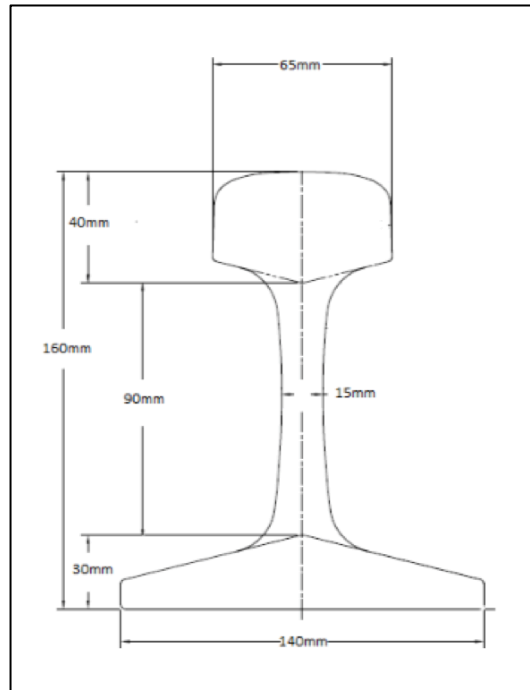


Figura 3.2 - Desenho esquemático de um perfil de trilho ferroviário e suas dimensões aproximadas (MOREIRA, 2015).

O trilho é constituído basicamente de três partes: boleto, alma e patim. O boleto localiza-se na parte superior do trilho e é caracterizado por sua largura, altura e inclinação da face e pelo abaulamento da superfície de rolamento. A alma é a parte mais fina e encontra-se no centro do trilho. O patim é a parte inferior do trilho e é assentado sobre os dormentes que recebem e transmitem os esforços produzidos pelas cargas ao lastro, que é constituído de brita (SCHNEIDER, 2005).

3.2 Características de Aços para Trilhos Ferroviários

As principais características mecânicas desejáveis para trilhos ferroviários são os altos limites de escoamento e de resistência à tração, aliados à boa ductilidade e soldabilidade adequada (SCHNEIDER, 2005). Porém essas características e propriedades em sua maioria são antagônicas, tornando-se assim necessária uma adequação da escolha da composição química e do processamento do material, de modo a encontrar o melhor equilíbrio entre as propriedades exigidas nos trilhos (MOREIRA, 2015).

De acordo com Marich (2009) os progressos nos procedimentos químicos e em tratamentos térmicos têm proporcionado consideráveis melhorias nas características de resistência à tração, dureza e fadiga dos aços de aplicação ferroviária.

Nas últimas décadas, os trilhos tratados termicamente têm sido muito utilizados, particularmente em operações de alta carga por eixo ou em traçados com grande incidência de curvas fechadas. A popularidade desses trilhos frente aos trilhos ligados deve-se à facilidade de produção, redução de custos e melhoria nas características de soldabilidade, entre outros (MARICH, 1994).

De acordo com Aglan (2011), existe uma grande diferença para valores de dureza medidos em trilhos com tratamento térmico superficial do boleto e trilhos sem tratamento, sendo que os trilhos tratados termicamente apresentam melhores propriedades mecânicas, tais como dureza e tensão de escoamento. Ainda segundo o autor, o tratamento térmico pode aumentar a vida em desgaste dos trilhos de aço perlítico em pelo menos 1000 vezes.

Devido a variedade de aços para fabricação de trilhos, torna-se necessário classificar os diferentes tipos de trilhos em função de sua composição química e processo de fabricação. As ferrovias participantes da *International Heavy Haul Association (IHHA)* adotaram a seguinte classificação:

- Trilhos super *premium*: são tratados termicamente e fabricados com ligas especiais, com dureza Brinell superior a 388HB;
- Trilhos *premium*: são tratados termicamente e/ou fabricados com ligas especiais, com dureza Brinell entre 341 e 388HB;
- Trilhos *standard*: não apresentam tratamento térmico ou adição de ligas especiais, dureza Brinell entre 300 a 340HB (MARICH, 1994).

Os trilhos *premium* e *standard* apresentam microestrutura perlítica. A produção da microestrutura perlítica em operações de produção industrial é realizada com diferentes técnicas, como por exemplo, após a laminação a quente, trilhos ferroviários são rapidamente resfriados para a temperatura de transformação desejada, por meio de jatos de água, que podem ser dirigidos para o boleto do trilho para o endurecimento máximo de sua superfície. A perlita fina desenvolvida por esse tratamento é desejada a fim de proporcionar a melhor combinação de propriedades para o serviço ferroviário (TALEFF *et al.*, 2002). Os trilhos fabricados com resfriamento ao ar apresentam uma microestrutura perlítica com lamelas mais grosseiras. Empregando-se a adição de elementos de liga e tratamentos térmicos no boleto, pode-se obter uma microestrutura perlítica mais refinada com menor quantidade de carbono e propriedades mais adequadas às exigências dos trilhos ferroviários (MOREIRA, 2015). A

Figura 3.3 mostra a microestrutura de um aço ferroviário perlítico. Cada colônia perlítica tem sua própria orientação lamelar.

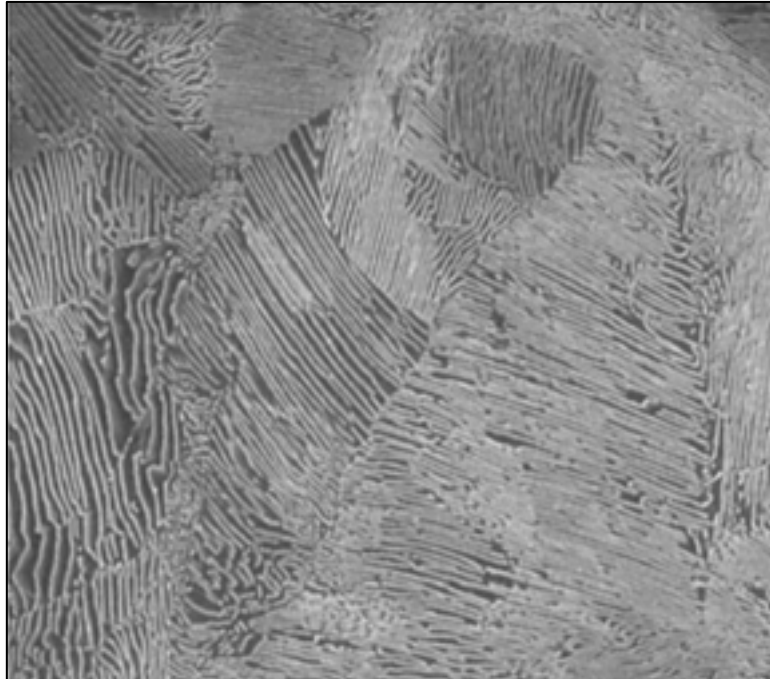


Figura 3.3 - Micrografia apresentando colônias perlíticas de um aço ferroviário perlítico, aumento de 10.000X-MEV (Adaptado de GODEFROID *et al.* 2019).

Apesar da microestrutura 100% perlítica ser a mais utilizada na indústria ferroviária, tem havido um maior foco na melhoria da dureza dos aços para trilhos com o desenvolvimento de microestruturas alternativas. Uma alternativa bem sucedida aos trilhos fabricados a partir de aços perlíticos, são os trilhos fabricados a partir de aços bainíticos. De fato, estes aços podem atingir uma dureza maior do que os aços convencionais perlíticos. Os aços bainíticos possuem uma excelente combinação de resistência ao desgaste e à fadiga. A evolução dos trilhos bainíticos em termos de morfologia, características de transformação e propriedades (por exemplo, resistência mecânica, ductilidade, desgaste, resistência à fadiga e soldabilidade) foram revisados ao longo do tempo por vários autores, como Bhadeshia (1992), Bhadeshia (2007) e Ray (2017).

Aglan *et al.* (2004) analisaram e compararam as propriedades mecânicas, o tipo de fratura e a tenacidade à fratura de um aço bainítico para trilhos com as de um aço perlítico *premium*. Os autores verificaram que o aço bainítico tem propriedades mecânicas e tenacidade à fratura superior em comparação com o aço perlítico. Por outro lado, Lee e Polycarpou (2005) verificaram que o trilho de aço perlítico, com menor dureza inicial, obteve um maior

endurecimento que o aço bainítico, inicialmente mais resistente, devido às tensões em serviço acumuladas nos trilhos e, portanto, obteve melhor desempenho em desgaste.

A microestrutura de um aço ferroviário bainítico é mostrada na Figura 3.4. As regiões mais claras são ferrita e bainita superior. A parte escura, como indicado pelas setas, é bainita inferior. A complexa microestrutura do aço bainítico é causada pela baixa quantidade de carbono, a grande quantidade de elementos de liga e pelas altas taxas de resfriamento usadas para processar o material.

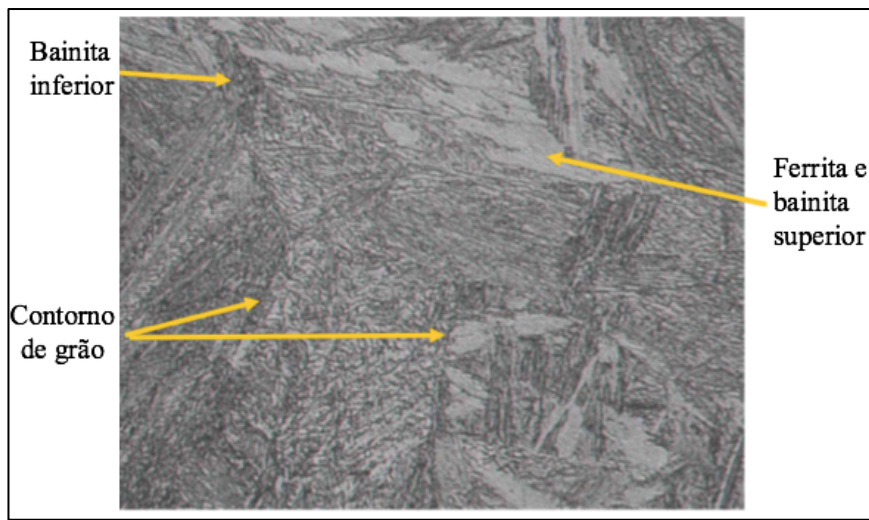


Figura 3.4 - Micrografia um aço ferroviário bainítico, aumento de 1000X - MO (Adaptado de AGLAN, 2011).

Os aços para trilhos ferroviários podem apresentar diferentes composições químicas, o objetivo desta variação composicional é produzir aços para trilhos com microestruturas que possuem propriedades adequadas para suportar cargas e/ou velocidades cada vez maiores devido às necessidades econômicas de aumentar o volume e o peso das cargas transportadas e a formação de trens unitários mais longos (SILVA, 1995).

Os elementos de liga desempenham um papel importante no processo de fabricação dos trilhos. Normalmente, a composição química (porcentagem em peso) dos trilhos fabricados a partir de aços perlíticos é dada por 0,60% a 0,82% de carbono, 0,60% a 1,25% de manganês, 0,10% a 0,60% de silício, 0,25% a 0,50% de cromo, 0,25% de níquel, vanádio, molibdênio, tungstênio, enxofre e fósforo (TALEFF *et al.*, 2002; SILVA, 1995 *apud* MOREIRA, 2015).

O carbono é um elemento químico no qual a variação do seu teor implica em diversos efeitos sobre a microestrutura tais como o aumento da fração volumétrica de perlita, diminuição do

valor de espaçamento interlamelar e aumento da espessura da lamela de cementita (AGLAN, 2011; SILVA, 1995).

Elementos de liga como Si e Mn não só possuem um forte efeito de endurecimento da solução sólida, como também atuam na diminuição da composição eutetóide em termos de concentração de carbono, mantendo uma estrutura predominantemente perlítica para teores de carbono inferiores a 0,76% (AGLAN, 2011; SILVA, 1995). Além disso, o Mn reduz a taxa de resfriamento necessária para formação de perlita fina. Elementos como vanádio e tungstênio são usados para refinamento de grão austenítico. Estes elementos, na forma de precipitados, atuam como barreira, impedindo o crescimento do grão austenítico (TALEFF *et al.*, 2002).

Clayton e Devanathan (1992) *apud* Moreira (2015) investigaram aços com adições de Cr e Mo para a obtenção de diferentes microestruturas nos trilhos (bainita inferior, bainita superior e perlita) e sua influência na resistência ao desgaste dos mesmos. Os autores concluíram que a bainita, quando atinge durezas de 49 a 54HRC, possui maior resistência ao desgaste do que a perlita com dureza de 39HRC, revelando-se assim uma possível alternativa para aplicações em trilhos, já que a bainita alia resistência mecânica com boa tenacidade. No entanto, Bhadeshia e Edmonds (1983) atribuíram algumas das propriedades mecânicas inferiores dos aços bainíticos de alta resistência aos carbonetos grosseiros associados à microestrutura da bainita e desenvolveram uma microestrutura bainítica interessante sem os mesmos, suprimindo a precipitação da cementita durante a transformação bainítica pela adição de silício (cerca de 1,5 % em peso de Si). Estes exemplos mostram como as propriedades dos aços podem ser melhoradas pela ação dos elementos de liga, sendo possível adquirir uma microestrutura adequada para uma determinada aplicação.

3.3 Dilatometria

O conhecimento das microestruturas obtidas após a submissão do material a diferentes ciclos térmicos é de extrema importância na adequação de parâmetros operacionais durante o seu processamento. A dilatometria é uma importante técnica no estudo das transformações de fase no estado sólido que ocorrem nos aços, quando submetidos a diferentes ciclos térmicos. Esta técnica permite monitorar, em tempo real, a evolução das transformações de fases, por meio da análise das mudanças dimensionais que ocorrem no material. A dilatometria é frequentemente usada para a determinação das temperaturas críticas de transformações de

fases nos aços, durante o aquecimento contínuo (Ac_1 , Ac_3) resfriamento contínuo (Ar_1 , Ar_3) e retenção isotérmica (ALMEIDA, 2010).

De acordo com Caballero *et al.* (2001), o estudo das transformações de fases no aço por meio do uso da dilatometria é possível devido à mudança no volume específico da amostra durante as transformações. Durante a transformação de fase do material, ocorrem mudanças nos parâmetros de rede das estruturas cristalinas, o que leva a uma alteração no volume específico da amostra.

3.3.1 Determinação das temperaturas de início e final de transformação de fases

As temperaturas de início e de final de transformação de fases, tanto no aquecimento quanto no resfriamento, podem ser obtidas a partir de curvas dilatométricas pelo método do desvio mínimo (ANDRÉS *et al.*, 2002). Para isso, prolongam-se os trechos retos relativos às regiões de expansão, no caso do aquecimento, e de contração quando ocorre o resfriamento. Tais temperaturas são definidas no ponto em que ocorre o desvio da linearidade, como mostra a Figura 3.5.

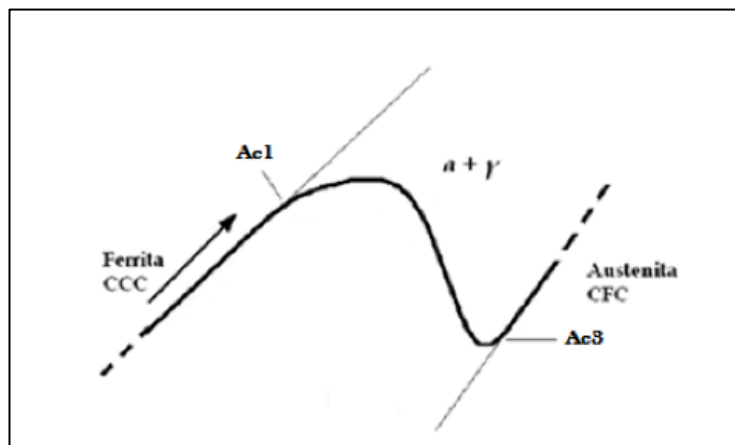


Figura 3.5 - Curva dilatométrica obtida para um corpo de prova de Fe puro durante aquecimento contínuo (Adaptado de ANDRÉS *et al.*, 2002).

No aquecimento contínuo de um aço eutetóide, a formação da austenita tem início na temperatura Ac_1 e término na temperatura Ac_3 . A Figura 3.6 apresenta um exemplo da mudança relativa do comprimento ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura (T) para um aço eutetóide durante o aquecimento contínuo.

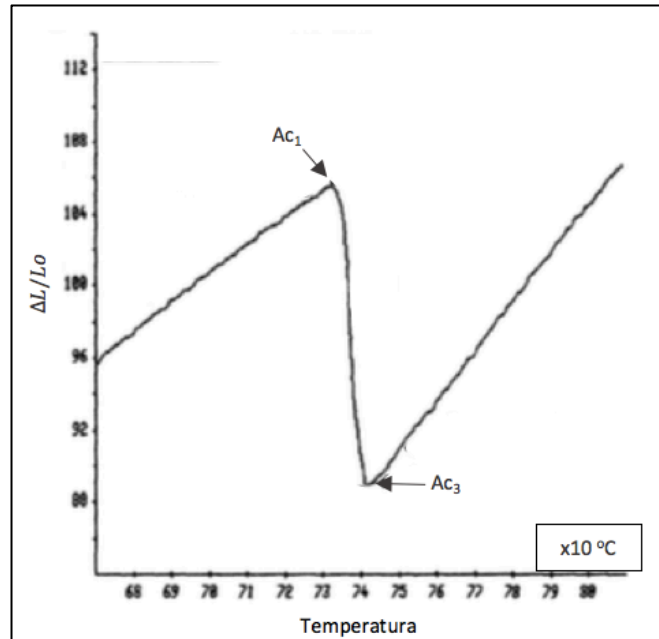


Figura 3.6 - Temperaturas críticas determinadas a partir de curvas dilatométricas de aquecimento para investigar o progresso da transformação perlita-austenita em um aço eutetóide (Adaptado de CABALLERO *et al.*, 2001).

Na temperatura de transformação Ac_1 , a expansão térmica linear desvia da linearidade devido a contração do volume causado pelo início da formação da austenita. A temperatura Ac_3 é definida como a temperatura na qual a curva dilatométrica volta a ter um comportamento linear e o material retorna a uma expansão térmica constante.

No resfriamento, a decomposição da austenita se inicia a partir da temperatura Ar_3 e tem seu fim na temperatura Ar_1 . A Figura 3.7 mostra as temperaturas de início (Ar_3) e fim (Ar_1) da decomposição da austenita durante um resfriamento contínuo de um aço carbono-manganês (Fe – 0,2C – 1,1Mn – 0,34Si), resfriado a uma taxa de 1°C/s .

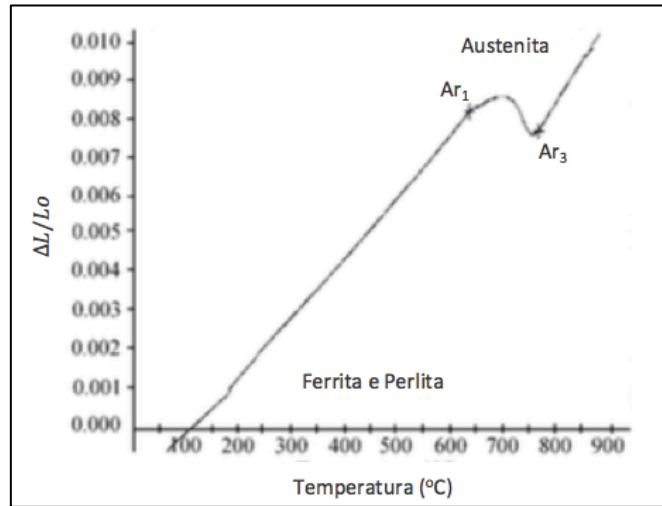


Figura 3.7 - Curva dilatométrica de um aço carbono-manganês (Fe – 0,2C – 1,1Mn – 0,34Si) obtida durante o resfriamento contínuo a uma taxa de 1°C/s (Adaptado de ANDRÉS *et al.*, 2002).

Outro importante método usado para definir as temperaturas de início e fim de transformação, tanto na transformação isotérmica como na transformação não isotérmica, é o método da derivada. A Figura 3.8 mostra uma curva dilatométrica obtida durante o aquecimento contínuo para um aço carbono estrutural C35 cuja microestrutura inicial é composta por ferrita e perlita. A temperatura de início de transformação da perlita em austenita (AC_{1s}) é definida como a temperatura na qual a curva da derivada começa a se desviar da linearidade. A temperatura final de transformação da perlita em austenita (AC_{1f}) é definida como um ponto de inflexão intermediário e a temperatura AC_3 , que indica o fim da transformação da ferrita em austenita, é definida como sendo o ponto no qual a derivada retoma à linearidade (PAWŁOWSKI, 2012).

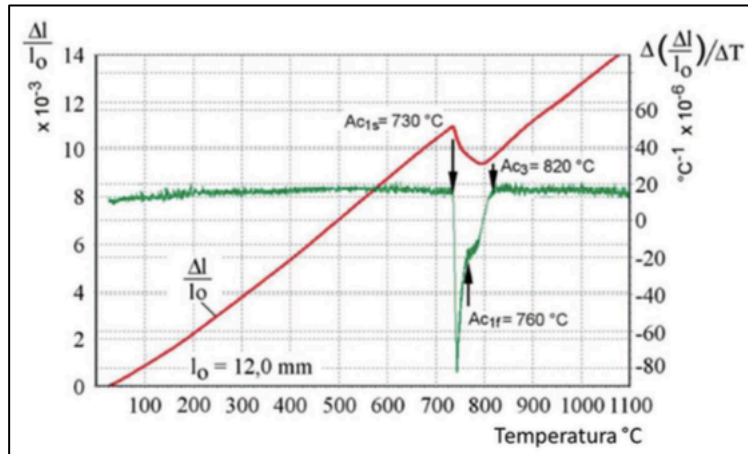


Figura 3.8 - Alteração dimensional relativa para um aço hipoeutetóide C35 e sua derivada versus temperatura durante o aquecimento à taxa de $0,05^{\circ}\text{C/s}$ (Adaptado de PAWLOWSKI *et al.*, 2014).

3.3.2 Determinação das frações volumétricas das fases

As frações volumétricas das fases individuais na amostra podem ser determinadas pela aplicação da regra da alavanca na curva de dilatação. Este método consiste na extrapolação de dois segmentos lineares correspondentes à fase original e transformada na curva de dilatação, respectivamente. A fração da fase transformada em uma determinada temperatura, na regra da alavanca, pode ser analisada pela posição relativa entre estas duas linhas extrapoladas na linha de dilatação (CHO *et al.*, 2011). Assim, o percentual da fase transformada pode ser obtido por meio da divisão entre o segmento correspondente à fase transformada pelo segmento total (fase transformada + fase não transformada). Este procedimento pode ser observado no exemplo mostrado na Figura 3.9.

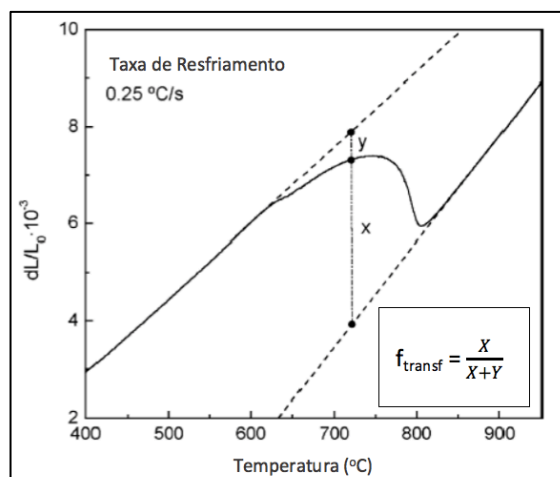


Figura 3.9 - Aplicação da regra da alavanca para determinação quantitativa das fases (Adaptado de GÓMEZ *et al.*, 2003).

A regra da alavanca é absolutamente correta somente quando a austenita se transforma em um único produto, sem haver variação da composição química da austenita, ou seja, sem repartição de soluto. Esse seria o caso da transformação da austenita em martensita. Se a transformação ocorre somente para um produto, como por exemplo a ferrita, o enriquecimento da austenita em C durante a transformação poderia causar um pequeno erro no cálculo. Entretanto esta regra, ainda assim, é muito aplicada pelos pesquisadores de forma satisfatória (SANTOS, 2007).

3.4 Cinética de Formação e Decomposição da Austenita

Juntamente às curvas dilatométricas, tem-se o estudo da cinética de transformações de fases que está relacionado com a velocidade de formação do núcleo e com a velocidade com a qual ele cresce. De acordo com ROOSZ *et al.* (1983), uma forma teórica de se obter a taxa de nucleação (N) da nova fase, é por meio da Equação 3.1.

$$N = N_0 \exp\left(-\frac{Q_N}{KT}\right) \quad (3.1)$$

onde, Q_N é a energia de ativação para a nucleação, T é a temperatura, K é a constante de Boltzmann e N_0 é um fator pré-exponencial.

Uma vez que a nucleação tenha iniciado, os núcleos da nova fase tenderão a crescer. A taxa de crescimento (G) pode ser obtida a partir da Equação 3.2.

$$G = G_0 \exp\left(-\frac{Q_G}{KT}\right) \quad (3.2)$$

onde, Q_G é a energia de ativação para o crescimento, T é a temperatura, K é a constante de Boltzmann e G_0 é um fator pré-exponencial.

Processos, incluindo nucleação e crescimento sob condições isotérmicas, podem ser modelados usando o modelo clássico Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), dado pela Equação 3.3.

$$X = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (3.3)$$

Nesta equação, x é a fração de fase transformada, $k=k(T)$ é uma constante para uma dada temperatura, n é comumente conhecido como expoente de Avrami, que caracteriza a cinética de transformação e está relacionado com o processo de nucleação da nova fase e t é o tempo.

A equação de Avrami é uma forma simplificada, baseada em apenas dois parâmetros, de se caracterizar a cinética de transformação. As constantes K e n podem ser relacionadas com os mecanismos de transformação apenas para casos específicos, para os quais as condições de contorno do problema permitam que a equação seja deduzida matematicamente. Entretanto, mesmo que para muitos sistemas as suposições básicas de contorno não sejam atendidas, a equação é muito utilizada, devido à sua simplicidade e aplicabilidade a resultados experimentais. Além disso, diversos autores utilizam uma adaptação empírica do modelo JMAK para descrever a cinética de transformação de fases para resfriamentos contínuos e mostram que para alguns materiais é satisfatório, apesar da interpretação física das constantes K e n não ser mais a mesma prevista inicialmente para os sistemas isotérmicos.

No modelo citado, para condições isotérmicas, o fator K é uma função da temperatura e representa a influência da temperatura sobre as taxas de nucleação e crescimento e é dado pela Equação 3.4.

$$K = k_x \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (3.4)$$

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 fases, incorporando entalpias de ativação de todos os processos atômicos que constituem a transformação de fase global (SINGH *et al.*, 2007).

Dessa forma, no que se refere aos processos difusionais e para os quais a fração transformada é dependente do tempo, a cinética das transformações no estado sólido pode ser determinada pelo modelo de JMAK. Porém, para as fases cuja formação é adifusional e para os quais a fração de fase transformada e a taxa de transformação depende da temperatura e não do tempo, como é o caso da fração volumétrica de martensita, utiliza-se a equação deduzida por Koistinen e Marburger (1959), cuja equação é uma exponencial em função do super-resfriamento abaixo da temperatura de início de formação da martensita (M_s) dada pela Equação 3.5 (KIM *et al.*, 2016 *apud* Cezário, 2018).

$$f_m = 1 - \exp[-\alpha(M_s - T)] \quad (3.5)$$

O parâmetro α é usualmente assumido como 0,011 para ligas de aço carbono comum. O modelo original Koistinen e Marburger (1959) foi modificado por Kim *et al.* (2016), os autores consideraram a não linearidade da curva ($\ln(\ln(1/1 - f_m))$) em função de $\ln(M_s - T)$ e então propuseram a Equação 3.6.

$$f_m = 1 - \exp[-(\alpha(M_s - T))^\beta] \quad (3.6)$$

O modelo de Koistinen e Marburger (Eq. 3.5) foi adaptado por Wilson e Medina (2000) para descrever a fração volumétrica em função da temperatura no resfriamento contínuo, envolvendo processos difusionais para um aço de alta resistência e baixa liga com 0,13%C. Os autores observaram que $-\ln(1-f_m)$ varia linearmente com a temperatura para cada transformação. Wilson e Medina (2000) obtiveram bons ajustes com coeficientes de regressão variando de 0,954 a 0,999 e concluíram que a equação de Koistinen e Marburger que prevê a fração volumétrica para transformações adifusionais também pode ser aplicada, empiricamente, a dados de resfriamento contínuo para transformações difusionais (Cezário, 2018).

Nesse sentido, Cezário (2018) propôs um modelo para o estudo da cinética de transformação de fases em resfriamento contínuo para aços IF, desenvolvido a partir da equação deduzida por Koistinen e Marburger (1959) e adaptada para calcular a fração de austenita decomposta, representada pela Equação 3.7.

$$y_\gamma = 1 - \exp(-k(T - T_f)^n) \quad (3.7)$$

onde, y_γ é a fração de austenita em função da temperatura instantânea T , K e n são constantes de ajustes e T_f é a temperatura considerada pela equação como sendo a temperatura final de decomposição da austenita.

De acordo com a autora, as taxas de resfriamento contínuo são constantes, e sendo assim, a

temperatura instantânea do sistema (T) pode ser expressa pela Equação 3.8, onde T_γ é a temperatura de austenitização, *taxa* corresponde a taxa de resfriamento contínuo correspondente a cada ciclo térmico estudado e t é o tempo decorrido do início do resfriamento. Segundo Cezário (2018), é importante observar que, por se tratar de um resfriamento, na Equação 3.8, a taxa recebe um sinal negativo. Assim sendo, para realizar o cálculo da fração transformada em função do tempo, para cada taxa de resfriamento, a partir da Equação 3.8 obteve-se a Equação 3.9.

$$\mathbf{T} = \mathbf{T}_\gamma + (-\mathbf{taxa} * \mathbf{t}) \tag{3.8}$$

$$\mathbf{t} = \frac{\mathbf{T}_\gamma - \mathbf{T}}{\mathbf{taxa}} \tag{3.9}$$

Substituindo a Equação 3.8 na Equação 3.7, obteve-se a Equação 3.10 que relaciona a fração de austenita (y_γ) decomposta durante o resfriamento contínuo em função do tempo (t). Nessa equação (3.10) K, n e T_f são constantes de ajustes. Todavia, de acordo com Cezário (2018), sabendo-se que o somatório das fases é igual a 1 e que a maioria dos trabalhos sobre cinética realizam os estudos em função da fase formada e não da decomposta, o modelo proposto pela autora, denominado Ferrita-Tempo, é dado pela Equação 3.11, que relaciona a fração da nova fase (y) formada durante o resfriamento contínuo em função do tempo.

$$\mathbf{y}_\gamma = \mathbf{1} - \mathbf{exp} (-\mathbf{k}(\mathbf{T}_\gamma + (-\mathbf{taxa} * \mathbf{t}) - \mathbf{T}_f)^n) \tag{3.10}$$

$$\mathbf{y} = \mathbf{exp} (-\mathbf{k}(\mathbf{T}_\gamma + (-\mathbf{taxa} * \mathbf{t}) - \mathbf{T}_f)^n) \tag{3.11}$$

Tanto o modelo JMAK quanto o modelo Ferrita-Tempo permitem que a fração da fase formada seja calculada como uma função do tempo, assim sendo, para se determinar as temperaturas Ar_3 e Ar_1 , é necessário que, para cada taxa de resfriamento ensaiada, Ar_3 seja determinada para uma fração de nova fase tendendo a 0 e Ar_1 para uma fração de nova fase

tendendo a 1. Entretanto, essas metodologias seriam limitadas, pois só permitiriam a determinação das temperaturas críticas para as taxas de resfriamento realmente aplicadas nos experimentos. Sendo assim, Cezário (2018) propôs um modelo denominado Modelo Empírico dado pela Equação 3.12, onde y_0 , A e B são constantes de ajuste. Segundo a autora, por meio do ajuste utilizado nas curvas que relaciona as temperaturas críticas (Ar_3 e Ar_1) em função da taxa de resfriamento ($^{\circ}C/s$), esse modelo possibilita prever a cinética de transformação de fases para um determinado intervalo de taxas de resfriamento proposto.

$$T = y_0 + A * \exp(B * taxa)$$

(3.12)

3.5 Diagramas de Transformação

Afim de analisar a cinética das transformações de fases fora das condições de equilíbrio e prever a microestrutura de um determinado tipo de aço quando submetido a um tratamento de resfriamento contínuo ou isotérmico, foram criados diagramas gerados a partir de ensaios dilatométricos conhecidos como TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) para transformações isotérmicas e TRC (Transformação em Resfriamento Contínuo) para resfriamentos contínuos.

Davenport e Bain (1930) *apud* Bhadeshia (2010) mostraram que o estudo de reações isotérmicas em uma série de temperaturas geram curvas TTT características para cada tipo específico de aço, chamadas curvas de transformação isotérmica. A partir dessas curvas, é possível representar a dependência da transformação de uma nova fase, tanto em relação ao tempo quanto em relação à temperatura, como mostra a Figura 3.10B. Os eixos vertical e horizontal representam, respectivamente, a temperatura e o logaritmo do tempo. As curvas em C representam o início e o final de transformação da nova fase. Essa curvas foram construídas a partir de uma série de gráficos que representam a porcentagem de formação da nova fase em função do tempo, gerados em uma faixa de temperatura, representado na Figura 3.10A.

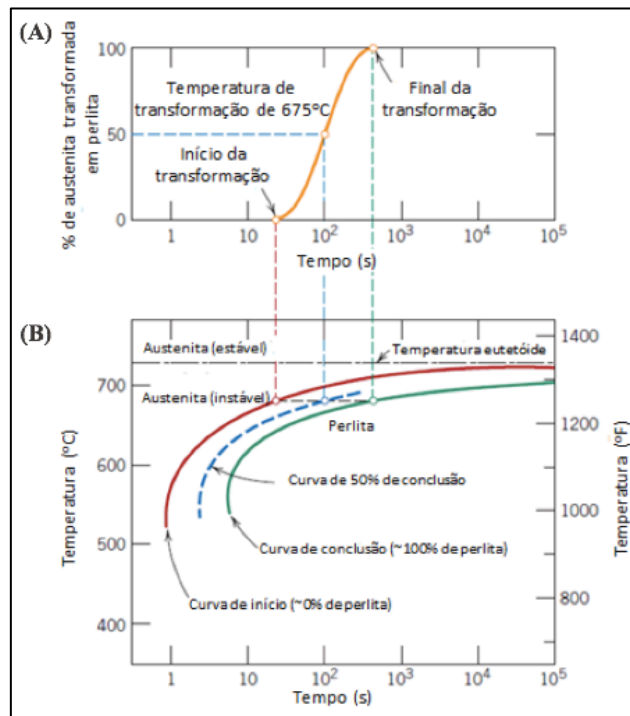


Figura 3.10 – Parte de um diagrama de transformação isotérmico (parte B), gerado a partir de medições da porcentagem transformada de perlita em função do tempo (parte A) (Adaptado de CALLISTER, 2007).

As curvas TTT são amplamente utilizadas no meio acadêmico e são válidas somente para transformações nas quais a temperatura da liga é mantida constante ao longo de toda transformação, ou seja, em condições isotérmicas. Como as transformações de fases na grande maioria dos processos metalúrgicos são realizadas em resfriamento contínuo, foram desenvolvidos diagramas mais representativos, ou seja, diagramas de transformações de fases para resfriamento contínuo (TRC).

Para um resfriamento contínuo, os tempos necessários para o início e o término da transformação são retardados em relação ao início e término na transformação isotérmica, dessa forma, as curvas de transformação no resfriamento contínuo são deslocadas para tempos mais longos e para temperaturas mais baixas.

3.6 Formação da Austenita

A formação da austenita é uma ocorrência inevitável durante os tratamentos termomecânicos e soldagem dos aços. Devido a importância do entendimento do fenômeno de austenitização, pesquisadores procuram desenvolver modelos para explicar a cinética de austenitização no aquecimento contínuo, a partir de uma determinada microestrutura ou de microestruturas

dissimilares (perlítica, martensítica, ferrítica, ferrita + perlita). A microestrutura resultante do processo de resfriamento depende fortemente da cinética de reaustenitização (CABALLERO *et al.*, 2001)

Durante a formação da austenita, à medida que a temperatura aumenta (acima de A_{e3}), aumenta a força motriz termodinâmica para a transformação, aumentando a taxa de formação da austenita. O aumento da temperatura também provoca o aumento da mobilidade atômica e, conseqüentemente, as taxas de nucleação e crescimento aumentam de forma contínua com a temperatura (BROOKS, 1992). A Figura 3.11 mostra a aceleração da formação isotérmica de austenita em um aço perlítico quando a temperatura de austenitização é aumentada de 730°C para 751°C (KRAUSS, 2005). 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 com o aumento da temperatura (AKBAY *et al.*, 1994). A Figura 3.12 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.

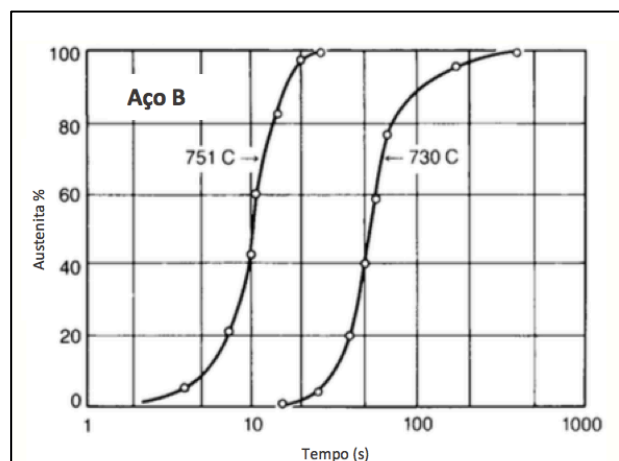


Figura 3.11 - Efeito da temperatura austenitização na taxa de formação de austenita a partir de uma microestrutura perlítica em aço eutetóide (Adaptado de KRAUSS, 2005).

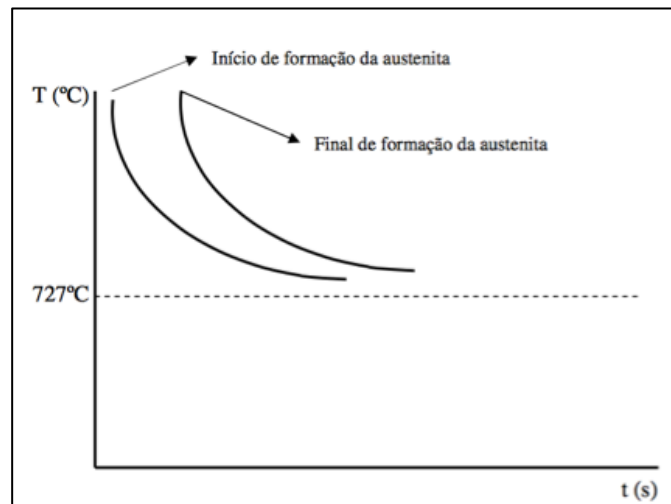


Figura 3.12 - Desenho esquemático de um diagrama TTT reverso para um aço eutetóide (OLIVEIRA, 2005).

É importante ressaltar que a formação da austenita durante o aquecimento difere muitas vezes das transformações que ocorrem durante o resfriamento da austenita. A cinética da decomposição da austenita pode ser descrita em termos da composição química e do tamanho de grão austenítico. Por outro lado, a microestrutura a partir da qual a austenita irá se formar é mais complexa e, portanto, são necessárias variáveis adicionais para descrever a cinética de formação da austenita. Fatores como tamanho de partícula, distribuição química das fases individuais, homogeneidade e presença de inclusões não metálicas devem ser levados em consideração (CABALLERO *et al.*, 2001).

3.6.1 Formação da austenita a partir da perlita

Em um aço totalmente perlítico, a nucleação da austenita ocorre preferencialmente de forma heterogênea nas junções entre as colônias de perlita (ROOSZ *et al.*, 1983). A taxa de formação da austenita é controlada pela taxa de crescimento dos grãos austeníticos (BROOKS, 1992). Isto acontece porque a taxa de nucleação dos grãos austeníticos na perlita é alta, mas os sítios potenciais para a nucleação não são tão numerosos, o que leva a uma rápida saturação. O crescimento da austenita é controlado principalmente pela taxa de difusão de carbono na austenita entre lamelas de cementita e ferrita adjacentes. A difusão dos átomos de carbono ocorre a distâncias médias da ordem do espaçamento interlamelar da perlita e, como consequência, a cinética de formação da austenita depende principalmente da microestrutura inicial perlítica, da composição química do aço, bem como do coeficiente de difusão do carbono na austenita (JACOT *et al.*, 1998).

De acordo com Caballero *et al.* (2001), no caso de reaustenitização da perlita, o fator estrutural mais relevante a ser considerado é o espaçamento interlamelar. Foi provado por Roosz *et al.* (1983) que a taxa de crescimento da austenita na perlita aumenta com a diminuição do espaçamento interlamelar, isso acontece porque a distância efetiva para difusão diminui. Caballero *et al.* (2000) também verificaram que para microestrutura perlítica grosseira, a transformação perlita-austenita se inicia a temperaturas mais altas e a cinética de transformação é mais lenta.

3.6.2 Influência da composição química na formação da austenita

A formação da austenita é influenciada pela presença de elementos de liga ou impurezas que afetam as temperaturas críticas de austenitização. As Equações 3.13 e 3.14 relacionam o efeito da porcentagem em massa dos elementos químicos sobre as temperaturas críticas (ANDREWS, 1965).

$$A_{c1} = 723 - 10,7 \times Mn - 16,9 \times Ni + 29,1 \times Si + 16,9 \times Cr + 290 \times As + 6,38 \times W \quad (3.13)$$

$$A_{c3} = 910 - 230 \times \sqrt{C} - 15,2 \times Ni + 44,7 \times Si + 104 \times V + 31,15 \times Mo + 13,1 \times W \\ - 30 \times Mn + 11 \times Cr + 20 \times Cu - 700 \times P - 400 \times Al - 120 \times As - 400 \times Ti \quad (3.14)$$

Os elementos químicos que possuem coeficiente negativo são estabilizadores da fase austenítica. A adição desses elementos diminui as temperaturas críticas A_{c1} e A_{c3} , como é o caso do Mn, que afeta fortemente a cinética de formação da austenita. Já os elementos que possuem coeficiente positivo são estabilizadores da ferrita, e aumentam as temperaturas críticas A_{c1} e A_{c3} (LOPES, 2012).

Elementos de liga como vanádio, nióbio e titânio são empregados para produzir uma precipitação fina na matriz. Os limites de grãos da austenita são fixados por esses precipitados. A influência desses elementos é demonstrada pela forma como eles atrasam o processo de crescimento do grão durante o aquecimento (MARTÍN *et al.*, 2004; GUTIÉRREZ *et al.*, 2013; PEÑALBA *et al.*, 1996; STASKO *et al.*, 2006; TALEFF *et al.*, 2002).

3.7 Decomposição da Austenita em Perlita

A perlita é um microconstituente formado durante a decomposição eutetóide da austenita pelo crescimento cooperativo de lamelas de ferrita e cementita. Uma série de fatores pode influenciar na taxa de formação da perlita. Talvez, o mais importante seja o rearranjo substancial dos átomos de carbono que deve ocorrer para viabilizar a transformação da austenita para ferrita, com baixo teor de carbono, e cementita, com alto teor de carbono (KRAUSS, 2005). A difusão do carbono é caracterizada pelo seu coeficiente de difusão que é dependente da temperatura. O coeficiente de difusão diminui exponencialmente com a diminuição da temperatura, como mostra a Equação 3.15.

$$D^y_c = 0.12 e^{\frac{-32,000}{RT}} \quad (3.15)$$

D^y_c é o coeficiente médio de difusão (cm^2/s) de carbono na austenita, R é a constante dos gases ($1.98\text{cal}/\text{mol}\cdot\text{K}$) e T é a temperatura (K).

À primeira vista, a dependência da temperatura nos processos difusionais parece contradizer o fato experimentalmente estabelecido. Experimentalmente, verifica-se que a formação da perlita é mais rápida em temperaturas mais baixas do que em temperaturas mais elevadas. Esta anomalia aparente é explicada pela redução do espaçamento interlamelar à medida que a temperatura da transformação da perlita diminui. Com o aumento da taxa de nucleação, como uma consequência do maior super-resfriamento da austenita e aumento da força motriz para a transformação, a distância que o carbono tem para se difundir e se distribuir entre a ferrita e a cementita diminui, mesmo a energia disponível para os processos difusionais sendo menor. Como resultado, a velocidade da transformação de decomposição da austenita para perlita aumenta com o abaixamento da temperatura (KRAUSS, 2005).

A relação entre a difusão e a estrutura lamelar da perlita ajuda a explicar como a transformação eutetóide prossegue, mas não a causa da transformação, que se baseia no princípio da energia livre mínima. Se a energia livre de uma dada microestrutura ou sistema não for mínima, então uma transformação de fase ocorre para diminuir a energia livre para o menor valor possível. Na temperatura A_1 no sistema Fe-C, a energia livre da austenita é exatamente igual à energia livre da ferrita e cementita, portanto não há incentivo para a transformação ocorrer. No entanto, quando a temperatura decresce abaixo de A_1 , a energia livre de um volume unitário de uma mistura de ferrita e cementita torna-se inferior ao da

austenita. Esta diferença de energia livre (força motriz) aumenta com a diminuição da temperatura (KRAUSS, 2005).

As curvas de início e fim de formação da perlita apresentam a forma em “C”, como mostra a Figura 3.13. A forma em “C” é devido 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 (ALMEIDA, 2010).

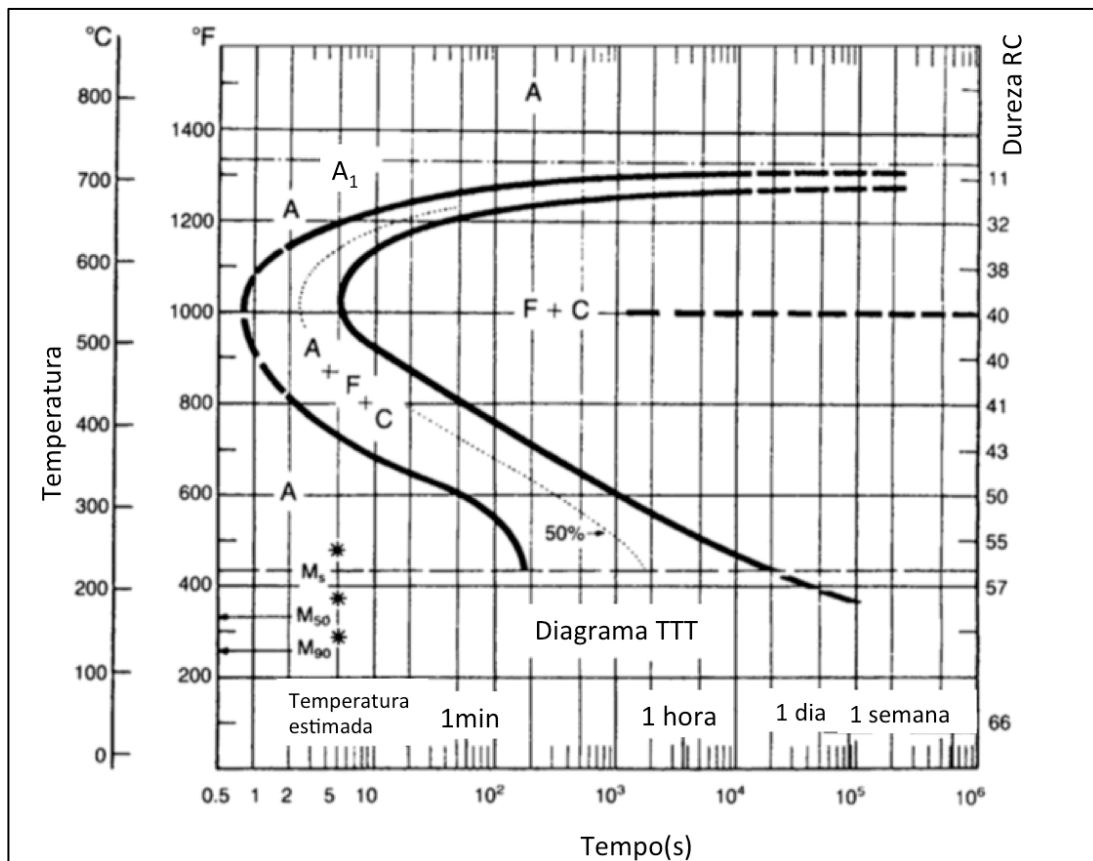


Figura 3.13 - Diagrama de transformação isotérmica para aço contendo 0,79% C e 0,76% Mn (Adaptado de KRAUSS, 2005).

3.7.1 Influencia da composição química na transformação perlítica

A composição química tem forte influência sobre as temperaturas críticas e a cinética de transformação de fases nos aços, pois esta é uma das variáveis que controla as fases presentes, suas proporções relativas e a evolução das mesmas durante as transformações.

A transformação perlítica é difusional e envolve as etapas de nucleação (N) e crescimento (G). Assim sendo, os elementos de liga podem interferir tanto na taxa de nucleação quanto na taxa de crescimento (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

Puls e Kirkaldy (1972) sugeriram que o manganês e o níquel não se dividem entre a ferrita e a cementita e que, portanto, a formação de perlita em ligas de Fe-C-Mn e Fe-C-Ni dependem principalmente da difusão em volume de carbono na austenita. A redução na taxa de crescimento da perlita nesses sistemas deve-se ao efeito do manganês e do níquel sobre a difusão do carbono na austenita. Esses elementos favorecem a estabilidade termodinâmica da austenita, deprimem a temperatura eutetóide, e apresentam baixa solubilidade na cementita, incentivando a reação de não-particionamento. Já elementos como o cromo e o molibdênio são fortes formadores de carbonetos e incentivam a reação de particionamento por difusão na interface. Sendo assim, esses elementos são fortes formadores de ferrita e aumentam a temperatura eutetóide (KRAUSS, 2005).

De forma geral, a curva do diagrama TRC, para um aço perlítico, será movida para tempos mais longos à medida que a concentração do elemento de liga for aumentada. Uma vez que os elementos de liga têm tendências diferentes para se concentrarem nas fases ferrita e cementita, pode-se esperar que a temperatura em que ocorre a decomposição da austenita seja sensível à concentração de elementos de liga no aço (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

3.7.2 Variáveis que influenciam na transformação perlítica e na microestrutura final

As propriedades mecânicas dos aços totalmente perlíticos são controladas pelas microestruturas desenvolvidas durante o processamento, especialmente o espaçamento interlamelar, o tamanho da colônia de perlita e o tamanho de grão prévio da austenita (TALEFF *et al.*, 2002; GODFROID *et al.*, 2019; PORCARO *et al.*, 2019). Como a morfologia da perlita é determinada pela evolução da transformação de decomposição da austenita em perlita durante o processo de produção, o conhecimento e o controle da cinética da referida transformação é de grande importância para a produção de aços de alto

desempenho, especificados para a fabricação de trilhos ferroviários (OFFERMAN *et al.*, 2003).

De acordo com Pham *et al.* (1994), a temperatura em que a transformação começa é um parâmetro crítico na gênese da microestrutura final, pois determina a força motriz para a nucleação do novo constituinte e governa a sua taxa de crescimento e o aumento de sua fração.

Um estudo realizado por Marder e Bramfitt (1975) mostrou que a temperatura de transformação em resfriamento contínuo é determinada pela taxa de resfriamento, o que influencia fortemente o espaçamento interlamelar da perlita. Quanto menor a temperatura de transformação, menor o espaçamento entre as lamelas de ferrita e cementita.

Gladman e Melvor (1972) observaram essa mesma tendência em aços ferríticos-perlíticos. Além disso, de acordo com os autores, o resfriamento abaixo de A_1 resulta em uma solução sólida supersaturada de carbono na austenita. O grau de supersaturação aumenta com o aumento da temperatura de austenitização. Assim, o espaçamento interlamelar obedece a seguinte relação, apresentada pela Equação 3.16.

$$\lambda = \frac{2\gamma V_m T_{A1}}{\Delta H \times \Delta T_0} \quad (3.16)$$

Onde λ é o espaçamento interlamelar, γ é a energia interfacial ferrita-cementita, V_m é o volume molar, T_{A1} é a temperatura de transformação eutetóide no equilíbrio, ΔH é a entalpia da transformação e ΔT_0 é o grau de super-resfriamento. O ΔH aumenta com a supersaturação de C na austenita, o que aumenta com a temperatura de austenitização, resultando em uma diminuição do espaçamento interlamelar. Porcaro *et al.*, (2019) mostraram que a transformação de fases em um aço com um tamanho de grão austenítico grosseiro ocorreria a uma temperatura mais baixa durante o resfriamento do que em um aço com grãos austeníticos mais finos, resultando em um menor espaçamento interlamelar. O trabalho de Hyzak e Bernstein (1976) também mostraram que uma vez que, o tamanho do grão da austenita prévio aumenta à medida que aumenta a temperatura de austenitização, é esperado um aumento do grau de super-resfriamento e, portanto, uma diminuição no espaçamento entre as lamelas.

Segundo Wang *et al.* (2017), o aumento do grau de super-resfriamento, causado pela diminuição da temperatura de transformação pode aumentar a força motriz da transformação

de fase e aumentar a taxa de nucleação, além de diminuir a distância de difusão atômica, o que finalmente refina o espaçamento interlamelar da perlita, concluindo o mesmo já apresentado anteriormente.

Além do tamanho de grão austenítico prévio influenciar no espaçamento interlamelar, este possui uma grande influência sobre o tamanho das colônias de perlita. De acordo com Pickering (1978), o tamanho das colônias desempenha um importante papel nas propriedades mecânicas: quanto menor o tamanho da colônia de perlita, mais dúctil e tenaz será o aço. O trabalho realizado por Lewandowski e Thompson (1986) mostra que temperaturas de austenitização mais altas produzem, tipicamente, microestruturas com tamanho de colônias um pouco maior. Marder *et al.* (1976) relataram que o diâmetro da colônia é muito sensível a variação do tamanho de grão da austenita. Segundo Hyzak e Bernstein (1976), Vicente *et al.* (2001) e Porcaro *et al.* (2019), o tamanho da colônia de perlita é controlado pelo tamanho de grão inicial da austenita, quanto menor o tamanho de grão austenítico, menor o tamanho das colônias de perlita.

3.8 Bainita

No resfriamento de um aço, a bainita refere-se à microestrutura resultante da decomposição da austenita em temperaturas acima da transformação martensítica e abaixo da transformação perlítica. A microestrutura do aço bainítico é mais complexa do que a do aço perlítico e depende em grande parte das condições de composição e processamento. A bainita pode ser considerada como uma mistura não lamelar de ferrita e carbonetos. Dentro desta ampla descrição, é possível identificar duas morfologias clássicas, tradicionalmente denominadas bainita superior e inferior (CABALLERO *et al.*, 2004).

A diferença entre as microestruturas superior e inferior é atribuída a uma diferença na difusividade do carbono nas duas faixas de temperatura de transformação (BHADESHIA, 2001). Na bainita superior, a ferrita bainítica está livre de precipitação, os carbonetos crescem a partir das regiões de austenita enriquecidas com carbono, que estão aprisionadas entre as subunidades de ferrita. Em contraste, a bainita inferior contém uma dispersão fina de carbonetos dentro das placas de ferrita bainítica. A temperatura de transformação na qual a bainita inferior é formada é baixa e, portanto, a difusão de carbono é lenta. Assim, a precipitação de carbonetos dentro das placas de ferrita bainítica é a única maneira pela qual o teor de carbono da ferrita bainítica pode ser reduzido. De acordo com Caballero *et al.* (2004), também é possível formar uma microestrutura mista de bainita superior e inferior em uma

faixa estreita de temperatura. Isso ocorre porque o enriquecimento de carbono da austenita causado pela transformação da bainita superior pode resultar em uma formação subsequente de bainita inferior.

De acordo com a análise feita por Singh e Bhadeshia (1998), a microestrutura bainítica torna-se mais refinada com a diminuição da temperatura de transformação e o aumento do teor de carbono da liga. O aumento no teor de carbono facilita a formação de bainita inferior, porque se torna mais difícil para as placas de ferrita bainítica supersaturada descarbonetizá-las antes do início da precipitação de cementita.

Na Figura 3.14 estão representadas imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura de um aço Fe-0,3C-1,22Mn-0,14Cr, submetido a tratamentos isotérmicos em diferentes temperaturas. A Figura 3.14A mostra uma microestrutura constituída de bainita superior formada à temperatura de 500°C. A Figura 3.14B mostra uma imagem da microestrutura mista de bainita superior e inferior, formada à temperatura de 450°C. E a Figura 3.14C apresenta uma microestrutura constituída de bainita inferior, formada à temperatura de 400°C (CABALLERO *et al.*, 2004).

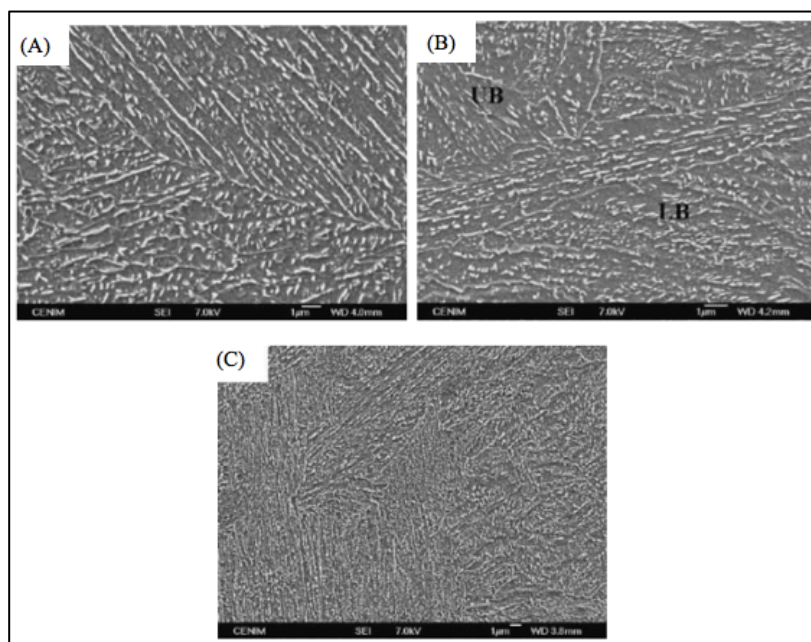


Figura 3.14 - Micrografias eletrônicas de varredura de microestruturas obtidas por transformação isotérmica, aumento de 7000X: (A) 500°C, (B) 450°C, (C) 400°C (CABALLERO *et al.*, 2004).

A formação da bainita pode ocorrer de forma isotérmica ou durante o resfriamento contínuo, sendo que por resfriamento contínuo, a formação dessa microestrutura depende da composição química do aço. De forma geral, a adição de elementos de liga resulta no deslocamento da transformação perlítica para tempos mais longos. Além disso, a transformação bainítica é deslocada para temperaturas mais baixas, como ilustra a Figura 3.15.

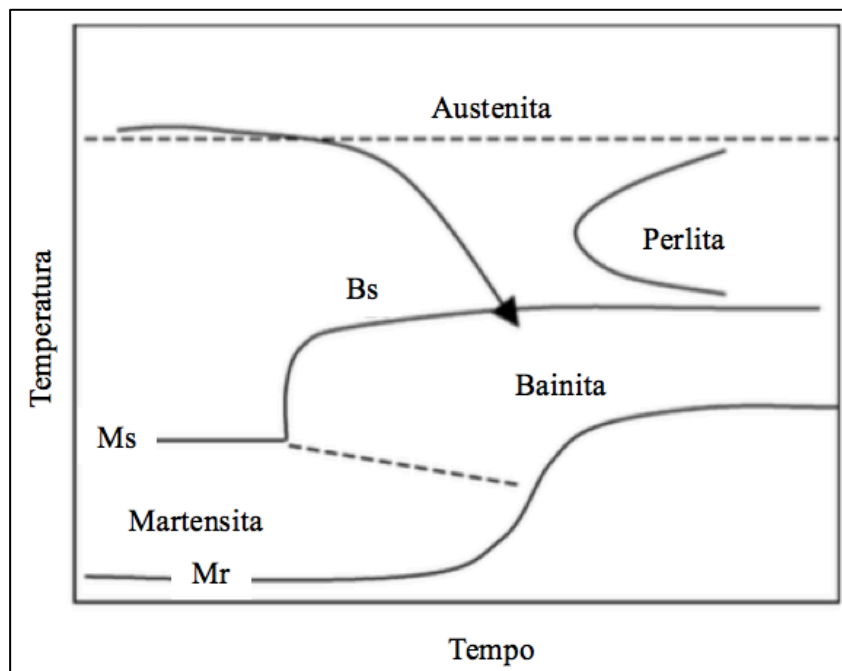


Figura 3.15 - Diagrama de transformação em resfriamento contínuo de um aço ligado (Adaptado de AGLAN *et al.*, 2004).

A princípio, a bainita pode ser obtida por transformação isotérmica a partir de um aço carbono comum, porém, por resfriamento contínuo, a bainita só pode ser obtida a partir de aços que contêm elementos de liga que retardam a transformação perlítica (HASHIMOTO, 2004).

Muitos anos se passaram desde o trabalho de Bain e Danvenport até a efetiva exploração comercial de aços bainíticos, na década de 40. Houve uma dificuldade inicial para obtenção de aços com estrutura totalmente bainítica, já que a transformação isotérmica era considerada impraticável em escala comercial, existindo uma preferência, pela indústria, por tratamentos de resfriamento contínuo. Nesta época, existia uma clara preferência pelos aços martensíticos e quase nada se ousava em relação aos aços bainíticos. A presença de precipitados associadas à estrutura bainítica aparentemente não atribuía ao aço bainítico melhores características, para que pudesse concorrer com o aço martensítico temperado e revenido, bem conhecido e que

dominava o mercado de aços de alta resistência nesta época (SOUZA, 2008).

Somente com o início da utilização de aços de baixo carbono, contendo elementos de liga, que aços com estrutura totalmente bainítica puderam ser produzidos em escala comercial por meio de tratamentos térmicos de resfriamento contínuo (BHADESHIA, 2001). Elementos de liga como níquel, molibdênio, manganês e cromo são utilizados para essa finalidade. O molibdênio retarda a formação de ferrita e perlita. O manganês, o níquel e o cromo podem diminuir a temperatura de transformação da bainita, além de melhorar as propriedades mecânicas. O boro não tem efeito sobre a temperatura de transformação, mas pode afetar o tempo de transformação, pois este retarda a nucleação da ferrita no contorno de grão austenítico. O alumínio e o titânio são adicionados ao aço para reduzir os níveis de oxigênio e nitrogênio, impedindo que estes se combinem com o boro (AGLAN *et al.*, 2004). A Figura 3.16, ilustra o efeito do boro sobre a transformação bainítica.

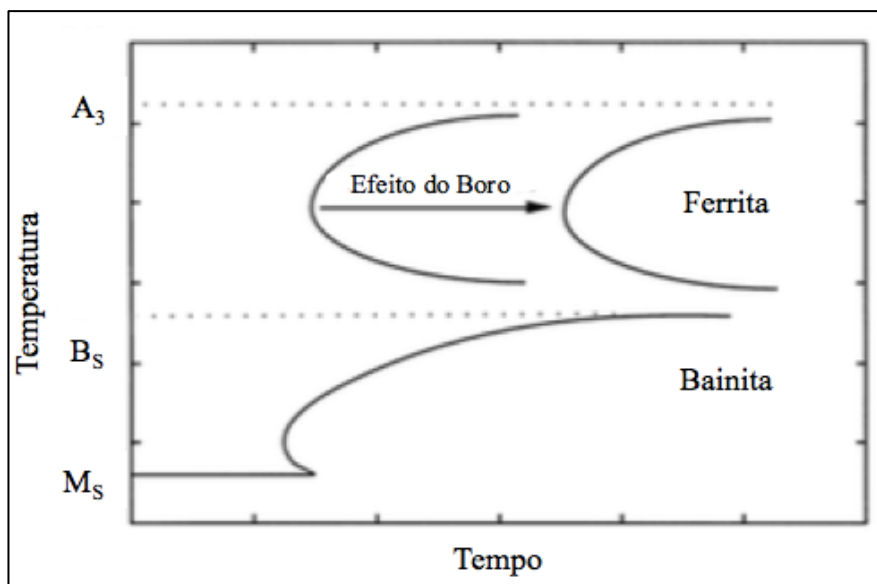


Figura 3.16 - Efeito do boro no diagrama TTT (Adaptado de BHADESHIA, 2001).

Atualmente, os aços bainíticos são amplamente aplicados em estruturas que demandam alta resistência mecânica. Em um trabalho realizado por Bhadeshia (2005), foram apresentados aços bainíticos de alto desempenho utilizados em trilhos ferroviários. A Figura 3.17 mostra a utilização do mesmo em linhas ferroviárias na Suíça, França e Reino Unido. Na Tabela 3.1 são apresentadas as características químicas desses aços empregados na Suíça e França.

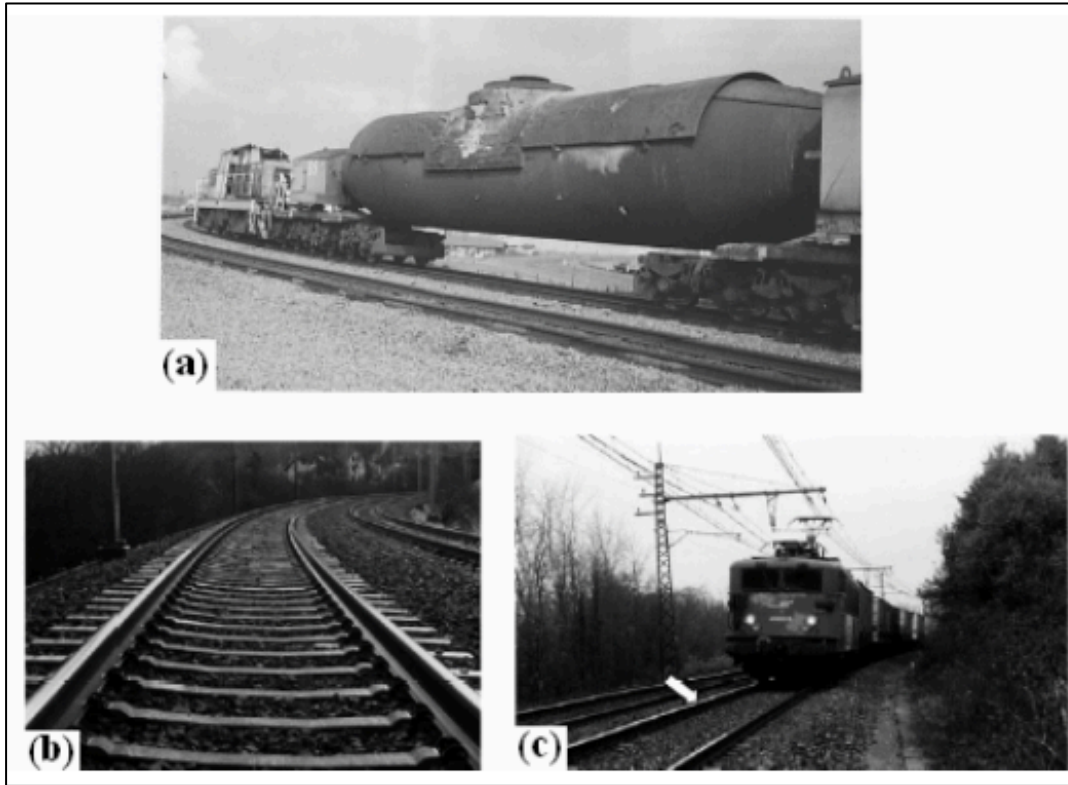


Figura 3.17 – Exemplo de aplicações de aços com microestrutura constituída de bainita livre de carbonetos. (a) Torpedo transportador de 300 toneladas. (b) Trilhos ferroviários na Suíça. (c) Estrada de ferro nacional francesa (BHADESHIA, 2005).

Tabela 3.1 – Características dos aços utilizados para trilhos ferroviários na Suíça e na França (Adaptado de BHADESHIA, 2005).

	Linha ferroviárias suíças	Linhas ferroviárias francesas
Composição química, % peso	0,3C 1,25Si 1,55Mn	0,2C 1,25Si 1,55Mn
Composição química, %peso	0,5 Cr 0,15Mo	0,5Cr 0,15V 0,15Mo
L.R. (MPA)	>1200	>1100
Al. (%)	>13	>14
Dureza Brinell	360-390	320-340
Data de instalação	Novembro de 1999	Dezembro de 1998
Tipo de tráfego	De carga	Misto

Neste novo desenvolvimento, os carbonetos precipitados na bainita, que geralmente são prejudiciais às propriedades do material, são suprimidos por meio da adição de quantidades suficientes de silício, gerando uma microestrutura de bainita livre de carbonetos e austenita retida enriquecida de carbono, como ilustra a Figura 3.18. Essa combinação proporciona ao aço excelente resistência, na ordem de 1200Mpa e destacável tenacidade.

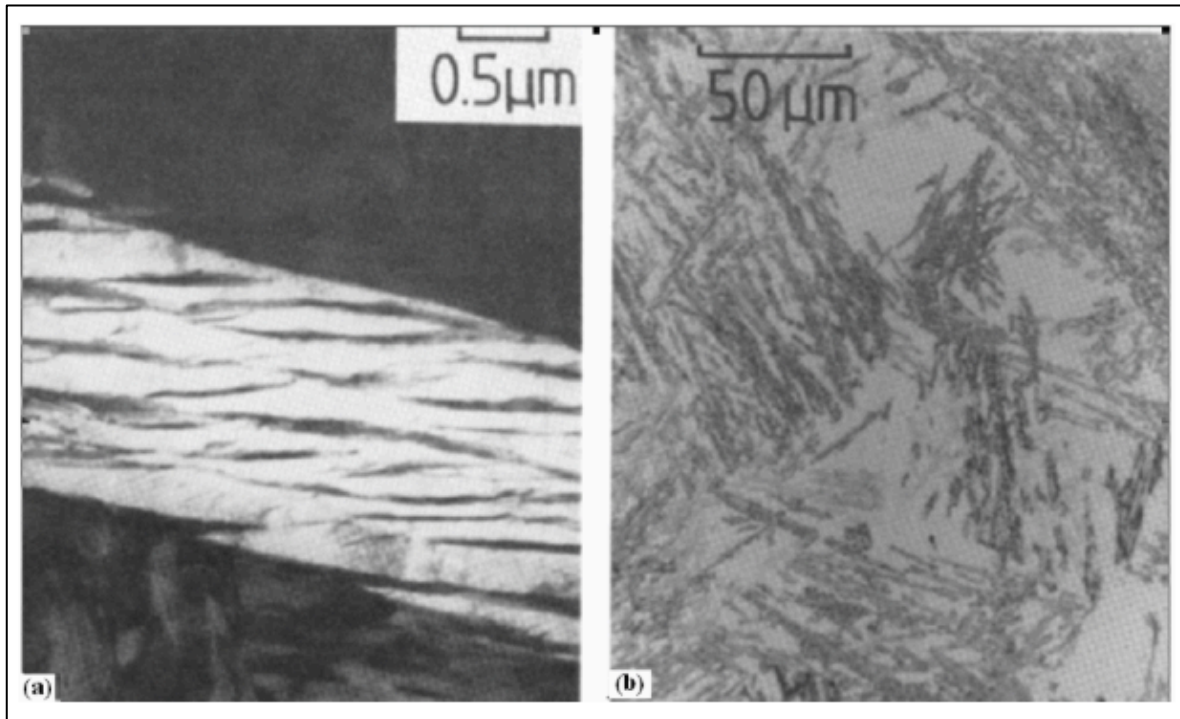


Figura 3.18 - Placas de ferrita bainítica separadas por filme de austenita estabilizada observada por MET; (b) Micrografia óptica mostrando grandes blocos de austenita não transformada (BHADESHIA, 2001).

Apesar da combinação de boas propriedades dos aços bainíticos, ainda existe uma considerável resistência à sua aplicação, devido ao seu alto custo. Considerando que a transformação isotérmica é muitas vezes impraticável em escala comercial, e devido aos custos altos diante da necessidade de elementos de liga para se obter uma microestrutura bainítica por resfriamento contínuo, os aços bainíticos nem sempre são viáveis para determinadas aplicações.

3.8.1 Transformação bainítica

Várias teorias e modelos diferentes foram propostos na literatura, para definição da temperatura de início da transformação bainítica (B_s), como os modelos propostos por Zener (1946), Kriesement e Wever (1955), Fisher (1950), Blanter (1962), Leont (1963) *apud* Zhao *et al.* (2001).

No entanto, não foi estabelecido um consenso geral sobre o significado físico da temperatura B_s em aços. Algumas fórmulas puramente empíricas foram desenvolvidas para calcular o efeito de elementos de liga na temperatura B_s .

De acordo com Zhao *et al.* (2001) a composição química do aço é considerado um dos fatores de maior influencia sobre B_s . O trabalho do autor mostra que a temperatura B_s não muda significativamente com o teor de carbono, no entanto, a adição de elementos de liga no aço afeta de forma significativa a temperatura de transformação bainítica, como mostra a Figura 3.19.

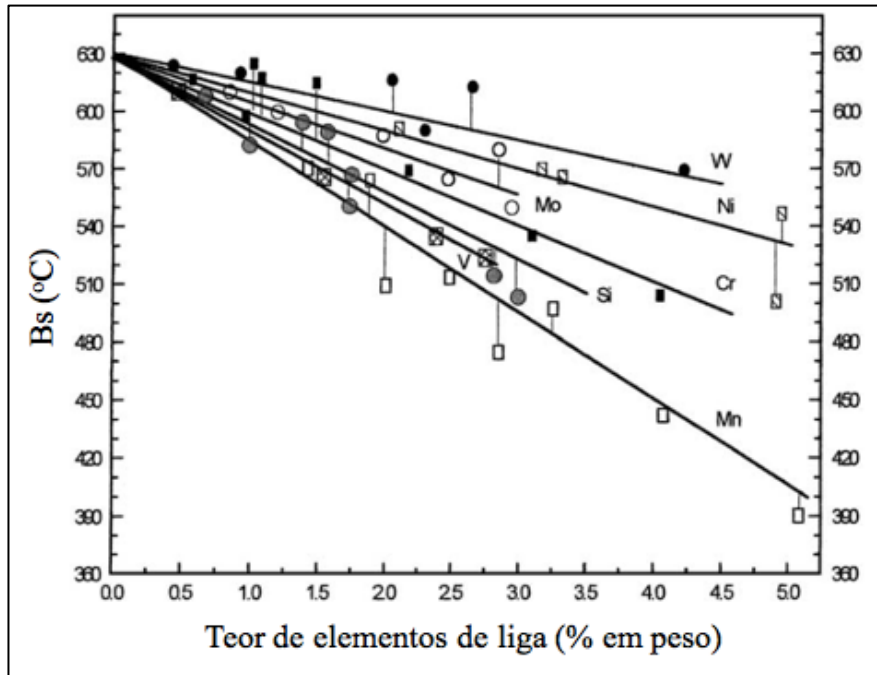


Figura 3.19 - Efeito dos elementos de liga na temperatura B_s (Adaptado de ZHAO *et al.*, 2001).

A partir da análise acima, juntamente com alguns novos dados experimentais, Zhao *et al.* (2001) propuseram uma nova equação para calcular a temperatura de início de transformação bainítica, representada pela Equação 3.17.

$$B_s (\text{°C}) = 630 - 45 \times \text{Mn} - 40 \times \text{V} - 35 \times \text{Si} - 30 \times \text{Cr} - 25 \times \text{Mo} - 20 \times \text{Ni} - 15 \times \text{W} \quad (3.17)$$

Os autores, compararam a Equação 3.10 com as equações empíricas propostas por Zhao (1992), Bodnar *et al.* (1989), e Steven e Haynes (1956), dadas pelas Equações 3.18, 3.19 e 3.20, respectivamente.

$$\begin{aligned} B_s (\text{°C}) = & 720 - 585,63 \times C + 126,60C^2 - 66,34 \times \text{Ni} + 6,06 \times \text{Ni}^2 - 0,232 \times \text{Ni}^3 \\ & - 31,66 \times \text{Cr} + 2,17 \times \text{Cr}^2 - 91,68 \times \text{Mn} + 7,82 \times \text{Mn}^2 - 0,3378 \times \text{Mn}^3 \\ & - 42,37 \times \text{Mo} + 9,16 \times \text{Co} - 0,1255 \times \text{Co}^2 + 0,000284 \times \text{Co}^3 \\ & - 36,02 \times \text{Cu} - 46,15 \times \text{Ru} \end{aligned}$$

(3.18)

$$B_s(^{\circ}C) = 844 - 597 \times C - 63 \times Mn - 16 \times Ni - 78 \times Cr$$

(3.19)

$$B_s(^{\circ}C) = 830 - 270 \times C - 90 \times Mn - 37 \times Ni - 70 \times Cr - 83 \times Mo$$

(3.20)

De acordo com os resultados, a nova Equação 3.18 foi considerada a mais precisa para se determinar B_s . Segundo Zhao *et al.* (2001), nenhum significado físico pode ser corretamente descrito quando todos os elementos de liga se tornam zero e só resta o carbono, como as Equações 3.18, 3.19 e 3.20 propõem.

Caballero *et al.* (2004) avaliaram a transformação isotérmica de um aço médio carbono, austenitizados à 1200°C por 60s, e submetidos a diferentes temperaturas de transformação, variando de 300°C a 550°C. Para determinar a temperatura de início de transformação bainítica, os autores usaram as equações empíricas 3.18, 3.19 e 3.20. Além dessas equações empíricas, eles usaram a teoria geral bainítica, que se trata de um modelo desenvolvido por Bhadeshia (1987), capaz de calcular B_s por meio de um programa computacional. Os valores obtidos por meio das equações empíricas e pela teoria geral bainítica foram comparados com o valor determinado experimentalmente, como mostra a Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Temperaturas Bs calculadas para um aço médio carbono (Adaptado de CABALLERO *et al.*, 2004).

Fórmulas Empíricas ou Modelo	Temperatura de Início da Transformação Bainítica, B _s (°C)
<i>Valor Experimental</i>	525
<i>Fórmulas Empíricas:</i>	
• Steven and Haynes (1956)	621
• Zhao <i>et al.</i> (2001)	559
• Bodnar <i>et al.</i> (1989)	570
<i>Teoria da Bainita:</i>	
• Bhadeshia (1987)	515

De acordo com o autor, o método de Bhadeshia (1987) foi o método mais preciso para estimar a temperatura Bs.

Caballero *et al.* (2004) também avaliaram a cinética de transformação isotérmica bainítica. Os autores utilizaram o modelo de JMAK (Equação 3.3) para descrever a cinética de transformação bainítica do aço estudado, e reescreveram a Equação 3.3, da seguinte forma, como mostra a Equação 3.21.

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-x} \right) \right] = n \ln t + \ln b \quad (3.21)$$

A partir da Equação 3.21, foram determinados os valores de n para cada temperatura de transformação, dado pela inclinação da reta $\ln[\ln(1/1-x)]$ vs. $\ln t$. A Figura 3.20 representa o valor de n em função da temperatura. De acordo com os autores, o expoente de Avrami apresenta-se constante, próximo a 2, em toda a faixa de temperatura investigada.

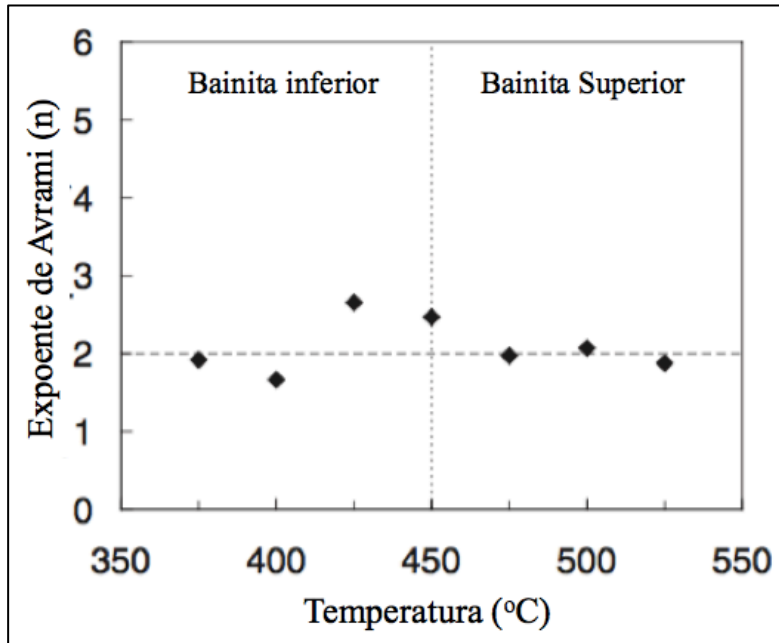


Figura 3.20 - Valores do expoente de Avrami em função da temperatura de transformação (Adaptado de CABALLERO *et al.*, 2004).

Além disso, os autores avaliaram a dependência da temperatura de transformação isotérmica e da taxa de transformação bainítica. Foi relatado que existe uma energia de ativação global, dada pela Equação 3.22.

$$Q_x^* = R \left[\frac{\partial \ln t}{\partial (1/T)} \right]_x \quad (3.22)$$

onde t é o tempo para alcançar uma certa fração transformada x , T é a temperatura de retenção isotérmica e R é a constante universal dos gases. O termo x é geralmente tomado como 0,5 na maioria das publicações, e o valor de $Q_{0,5}^*$ é calculado com a inclinação da linha reta $\ln t$ vs $1/T$. A Tabela 3.3 mostra os valores $Q_{0,5}^*$ determinados para a bainita superior e inferior do aço estudado pelos autores.

Tabela 3.3 - Valores da energia de ativação $Q^*_{0,5}$ para 50% de transformação (Adaptado de CABALLERO et al., 2004).

Microestrutura	Energia de Ativação Global para 50% de transformação ($Q^*_{0,5}/\text{KJ.mol}^{-1}$)
Bainita Superior (525 – 475°C)	17
Bainita Inferior (425 – 375°C)	16

Os autores concluíram que a cinética da formação isotérmica da bainita em diferentes temperaturas mostraram que ambos os tipos de microestrutura, bainita superior e inferior, possuem uma cinética de transformação global semelhante. Além disso, foi mostrado que o modelo proposto por Bhadeshia (1987) pode ser usado para calcular, com uma boa concordância, a temperatura de início de transformação bainítica. Porém, é necessária uma determinação mais precisa da temperatura de transição da bainita superior para inferior.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais e métodos que foram utilizados para o desenvolvimento deste trabalho. Para um melhor entendimento o fluxograma apresentado pela Figura 4.1 apresenta as principais atividades desenvolvidas no presente trabalho.

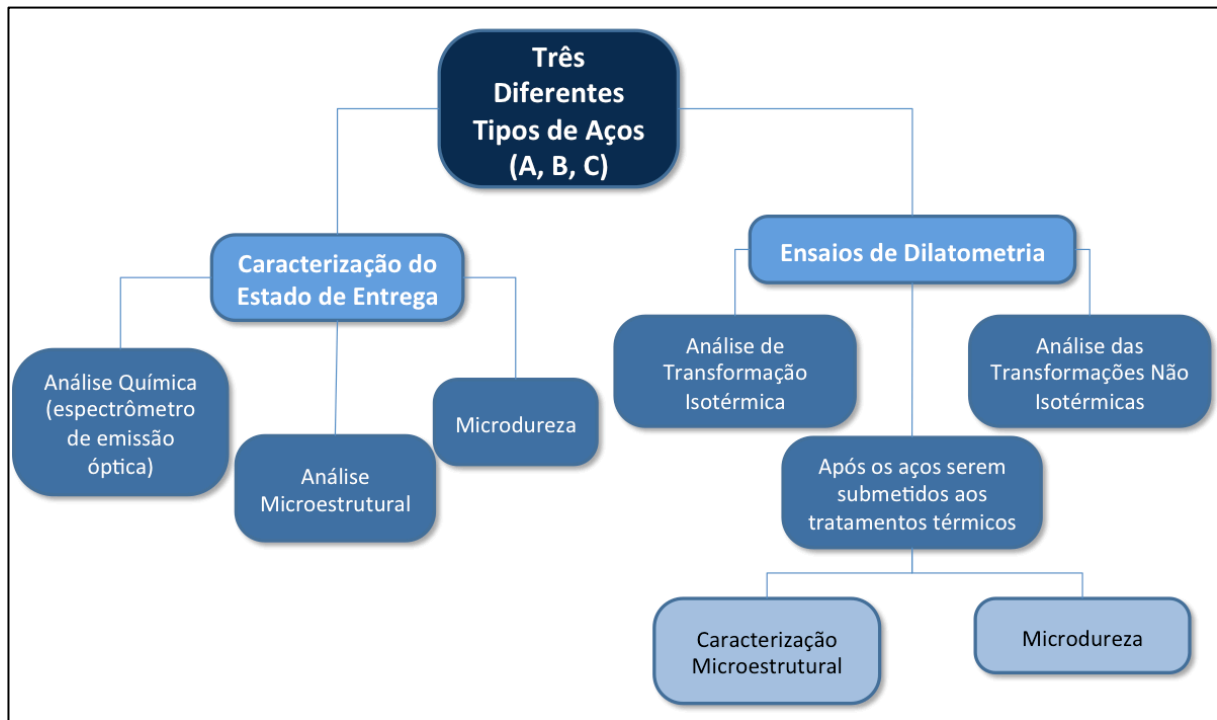


Figura 4.1 – Fluxograma apresentando as principais atividades desenvolvidas no presente trabalho.

4.1 Materiais

No presente trabalho foram avaliados três diferentes tipos de aços aplicados na fabricação de trilhos ferroviários produzidos por fabricantes de procedência chinesa e japonesa. Esse material foi recebido no Porto de Tubarão em Vitória/ES em barras de 24m e transportados por via férrea para o Estaleiro de Soldagem em Pedro Leopoldo/MG onde, geralmente, os trilhos são soldados formando trilhos longos de 200m de comprimento que são utilizados na malha ferroviária brasileira.

Os aços utilizados nesse trabalho foram gentilmente cedidos pela Empresa Valor Logística Integrada – VLI, na forma de segmentos de trilhos novos de 1m de comprimento e cortados em barras de 500mm para facilitar seu manuseio. Os trilhos foram identificados como A, B e C. De acordo com os fabricantes, os trilhos A e B foram tratados termicamente no boieto e

são classificados como do tipo *premium*. O trilho C é classificado como *standard* e não foi tratado termicamente.

Os aços que foram analisados apresentam diferentes composições químicas. Geralmente os aços *premium* possuem elementos de liga que interferem nas transformações de fases durante o resfriamento contínuo após a laminação à quente, produzindo uma perlita mais fina do que os *standard*.

Nas Tabelas 4.1 e 4.2 são apresentados os requisitos de especificação química definidos pela Norma da Associação Americana de Engenharia e Manutenção de Ferrovias – AREMA para trilhos *standard* e para trilhos *premium*, respectivamente.

Tabela 4.1 - Especificação da composição química para aços tipo *standard*, (% em massa). Adaptação de AREMA (2013).

Elemento		C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Análise Química (%em massa)	Mínimo	0,74	0,75	-	-	0,10	-	-	-	-
	Máximo	0,86	1,25	0,020	0,020	0,60	0,25	0,30	0,060	0,010

Tabela 4.2 - Especificação da composição química para aços tipo *premium* (% em massa). Adaptação de AREMA (2013).

Elemento		C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Análise Química (%em massa)	Mínimo	0,72	0,70	-	-	0,10	-	0,40	-	-
	Máximo	0,82	1,25	0,020	0,020	1,00	0,15	0,70	0,050	0,030

4.2 Procedimentos Experimentais

4.2.1 Caracterização do estado de entrega

Antes de submeter os aços selecionados às análises propostas nesse estudo e, para conhecer a microestrutura inicial de cada um, foi realizada a caracterização microestrutural do estado de entrega que será descrita nos itens a seguir.

4.2.1.1 Análise química

A análise química dos trilhos foi realizada em um espectrômetro de emissão óptica Foundry–Master Xpert - Oxford Instruments do Laboratório de Fundição DEMET/Escola de Minas/UFOP.

4.2.1.2 Análise microestrutural

Para análise microestrutural, a extração dos corpos de prova se deu a partir da seção transversal em relação à direção de laminação do trilho, em uma região a 15mm, aproximadamente, da superfície de rolamento do boleto do trilho, como mostra a Figura 4.2.

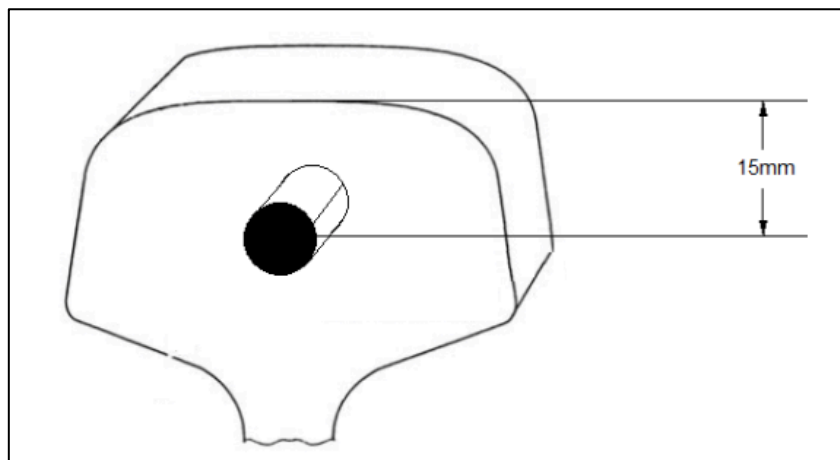


Figura 4.2 - Localização de retirada dos corpos de prova para análise microestrutural, a região sombreada representa a superfície analisada.

Para as análises metalográficas, as amostras dos aços foram cortadas, embutidas, lixadas e polidas segundo os procedimentos usuais recomendados pela norma ASTM E3 (2017). Em seguida, as amostras foram submetidas ao ataque com reativo Nital 2% para diferenciar os constituintes e revelar os contornos de grãos. As amostras foram analisadas em microscópio óptico Leica DMRX do Laboratório de Ensaios Mecânicos DEMET/Escola de Minas/UFOP e microscópio eletrônico de varredura Tescan Vega3 do Laboratório NanoLab REDEMAT/UFOP.

4.2.1.2.1 Determinação do tamanho da colônia de perlita

O tamanho médio da colônia de perlita foi determinado utilizando uma técnica de ataque térmico em um forno de atmosfera controlada do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica LTM/DEMET/Escola de Minas/UFOP. Cada amostra permaneceu dentro do forno por aproximadamente 15 minutos, em uma atmosfera com baixa pressão parcial de

oxigênio com fluxo controlado de argônio (1,4L/min.), até atingir uma temperatura de 680°C e posteriormente por um tempo entre 15 a 20 minutos, nesta temperatura, para realização do ataque térmico, evitando a austenitização do material. As amostras foram então analisadas em microscópio óptico e os tamanhos médios das colônias de perlita foram medidos por meio do método dos interceptos linear (Método de Heyn) de acordo com a norma ASTM E112 (2014).

4.2.1.2.2 Determinação do espaçamento interlamelar

As medidas dos espaçamentos interlamelares foram realizadas sobre imagens obtidas no MEV. De acordo com Gomes *et al.* (1997) e Limberger (2000), analisando-se uma amostra plana atacada metalograficamente em um microscópio eletrônico de varredura, é possível medir o espaçamento interlamelar em verdadeira grandeza, considerando aquelas regiões de menores espaçamentos e desprezando-se as demais. Dessa forma, com auxílio de uma régua virtual, as medidas dos espaçamentos entre as lamelas de perlita foram realizadas fazendo-se uso da Equação 4.1, onde λ é o valor do espaçamento interlamelar; VB é a medida da barra de escala da imagem, em μm ; MB é a medida equivalente da barra de escala em mm (1:1); ML é a medida da linha teste, traçada perpendicularmente às lamelas de perlita, em mm (1:1); e NL é o número de lamelas de cementita interceptadas pela linha teste, como mostra a Figura 4.2. Foram utilizadas 3 linhas em cada uma das 30 imagem, para cada aço estudado, com ampliação de 20mil vezes, para a obtenção de valores médios representativos.

$$\lambda = \frac{\text{VB} \cdot \text{ML}}{\text{MB} \cdot \text{NL}} \quad (4.1)$$

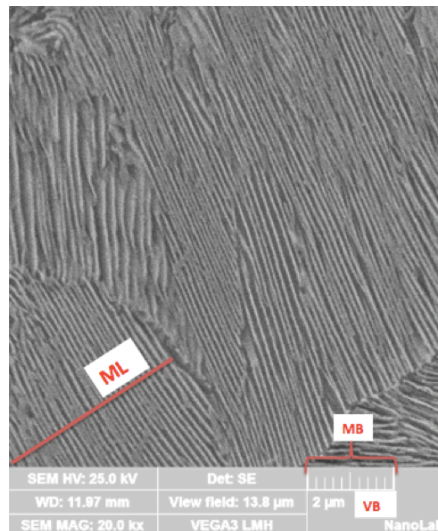


Figura 4.3 - Ilustração da metodologia de medição do espaçamento interlamelar perlítico a partir da Equação 4.1.

4.2.1.3 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers, no estado de entrega, foram realizados por meio de 10 indentações. A carga aplicada foi de 200gf durante 15s. O equipamento utilizado neste ensaio foi um microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM.

4.2.2 Simulação termodinâmica das fases presentes no equilíbrio

Visando avaliar, de forma isolada, a influência da composição química sobre as temperaturas críticas de transformações de fases, a predição termodinâmica da estabilidade das fases e das frações formadas em função da temperatura no equilíbrio foram realizadas por meio da utilização do software Matcalc, versão base dos dados mc_fe.

4.2.3 Ensaio de dilatométrica

Após a caracterização do estado de entrega, os corpos de prova de dilatométrica foram obtidos por usinagem na forma de cilindros maciços com 3mm de diâmetro e 10 mm de comprimento para serem submetidos aos ensaios de dilatométrica. Este ensaio foi realizado com o objetivo de se determinar experimentalmente as curvas de transformação de fases contínua (TRC) e isotérmicas (TTT) para cada aço. Os ensaios de dilatométrica foram realizados em um dilatômetro da marca LINSEIS, modelo R.I.T.A. L78 do LTM do DEMET. A Figura 4.4 apresenta o equipamento.

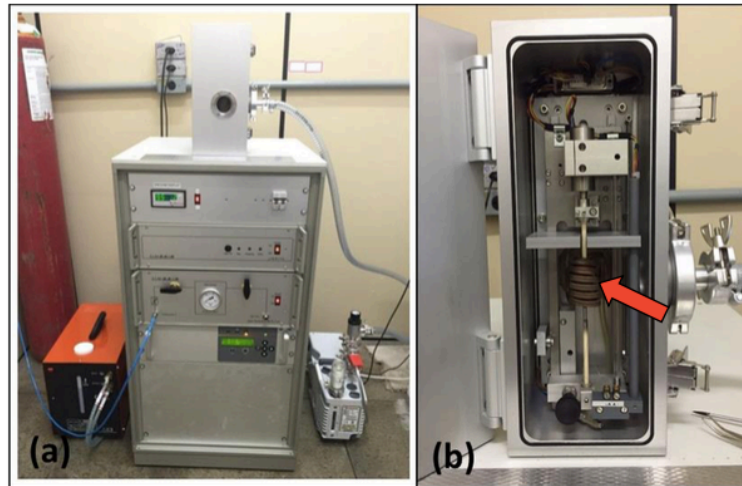


Figura 4.4 - Dilatômetro LINSEIS R.I.T.A L78 – (a) visão geral do equipamento; (b) compartimento onde são inseridas as amostras para aplicação dos ciclos térmicos. Observa-se o forno de indução e as hastes de alumina.

4.2.3.1 Análise das transformações não isotérmicas

Afim de analisar o comportamento dos três aços quando submetidos a transformações não isotérmicas, os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa constante de 3°C/s até 900°C e, na sequência, mantidos nesta temperatura por 60 segundos para completa austenitização. Em seguida foram submetidos a diferentes taxas de resfriamento ($0,1^{\circ}\text{C/s}$, $0,5^{\circ}\text{C/s}$, 1°C/s , $2,5^{\circ}\text{C/s}$, 5°C/s , 10°C/s , 20°C/s , 50°C/s e 100°C/s), como ilustra a Figura 4.5.

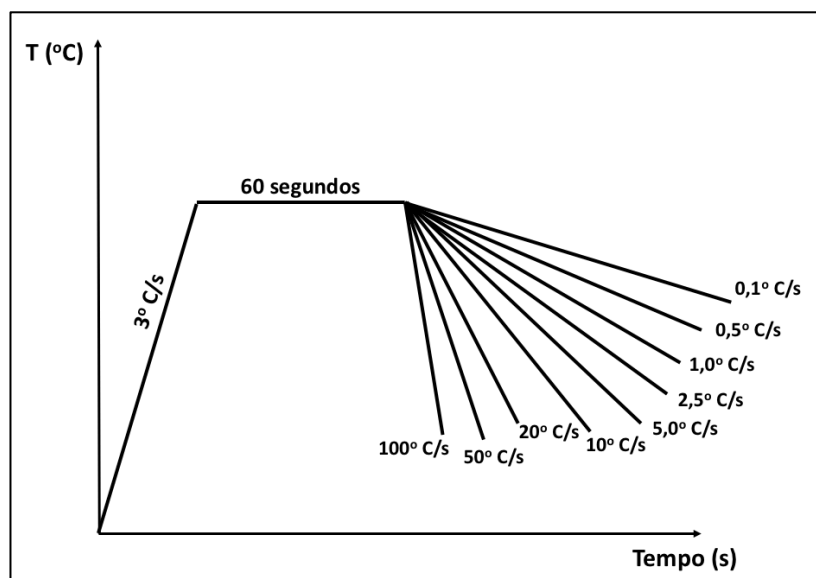


Figura 4.5 - Ilustração das condições dos ensaios dilatométricos realizados para avaliação da influência da taxa de resfriamento.

Para cada aço, foram realizados nove ensaios, que se diferem pelas taxas de resfriamento citadas acima. Para a análise das transformações não isotérmicas, os dados gerados no dilatômetro foram coletados e exportados para o software OriginPro 9.0 para tratamento das curvas dilatométricas de comprimento relativo ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura (T).

4.2.3.1.1 Análise do aquecimento contínuo

Os dados gerados no ensaio de dilatometria durante o aquecimento contínuo permitiram a obtenção das curvas de comprimento relativo em função da temperatura, para cada corpo de prova. Para a austenitização dos nove corpos de prova de cada aço estudado, foi utilizada a mesma taxa de aquecimento (3°C/s), o mesmo tempo de austenitização (60s) e a mesma temperatura de austenitização (900°C). Por meio da curva de aquecimento, foram obtidas as temperaturas de transformação Ac_1 e Ac_3 , pelo método do desvio mínimo, descrito no subitem 3.3.1. Como a taxa de aquecimento, tempo e a temperatura de austenitização foram os mesmos para todos os corpos de prova, foi gerada uma curva média de comprimento relativo em função da temperatura para cada um dos três aços estudados.

4.2.3.1.2 Análise do resfriamento contínuo

A partir das curvas de resfriamento, comprimento relativo em função da temperatura, foram determinadas as temperaturas de início e final de decomposição da austenita (Ar_3 e Ar_1), pelo método do desvio mínimo, citado no subitem 3.3.1. Os tempos de início e final de decomposição da austenita foram determinados a partir da relação existente entre temperatura e tempo, dada pela Equação 3.9. Este procedimento foi realizado para cada uma das nove taxas de resfriamento. Depois de determinadas as temperaturas e os tempos de início e final de decomposição da austenita para cada taxa de resfriamento foi possível, a partir de dados experimentais, gerar os diagramas TRC para os aços A, B e C.

4.2.3.1.3 Estudo da cinética de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo

Para o estudo da cinética de decomposição da austenita em perlita, foi realizada a determinação da fração de perlita formada em relação ao tempo, para cada um dos três aços estudados, por meio do método da regra da alavanca, descrito no subitem 3.3.2. A partir da curva de fração de perlita formada em função do tempo, obtida para cada taxa de resfriamento, foi aplicado o modelo clássico de JMAK dado pela Equação 3.3 e o modelo Ferrita-Tempo dado pela Equação 3.11. Além disso, a partir da curva de temperaturas críticas em função da taxa de resfriamento, obtida para cada um dos três aços estudados, o Modelo

Empírico dado pela Equação 3.12 também foi aplicado para o estudo da previsibilidade da cinética de transformação de fases. Esses modelos permitiram realizar simulações da cinética de decomposição da austenita em perlita durante o resfriamento contínuo dos três aços estudados, o que será melhor descrito nos próximos parágrafos.

4.2.3.1.4 Simulação da cinética de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo

A simulação da cinética de decomposição da austenita em perlita durante o resfriamento contínuo, foi realizada a partir dos valores das constantes de ajustes geradas pela aplicação dos modelos JMAK (Equação 3.3) e Ferrita-Tempo (Equação 3.11) às curvas de fração de perlita formada em função do tempo, obtidas experimentalmente para cada taxa de resfriamento. Para obtenção das curvas simuladas de fração de perlita formada em relação ao tempo, para cada um dos modelos e condição de resfriamento, considerou-se o início da transformação como sendo o tempo referente a 2% de fração de perlita formada e o tempo final de transformação como sendo aquele referente a 90% de fração de perlita formada.

Além disso, a partir dos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico foi possível obter o diagrama TRC simulado para cada aço estudado, referente a cada um dos modelos, como será descrito nos próximos parágrafos. Posteriormente, os diagramas TRC obtidos por meio dos três modelos foram comparados com os diagramas TRC dos três aços eutetóides obtidos experimentalmente.

Para obtenção do TRC a partir do modelo de JMAK, os tempos de início e final da decomposição austenítica foram obtidos a partir da Equação 3.3, considerando o início da transformação como sendo o tempo referente a 2% de fração de perlita formada e o tempo final de transformação como sendo aquele referente a 90% de fração de perlita formada. Após a determinação dos tempos, foi possível determinar as temperaturas críticas a partir da Equação 3.9.

A partir do modelo Ferrita-Tempo, dado pela Equação 3.11, foram determinados os tempos de início e de final de decomposição da austenita em perlita. Também foi considerado o início da transformação como sendo o tempo referente a 2% de fração de perlita formada e o tempo final de transformação como sendo aquele referente a 90% de fração de perlita formada. Assim como no modelo JMAK, as temperaturas críticas foram determinadas a partir da

Equação 3.9. De posse desses dados, foi possível realizar a simulação do diagrama TRC, referente ao modelo Ferrita-Tempo, para cada aço estudado.

O Modelo Empírico, dado pela Equação 3.12, também foi utilizado para o cálculo do diagrama TRC de cada um dos três aços estudados. Esse modelo permitiu prever a cinética de transformação de fases desses aços a partir de qualquer taxa de resfriamento escolhida dentro do intervalo estudado. Dessa forma, considerando a relação funcional empírica, obtida a partir do ajuste da curva de Temperatura Crítica em relação a Taxa de resfriamento, dada pela Equação 3.9, foi possível encontrar as temperaturas crítica Ar_3 e Ar_1 , correspondente a cada taxa de resfriamento aplicada. Posteriormente, de posse das temperaturas críticas, obteve-se o tempo relacionado a cada uma delas a partir da utilização da Equação 3.12, obtendo-se, por fim, o diagrama TRC simulado que viabilizou alcançar uma previsibilidade da cinética de transformação de fases em resfriamento contínuo dos aços eutetóides A, B e C.

4.2.3.2 Análise das transformações isotérmicas

Com intuito de analisar o comportamento dos três aços quando submetidos a diferentes temperaturas de transformação isotérmica, os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa constante de 3°C/s até a temperatura de 900°C e, na sequência, mantidos nesta temperatura por 1 minuto para completa austenitização. Em seguida, foram resfriados a uma taxa de 200°C/s até a temperatura em que ocorreu a transformação isotérmica, que foi diferente para cada corpo de prova (650°C , 620°C , 600°C , 580°C , 550°C , 520°C , 500°C , 450°C e 400°C). Após a completa transformação isotérmica (600s), os corpos de prova foram resfriados a uma taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente, como mostra a Figura 4.6.

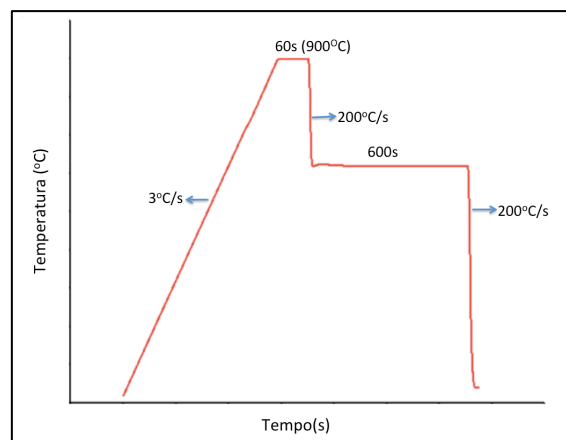


Figura 4.6 - Ilustração das condições dos ensaios dilatométricos realizados para avaliação da influência da temperatura de transformação isotérmica.

O ciclo térmico ilustrado na Figura 4.6 foi realizado para cada corpo de prova. Para cada aço foram realizados nove ensaios, que se diferem pelas temperaturas de transformação citadas acima. Os dados gerados no dilatômetro foram coletados e exportados para o software OriginPro 9.0 para tratamento das curvas dilatométricas de variação de comprimento do corpo de prova (ΔL) em função do tempo (t). Os pontos críticos foram determinados na curva de dilatometria pelo método do desvio mínimo descrito no subitem 3.3.1. Para obtenção dos tempos reais de início e final de transformação isotérmica, os pontos obtidos pelo método do desvio mínimo (t_f e t_i) foram subtraídos pelo tempo de referência, que corresponde ao início da decomposição da austenita, como ilustra a Figura 4.7.

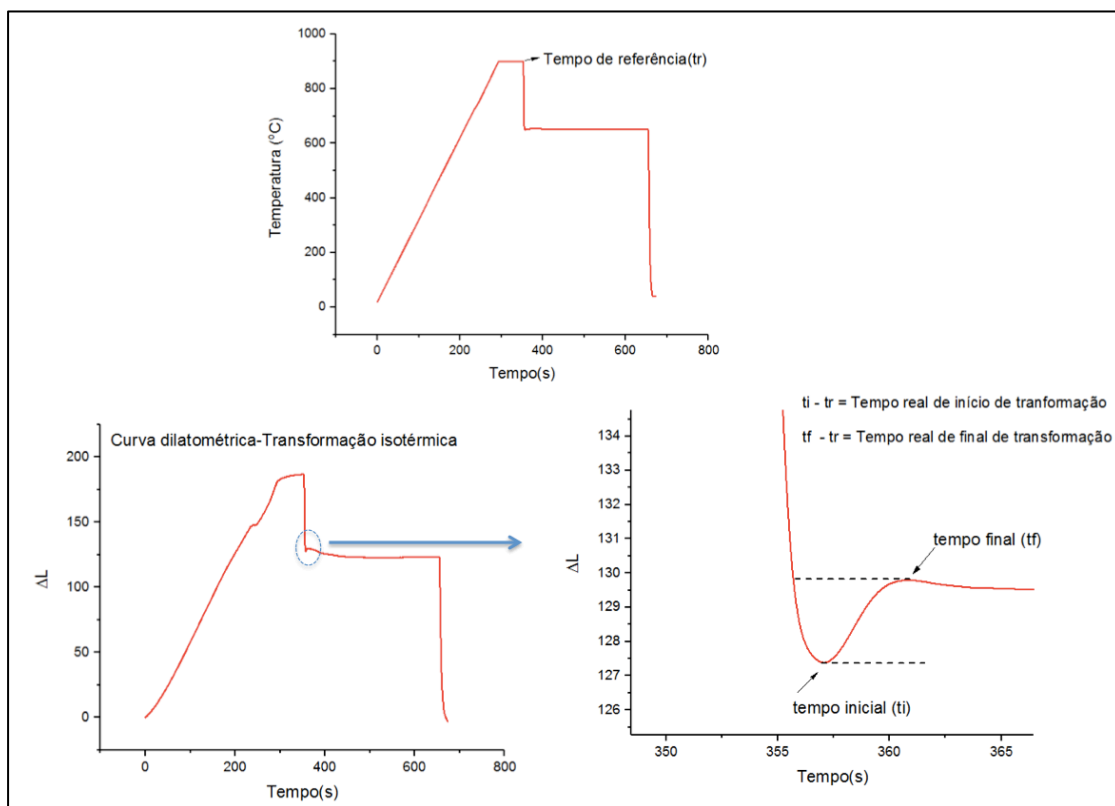


Figura 4.7 - Ilustração da obtenção do tempo de referência e dos tempos de início e final de transformação isotérmica, a partir do método do desvio mínimo.

Depois de obtidos os tempos de início e final de decomposição da austenita para cada temperatura de transformação, foi possível determinar o diagrama TTT para cada aço estudado.

4.2.3.2.1 Cinética de Decomposição da Austenita durante a Transformação Isotérmica

Para o estudo da cinética de decomposição da austenita, a fração de perlita ou bainita formada, dependendo da temperatura de retenção, foi determinada pela regra da alavanca, por meio do gráfico que fornece a relação entre a mudança relativa do comprimento (ΔL) e o tempo (t), conforme explicado no subitem 3.3.2.

A partir desses valores, foram geradas as curvas de fração de austenita transformada em função do Tempo, para cada temperatura de transformação. Com intuito de prever o comportamento de transformação isotérmica dos três aços estudados, o modelo clássico de JMAK dado pela Equação 3.3, foi aplicado às curvas fração de austenita transformada em função do tempo. O modelo de JMAK permitiu o estudo da simulação da cinética de decomposição da austenita em perlita ou bainita, o que será descrito a seguir.

4.2.3.2.2 Simulação da cinética de decomposição da austenita durante a transformação isotérmica

A simulação da cinética de decomposição da austenita durante a transformação isotérmica, foi realizada a partir dos valores das constantes de ajustes gerados pela aplicação do modelo JMAK (Equação 3.3) às curvas de fração transformada em relação ao tempo, obtidas experimentalmente para cada temperatura de transformação. Sendo assim, obteve-se os gráficos fração transformada em função do tempo com as curvas simuladas considerando o modelo JMAK e os pontos experimentais. Para cada temperatura de transformação, considerou-se o início da transformação como sendo o tempo referente a 1% de fração de transformada e o tempo final de transformação como sendo aquele referente a 90% de fração transformada.

Para obtenção do diagrama TTT a partir do modelo de JMAK, os tempos de início e final da decomposição austenítica foram obtidos a partir da Equação 3.3, considerando o início da transformação como sendo o tempo referente a 1% de fração de perlita ou bainita formada e o tempo final de transformação como sendo aquele referente a 90% de fração de perlita ou bainita formada. Posteriormente, os diagramas TTT dos aços A, B e C, obtidos por meio de dados gerados a partir do modelo de JMAK, foram confrontados com os diagramas TTT dos três aços eutetóides obtidos experimentalmente.

4.2.3.2.3 Determinação da temperatura de início de transformação bainítica (Bs) e da energia de ativação global de transformação bainítica

Com intuito de testar alguns modelos propostos na literatura, para determinação da temperatura de início de formação bainítica (Bs) em aços eutetóides, foram utilizadas as equações empíricas propostas por Steven e Haynes (1956), Zhao *et al.* (2001) e Bohemen *et al.* (2012), em cada um dos três aços estudados. As temperaturas de início de formação bainítica fornecidas pelas equações empíricas foram comparadas com os resultados experimentais.

Para a faixa de temperatura abaixo do valor encontrado para Bs, em que se obteve uma microestrutura totalmente bainítica, foi utilizada a Equação 3.22 para calcular a energia de ativação global de transformação para os aços A, B e C. Conforme explicado no subitem 3.8.1, para determinar a energia de ativação global ($Q^*_{0,5}$) da transformação bainítica, é preciso definir o tempo necessário para formar 50% do novo constituinte ($t_{0,5}$), como ilustrado pelo Figura 4.8. De posse desses dados, foi possível realizar a regressão linear, a partir do gráfico que fornece a relação entre o logaritmo do tempo necessário para formar 50% de bainita ($\ln t_{0,5}$) e o inverso da temperatura de transformação isotérmica ($1/T$), como esquematizado na Figura 4.9, e assim, obter o valor do coeficiente angular.

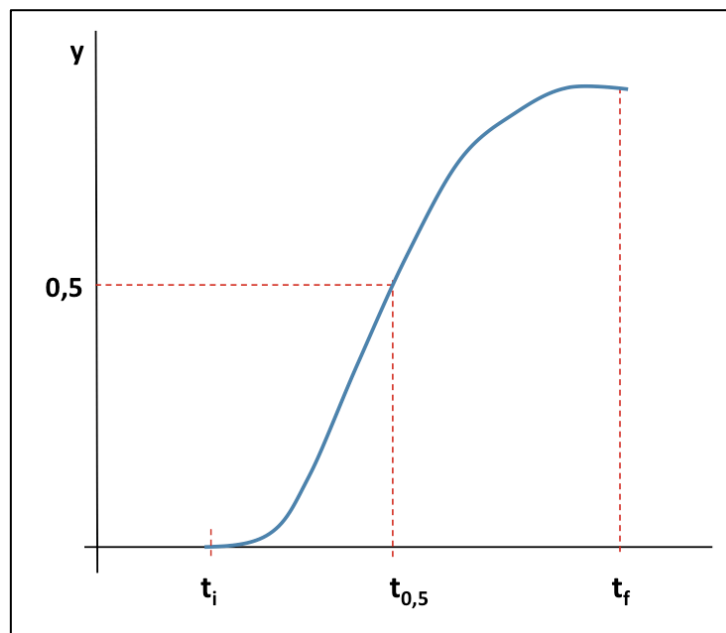


Figura 4.8 – Esquematização da variação da fração da austenita transformada durante a transformação isotérmica.

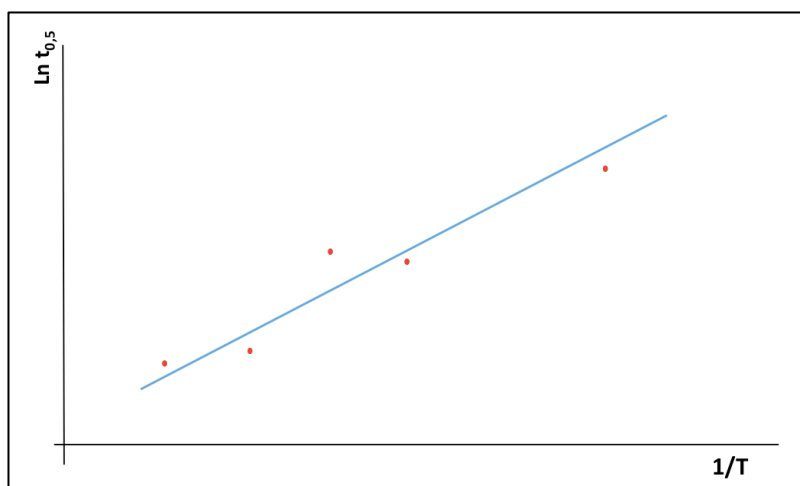


Figura 4.9 – Esquemática do gráfico de $\ln t_{0,5}$ versus $1/T$, resultante do processo de regressão linear.

A energia de ativação de cada aço estudado, foi calculada a partir da Equação 4.2, na qual o coeficiente angular encontrado (β) é multiplicado pela constante universal dos gases ideais (R).

$$Q_{0,5} = R * \beta \tag{4.2}$$

4.2.4 Caracterização microestrutural e microdureza dos corpos de prova de dilatométria

Para caracterizar as microestruturas resultantes de alguns dos ciclos térmicos propostos nesse trabalho, além de compará-las com as microestruturas analisadas no estado de entrega, os mesmos procedimentos qualitativos e quantitativos descritos no subitem 4.2.1, aplicados às amostras do estado de entrega, foram aplicados aos corpos de prova de dilatométria submetidos a resfriamentos contínuos e aos tratamentos isotérmicos.

Para a análise dos aços submetidos aos resfriamentos contínuos, após os ensaios dilatométricos, três corpos de prova, de cada aço estudado, submetidos às taxas de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$, $2,5^{\circ}\text{C/s}$ e 10°C/s , foram estrategicamente selecionados para serem submetidos à caracterização microestrutural.

Para a análise dos aços submetidos aos tratamentos isotérmicos, com o intuito de analisar uma microestrutura totalmente perlítica, outra microestrutura constituída por perlita e bainita, e por

fim uma microestrutura majoritariamente bainítica, três corpos de prova, de cada aço estudado, submetidos as temperaturas de transformação isotérmica de 650°C, 550°C, e 400°C, foram selecionados para serem submetidos à caracterização microestrutural.

Além disso, para um melhor entendimento da microestrutura resultante, o tamanho de grão austenítico prévio, foi determinado. Para isso, os corpos de prova de cada aço estudado foram aquecidos a uma taxa de 3°C/s até atingir a temperatura de 900°C, mantidos por 1 minuto e, em seguida foram resfriados a uma taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente. As amostras foram atacadas com o reativo Teepol (solução de ácido pícrico (2g), detergente teepol (1ml), ácido clorídrico (1ml) e água destilada (100ml)) e a microestrutura revelada foi avaliada com o auxílio do Software metalográfico quantitativo LAS 4.6 da Leica, no qual foi possível determinar o tamanho médio dos grãos de austenita prévios. Foram quantificados 5 campos em cada aço, fazendo-se uso do método semiautomático do diâmetro equivalente médio, seguindo as orientações das normas ASTM E112 (2014) e ASTM E1382 (2015).

Por fim, foram feitos os ensaios de microdureza Vickers, com as mesmas condições utilizadas para realização desses ensaios no estado de entrega.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Química

Os resultados da análise química realizada na região do boleto dos três aços estudados são apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Composição química dos aços estudados (% em massa).

Elemento	C	Si	S	Mn	P	Cr
A	0,792	0,304	0,0043	0,883	0,017	0,209
B	0,763	0,223	0,0098	1,017	0,016	0,211
C	0,731	0,539	0,0047	1,24	0,015	0,218

Elemento	Mo	Ni	Al	V	Nb	Ti
A	0,016	0,02270	0,00530	0,0016	0,0022	0,0005
B	0,000	0,01800	0,00300	0,0010	0,0000	0,0003
C	0,0166	0,02590	0,00630	0,0032	0,0170	0,0024

A composição química encontrada para os trilhos A e B apresenta valores, em sua maioria, de acordo com o especificado para as classes de trilho *premium*. Da mesma forma, a composição química do trilho C, apresenta valores, em sua maioria, de acordo com o especificado para a classe de trilho *standard*, segundo a norma AREMA (2013).

Pode-se observar que o aço C apresenta menor teor de carbono e maior teor de manganês comparado aos aços A e B. Além disso, o menor teor de manganês apresentado pelos aços *premium* se deve ao fato de que esses trilhos são submetidos ao tratamento térmico no boleto, dessa forma se torna necessário reduzir a temperabilidade dos mesmos para evitar a ocorrência de estrutura martensítica. Deve-se ressaltar, ainda, que era esperado que os aços A e B apresentassem maior teor de elementos de liga comparados ao aço C, por se tratar de trilhos de classificação *premium* uma vez que se admite em geral, que o retardo da recristalização da austenita devido à fina precipitação de carbonetos durante a laminação à quente, é responsável pelo refino de grão observado em aços microligados ao nióbio, vanádio e titânio.

5.2 Caracterização Microestrutural do Estado de Entrega

As micrografias obtidas na região central dos boletos dos trilhos A, B e C, após ataque químico com Nital 2%, são apresentadas nas Figuras 5.1, 5.2 e 5.3, respectivamente. Observa-se que, no estado de entrega, as microestruturas dos três aços estudados são constituídas por

perlita fina em sua maioria, sem presença de ferrita pró-eutetóide nos contornos de grãos. Por meio da técnica de polarização da luz no microscópio óptico, foi possível definir com clareza as colônias perlíticas, pela diferenciação de cores. Tal microestrutura era esperada, uma vez que a composição química avaliada indica aços eutetóides. Outra característica observada na análise metalográfica foi a homogeneidade da microestrutura.



Figura 5.1 - Micrografia do aço A, no estado de entrega, ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

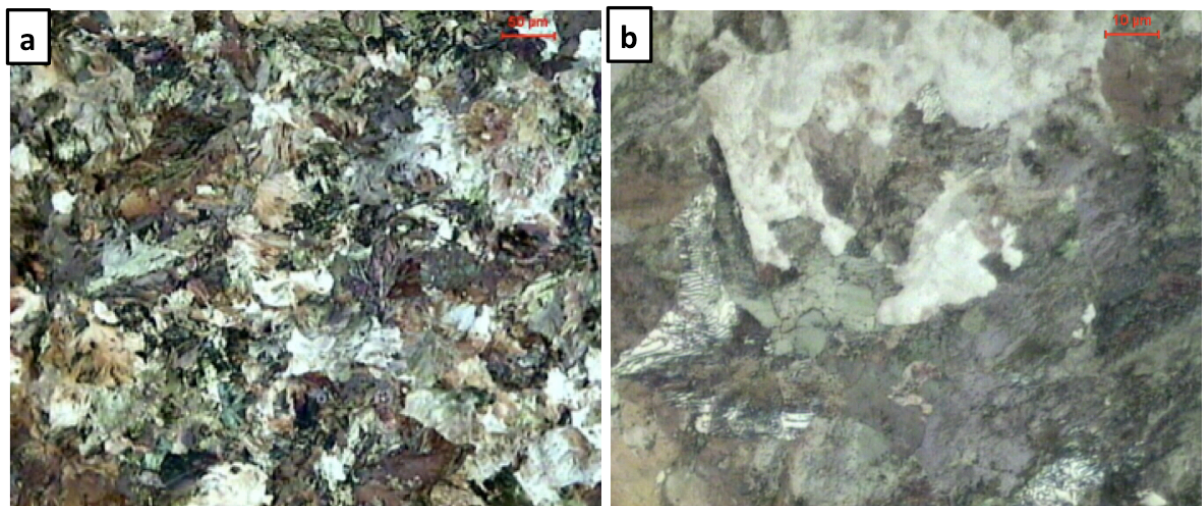


Figura 5.2 - Micrografia do aço B, no estado de entrega, ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

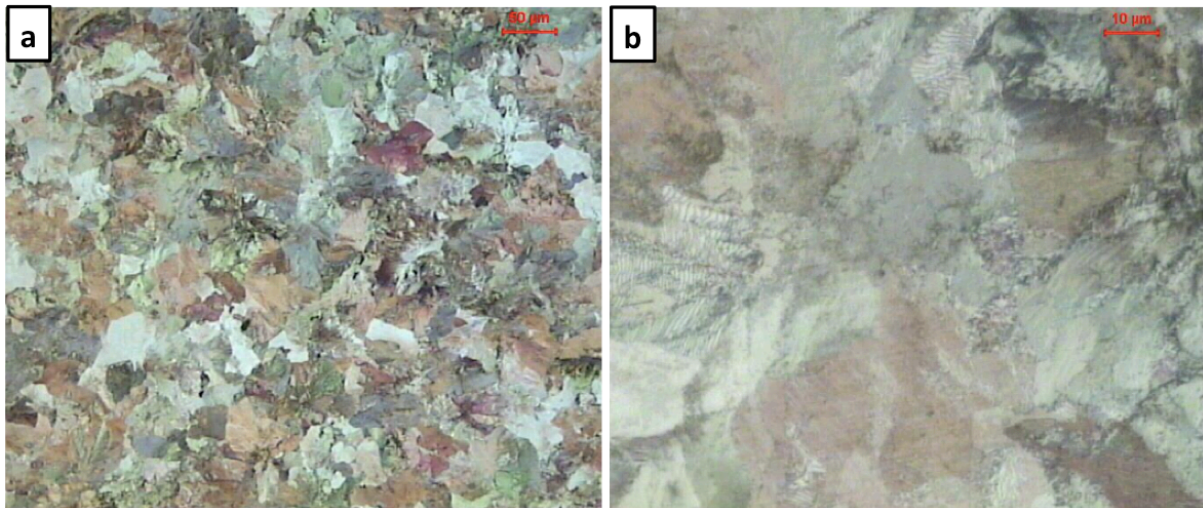


Figura 5.3 - Micrografia do aço C, no estado de entrega, ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

A Figura 5.4 mostra as microestruturas dos três aços avaliadas por MEV, confirmando a presença de uma microestrutura totalmente perlítica.

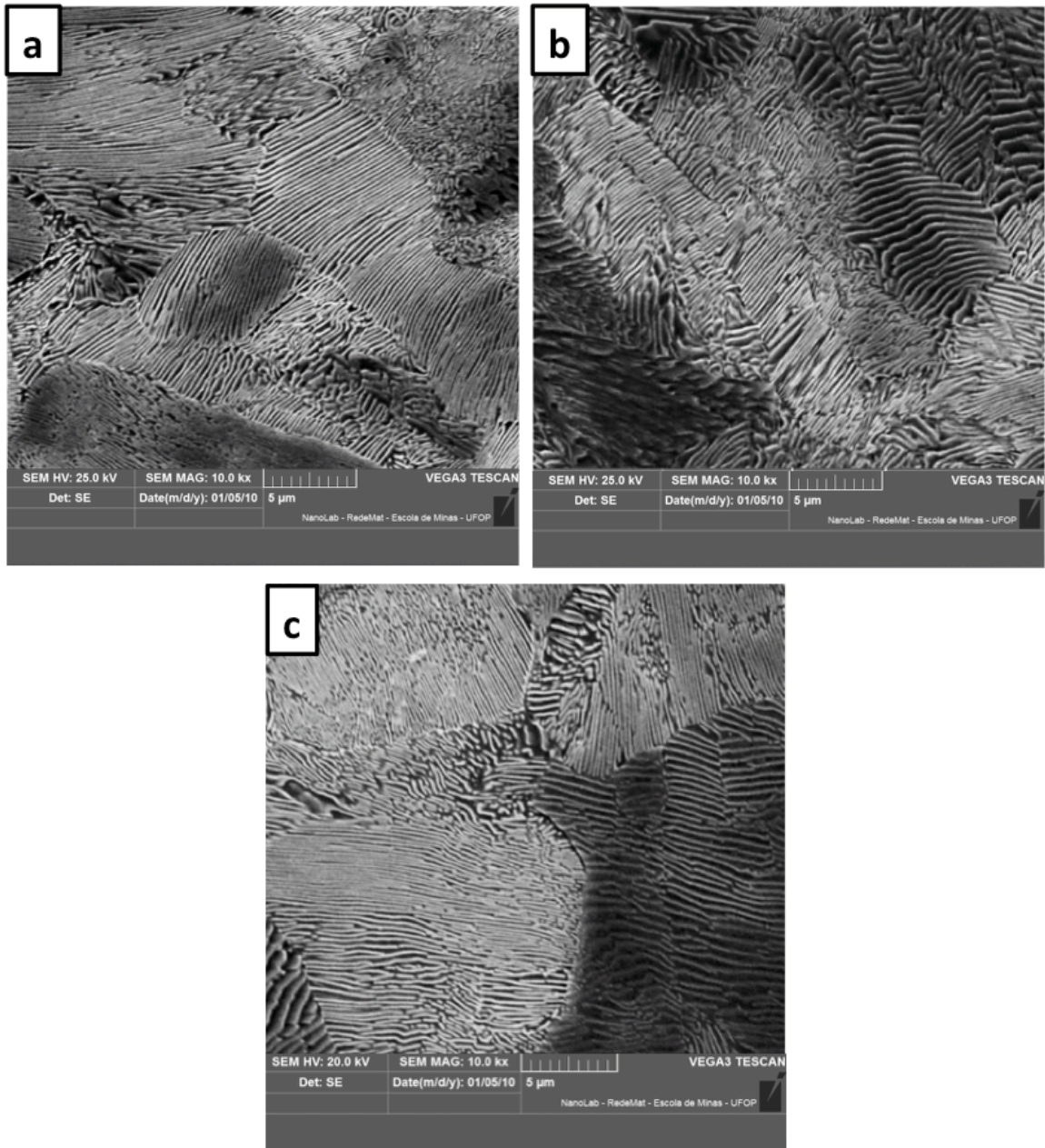


Figura 5.4 – Micrografia dos aços A (a), B (b) e C (c), no estado de entrega, ataque Nital 2%. Aumento de 10000X - MEV.

5.2.1 Determinação do espaçamento interlamelar, tamanho de colônia de perlita e da dureza

A Figura 5.5 apresenta as microestruturas atacadas termicamente para a determinação do tamanho médio das colônias de perlita, para os aços A, B e C, respectivamente, conforme descrito no subitem 4.2.1.2.1. Observa-se que existem contornos e subcontornos bem definidos. A determinação do tamanho da colônia de perlita baseou-se apenas nos contornos

mais bem definidos. Os resultados do tamanho de colônia de perlita, espaçamento interlamelar e dureza, apresentados no estado de entrega pelos três aços analisados, são apresentados pela Tabela 5.2. Pela análise microestrutural quantitativa dos aços, é possível observar que as microestruturas dos aços A e B são mais refinadas do que a microestrutura do aço C no estado de entrega.

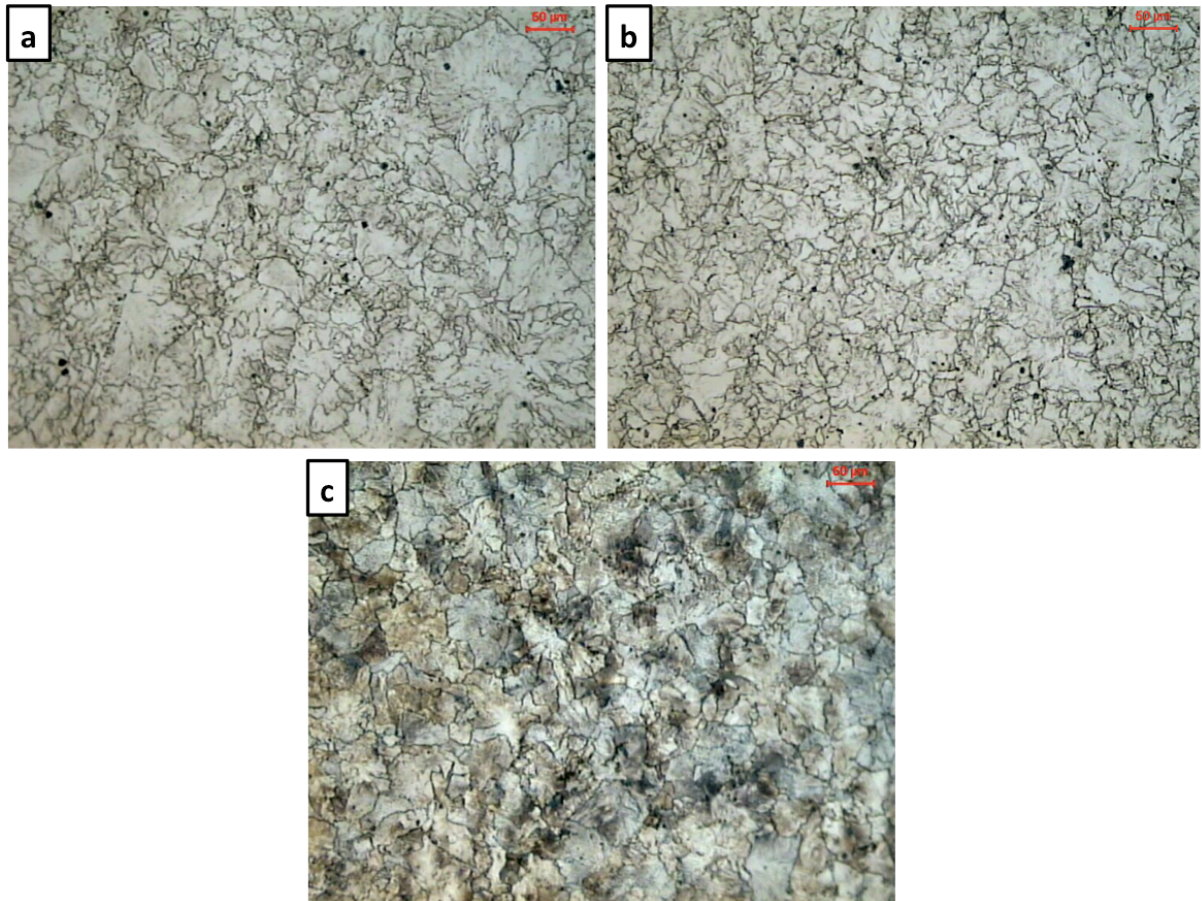


Figura 5.5 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços (a) A, (b) B e (c) C, no estado de entrega, aumento de 200X, ataque térmico.

Tabela 5.2 - Tamanho médio de colônia de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio e microdureza Vickers dos aços A, B e C no estado de entrega.

Aço	Tamanho médio das colônias de perlita (μm)	Espaçamento interlamelar perlítico médio (μm)	Microdureza Vickers
A	28 ± 2	$0,09 \pm 0,01$	397 ± 16
B	38 ± 4	$0,15 \pm 0,03$	361 ± 18
C	43 ± 3	$0,18 \pm 0,03$	325 ± 15

A microestrutura mais refinada (menor tamanho de colônia de perlita e menor espaçamento interlamelar) dos aços A e B deve-se ao tratamento térmico ao final da laminação sofrido por esses aços. Em seus processos atuais de fabricação, os aços A e B são resfriados, após a laminação a quente, sob fluxo de um *spray* de água, o que não acontece para o aço C.

Os resultados de dureza apresentam, para os aços A e B, valores dentro do especificado para as classes de trilho *premium* e, para o aço C, valores correspondentes à classe *standard*, segundo a norma AREMA (2013) e a *International Heavy Haul Association* (IHHA). Como consequência da microestrutura mais refinada e aos maiores teores de carbono apresentados pelos aços A e B, estes obtiveram maiores valores de dureza, comparados ao aço C, mesmo este possuindo adição significativa de Nb, Ti e V que, à temperatura ambiente estariam na forma de precipitados finos, e poderiam contribuir com um incremento de dureza. Essa observação, destaca ainda mais, a maior influência dos aspectos morfológicos da perlita sobre o comportamento mecânico nesse tipo de material. De acordo com alguns trabalhos da literatura (DOLLAR *et al.*, 1988; CLAYTON e DEVANATHAN, 1988; OLIVARES *et al.*, 2011; GLADMAN e MCLVOR, 1972), a dureza de um aço perlítico varia de forma inversamente proporcional ao tamanho da colônia de perlita e ao espaçamento interlamelar perlítico. Essas tendências foram igualmente observadas no presente estudo.

5.3 Simulação Termodinâmica das Fases Presentes no Equilíbrio

As Figuras 5.6, 5.7 e 5.8 apresentam os resultados obtidos por meio das simulações computacionais realizadas utilizando-se o software Matcalc. Simulou-se as frações das fases presentes nos aços A, B e C em função da temperatura, considerando critérios de equilíbrio termodinâmico. Na Tabela 5.3 estão apresentados os valores das temperaturas de início e final de austenitização para os três aços estudados e a temperatura de início de dissolução dos carbonetos (de Nb e de Ti) para o aço C, obtidos também por meio das simulações termodinâmicas.

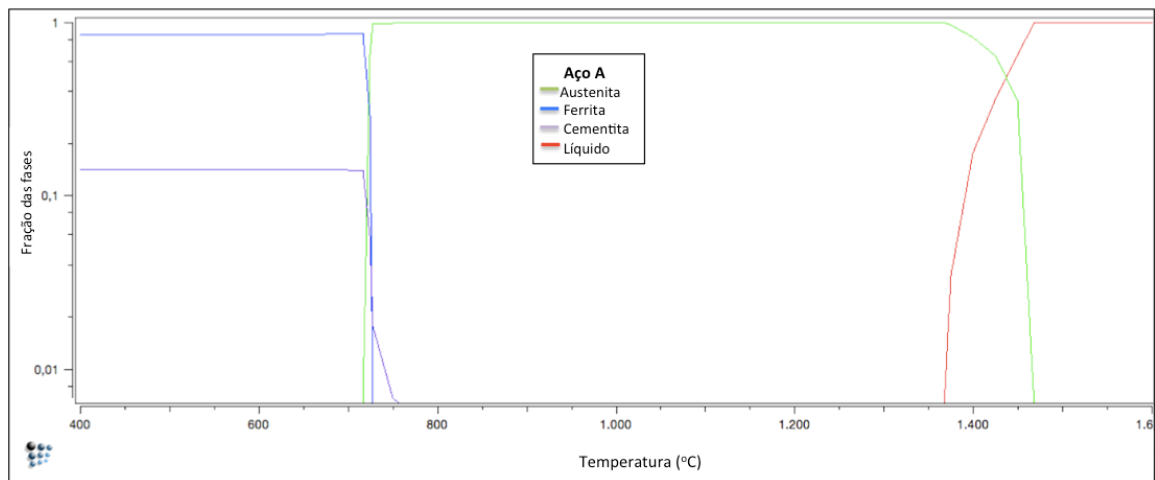


Figura 5.6- Fração das fases em função da temperatura para o aço A em condições de equilíbrio termodinâmico.

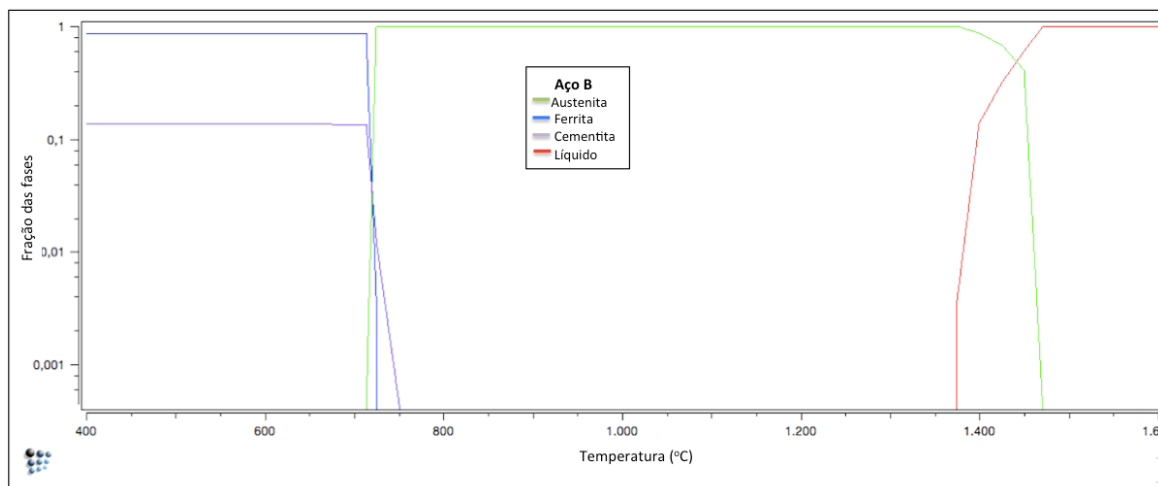


Figura 5.7 - Fração das fases em função da temperatura para o aço B em condições de equilíbrio termodinâmico.

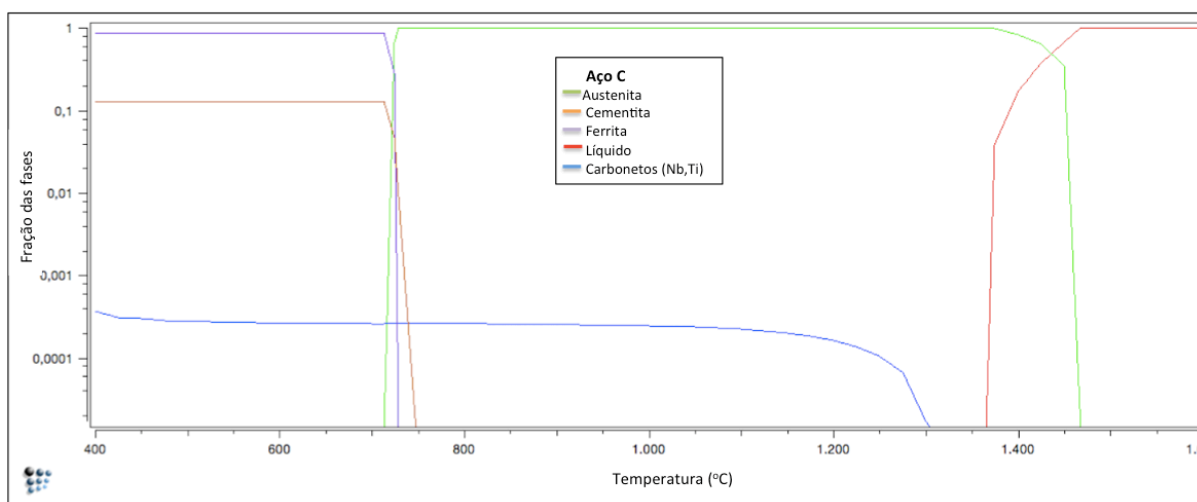


Figura 5.8 - Fração das fases em função da temperatura para o aço C em condições de equilíbrio termodinâmico.

Tabela 5.3 - Temperaturas de início e final de formação da austenita e temperatura de dissolução de carbonetos obtidas por meio das simulações computacionais realizadas utilizando-se o software Matcalc.

Aço	Temperatura de início de formação da austenita no equilíbrio (°C)	Temperatura de final de formação da austenita no equilíbrio (°C)	Temperatura de dissolução dos carbonetos (Nb e Ti) no equilíbrio (°C)
A	717	729	-
B	713	724	-
C	713	729	1308

De acordo com os resultados, no equilíbrio, os três aços apresentaram temperaturas de início e final de formação da austenita muito próximas. No equilíbrio a composição química é o único fator a ser considerado, dessa forma, considerando-se que o C e o Mn são elementos γ -gêneos (expandem o campo de estabilidade da austenita e abaixam as temperaturas de início e de final de austenitização) e que o Si é um elemento α -gêneo (contrai o campo de estabilidade da austenita e aumenta as temperaturas de início e de final de austenitização), as variações desses

três elementos nos três aços seriam os principais fatores que justificariam as temperaturas críticas encontradas serem semelhantes (KRAUSS, 2005). Por exemplo, o aço A possui maiores teores de carbono e de silício em relação ao aço B, porém possui menor teor de manganês. Como o efeito do silício sobre as temperaturas críticas é superior ao do manganês, as temperaturas de início e final de austenitização do aço A são ligeiramente maiores do que a do aço B, no equilíbrio. Ao se comparar os aços B e C, percebe-se que as temperaturas críticas são similares, portanto pode-se afirmar que, o efeito termodinâmico combinado dos elementos químicos γ -gêneos e α -gêneos presentes nos aços A, B e C se balanceiam.

Como no equilíbrio não há uma grande diferença entre as temperaturas críticas apresentadas pelos três aços estudados, pode-se considerar que, fora do equilíbrio, o efeito termodinâmico dos elementos não será definitivo para justificar diferenças nas temperaturas de transformação, mas sim seus efeitos cinéticos e os efeitos das microestruturas originais. Além disso, observa-se que a dissolução dos carbonetos de Nb e Ti, no aço C, aconteceria em temperaturas próximas a 1308°C, dessa forma, visto que, no presente trabalho, para a realização dos tratamentos isotérmicos, os aços foram aquecidos até a temperatura de 900°C (temperatura de austenitização), presume-se não haver alterações significativas na composição química da austenita no aço C em relação aos teores de Nb e Ti.

5.4 Ensaio de Dilatometria

5.4.1 Tamanho de grão austenítico prévio

A Figura 5.9 apresenta as microestruturas tratadas termicamente (austenitizadas na mesma condição dos ensaios de dilatometria, temperadas e atacadas com o reativo Teepol) para a determinação do tamanho de grão austenítico prévio, conforme descrito no item 4.2.4. A Tabela 5.4 apresenta os resultados obtidos, para os aços A, B e C, respectivamente.

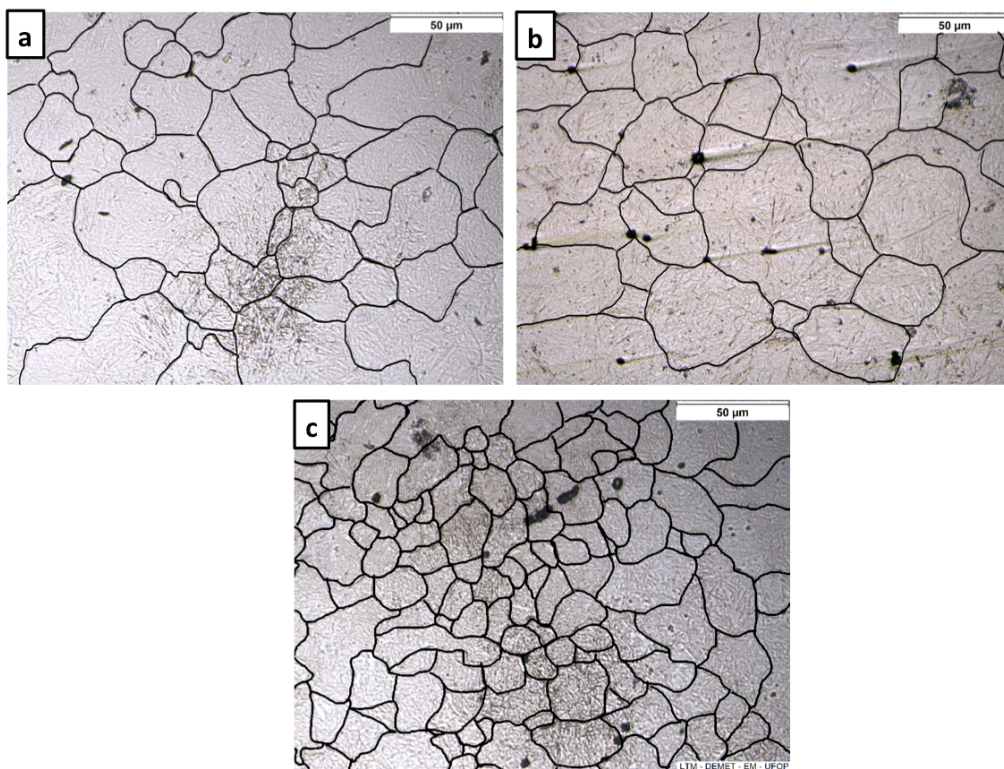


Figura 5.9 - Grão austenítico prévio dos aços A (a), B (b) e C (c), austenitizados a 900°C por 60s, aumento de 500X.

Tabela 5.4 - Tamanho de grão austenítico prévio dos aços A, B e C austenitizados a 900°C por 60s.

Aços	Tamanho de grão austenítico prévio
A	25 ± 11
B	34 ± 15
C	13 ± 6

Observou-se que a diferença do tamanho de grão austenítico prévio entre os aços *premium* e *standard* foi bastante significativa. De acordo com estudos encontrados na literatura, a taxa de formação da austenita no aquecimento é controlada pela taxa de crescimento dos grãos austeníticos e o crescimento dos grãos austeníticos é controlado principalmente pela taxa de

difusão de carbono na austenita entre lamelas de cementita e ferrita adjacentes (ROOSZ *et al.*, 1983; BROOKS, 1992; JACOT *et al.*, 1998). Como foi dito anteriormente, a difusão dos átomos de carbono ocorre a distâncias médias da ordem do espaçamento interlamelar da perlita e, sendo assim, a taxa de crescimento da austenita na perlita aumenta com a diminuição do espaçamento interlamelar, ou seja, uma microestrutura perlítica mais refinada, propicia grãos austeníticos maiores durante a etapa de austenitização, como foi o caso dos aços *premium*. Além disso, o efeito de arraste de soluto do Mn e do Si, elementos encontrados em maior quantidade no aço C, também pode ter contribuído para restringir o crescimento de grão austenítico no aço C (LIU *et al.*, 2009).

Esse resultado mostra a importância de se ter um conhecimento preciso sobre a cinética de austenitização para se ter um melhor entendimento sobre a cinética de decomposição da austenita, e assim, se obter aços feitos com objetivos específicos para atender requisitos de aplicação.

5.4.2 Análise do aquecimento contínuo

A Figura 5.10a apresenta uma curva dilatométrica de austenitização ilustrando o método do desvio mínimo, o qual foi utilizado nesse trabalho para obter as temperaturas de início (Ac_1) e final (Ac_3) de austenitização, como exposto no subitem 3.3.1. Esse procedimento foi executado nove vezes e a média das temperaturas de início de austenitização dos aços A, B e C, foram, respectivamente, $687^\circ C$, $707^\circ C$ e $715^\circ C$, e as temperaturas de final de transformação austenítica, foram, respectivamente, $784^\circ C$, $812^\circ C$ e $821^\circ C$, como ilustra a Figura 5.10b. Observa-se que, uma vez que a taxa de aquecimento foi constante, o tempo de nucleação da austenita no aço A, assim como o tempo necessário para a austenitização completa, é menor do que no aço B, e significativamente menor do que no aço C. Além disso, deve-se considerar que, para situação correspondente à existência do equilíbrio termodinâmico (Tabela 5.3), os aços A e B apresentaram temperaturas de início de formação da austenita (A_1) maiores que as temperaturas de início de austenitização apresentadas por esses aços fora do equilíbrio (Ac_1), e o aço C apresentou valores de A_1 e Ac_1 similares. Dessa forma, sabendo que, de maneira geral a temperatura de início de formação da austenita no equilíbrio termodinâmico é menor do que fora dele e, além disso, nessa condição a composição química é o único fator a ser considerado, pode-se dizer que, a microestrutura inicial influenciou de forma significativa a temperatura de reaustenitização dos três aços estudados.

Como foi relatado no subitem 3.6.1, na reaustenitização da perlita, o fator estrutural mais relevante a ser considerado é o espaçamento interlamelar perlítico (CABALLERO *et al.*, 2001). A taxa de crescimento da austenita na perlita aumenta com a diminuição do espaçamento interlamelar. Isso acontece porque a distância efetiva para difusão diminui (ROOSZ *et al.*, 1983). Também foi mostrado que, para microestrutura perlítica grosseira, a transformação perlita-austenita inicia-se em temperaturas mais altas (CABALLERO *et al.*, 2000). Além disso, alguns autores afirmam que, em aços alto carbono, a adição de Mn e Cr dificultam a dissolução da cementita, retardando a completa austenitização do aço (ZHANG *et al.*, 2013). Neste contexto, pode-se dizer que os resultados obtidos estão coerentes, visto que os aços *premium*, além de possuir a estrutura inicial mais refinada do que a do aço *standard*, também possuem menores teores de Mn e Cr em sua composição.

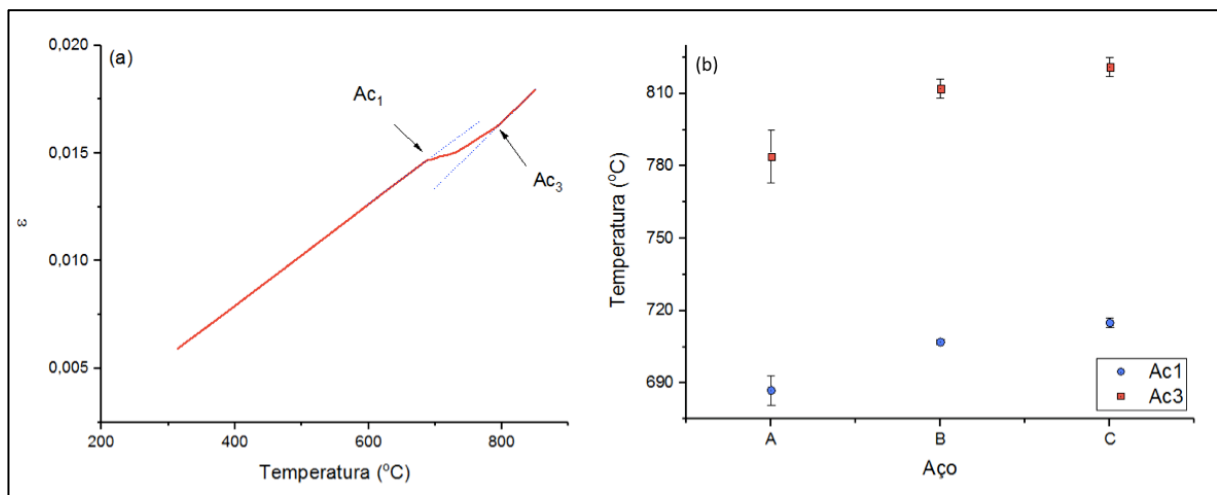


Figura 5.10 - (a) Curva de austenitização ilustrando o método do desvio mínimo para obter as temperaturas de início (Ac₁) e final de austenitização (Ac₃); (b) Temperaturas críticas de austenitização para cada corpo de prova com os valores médios e desvios médios correspondentes aos aços A, B e C.

5.4.3 Análise do resfriamento contínuo

Os aços A, B e C, submetidos a taxa de resfriamento de 5°C/s e 10°C/s, apresentaram uma expansão dilatométrica na faixa de temperatura entre 635°C a 705°C, que é associada à formação de perlita a partir do aço austenitizado. Entretanto, nem toda austenita, nestas condições de resfriamento, teve condições cinéticas de se transformar em perlita, se transformando então em martensita. Uma segunda expansão nas proximidades de 190°C, confirma a transformação martensítica, para os três aços estudados. A partir da taxa de

resfriamento de 20°C/s, os três aços apresentaram uma microestrutura completamente martensítica. Assim sendo, os procedimentos descritos no subitem 4.2.3.1.3 e 4.2.3.1.4, foram realizados para as curvas dilatométricas obtidas a partir das taxas de resfriamento de 0,1°C/s, 0,5°C/s, 1°C/s e 2,5°C/s, por meio das quais as microestruturas resultantes, para os aços A, B e C, foram totalmente perlíticas. As temperaturas críticas de início e final de transformação perlítica, assim como as temperaturas de início de transformação martensítica foram determinadas pelo método do desvio mínimo (descrito no subitem 3.3.1). No Apêndice A, estão apresentadas as curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C submetidos as diferentes taxas de resfriamento usadas nesse trabalho.

Após a determinação das temperaturas Ar_3 e Ar_1 , para cada taxa de resfriamento, foi possível determinar experimentalmente os diagramas TRC dos aços estudados. A Figura 5.11 apresenta uma comparação entre os diagramas TRC dos aços A, B e C.

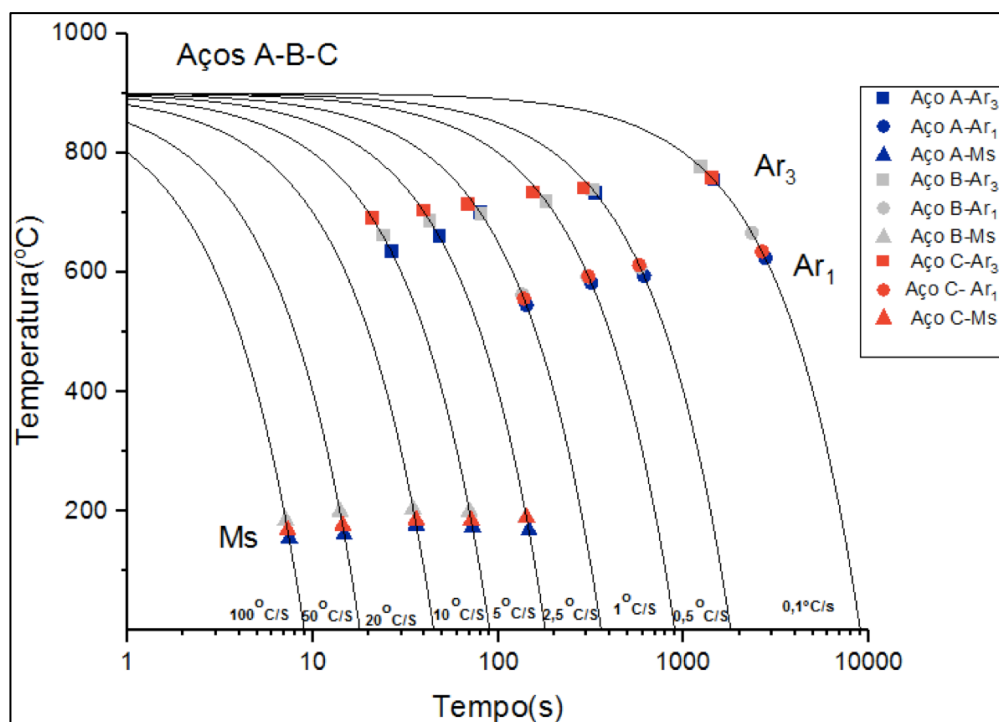


Figura 5.11 - Comparativo dos diagramas TRC dos aços A, B e C determinados experimentalmente a partir dos aços austenitizados a 900°C.

No comparativo entre os diagramas TRC dos aços *premium* e *standard*, pode-se observar que, o diagrama TRC dos aços *premium* está deslocado para baixo em relação ao diagrama TRC do aço *standard*. De forma geral, a temperatura de início de decomposição da austenita será menor à medida que a concentração do elemento de liga for aumentada, ou seja, um maior

teor de elementos de liga faz com que a curva do diagrama TRC seja movida para tempos mais longos (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

No caso dos aços analisados nesse trabalho, o aço *standard* apresentou um maior teor de elementos de liga responsáveis por retardarem a cinética de decomposição da austenita em relação aos aços *premium*, como Mn, Nb e Si. Porém, como foi visto nos diagramas TRC dos três aços, a taxa de nucleação da perlita nos aços *premium* é retardada em relação ao aço *standard*. Esse fato pode ser justificado devido a diferença do tamanho de grão austenítico prévio apresentado por esses aços (Tabela 5.4). Alguns trabalhos encontrados na literatura (HYZAK e BERNSTEIN, 1976; COTA, *et al.*, 2002; PORCARO *et al.*, 2019) indicaram que durante o resfriamento contínuo, o início da transformação de fases em um aço com um tamanho de grão austenítico prévio grosseiro, ocorreria a uma temperatura mais baixa em relação a um aço com grãos austeníticos prévios mais refinados. Isso acontece porque um tamanho de grão austenítico maior implica em uma área superficial de contorno por unidade de volume menor, diminuindo o número de sítios potenciais para a nucleação da ferrita no contorno de grão. Assim, um aumento no tamanho de grão austenítico leva à necessidade de aumento da força motriz termodinâmica para a nucleação, o que implica em uma diminuição da temperatura Ar_3 e, conseqüentemente, um maior refinamento da microestrutura final.

A Figura 5.12 mostra o tempo de transformação da austenita em perlita em relação as taxas de resfriamento de $0,1^{\circ}C/s$ a $2,5^{\circ}C/s$. Um estudo realizado por Marder e Bramfitt (1976), mostrou que a temperatura de transformação em resfriamento contínuo é determinada pela taxa de resfriamento, ou seja, quanto maior a taxa de resfriamento, menor será a temperatura de início de transformação (Ar_3), resultando em um maior grau de super-resfriamento e uma maior taxa de nucleação. Dessa forma, visto que o tempo de transformação para os aços A, B e C diminuem significativamente com aumento da taxa de resfriamento, os resultados desse trabalho se mostram coerentes com outros trabalhos encontrados na literatura.

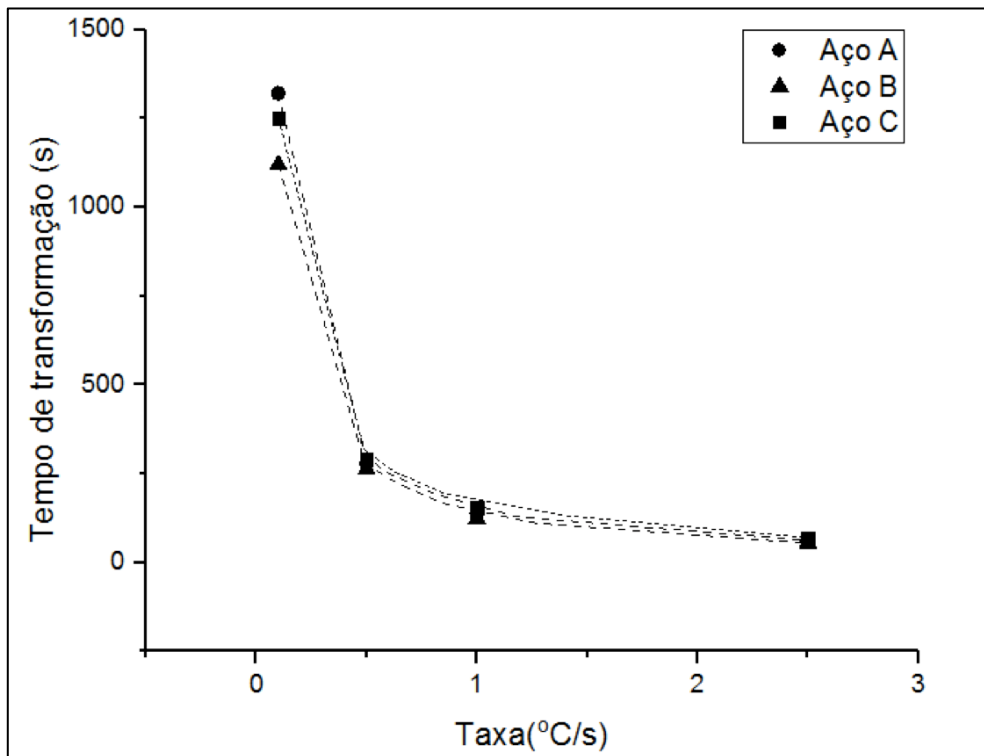


Figura 5.12 - Efeito da taxa de resfriamento no tempo de decomposição austenítica.

5.4.3.1 Caracterização microestrutural e microdureza dos corpos de prova de dilatométrica submetidos ao resfriamento contínuo

Com objetivo de analisar o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura resultante, os corpos de prova de dilatométrica submetidos, respectivamente, às taxas de resfriamento de 0,5°C/s, 2,5°C/s e 10°C/s foram selecionados para caracterização microestrutural e para a submissão a ensaios de microdureza Vickers. Pode-se observar que os corpos de prova submetidos as taxas de resfriamento de 0,5°C/s e 2,5°C/s, apresentaram uma microestrutura completamente perlítica, e os corpos de prova submetidos a taxa de resfriamento de 10°C/s apresentaram uma microestrutura mista, constituída de perlita e martensita, como mostram as Figuras de 5.13 a 5.21. Essas micrografias confirmam o que foi inicialmente indicado pelas curvas dilatométricas dos aços A, B e C apresentadas no Apêndice A.

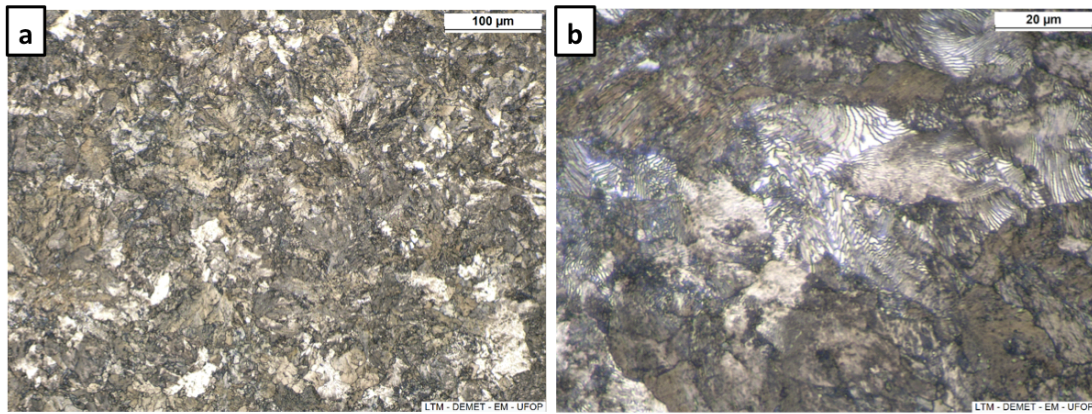


Figura 5.13 - Micrografia do aço A, submetido a taxa de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$ - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

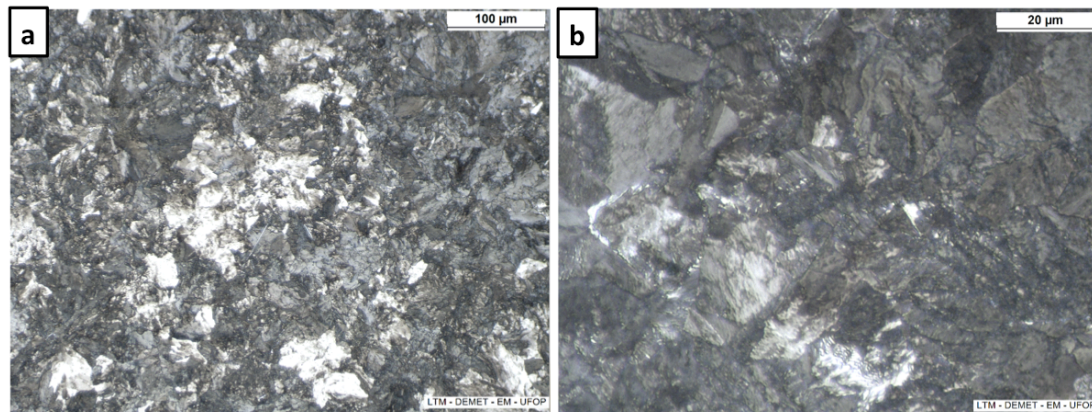


Figura 5.14 - Micrografia do aço B, submetido a taxa de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$ - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

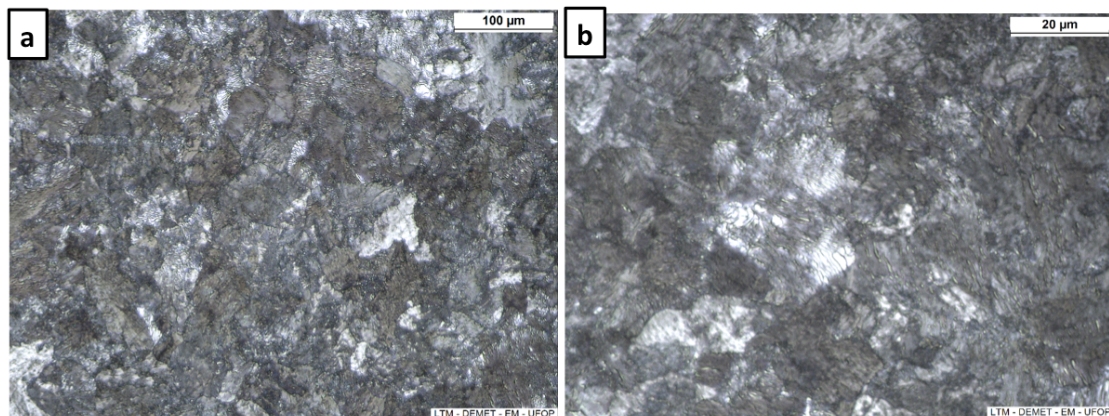


Figura 5.15 - Micrografia do aço C, submetido a taxa de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$ - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

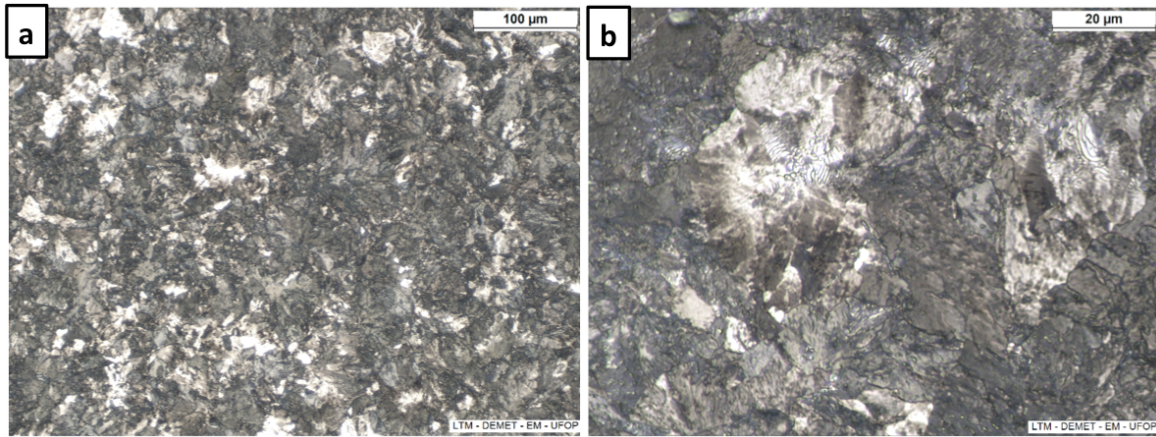


Figura 5.16 - Micrografia do aço A, submetido a taxa de resfriamento de $2,5^{\circ}\text{C/s}$ - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

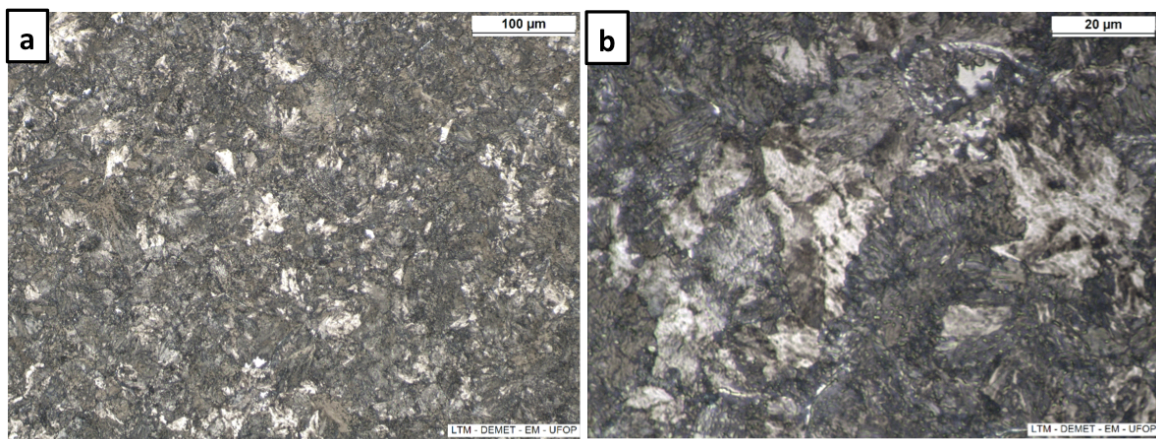


Figura 5.17 - Micrografia do aço B, submetido a taxa de resfriamento de $2,5^{\circ}\text{C/s}$ - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

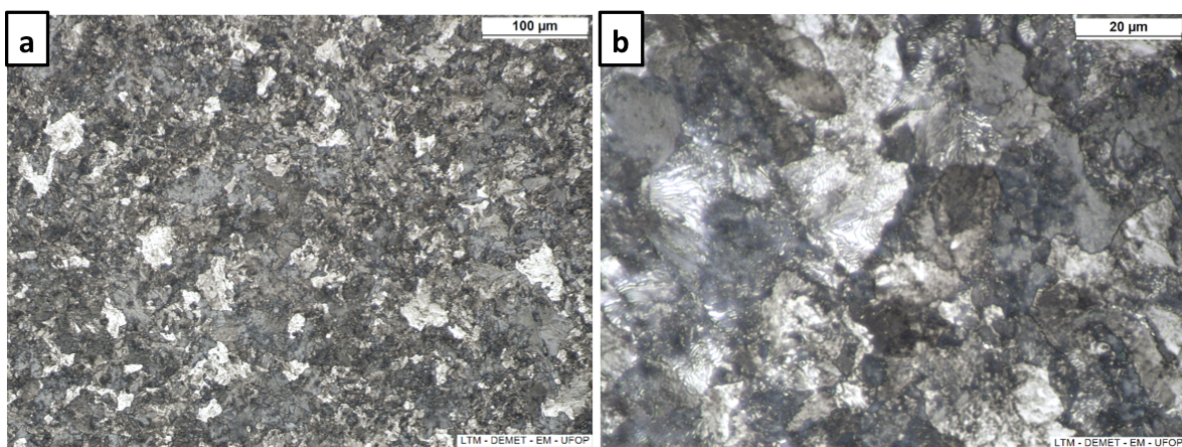


Figura 5.18 - Micrografia do aço C, submetido a taxa de resfriamento de $2,5^{\circ}\text{C/s}$ - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

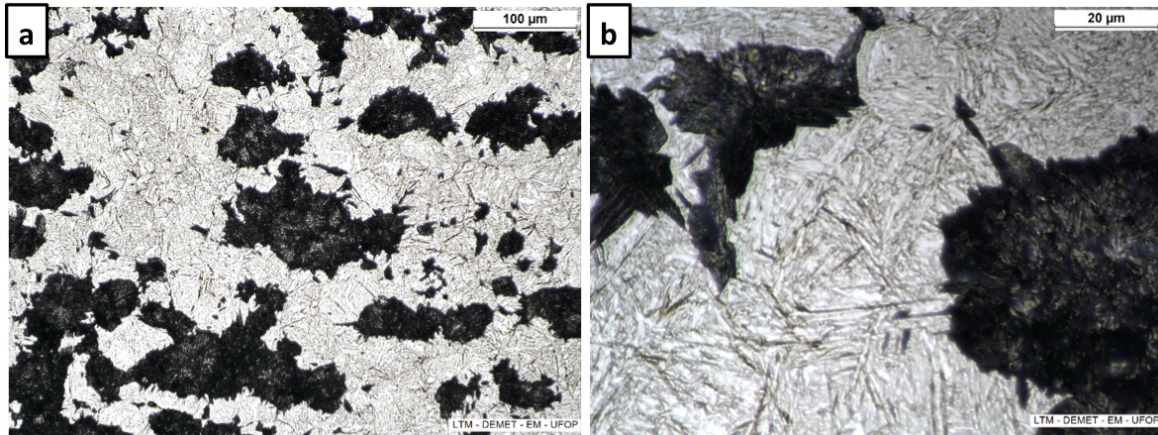


Figura 5.19 - Micrografia do aço A, submetido a taxa de resfriamento de 10°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

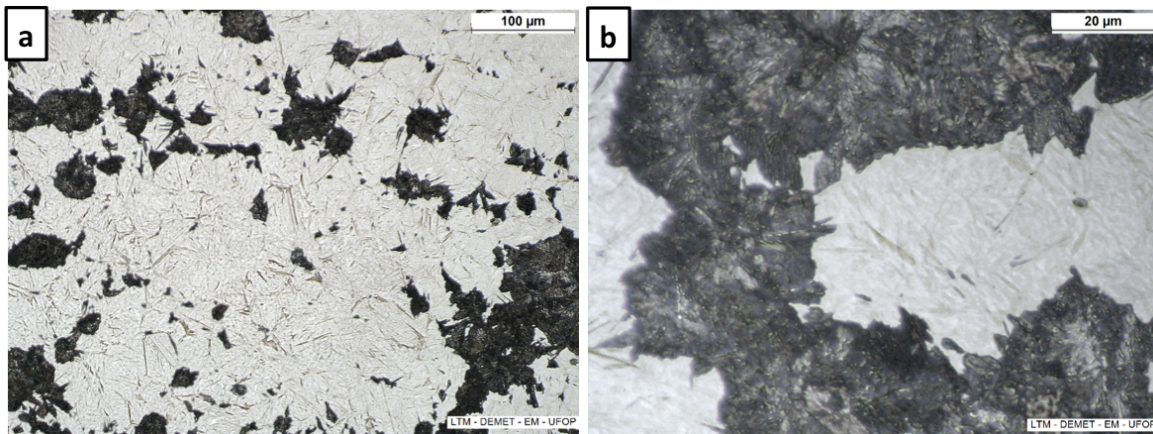


Figura 5.20 - Micrografia do aço B, submetido a taxa de resfriamento de 10°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

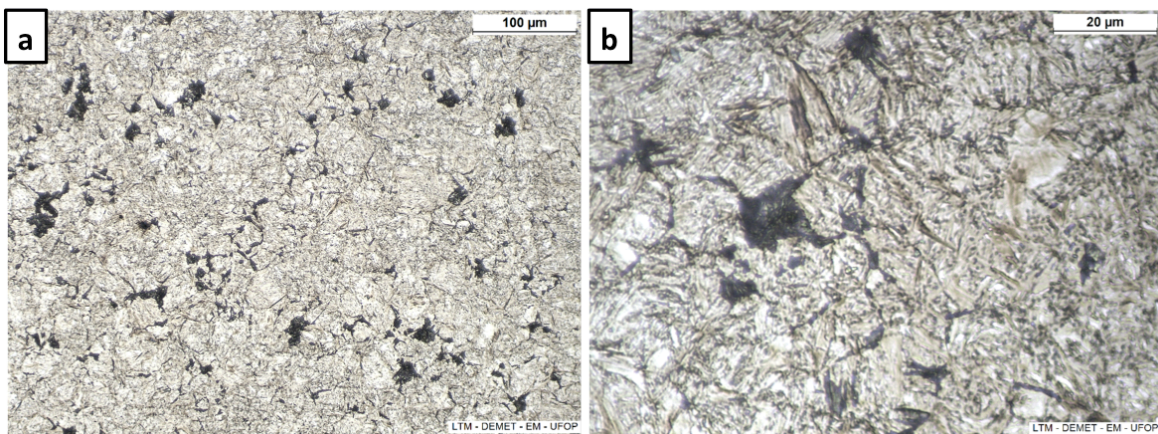


Figura 5.21 - Micrografia do aço C, submetido a taxa de resfriamento de 10°C/s - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO

Os corpos de prova submetidos as taxas de resfriamento de 0,5°C/s, 2,5°C/s e 10°C/s também foram avaliados por MEV, como mostram as Figuras 5.22 a 5.24.

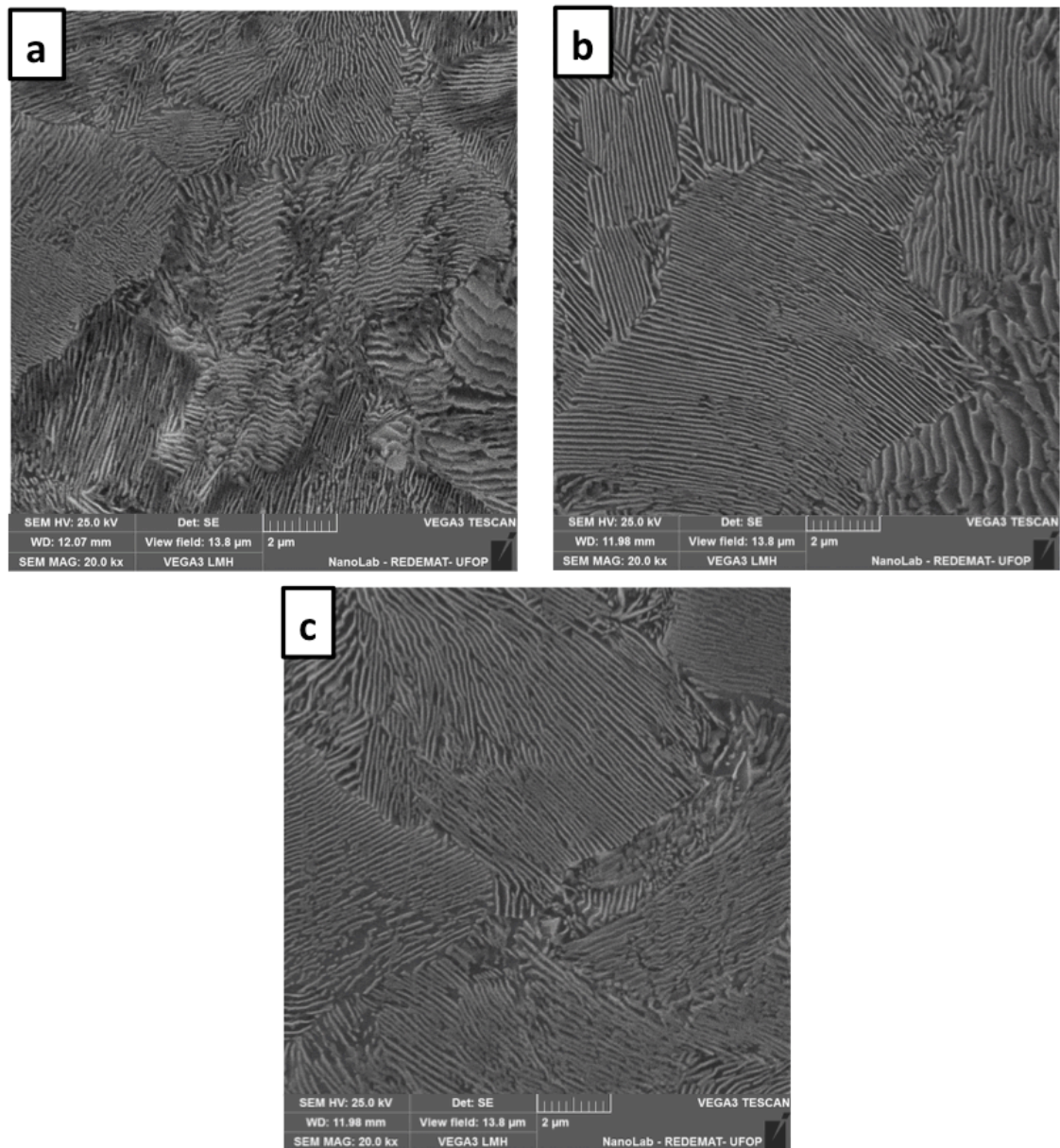


Figura 5.22 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 0,5°C/s- ataque Nital 2%. Aumento de 20000X - MEV.

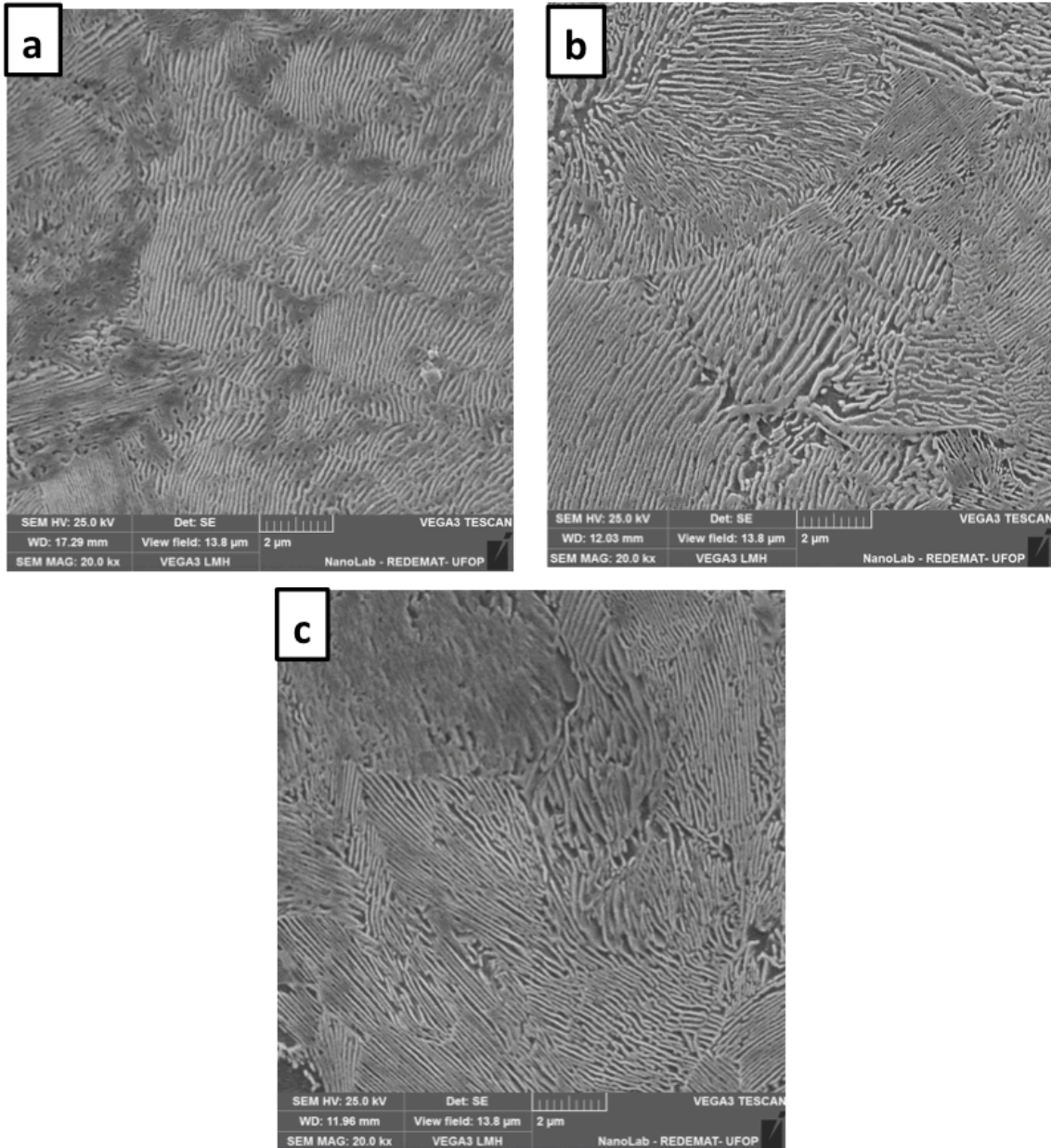


Figura 5.23 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 2,5°C/s- ataque Nital 2%. Aumento de 20000X - MEV.

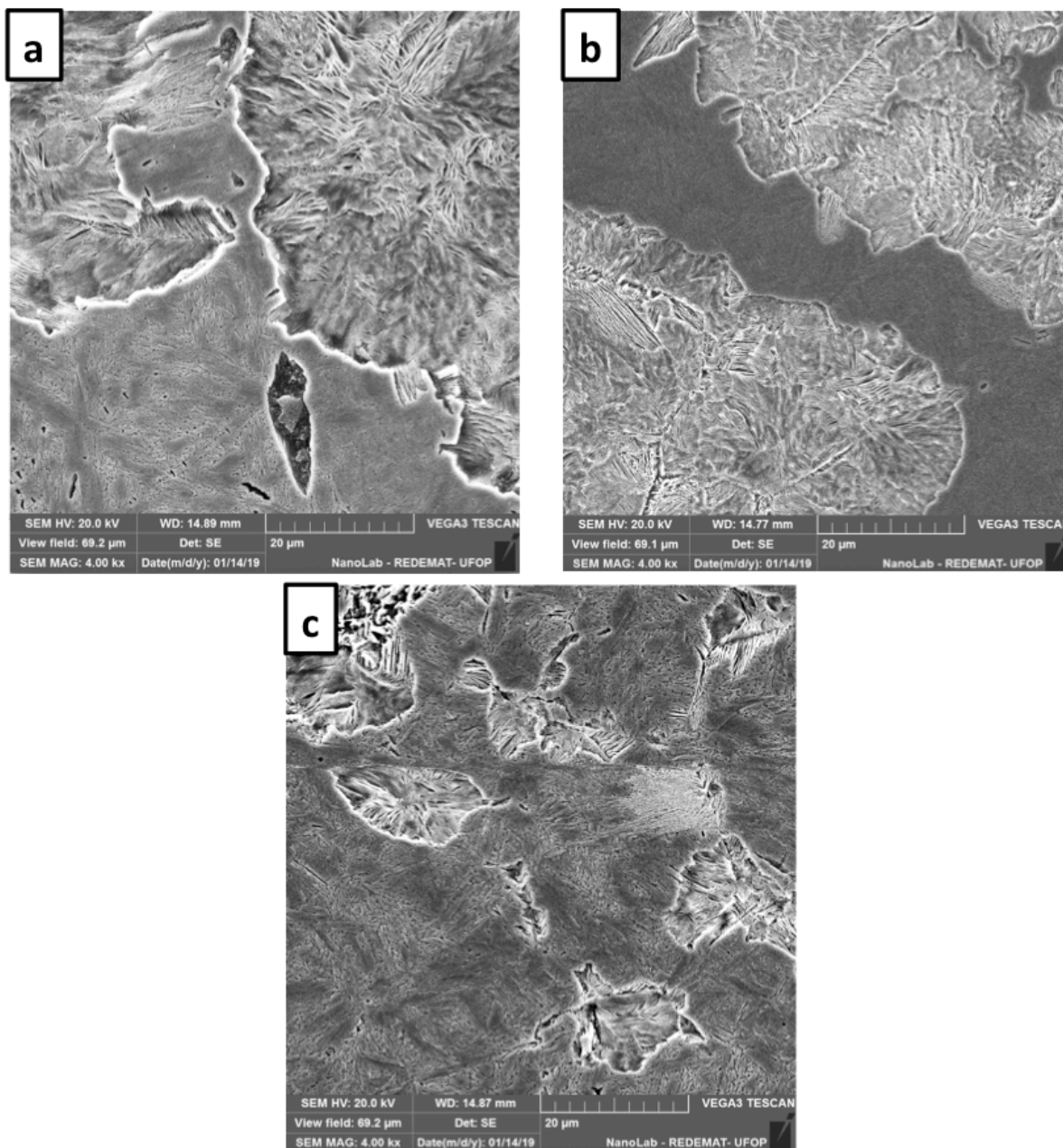


Figura 5.24 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de 10°C/s -ataque Nital 2%. Aumento de 4000X - MEV.

As Figuras 5.25 e 5.26 apresentam as microestruturas atacadas termicamente para a determinação do tamanho médio das colônias de perlita, conforme descrito no subitem 4.2.1.2.1, para os aços A, B e C, respectivamente, submetidos as taxas de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$ e $2,5^{\circ}\text{C/s}$.

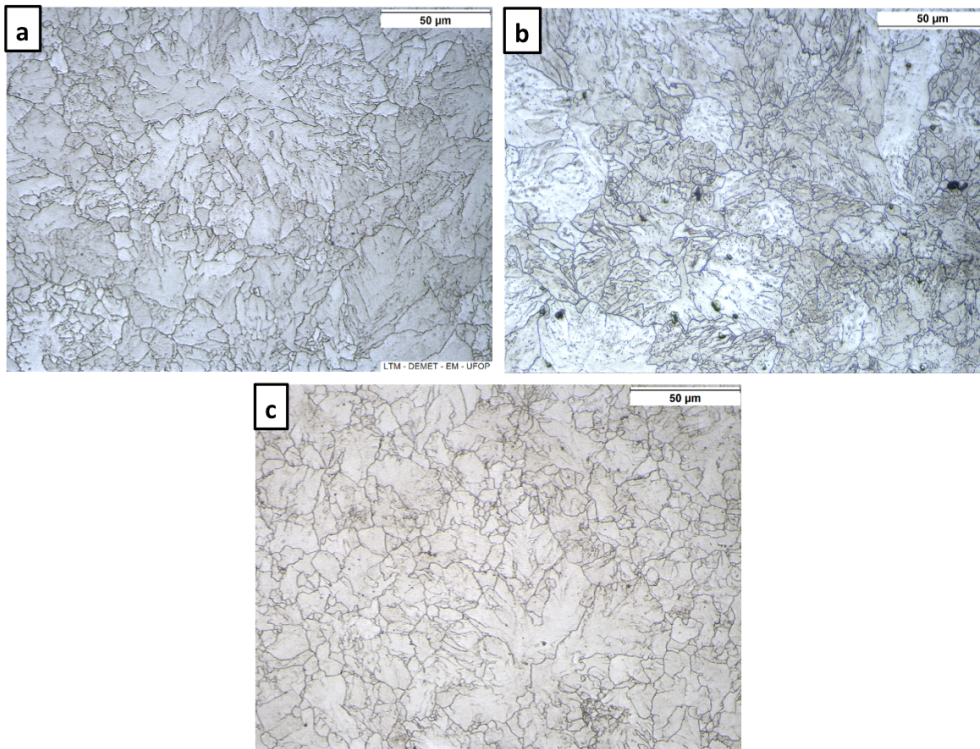


Figura 5.25 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de $0,5^{\circ}\text{C}/\text{s}$, aumento de 500X, ataque térmico.

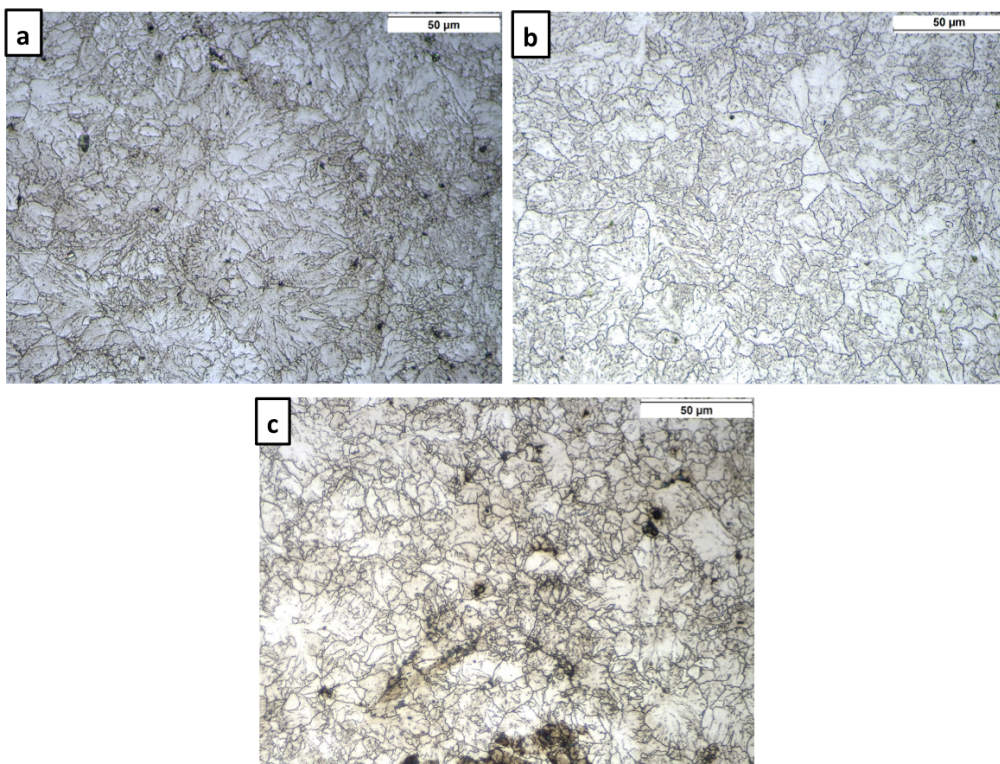


Figura 5.26 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços A (a), B (b) e C (c), submetidos a taxa de resfriamento de $2,5^{\circ}\text{C}/\text{s}$, aumento de 500X, ataque térmico.

Os resultados do tamanho médio das colônias de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio e microdureza Vickers, apresentados pelos aços A, B e C, submetidos às taxas de resfriamento de 0,5°C/s, 2,5°C/s e 10°C/s, são apresentados na Tabela 5.5.

Tabela 5.5 - Tamanho médio das colônias de perlita, espaçamento interlamelar, e microdureza Vickers dos aços A, B e C submetidos as taxas de resfriamento de 0,5°C/s, 2,5°C/s e 10°C/s.

Taxa	Aço	Tamanho médio das colônias de perlita (μm)	Espaçamento interlamelar perlítico médio (μm)	Microdureza Vickers (HV)
0,5	A	10 \pm 1	0,09 \pm 0,02	375 \pm 13
	B	9 \pm 1	0,10 \pm 0,01	348 \pm 12
	C	9 \pm 0,9	0,09 \pm 0,01	344 \pm 12
2,5	A	5 \pm 0,7	0,09 \pm 0,01	417 \pm 15
	B	5 \pm 0,7	0,08 \pm 0,01	398 \pm 21
	C	6 \pm 0,8	0,08 \pm 0,01	377 \pm 12
10	A	-	-	616 \pm 109
	B	-	-	668 \pm 197
	C	-	-	917 \pm 50

O tamanho de colônia de perlita apresentado pelas amostras submetidas à taxa de resfriamento de 2,5°C/s foi menor que o tamanho de colônia de perlita apresentado pelas amostras submetidas a taxa de resfriamento de 0,5°C/s e, significativamente menor que o tamanho de colônia de perlita apresentado no estado de entrega.

De acordo com diversos trabalhos publicados na literatura (MARDER e BRAMFITT,1976; HYZAK e BERNSTEIN, 1976; VICENTE *et al.*, 2001; LEWANDOWSKI e THOMPSON,

1986, PORCARO *et al.*, 2019), o tamanho da colônia de perlita é controlado pelo tamanho de grão inicial da austenita, quanto menor o tamanho de grão austenítico, menor o tamanho das colônias de perlita. No entanto, apesar do aço *standard* apresentar, para a mesma condição de austenitização, um menor tamanho de grão austenítico prévio em relação aos aços *premium*, para uma mesma taxa de resfriamento não houve grandes diferenças entre os valores dos tamanhos de colônias de perlita apresentados pelos três aços estudados. Como foi visto (Figura 5.11), o grau de super-resfriamento da austenita é maior nos aços *premium*, assim sendo a perlita se formaria em temperatura mais baixa nesses aços, justificando o refino de sua estrutura, mesmo com grão austenítico prévio sendo relativamente grosseiro em relação ao aço *standard*.

Os valores do espaçamento interlamelar perlítico apresentados pelos aços *premium* e *standard*, após os mesmos serem submetidos às taxas de resfriamento de 0,5°C/s e 2,5°C/s, não apresentaram uma diferença significativa. Porém, quando esses valores são confrontados com os valores apresentados por esses aços no estado de entrega, é possível observar que, os aços *premium* não apresentaram uma diferença significativa entre os valores do espaçamento interlamelar perlítico antes e depois dos tratamentos térmicos propostos nesse trabalho. No entanto, é importante ressaltar que os aços de classificação *premium* são submetidos a um resfriamento controlado após a laminação a quente durante o processo de fabricação. Já o aço *standard* não foi submetido a nenhum resfriamento controlado após a laminação a quente dos trilhos e apresentou uma grande diferença entre os valores do espaçamento interlamelar do estado de entrega e após ser submetido aos tratamentos térmicos.

Este fato está relacionado ao aumento do grau de super-resfriamento causado pela maior taxa de resfriamento na qual o aço C foi submetido nesse trabalho, e pelo maior teor de elementos químicos como Mn e Si contidos na composição química desse aço. De acordo com Marder e Bramfitt (1975), Pham *et al.*, (1994) e Wang *et al.*, (2017) a temperatura de transformação em resfriamento contínuo é determinada pela taxa de resfriamento, o que influencia fortemente o espaçamento interlamelar da perlita. Quanto menor a temperatura de transformação, menor o espaçamento entre as lamelas de perlita. Além disso, o aumento dos teores de Mn e Si faz com que a difusão do carbono seja dificultada e, a austenita se torna mais estável mesmo em temperaturas abaixo de A_{c1} , retardando a formação de novos núcleos de perlita.

Estes resultados se mostram relevantes, pois fazendo-se um planejamento adequado de tratamento térmico, há potencial para se obter características microestruturais para um aço *standard* tão refinadas quanto as alcançadas para aços *premium* como fabricados.

Os aços *premium* submetidos à taxa de resfriamento de 0,5°C/s, não obtiveram aumento no valor de dureza (aço A igual a 375HV e aço B igual a 348HV) em relação ao valor de dureza apresentado por esses aços no estado de entrega (aço A igual a 397HV e aço B igual a 361HV). Já o aço *standard* apresentou um valor de dureza significativamente maior (aço C igual a 344HV) quando comparado ao valor de dureza apresentado por esse aço em seu estado de entrega (aço C igual a 325HV). Quando submetidos à taxa de 2,5°C/s, tanto os aços *premium* quanto o aço *standard* apresentaram um aumento significativo na dureza em relação aos valores apresentados no estado de entrega (aço A igual a 417HV, aço B igual a 398HV e aço C igual a 377HV).

De acordo com Taleff *et al.*, (2002), os aços perlíticos que são tratados termicamente têm sua dureza consideravelmente aumentada em consequência do refino de sua microestrutura, sendo assim, pode-se dizer que o aumento significativo da dureza apresentada pelo aço *standard* após o mesmo ser submetido as taxas de resfriamento de 0,5°C/s e 2,5°C/s se deve ao maior refinamento da microestrutura (espaçamento interlamelar perlítico e tamanho de colônia de perlita) desse aço em consequência do tratamento térmico sofrido pelo mesmo. O mesmo pode ser considerado para os aços de classificação *premium* submetidos a taxa de resfriamento de 2,5°C/s, porém como o valor do espaçamento interlamelar perlítico não sofreu alterações com o aumento da taxa de resfriamento, o aumento significativo da dureza desses aços pode estar relacionado com diminuição acentuada do tamanho das colônias de perlita.

Os valores de dureza apresentados pelos três aços submetidos à taxa de resfriamento de 10°C/s foram extremamente elevados (aço A igual a 616HV, aço B igual a 668HV e aço C igual a 917HV). É importante ressaltar que os aços A, B e C apresentaram uma microestrutura mista, constituída por perlita e martensita. No entanto, o aço *standard* apresentou uma dureza significativamente mais elevada em relação aos aços *premium*. Esta observação pode ser explicada principalmente em função do maior teor de elementos de liga encontrado no aço *standard* em relação aos aços *premium*.

De acordo com Liu *et al.* (2001), elementos de liga como Mn, N, Si e V retardam a transformação da austenita em perlita, o que permite a formação de uma maior fração de martensita. Segundo o autor, esse atraso é devido à necessidade dos elementos de liga de se

redistribuírem durante a transformação de fases difusional da austenita para ferrita e cementita, o que permite a formação de uma maior fração de martensita. Como foi dito no subitem 5.4.3, devido ao maior tamanho de grão austenítico prévio apresentado pelos aços *premium*, a taxa nucleação da perlita nesses aços é retardada em relação ao aço *standard* (Figura 5.12). Entretanto, visto que o aço C apresentou uma maior fração de martensita, pode-se dizer que, em função do maior teor de elementos de liga a taxa de crescimento da perlita no aço *standard* é retardada em relação aos aços *premium*.

5.4.3.2 Cinética de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo

Para o estudo da cinética de decomposição da austenita em perlita durante o resfriamento contínuo, por meio da regra da alavanca descrita no subitem 3.3.2, foram determinadas as curvas de fração de perlita formada em função do tempo. Em seguida, as curvas foram ajustadas pela Equação 3.3, referente ao modelo clássico JMAK, e pela Equação 3.11 referente ao modelo Ferrita-Tempo. Ambos os ajustes podem ser visualizados nos gráficos apresentados pelas Figuras 5.27, 5.28 e 5.29.

O ajuste da fração da perlita formada como uma função do tempo resultou na obtenção dos parâmetros K e n utilizando a Equação 3.3 (JMAK), e dos parâmetros K , n e T_f utilizando a Equação 3.11 (Ferrita-Tempo), esses parâmetros são apresentados pela Tabela 5.6. Observa-se que o modelo Ferrita-Tempo se ajustou melhor aos dados experimentais do que modelo clássico JMAK, para resfriamento contínuo. Verifica-se, também, que os valores de R^2 obtidos pelo modelo Ferrita-Tempo estão mais próximos de 1 em comparação aos valores obtidos pelo modelo JMAK.

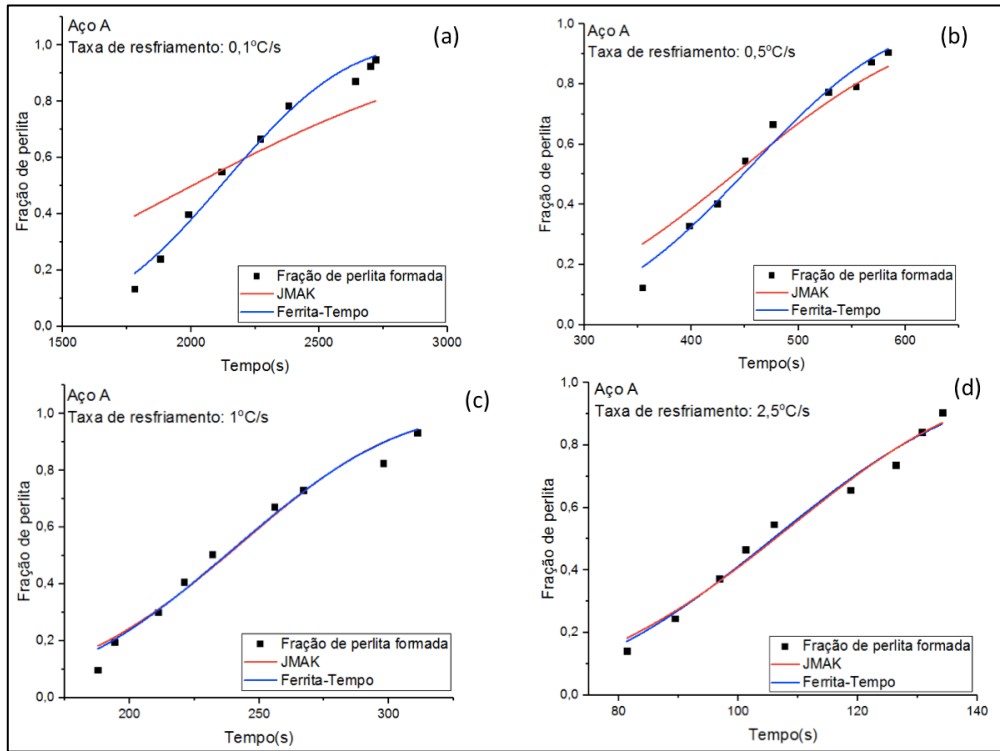


Figura 5.27 –Fração de perlita formada em função do tempo para o aço A submetido as taxas de resfriamento de 0,1°C/s (a), 0,5°C/s (b), 1°C/s (c) e 2,5°C/s (d).

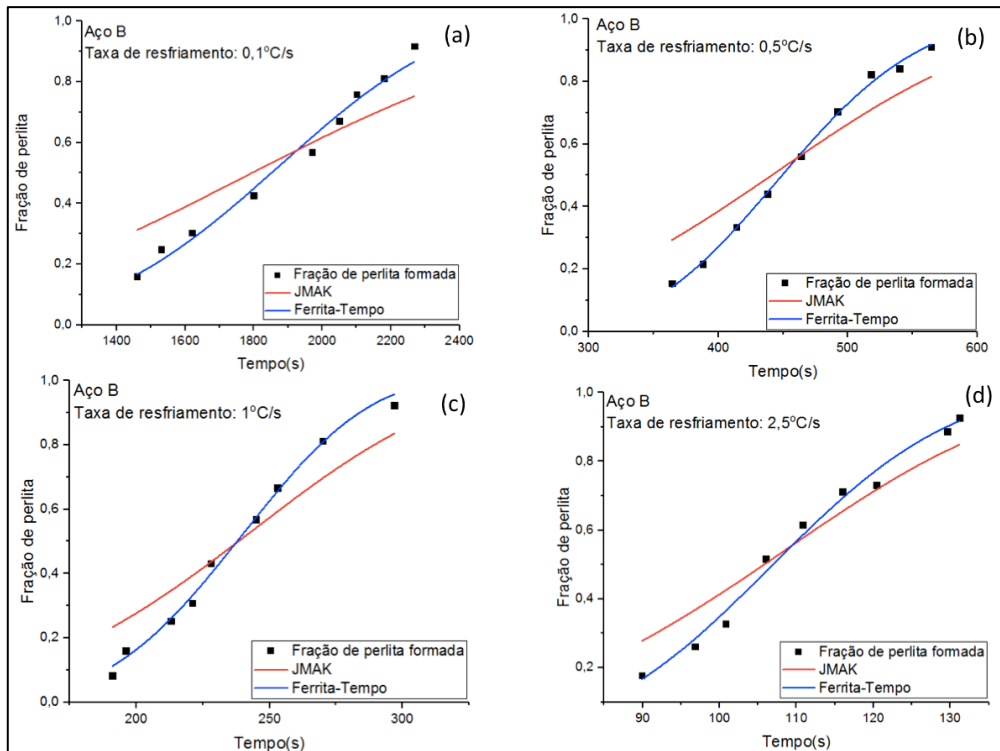


Figura 5.28 - Fração de perlita formada em função do tempo para o aço B submetido as taxas de resfriamento de 0,1°C/s (a), 0,5°C/s (b), 1°C/s (c) e 2,5°C/s (d).

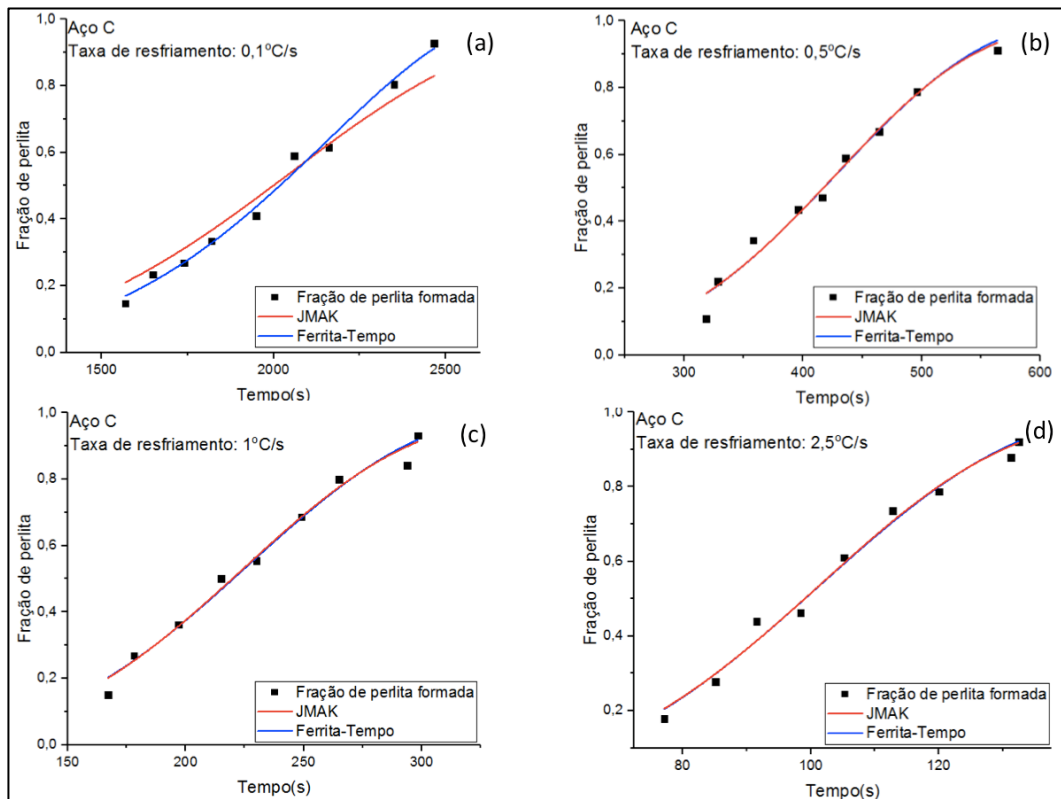


Figura 5.29 - Fração de perlita formada em função do tempo para o aço C, submetido as taxas de resfriamento de 0,1°C/s (a), 0,5°C/s (b), 1°C/s (c) e 2,5°C/s (d).

Tabela 5.6 - Parâmetros obtidos a partir dos ajustes da Equação 3.3 (JMAK) e da Equação 3.11 (Ferrita-Tempo) para os aços A, B e C.

Aço	Taxa (°C/s)	Modelo Avrami			Modelo Ferrita Tempo			
		K	n	R ²	K	n	R ²	Tf
A	0,1	4,94E-10	2,77	0,74	1,0E-6	2,941	0,98	591,76
	0,5	1,45E-10	3,66	0,93	2,45E-7	2,798	0,97	546,06
	1	2,0E-13	2,277	0,97	7,41E-7	2,84	0,97	536,36
	2,5	2,86E-10	4,631	0,97	5,86E-6	3,242	0,98	810,45
B	0,1	1,35E-10	2,983	0,83	1,73E-6	2,816	0,98	617,27
	0,5	1,92E-10	3,613	0,87	4,33E-9	3,836	0,99	537,95
	1	3,38E-11	4,337	0,99	1,25E-6	2,895	0,99	565,84
	2,5	2,64E-10	4,652	0,92	8,0E-7	3,436	0,98	739,63
C	0,1	1,29E-15	4,462	0,95	2,98E-4	1,841	0,99	630,93
	0,5	9,54E-13	4,526	0,98	2,93E-6	2,585	0,98	571,49
	1	1,68E-10	4,105	0,98	1,51E-6	2,629	0,98	537,60
	2,5	1,04E-10	4,420	0,98	9,64E-7	2,685	0,99	500,68

5.4.3.3 Simulação da cinética de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo

A partir dos parâmetros apresentados pela Tabela 5.6, foi possível realizar as simulações da cinética de formação da perlita para os três aços estudados. A primeira simulação foi realizada considerando o modelo clássico JMAK dado pela Equação 3.3, e a segunda simulação foi realizada considerando o modelo Ferrita-Tempo dado pela Equação 3.11.

Os gráficos com os pontos experimentais obtidos e as curvas simuladas são apresentados pelas Figuras 5.30, 5.31 e 5.32. Percebe-se que, mesmo que os ajustes realizados pelo modelo JMAK tenha sido qualitativamente inferior aos ajustes realizados pelo modelo Ferrita-Tempo, pode-se dizer que, a simulação da cinética de formação da perlita, a partir dos modelos analisados, foram satisfatórias para os três aços estudados, dentro do intervalo de taxas de resfriamento avaliadas. No entanto, o modelo Ferrita-Tempo garantiu uma maior aproximação dos dados calculados aos dados experimentais.

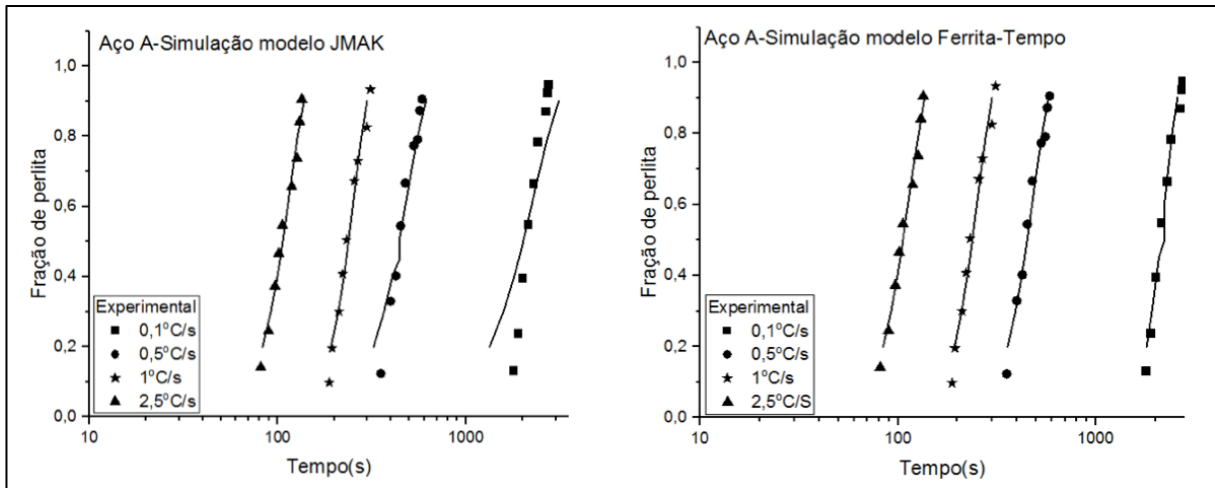


Figura 5.30 - Simulação da cinética de formação de perlita para o aço A considerando Modelo JMAK e Modelo Ferrita-Tempo.

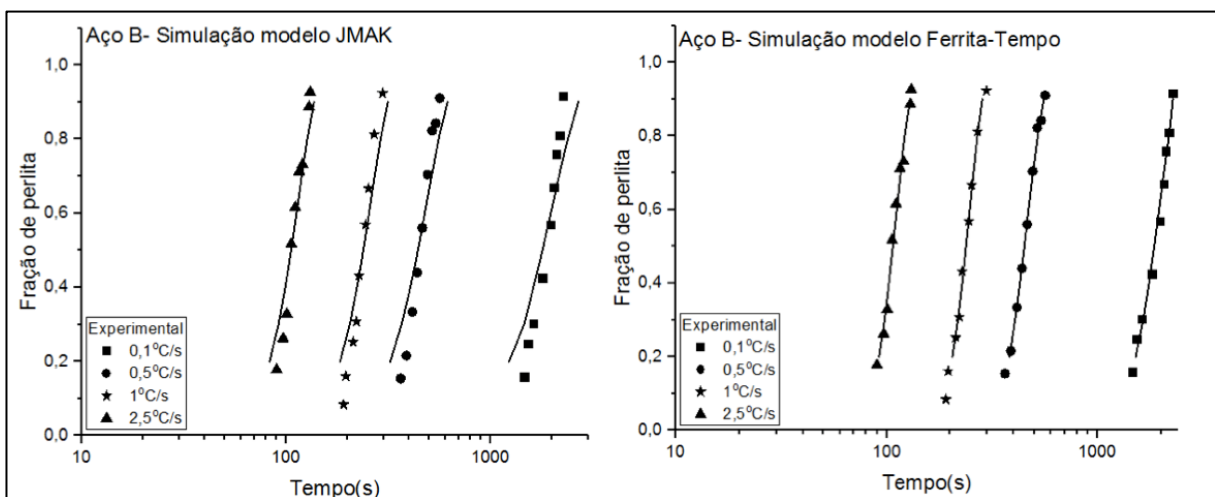


Figura 5.31 - Simulação da cinética de formação de perlita para o aço B considerando Modelo JMAK e Modelo Ferrita-Tempo.

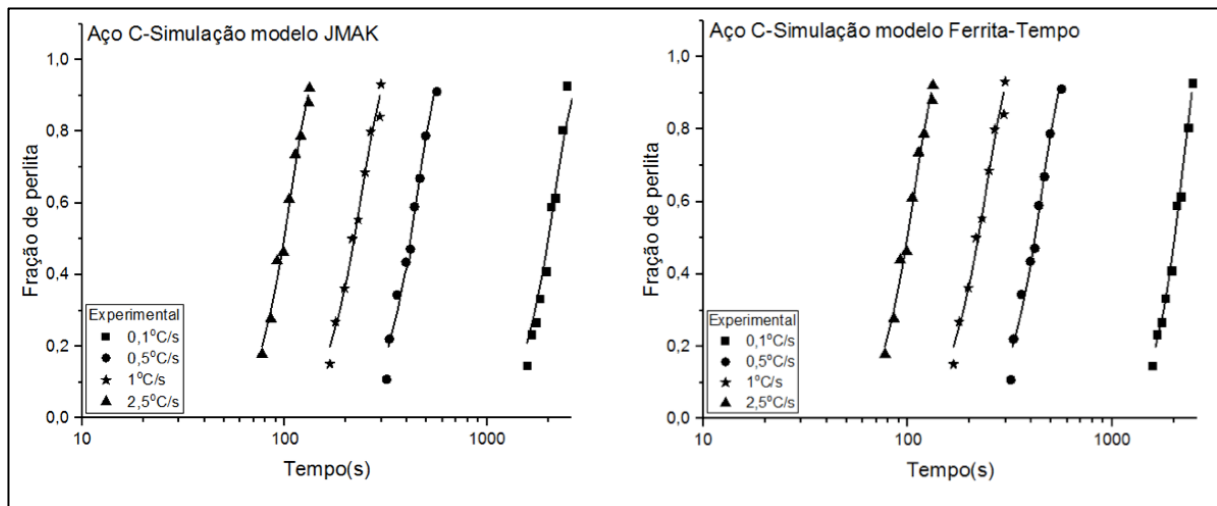


Figura 5.32 - Simulação da cinética de formação de perlita para o aço C considerando Modelo JMAK e Modelo Ferrita-Tempo.

A partir do modelo adaptado JMAK (Equação 3.3), também foi possível obter os diagramas TRC simulado para cada um dos três aços estudados. O tempo de início de transformação foi considerado como sendo o tempo referente a 2% de fração de perlita formada, e o tempo final de transformação foi considerado como sendo o tempo referente a 90% de fração de perlita formada. As temperaturas críticas, considerando o modelo JMAK, foram obtidas a partir da Equação 3.9.

Para a simulação do diagrama TRC dos aços A, B e C, a partir do modelo Ferrita-Tempo, foi utilizada a Equação 3.11. O tempo de início de transformação foi considerado como sendo o tempo referente a 2% de fração de perlita formada, e o tempo final de transformação foi considerado como sendo o tempo referente a 90% de fração de perlita formada. As temperaturas críticas, considerando o modelo Ferrita-Tempo, também foram obtidas a partir da Equação 3.9.

Além das simulações realizadas a partir dos modelos JMAK e Ferrita-Tempo para obtenção do diagrama TRC, também foi utilizado o Modelo Empírico dado pela Equação 3.12. Esse modelo permitiu prever as temperaturas críticas para uma taxa qualquer no intervalo de dados estudados. A Tabela 5.7 apresenta as equações empíricas com os valores das constantes obtidas para as temperaturas Ar_3 e Ar_1 . A partir das equações empíricas, foram obtidas as temperaturas críticas para cada taxa de resfriamento pertencente ao intervalo de $0,1^\circ\text{C/s}$ a $2,5^\circ\text{C/s}$, variando $0,1^\circ\text{C/s}$. De posse das temperaturas críticas, obteve-se o tempo relacionado a cada uma delas, a partir da utilização da Equação 3.9.

As Figuras 5.33 a 5.35 apresentam uma comparação dos diagramas TRC dos aços A, B e C, obtidos a partir de dados experimentais e a partir de dados obtidos por meio das simulações considerando os modelos Ferrita-Tempo, JMAK e o Modelo Empírico. Observa-se que, para os aços A, B e C, houve uma variação das temperaturas críticas determinadas experimentalmente, para as temperaturas críticas determinadas pelos três modelos utilizados. Diante dos resultados pode-se dizer que, para os aços A, B e C, apesar dos ajustes do modelo Ferrita-Tempo terem sido melhores que os ajustes feitos pelo modelo JMAK, as simulações do TRC realizadas por esses dois modelos foram igualmente satisfatórias, para os três aços estudados. No entanto, dentre os três modelos testados, foi observado que o TRC simulado a partir de dados obtidos pelo Modelo Empírico, apresentou temperaturas críticas mais próximas das temperaturas críticas obtidas experimentalmente.

A maior variação das temperaturas críticas apresentadas pelos modelos JMAK e Ferrita-Tempo em relação ao Modelo Empírico pode ser justificada pelas perturbações apresentadas nas curvas dilatométricas (Apêndice A), correspondente ao início e ao final da transformação de fases. Dessa forma, as simulações realizadas a partir dos modelos JMAK e Ferrita-Tempo foram realizadas considerando a temperatura de início de transformação (Ar_3) referente a 2% de perlita formada, e a temperatura final de transformação (Ar_1) referente a 90% de perlita formada, para todas as taxas de resfriamento estudadas. Assim, pode-se dizer que, para os aços A, B e C os três modelos podem descrever de forma satisfatória a cinética de formação da perlita durante o resfriamento contínuo, porém o Modelo Empírico demonstrou ter uma melhor previsibilidade da cinética de transformação de fases para os três aços eutetóides estudados nesse trabalho.

Tabela 5.7 - Equações empíricas que relacionam as temperaturas críticas com a taxa de resfriamento e com os valores das constantes de ajuste para cada aço eutetóide estudado neste trabalho.

Aço	Ar_3	Ar_1
A	$T = 698,33 + 64,18 * \exp(-1,12 * taxa)$	$T = 528,31 + 100,58 * \exp(-0,7 * taxa)$
B	$T = 698,43 + 92,18 * \exp(-1,52 * taxa)$	$T = 563,51 + 118,99 * \exp(-1,66 * taxa)$
C	$T = 708,09 + 55,10 * \exp(-0,8 * taxa)$	$T = 531,67 + 110,26 * \exp(-0,6 * taxa)$

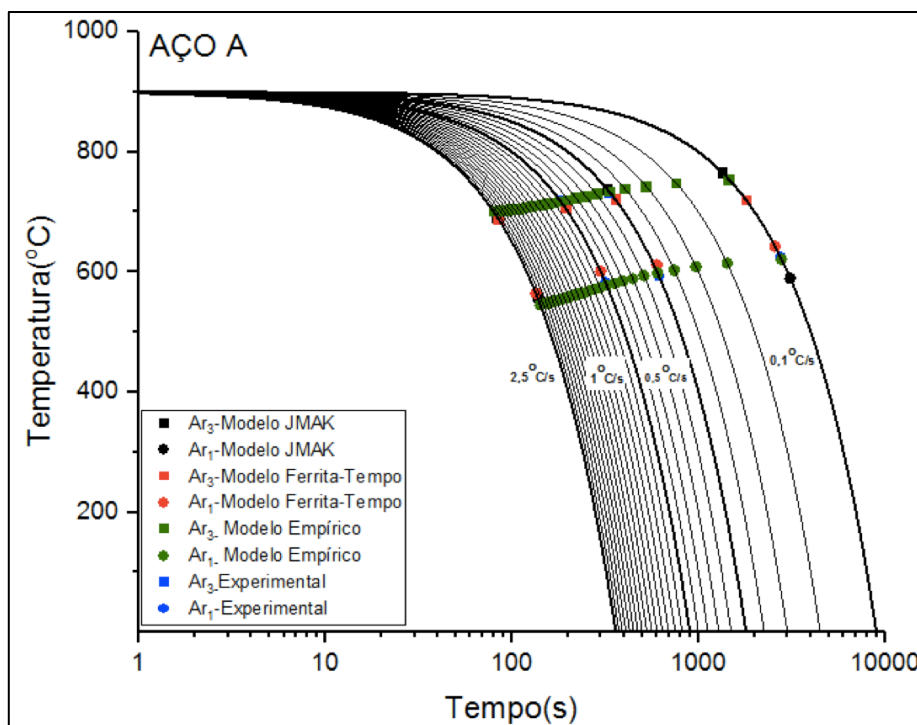


Figura 5.33 - TRC do aço A com as temperaturas críticas obtidas experimentalmente e a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico

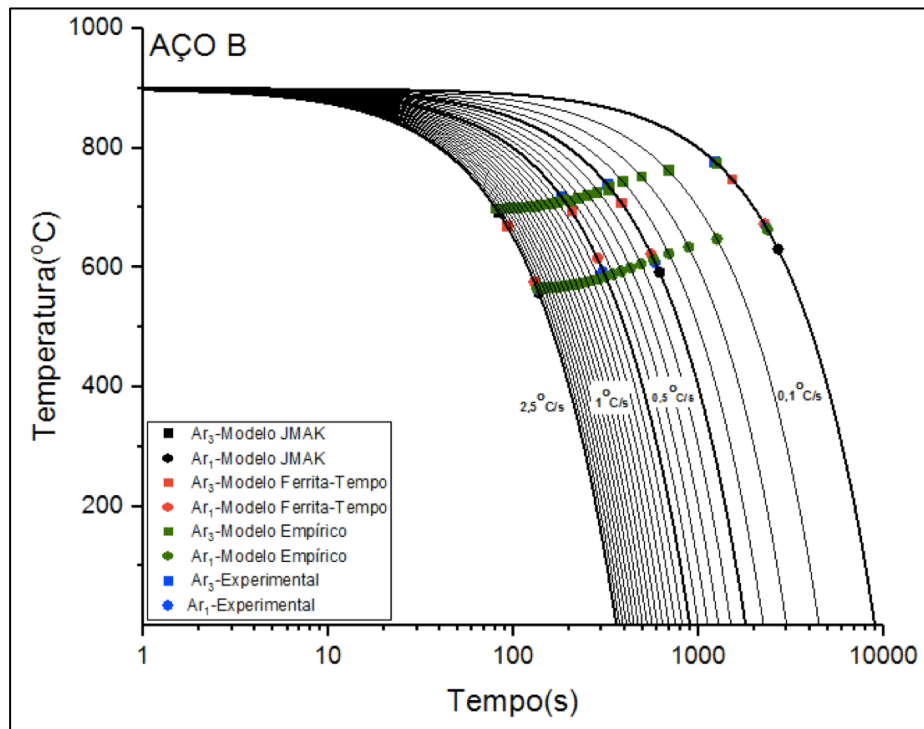


Figura 5.34 - TRC do aço B com as temperaturas críticas obtidas experimentalmente e a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico.

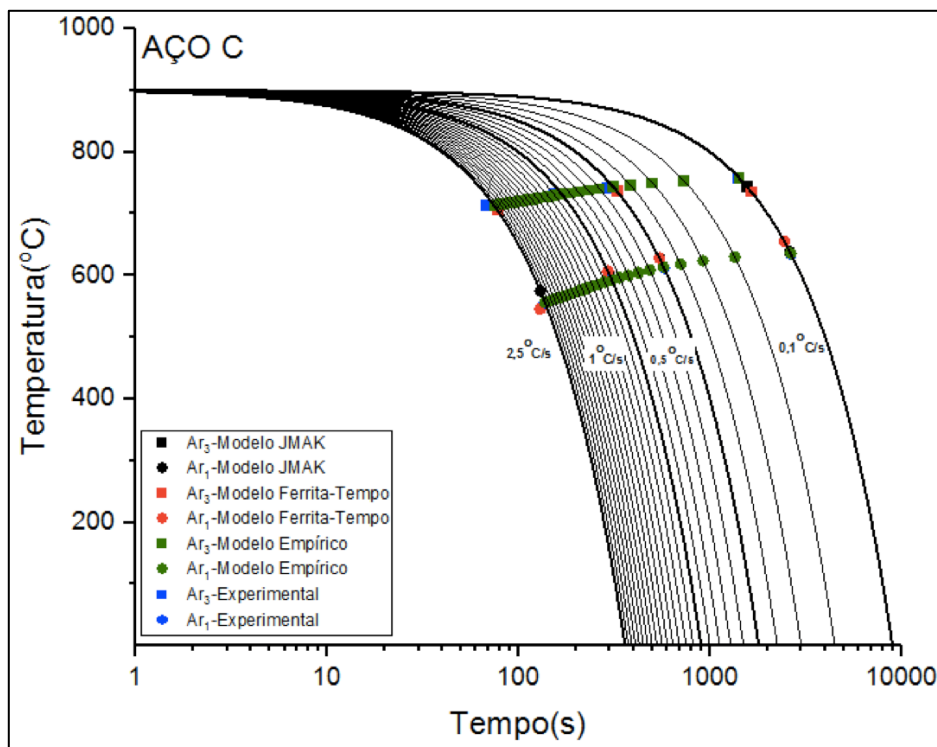


Figura 5.35 - TRC do aço C com as temperaturas críticas obtidas experimentalmente e a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo Empírico.

5.4.4 Análise da transformação isotérmica

No estudo da decomposição isotérmica da austenita, para obtenção dos tempos de início e de final de transformação, foi utilizado o método do desvio mínimo. Após a determinação dos tempos de início e final de decomposição da austenita, para cada temperatura de transformação, foi possível determinar experimentalmente o diagrama TTT para cada aço estudado, como mostra a Figura 5.36. No Apêndice B estão apresentadas as curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a diferentes temperaturas de transformação isotérmica utilizadas no presente trabalho.

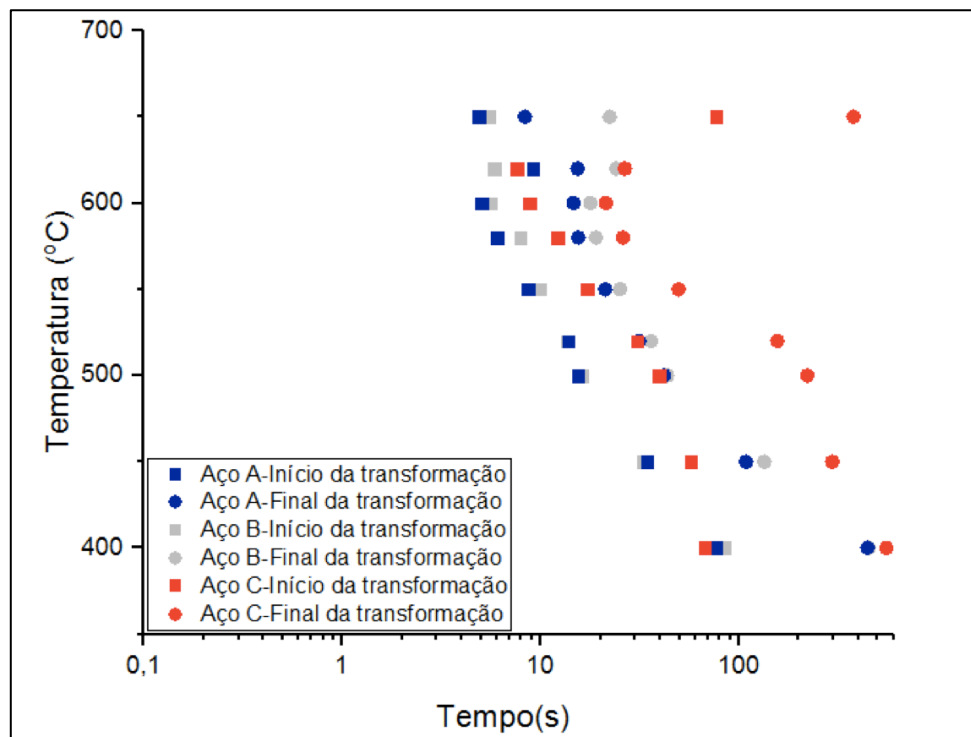


Figura 5.36 - Comparativo dos diagramas TTT dos aços A, B e C determinados a partir dos aços austenitizados a 900°C.

Pode-se observar que a curva do aço A (0,79% de C e 0,88% de Mn) está deslocada para esquerda em relação ao aço B (0,76% de C e 1,017% de Mn) e, significativamente mais deslocada para esquerda em relação ao aço C (0,73% de C e 1,24% de Mn). A maior concentração de carbono propicia a maior estabilidade da austenita, deslocando a curva TTT para direita. Porém, nesse caso, visto que o aço A apresentou o maior teor desse elemento e mesmo assim sua curva está deslocada para esquerda em relação aos outros dois aços, pode-se dizer que o teor de carbono não exerceu uma influencia significativa no deslocamento das

curvas de transformação de fases isotérmicas dos aços A, B e C. Esta observação pode ser explicada principalmente em função da diferença dos teores de Mn nos aços estudados. A maior concentração de Mn no aço C diminui a concentração de carbono da transformação eutetóide e propicia maior estabilidade da austenita mesmo em temperaturas abaixo de A_{c1} . Assim sendo, a cinética de decomposição da austenita no aço C é retardada, justificando a sua curva mais deslocada para a direita em relação aos aços A e B (WANG *et al.*, 2017; PRAKASH e BRIMACOMBE, 1981).

5.4.4.1 Caracterização microestrutural e microdureza dos corpos de prova de dilatométrica submetidos aos tratamentos isotérmicos

As Figuras 5.37, 5.38 e 5.39 apresentam, respectivamente, as microestruturas dos corpos de prova de dilatométrica dos aços A, B e C submetidos à temperatura de transformação isotérmica de 650°C . Pode-se observar que, os corpos de prova selecionados para caracterização microestrutural e microdureza Vickers apresentam uma microestrutura completamente perlítica.

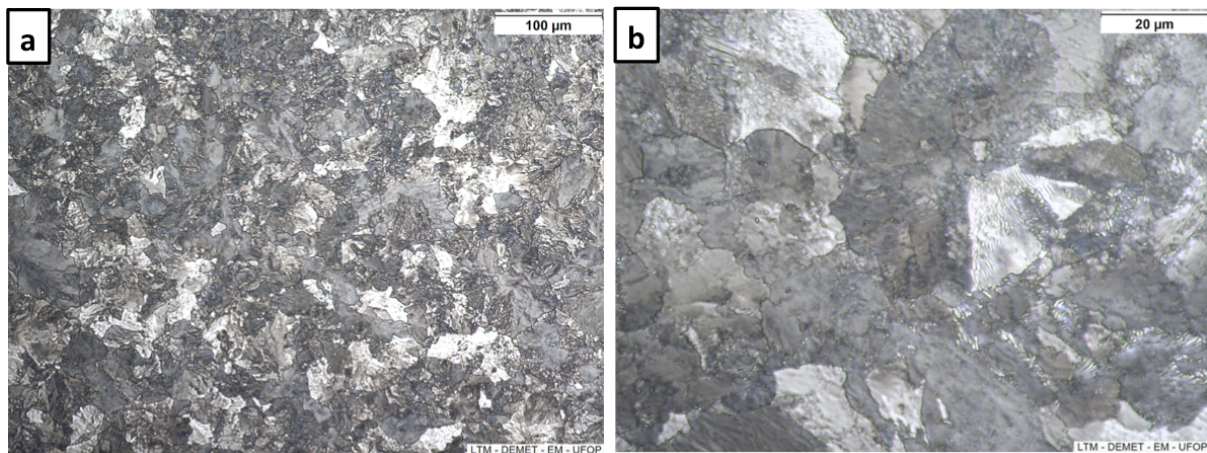


Figura 5.37 - Micrografia do aço A, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 650°C - ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO.

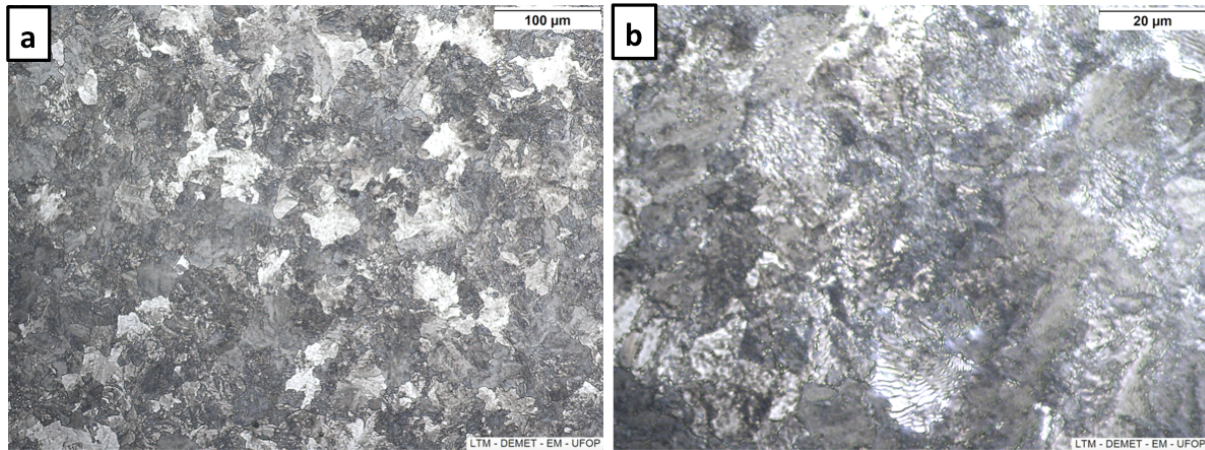


Figura 5.38 - Micrografia do aço B, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 650°C-ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO

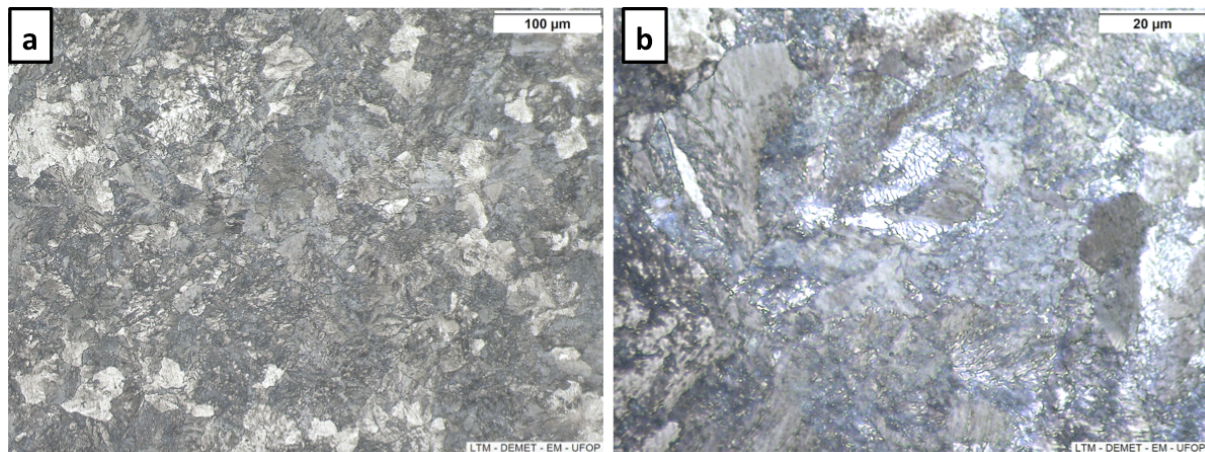


Figura 5.39 - Micrografia do aço C, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 650°C-ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO

A Figura 5.40 apresenta as microestruturas dos três aços avaliadas por MEV, confirmando a presença de uma microestrutura totalmente perlítica.

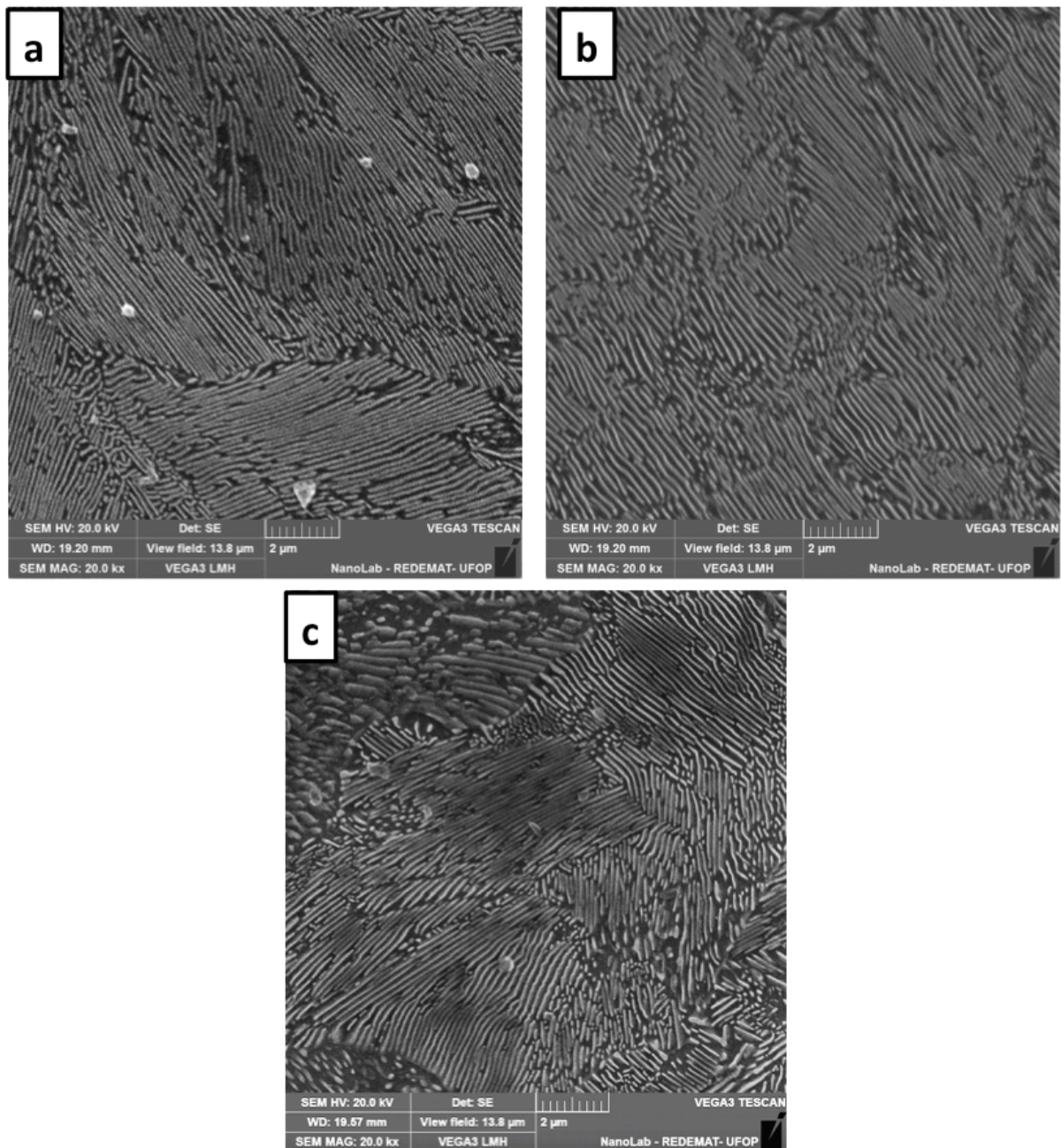


Figura 5.40 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), após serem submetidos à transformação isotérmica a 650°C. Ataque Nital 2%, aumento de 20000X - MEV.

A Figura 5.41 apresenta as microestruturas atacadas termicamente para a determinação do tamanho médio das colônias de perlita, para os aços A, B e C, respectivamente, conforme descrito no subitem 4.2.1.2.1. Os resultados do tamanho médio de colônia de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio e microdureza Vickers apresentados pelos aços A, B e C submetidos à temperatura de transformação isotérmica de 650°C, são apresentados na Tabela 5.8.

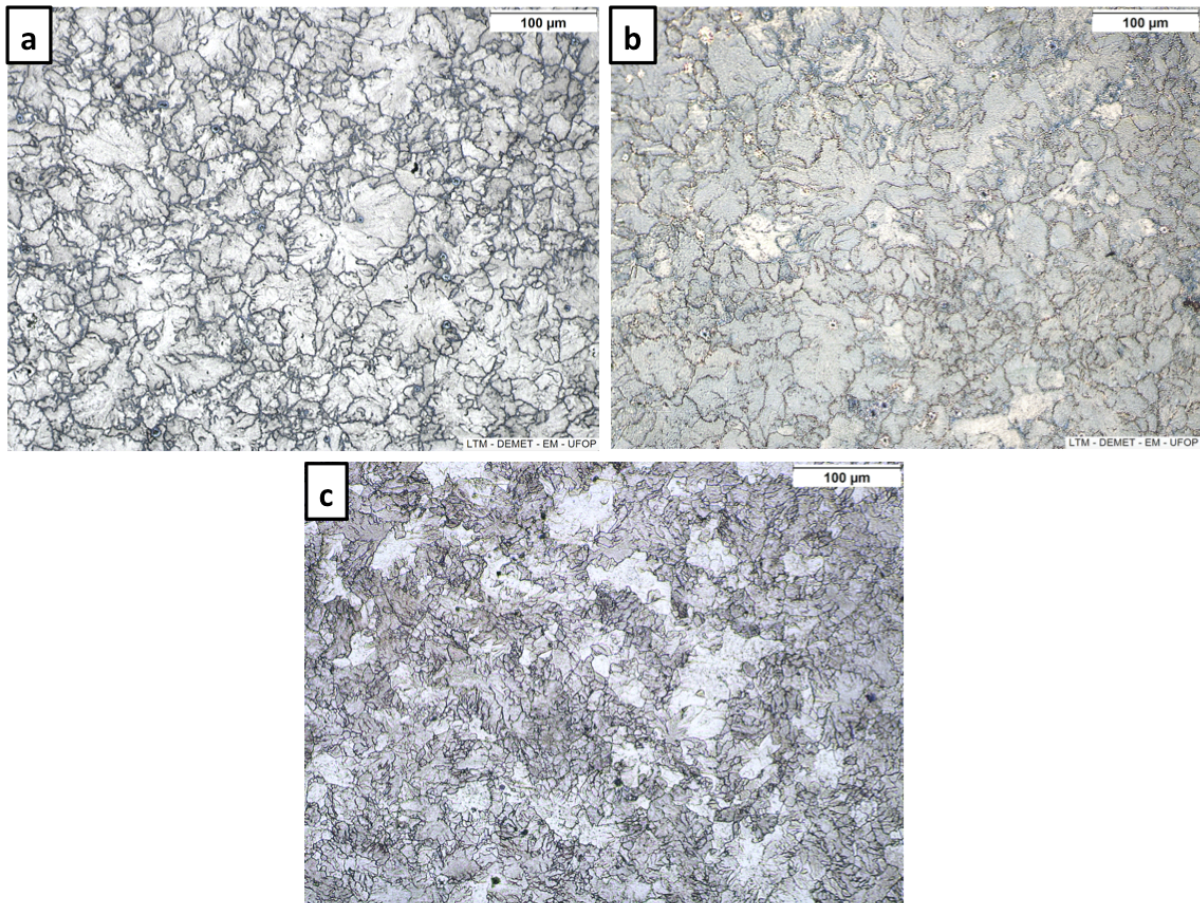


Figura 5.41 - Micrografia apresentando os contornos das colônias da perlita para os aços A (a), B (b) e C (c), aumento de 200X, ataque térmico.

Tabela 5.8 - Tamanho médio das colônias de perlita, espaçamento interlamelar perlítico médio e microdureza Vickers dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 650°C.

Aço	Tamanho médio das colônias de perlita (μm)	Espaçamento interlamelar perlítico médio (μm)	Microdureza Vickers
A	22 \pm 2	0,11 \pm 0,01	352 \pm 11
B	25 \pm 3	0,13 \pm 0,01	323 \pm 7
C	12 \pm 1	0,12 \pm 0,02	333 \pm 6

A diferença entre os tamanhos de colônias de perlita apresentada pelos aços *premium* e *standard* foi significativa. O menor tamanho de colônia de perlita apresentado no estado de entrega pelos aços *premium* em relação ao *standard* pode estar relacionado ao grau de super-resfriamento a que os aços *premium* foram submetidos. No entanto, após os três aços serem submetidos à mesma temperatura de transformação isotérmica, o aço C apresentou uma diferença significativa em relação aos aços A e B, e em relação ao seu estado de entrega. O tamanho da colônia de perlita é controlado pelo tamanho de grão inicial da austenita, ou seja, quanto menor o tamanho de grão austenítico prévio, menor será o tamanho das colônias de perlita (MARDER e BRAMFITT, 1976; HYZAK E BERNSTEIN, 1976; VICENTE *et al.*, 2001; LEWANDOWSKI e THOMPSON, 1986). Dessa forma, pode-se dizer que os resultados estão coerentes, visto que, os aços A e B apresentaram um maior tamanho de grão austenítico prévio (Tabela 5.4) e, conseqüentemente um maior tamanho de colônia de perlita em relação ao aço C, para a mesma condição de austenitização.

Após o tratamento isotérmico proposto nesse estudo, os valores do espaçamento interlamelar perlítico médio, apresentando pelos aços *premium*, mostram que, não existe uma diferença significativa quando esses valores são comparados aos valores do espaçamento interlamelar perlítico médio apresentando por esses aços no estado de entrega. Porém, é importante observar que o aço C, apresentou uma grande diferença entre os valores do espaçamento interlamelar do estado de entrega e após ser submetido a etapa de tratamento isotérmico. Este fato pode estar relacionado aos maiores teores de Mn e Si contidos na composição química do aço C juntamente ao efeito do grau de super-resfriamento durante a decomposição da austenita.

O maior valor de dureza apresentado pelo aço A provavelmente se deve ao fato desse aço ter apresentado o maior teor de carbono e o menor valor de espaçamento interlamelar, apesar de não ter apresentado o menor valor de tamanho de colônia de perlita e nem o menor valor de tamanho de grão austenítico. Hyzak e Bernstein (1976) quantificaram o efeito do tamanho de grão austenítico, do espaçamento interlamelar da perlita e do tamanho das colônias de perlita nas propriedades mecânicas de aços eutetóides. Os autores concluíram que o espaçamento interlamelar perlítico é o mais importante parâmetro microestrutural que controla a resistência mecânica de aços perlíticos. Além disso, deve-se destacar que o aumento significativo da dureza do aço C em relação aos aços A e B, se deve ao maior refinamento da microestrutura do aço C, em consequência do tratamento térmico sofrido pelo mesmo.

Este resultado se mostra relevante, pois há um indicativo favorável que, uma vez que se caracteriza a cinética de transformação de fases de aços eutetóides de aplicação ferroviária e se mapeie os diagramas TTT desses aços, utilizando-os como referência para que planejamentos adequados de tratamentos térmicos sejam executados, há potencial para se obter características microestruturais para aços *standard* tão refinadas quanto as alcançadas para aços *premium* como fabricados.

As Figuras 5.42 a 5.47 apresentam as microestruturas dos corpos de dilatométrica dos aços A, B e C submetidos às temperaturas de transformação isotérmica de 550°C e 400°C.

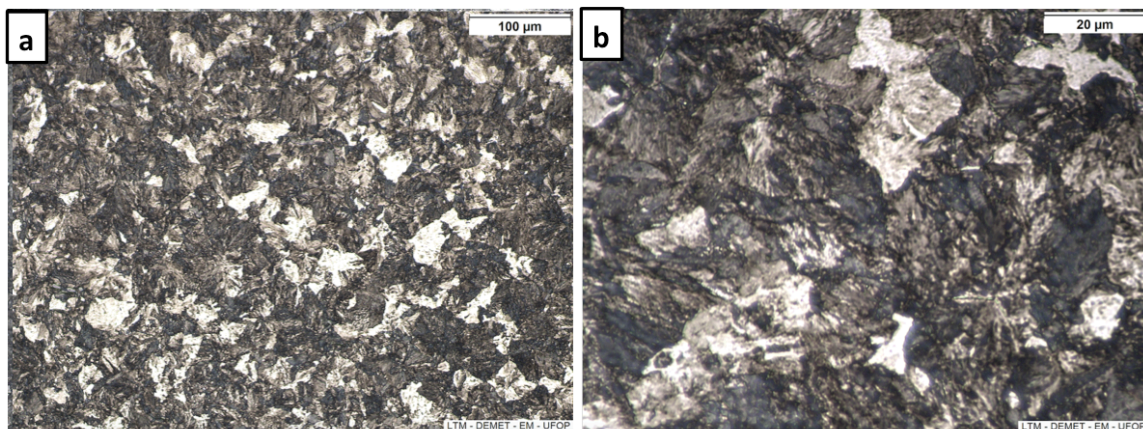


Figura 5.42 - Micrografia do aço A, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 550°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X - MO

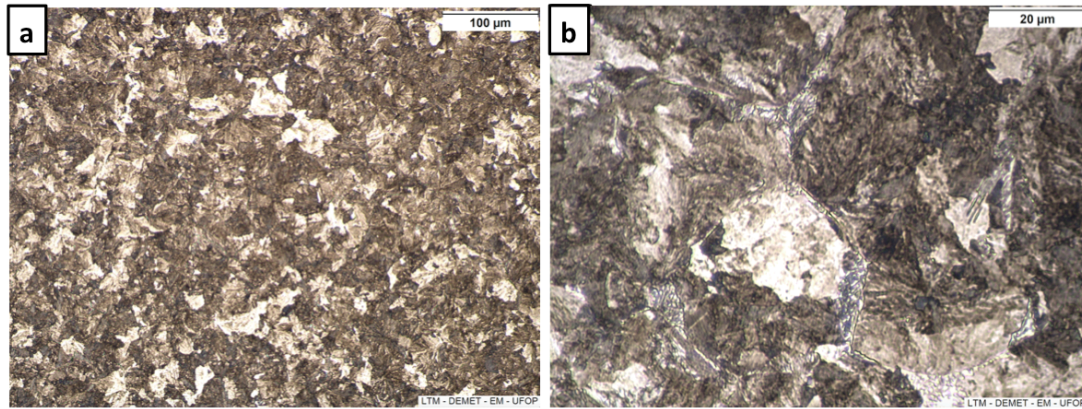


Figura 5.43 - Micrografia do aço B, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 550°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.

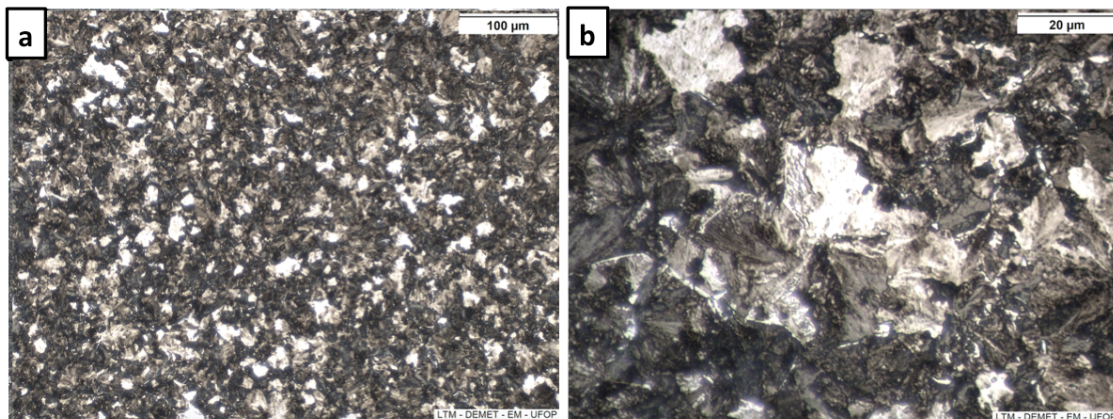


Figura 5.44 - Micrografia do aço C, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 550°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.

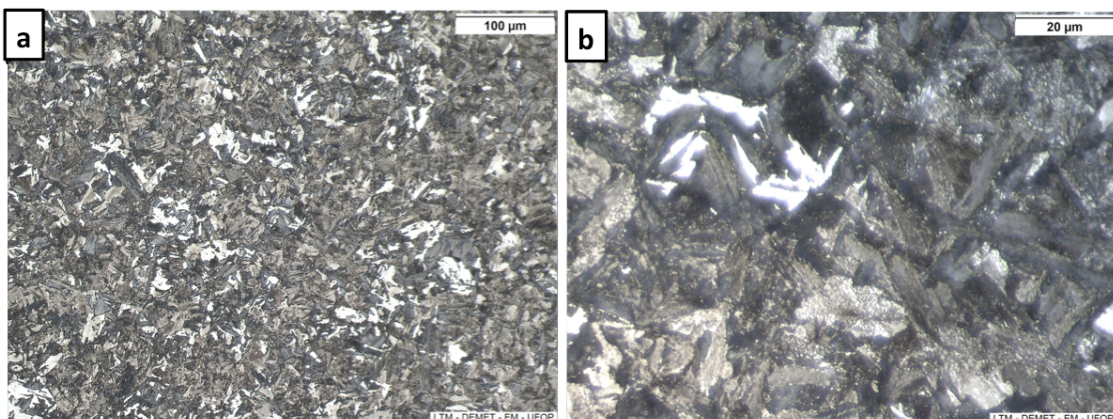


Figura 5.45 - Micrografia do aço A, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 400°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.

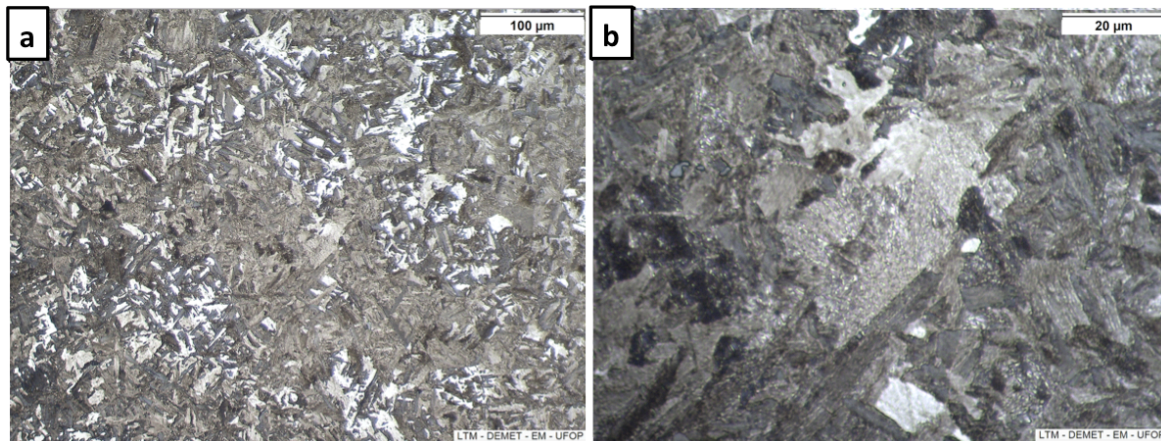


Figura 5.46 - Micrografia do aço B, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 400°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.

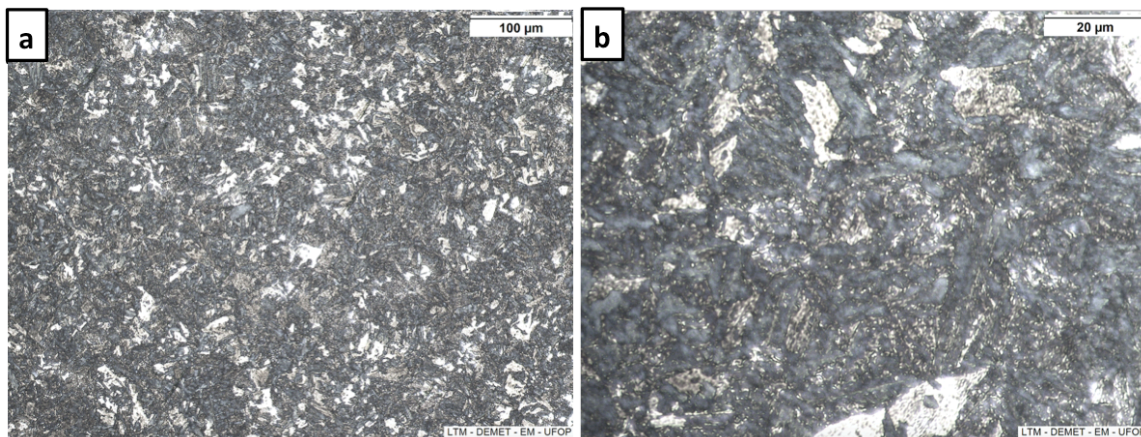


Figura 5.47 - Micrografia do aço C, submetido a temperatura de transformação isotérmica de 400°C- ataque Nital 2%, (a) aumento de 200X; (b) aumento de 1000X – MO.

As Figuras 5.48 e 5.49 apresentam as microestruturas dos três aços submetidos as temperaturas de transformação isotérmica de 550°C e 400°C, avaliadas por MEV.

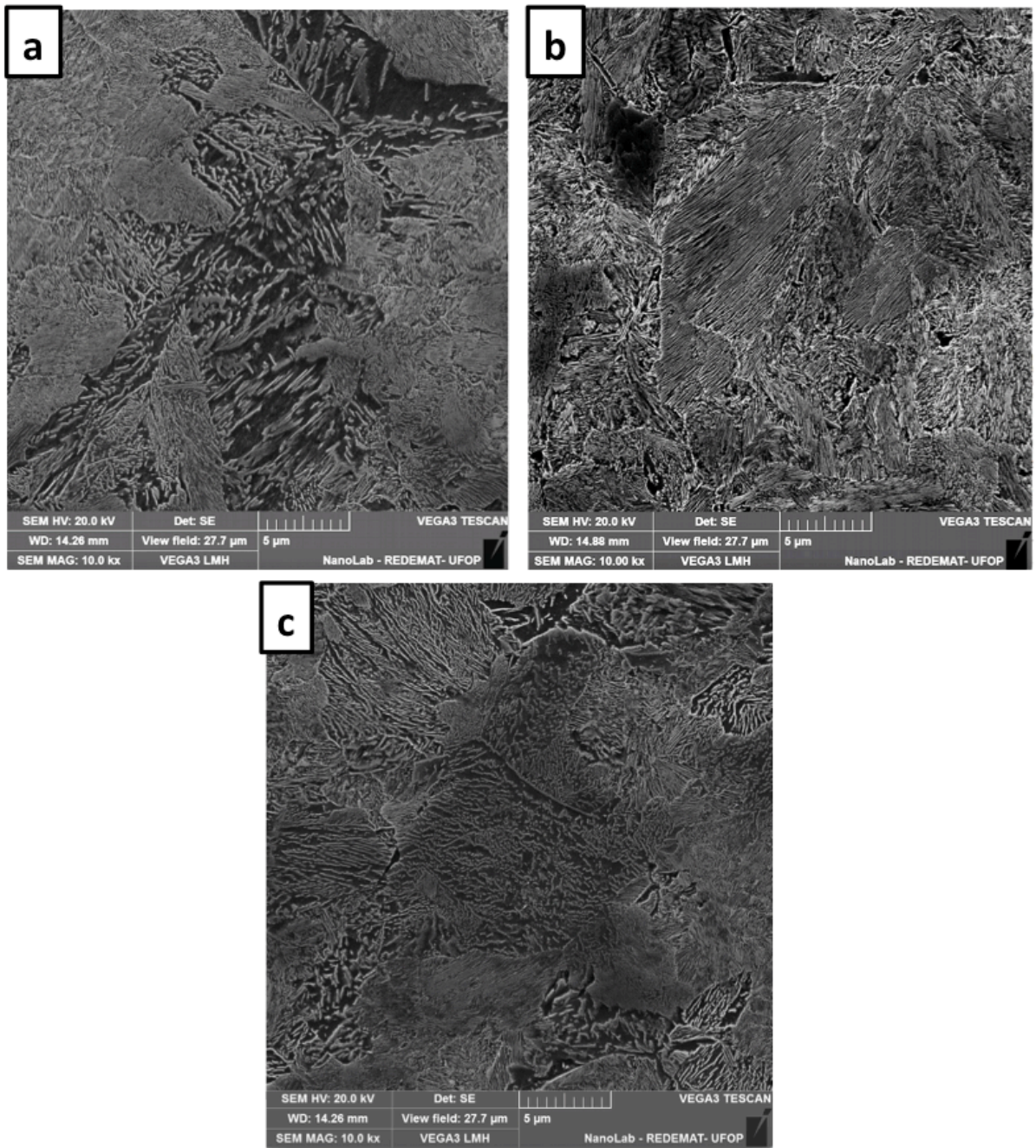


Figura 5.48 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), após serem submetidos à transformação isotérmica a 550°C. Ataque Nital 2%, aumento de 10000X - MEV.

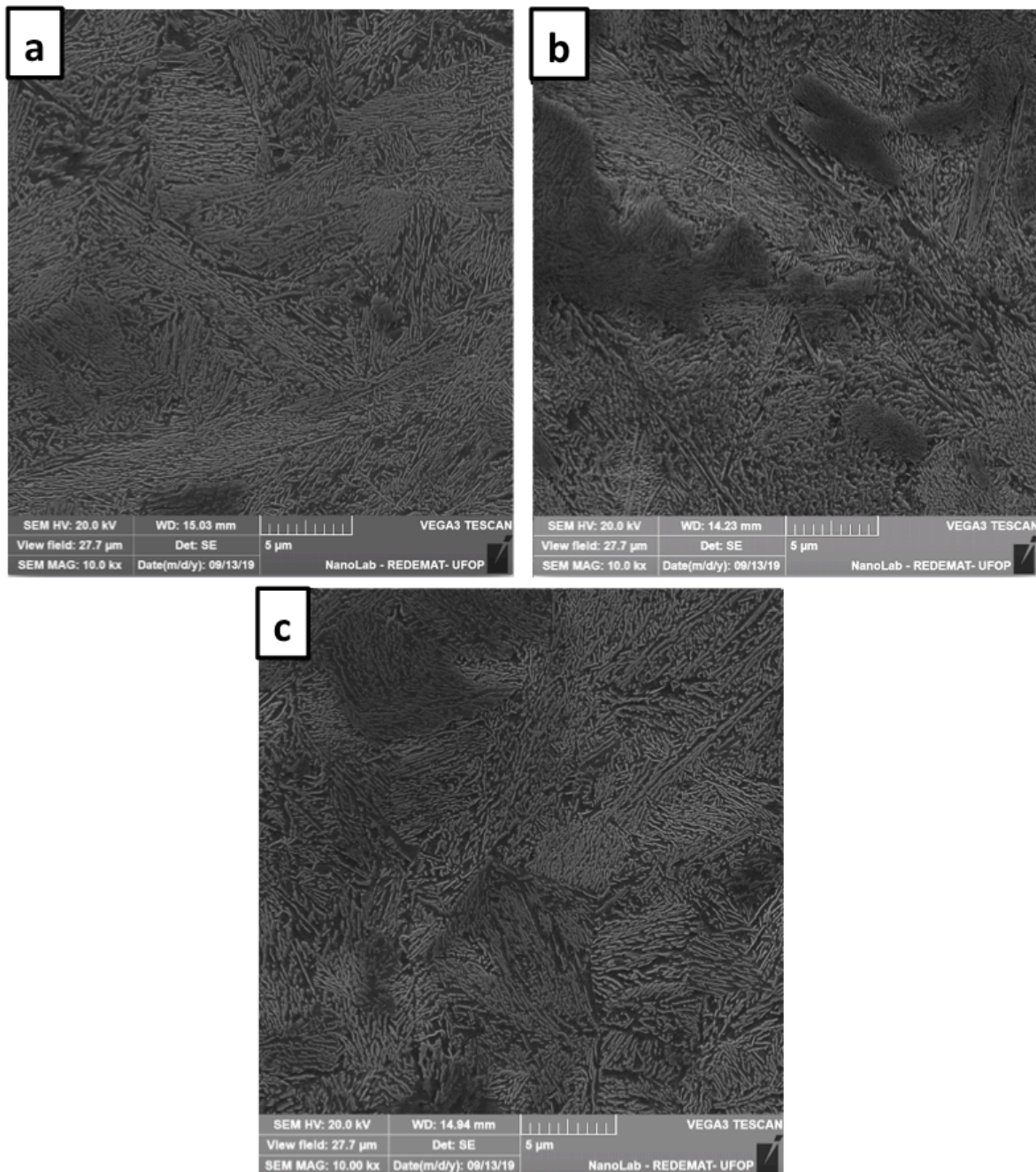


Figura 5.49 - Micrografias dos aços A (a), B (b) e C (c), após serem submetidos à transformação isotérmica a 400°C. Ataque Nital 2%, aumento de 10000X - MEV.

A bainita é um produto de transformação que fica abaixo do “nariz” da curva de transformação, mas acima da temperatura inicial de transformação martensítica. Se o diagrama de transformação isotérmica (TTT) não exibe um campo distinto de bainita, a formação desse microconstituente será acompanhada pela formação de perlita em temperaturas logo abaixo do "nariz" da curva de transformação perlítica. Em temperaturas

mais baixas, mas acima do início da transformação martensítica, a bainita será o produto majoritário (STEELE, 2002).

Dessa forma, pode-se observar que, na temperatura de 550°C, os três aços estudados, apresentaram uma microestrutura mista, constituída por bainita e perlita. Os corpos de provas submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 400°C, apresentaram uma microestrutura totalmente bainítica, em acordo com o que é descrito na literatura para morfologias de bainita em aços alto carbono (STEELE, 2002). Os resultados mostram que, é possível obter uma microestrutura bainítica a partir de aços eutetóides, de classificação tanto *premium* quanto *standard*, por meio de um tratamento térmico bem planejado.

Os valores de microdureza Vickers apresentados pelos aços A, B e C, submetidos às temperaturas de transformação isotérmica de 550°C e 400°C, são apresentados na Tabela 5.9.

Tabela 5.9 - Microdureza Vickers dos aços A, B e C submetidos as temperaturas de transformação isotérmica de 550°C e 400°C.

Aço	Microdureza Vickers (HV)	
	550°C	400°C
A	452 ± 11	456 ± 9
B	413 ± 11	454 ± 5
C	424 ± 16	441 ± 8

Diante desses valores, é possível observar que, os corpos de prova que apresentaram uma microestrutura totalmente bainítica apresentaram maior dureza em relação aos corpos de prova que apresentaram uma microestrutura totalmente perlítica e, também, em relação aos corpos de prova que apresentaram uma microestrutura mista, constituída por perlita e bainita.

As micrografias e os diagramas TTT sugerem que a temperatura de início da transformação bainítica (B_s), nos três aços eutetóides estudados, está entre 550°C e 400°C. Várias teorias e diferentes modelos, para definição de B_s foram propostos na literatura, como foi mostrado no subitem 3.7.1. Algumas equações empíricas, obtidas por regressão linear múltipla, foram desenvolvidas para calcular o efeito dos elementos de liga na temperatura B_s . A Tabela 5.10, apresenta as temperaturas B_s estimadas para os aços estudados, calculadas a partir de diferentes equações empíricas.

Tabela 5.10 - Temperaturas Bs calculadas para os aços A, B e C.

Fórmulas Empíricas	Temperatura de início de transformação bainítica-Bs (°C)		
	Aço A	Aço B	Aço C
Valor Experimental	550-400	550-400	550-400
Fórmulas Empíricas:			
• Steven and Haynes (1956)	520	517	503
• Zhao <i>et al.</i> (2001)	572	570	548
• Bohemen <i>et al.</i> (2012)	565	565	537

De acordo com os resultados encontrados, o modelo de Steven and Haynes (1956), foi o modelo que melhor estimou valores de Bs para os três aços estudados, considerando a faixa determinada experimentalmente.

5.4.4.2 Cinética de decomposição da austenita durante a transformação isotérmica

Para o estudo da cinética de decomposição da austenita em perlita ou bainita, dependendo da temperatura de transformação isotérmica, por meio da regra da alavanca descrita no subitem 3.3.2, foram determinados os gráficos das frações transformadas em relação ao tempo. Em seguida, os dados foram ajustados pela Equação 3.9 referente ao modelo clássico JMAK. Os ajustes podem ser visualizados nos gráficos apresentados pelas Figuras 5.50 a 5.58.

A Tabela 5.11 apresenta para cada temperatura de transformação isotérmica os parâmetros de ajuste K, n e a referência estatística de qualidade de ajuste R^2 , para os três aços estudados. Observe que na faixa de temperatura investigada pode-se observar que o modelo de JMAK se ajustou bem aos pontos experimentais e poderia, portanto, com boa precisão, ser utilizado para descrever as transformações isotérmicas dos três aços estudados. Entretanto, os valores das constantes K e n obtidos pelos aços A, B e C, não apresentaram nenhuma tendência. Como foi dito no item 3.4, apesar do modelo de Avrami ser muito utilizado, devido à sua simplicidade e aplicabilidade a resultados experimentais, nem sempre se consegue atribuir significado físico aos parâmetros K e n, principalmente nesse caso em que até a temperatura

de retenção de 550°C a austenita se transformou majoritariamente em perlita e abaixo de 550°C se transformou majoritariamente em bainita.

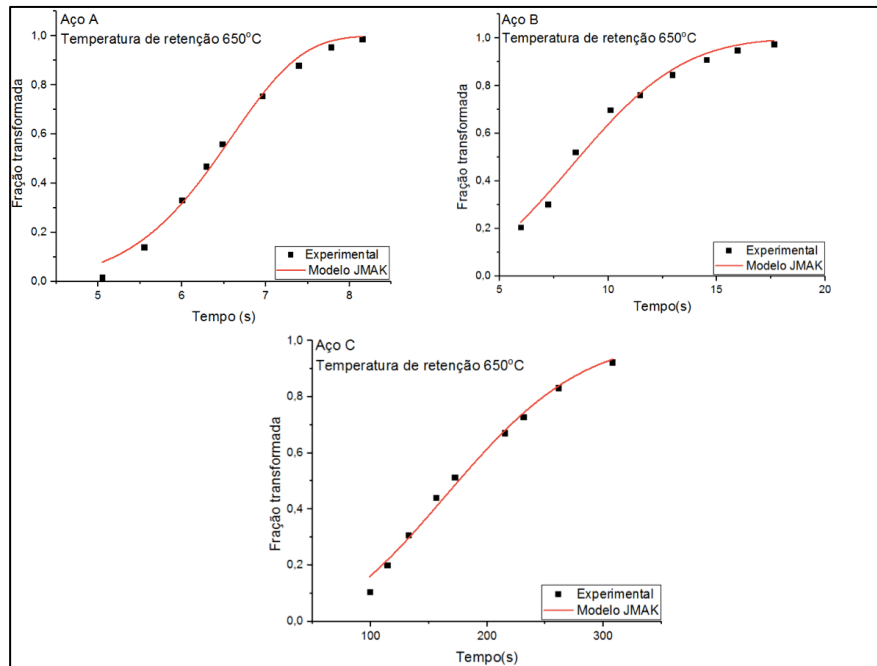


Figura 5.50 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 650°C.

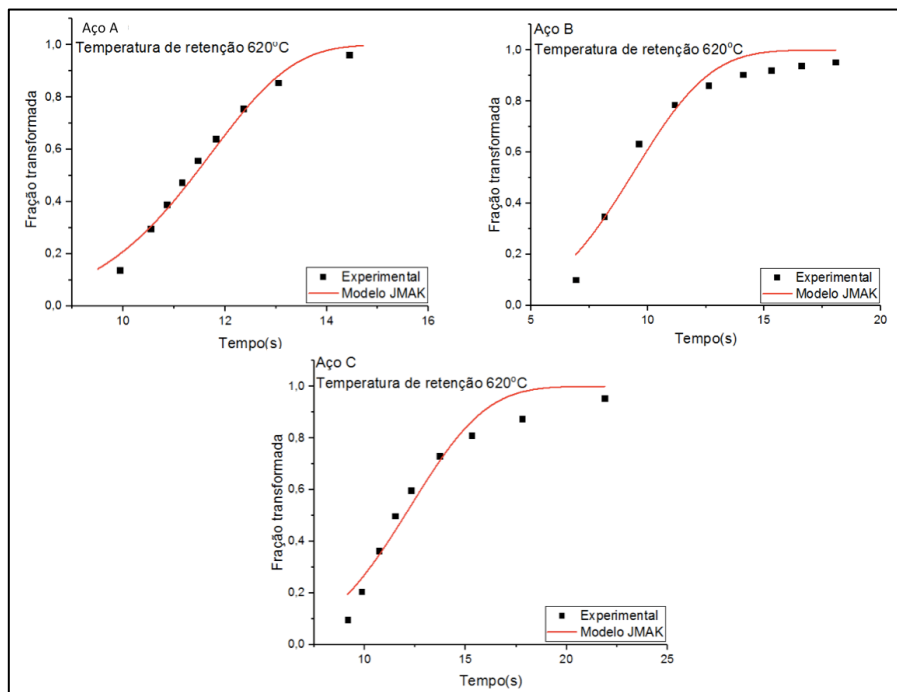


Figura 5.51 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 620°C.

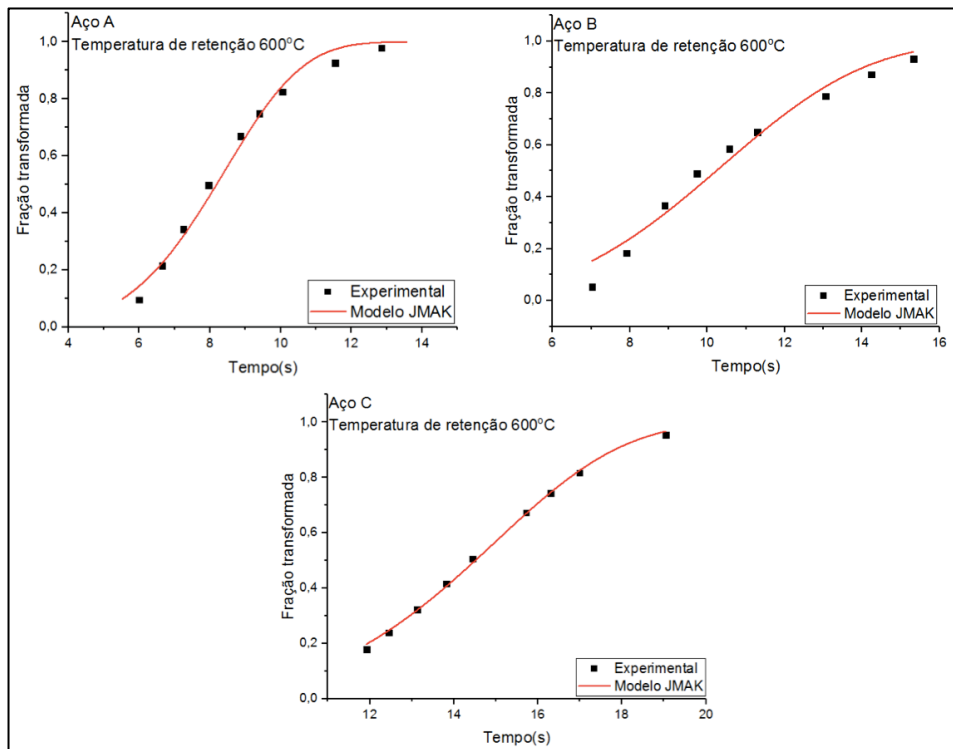


Figura 5.52 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 600°C.

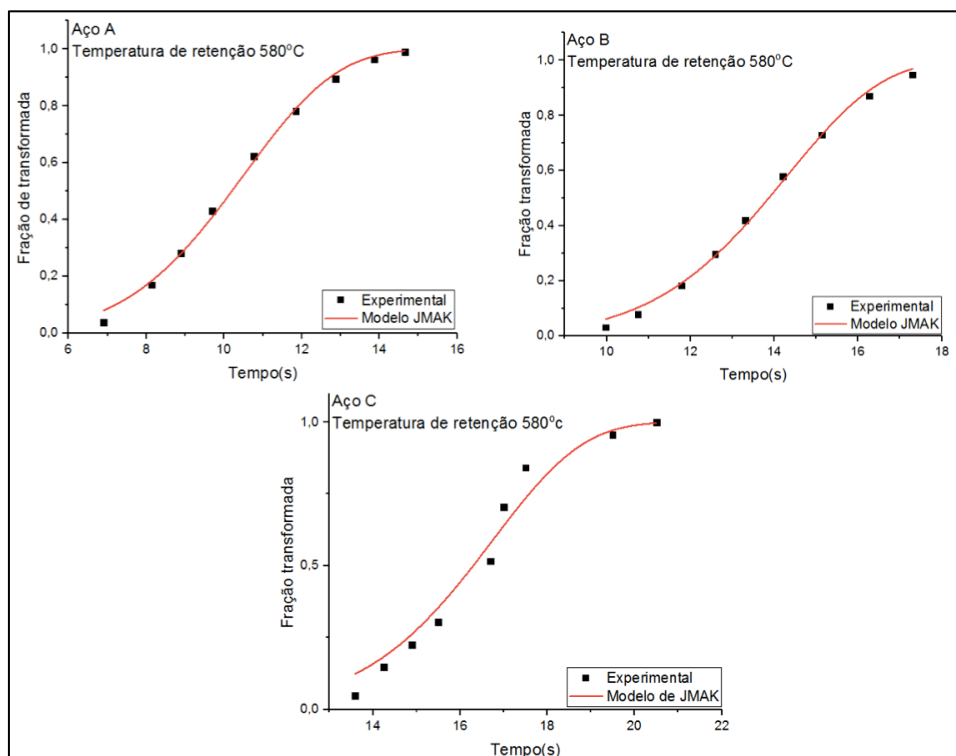


Figura 5.53 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 580°C.

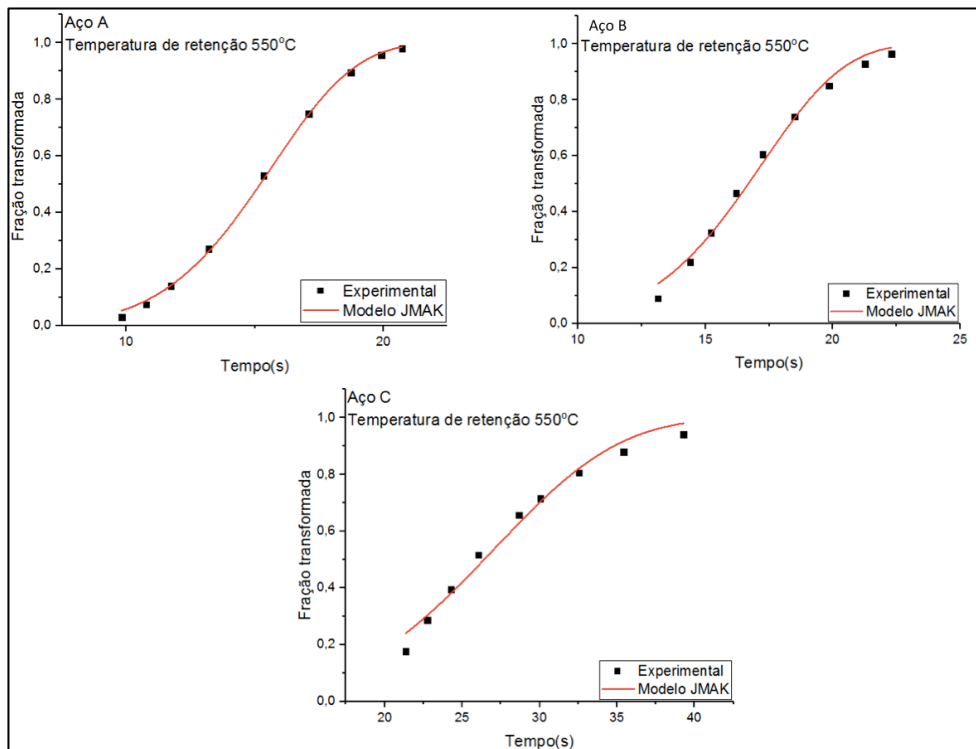


Figura 5.54 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 550°C.

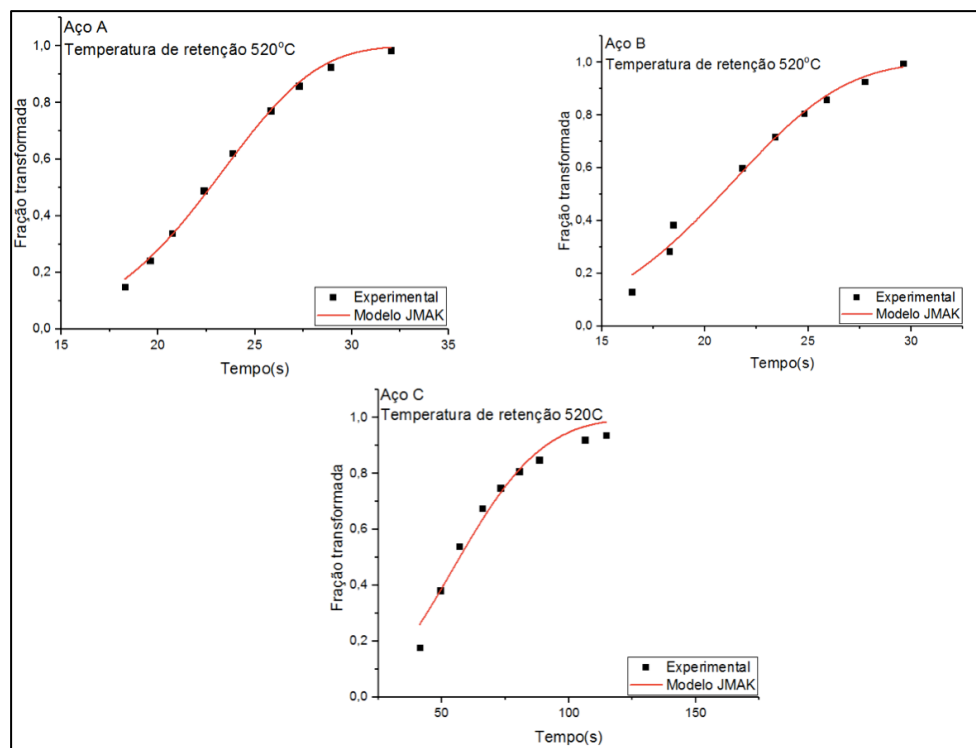


Figura 5.55 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 520°C.

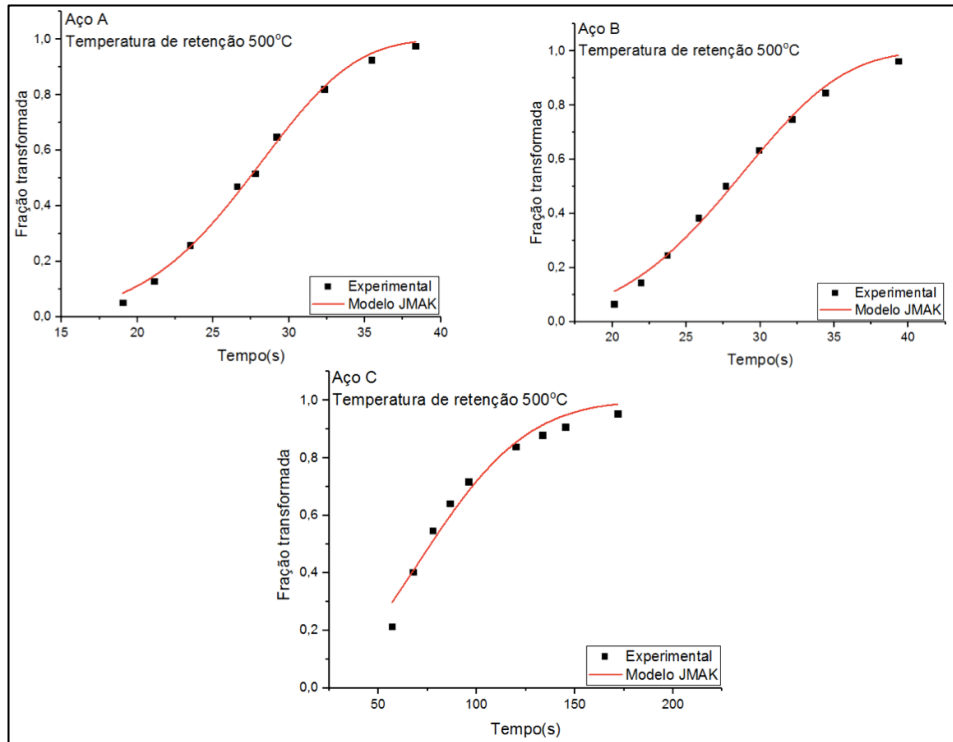


Figura 5.56 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 500°C.

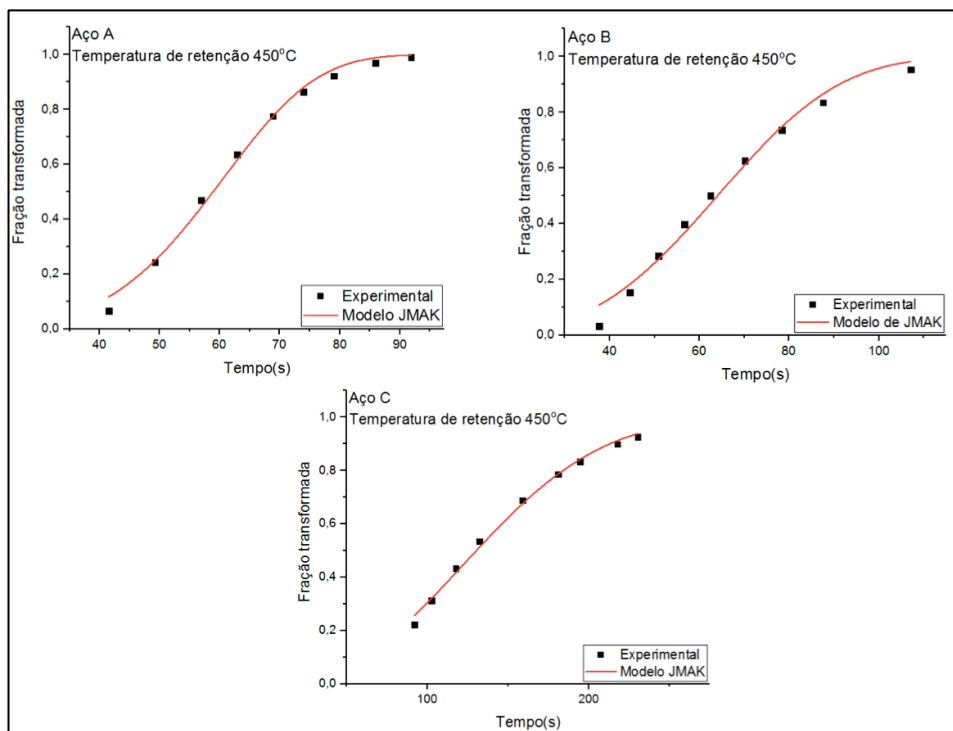


Figura 5.57 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 450°C.

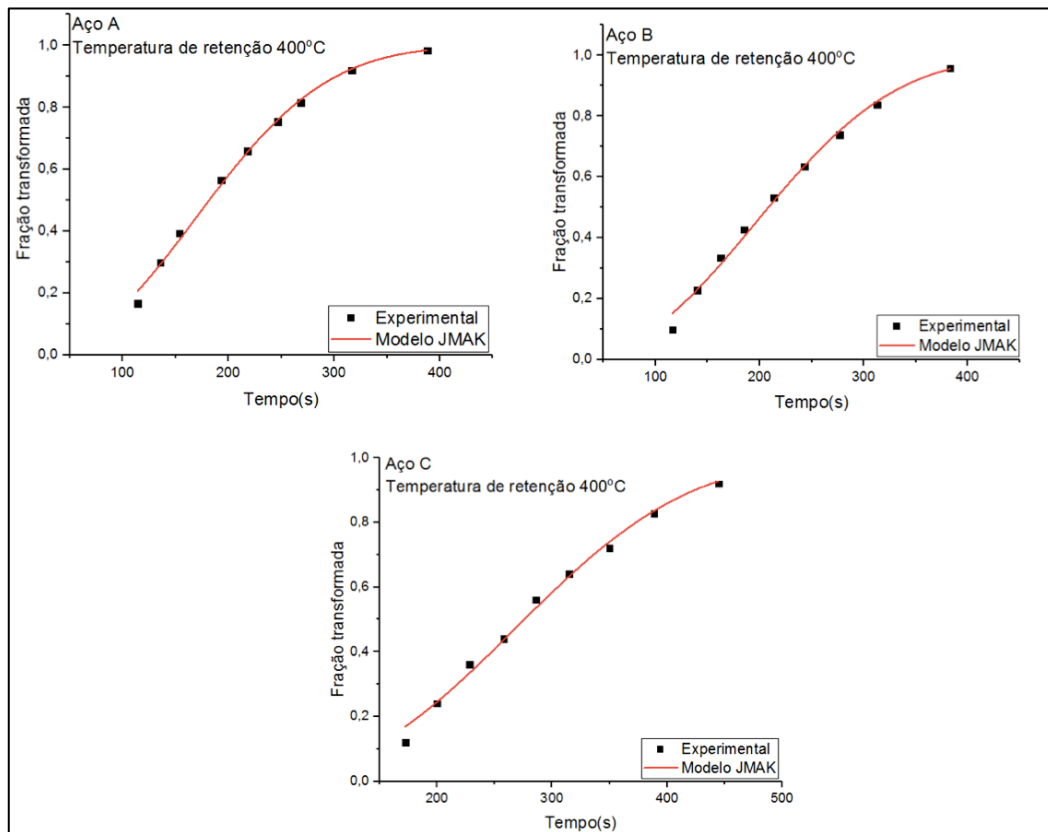


Figura 5.58 - Gráfico fração transformada em função do tempo para o aço A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 400°C.

Tabela 5.11- Parâmetros obtidos a partir dos ajustes da Equação 3.3 (JMAK) para os aços A, B e C.

Temperatura de retenção (°C)	Aço A			Aço B			Aço c		
	K	n	R ²	K	n	R ²	K	n	R ²
650	4,65E-8	8,88	0,99	2,24E-3	2,65	0,98	2,59E-6	2,41	0,99
620	1,13E -9	8,31	0,99	1,138E-4	3,91	0,95	1,5E-5	4,32	0,95
600	2,71E-5	4,82	0,98	1,04E-4	3,78	0,97	1,14E-7	5,83	0,99
580	2,25E-6	5,43	0,99	3,44E-9	7	0,99	5,68E-12	9,14	0,97
550	9,11E-8	5,82	0,99	1,39E-8	6,29	0,99	4,31E-7	4,36	0,98
520	7,33E-9	5,88	0,99	2,89E-7	4,98	0,98	3,52E-5	2,27	0,96
500	5,41E-9	5,64	0,99	1,48E-8	5,29	0,99	4,63E-6	2,44	0,96
450	1,41E-9	4,90	0,99	5,03E-7	3,39	0,98	1,06E-7	2,79	0,99
400	3,07E-6	2,36	0,99	1,35E-6	2,46	0,99	2,08E-5	2,57	0,99

5.4.4.3 Determinação da energia de ativação para transformação bainítica

Na faixa de temperatura em que houve a transformação bainítica (520°C a 400°C), foi determinada a energia de ativação global de transformação ($Q^*_{0,5}$) para cada aço estudado. Dados da cinética de transformação isotérmica à 550°C, não foram considerados para o cálculo da energia de ativação global, uma vez que, nessa temperatura de transformação isotérmica, foi obtido uma microestrutura mista, constituída de perlita e bainita, para os três aços estudados. A Figura 5.59 mostra os resultados da regressão linear feitas para cada aço, e a Tabela 5.12 apresenta os valores de $Q^*_{0,5}$ determinados para cada aço estudado, como foi descrito no subitem 4.2.3.2.3.

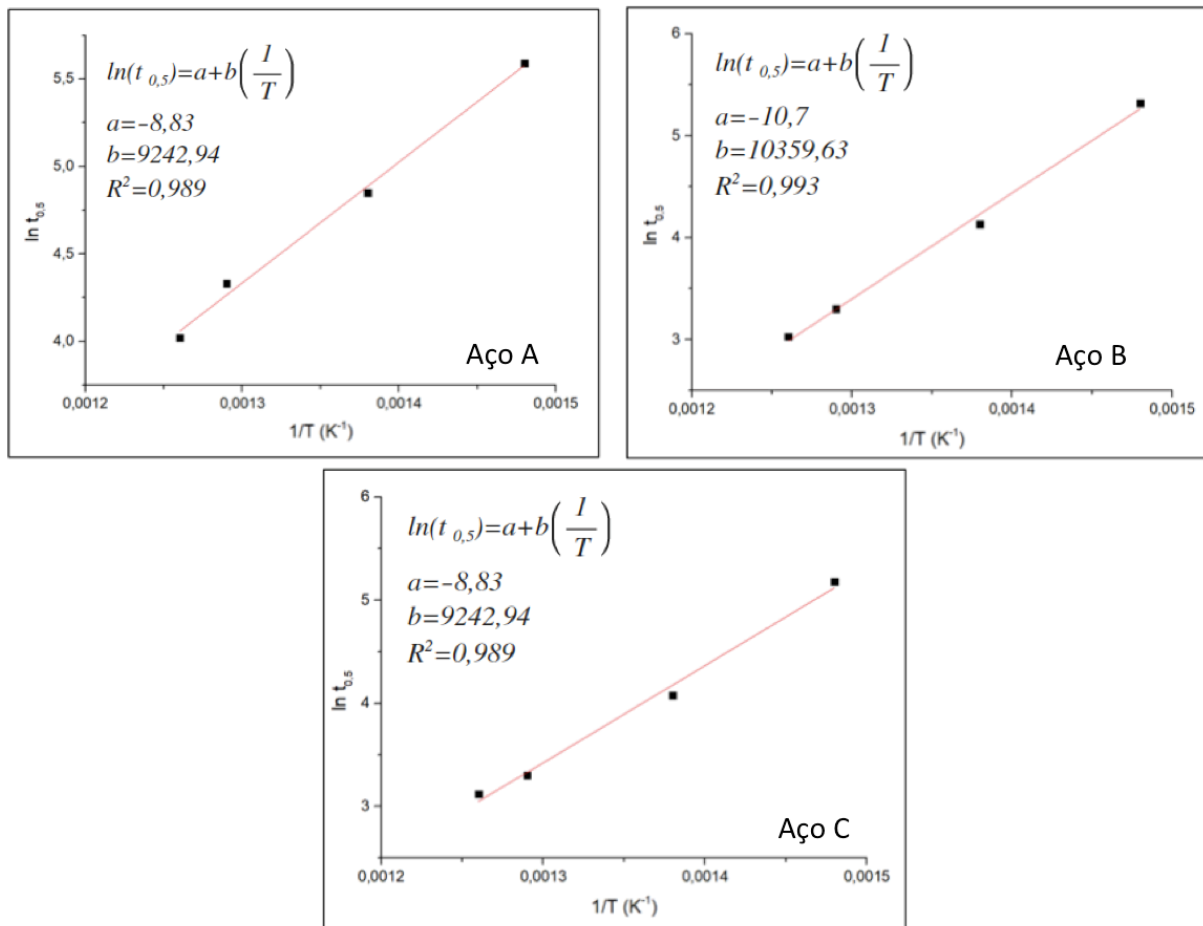


Figura 5.59 - Resultados da regressão linear feita para os aços A, B e C.

Tabela 5.12- Valores da energia de ativação $Q^*_{0,5}$ para 50% de transformação.

Aço	$Q^*_{0,5}$ (J/mol ¹)
A	78359
B	86130
C	57436

De acordo com os resultados, os aços *premium* apresentaram valores de energia de ativação global, $Q^*_{0,5}$, semelhantes. Já o aço *standard* apresentou um valor de energia de ativação global consideravelmente menor em relação aos aços de classificação *premium*. É consolidado na literatura que a composição química influencia fortemente na energia de ativação para transformação de fases no aço, quanto maior o teor de elementos de liga no aço maior será a "barreira de energia" a ser vencida para que a transformação de fases ocorra.

Porém, o aço de classificação *standard*, apresentou um maior teor de elementos de liga quando comparado aos aços de classificação *premium*. Nesse caso, essa diferença dos valores de energia de ativação global apresentada pelos aços *premium* e *standard* pode estar relacionada ao tamanho de grão austenítico prévio apresentado por esses aços.

Durante o processo de difusão, os átomos podem se difundir mais rapidamente por meio do contorno de grão do que no volume do grão, por estarem submetidos a menores restrições nos contornos. Do ponto de vista energético, quanto maior a densidade de contornos de grão austenítico, menor será a energia necessária que deverá ser fornecida ao sistema para que a difusão ocorra e a transformação evolua. Esse fato explica a menor energia de ativação encontrada para o aço C em comparação aos aços A e B pois, como foi visto, os aços *premium* apresentaram um tamanho de grão austenítico prévio consideravelmente maior quando comparado ao tamanho de grão austenítico prévio apresentado pelo aço *standard*.

5.4.4.4 Simulação da cinética de decomposição da austenita durante a transformação isotérmica

A partir dos parâmetros K e n apresentados pela Tabela 5.11, foi possível realizar as simulações da cinética de transformação de fases dos aços A, B e C usando o modelo de JMAK, dado pela Equação 3.3. Os gráficos com os pontos experimentais obtidos e as curvas simuladas são apresentados pelas Figuras 5.60 a 5.62. Percebe-se que a simulação da cinética de formação da perlita ou bainita, dependendo da temperatura de transformação, a partir do modelo analisado, foi satisfatória para os três aços estudados. Dessa forma, pode-se dizer que, na faixa de temperatura investigada, o modelo de JMAK se ajustou bem aos pontos experimentais e poderia, portanto, com boa precisão, ser utilizado para descrever a cinética de decomposição da austenita durante a transformação isotérmica para os aços A, B e C.

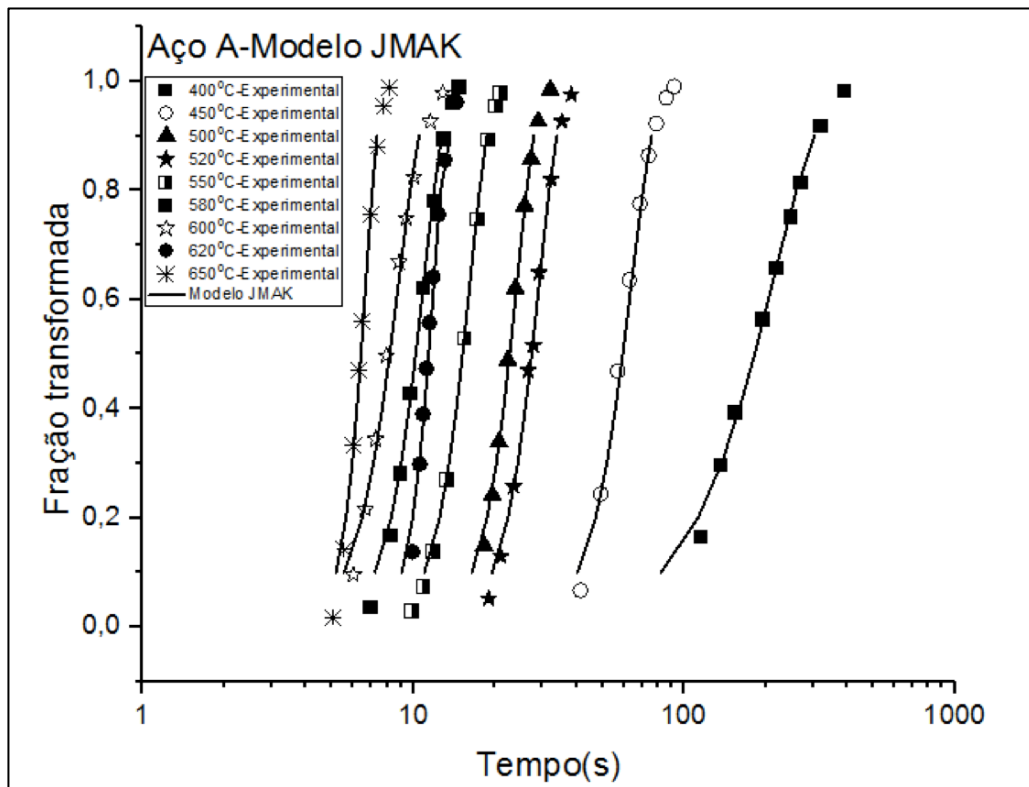


Figura 5.60 - Simulação da cinética de fração transformada para o aço A considerando Modelo JMAK.

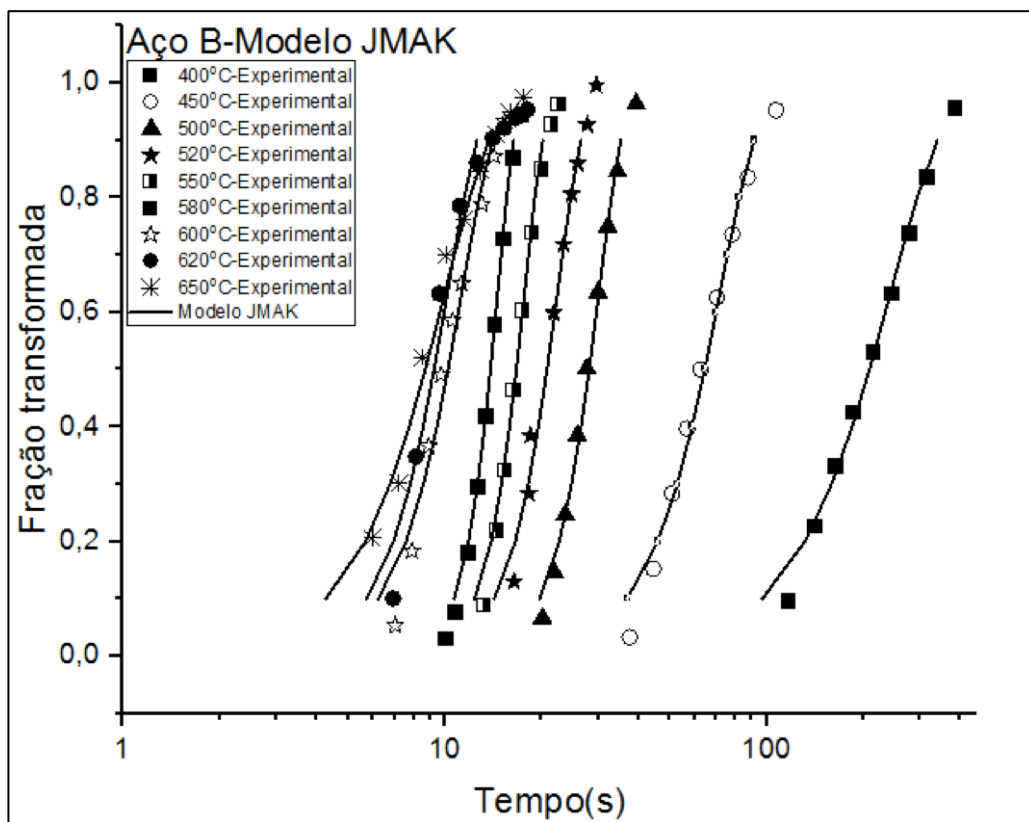


Figura 5.61 - Simulação da cinética de fração transformada para o aço B considerando Modelo JMAK.

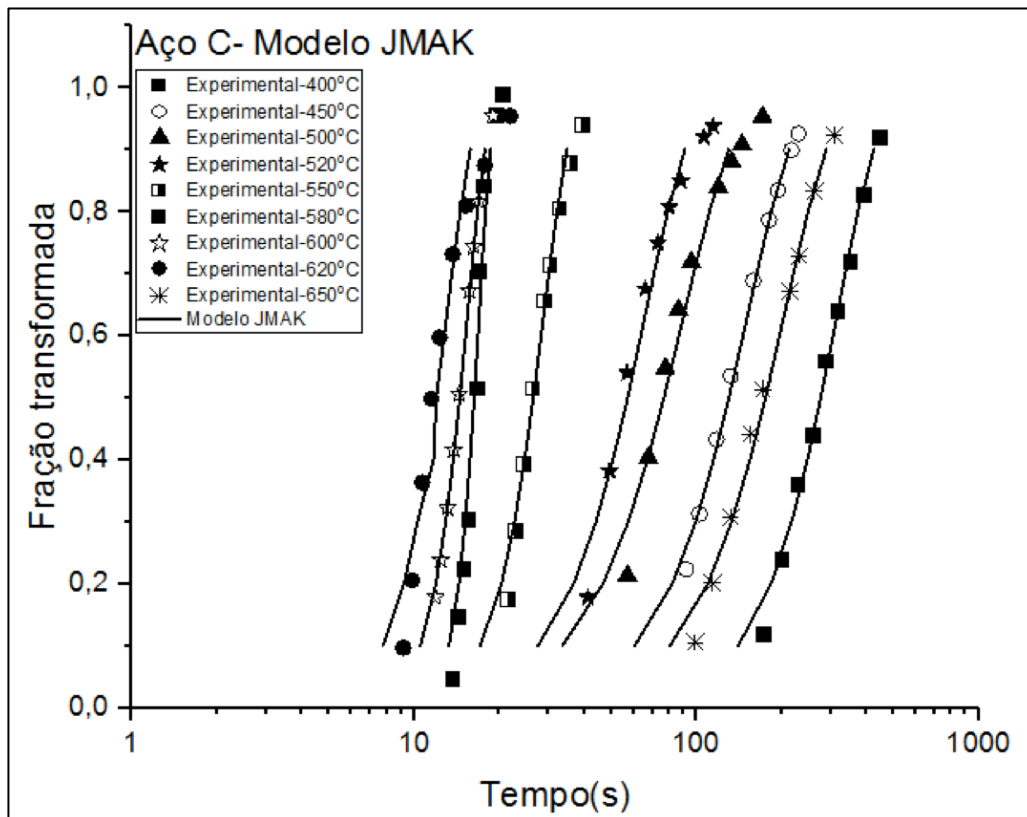


Figura 5.62 - Simulação da cinética de fração transformada para o aço C considerando Modelo JMAK.

A partir do modelo JMAK (Equação 3.3), também foi possível obter os diagramas TTT simulado para cada um dos três aços estudados. O tempo de início de transformação foi considerado como sendo o tempo referente a 1% de fração de perlita formada, e o tempo final de transformação foi considerado como sendo o tempo referente a 90% de fração de perlita formada.

As Figuras 5.63 a 5.64 apresentam uma comparação dos diagramas TTT dos aços A, B e C, determinados a partir de dados experimentais e a partir de dados obtidos por meio do modelo JMAK. Observa-se que, para os aços A, B e C houve uma pequena variação dos tempos de início e final de transformação isotérmica determinados experimentalmente para os tempos de início e final de transformação isotérmica determinados pelo modelo JMAK. No entanto, diante dos resultados obtidos pode-se dizer que, o modelo JMAK pode descrever de forma satisfatória a cinética de transformação isotérmica, para os três aços eutetóides analisados nesse trabalho.

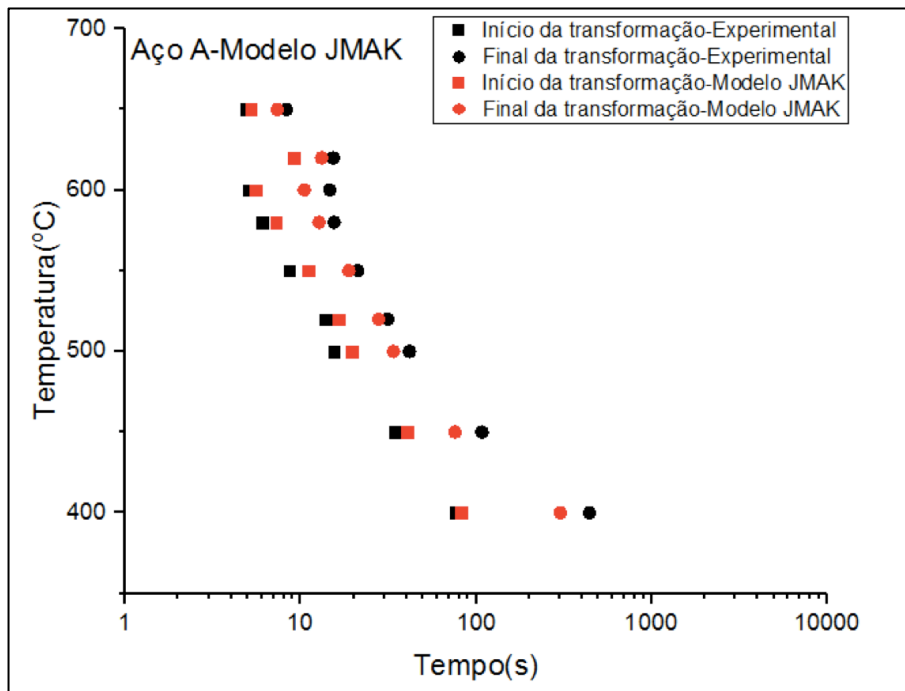


Figura 5.63 - Diagrama TTT do aço A com o tempo de início e final de transformação obtidos experimentalmente e a partir da simulação realizada pelos modelos JMAK.

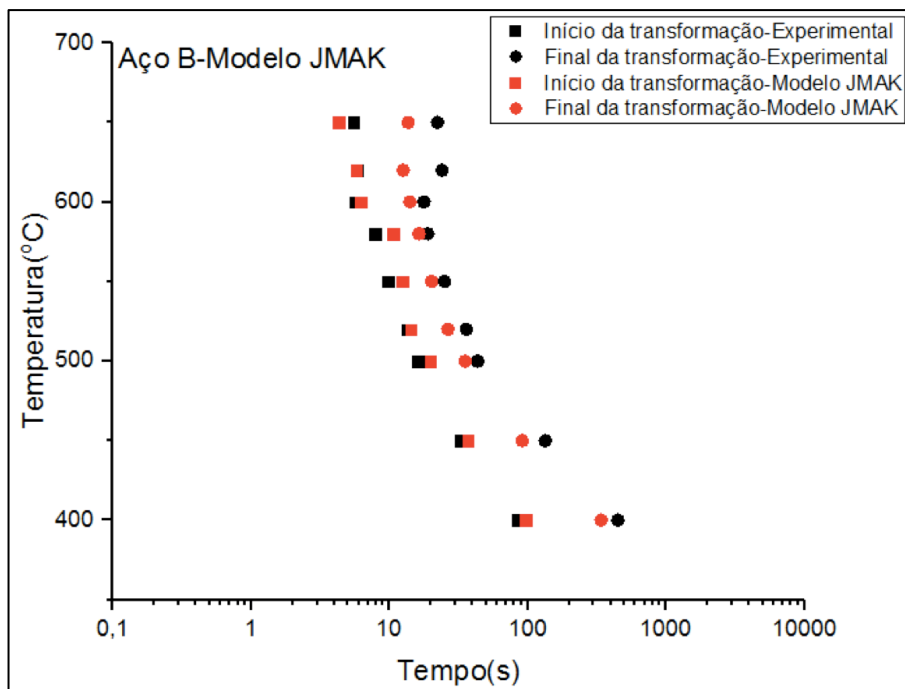


Figura 5.64 - Diagrama TTT do aço B com o tempo de início e final de transformação obtidos experimentalmente e a partir da simulação realizada pelos modelos JMAK.

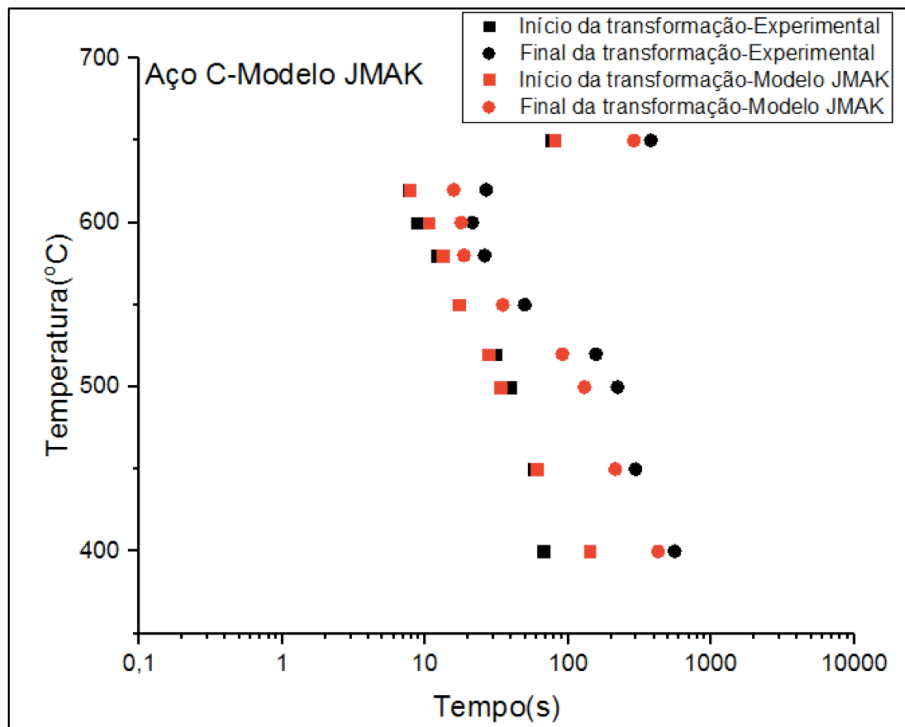


Figura 5.65 - Diagrama TTT do aço C com o tempo de início e final de transformação obtidos experimentalmente e a partir da simulação realizada pelos modelos JMAK.

6 CONCLUSÕES

Durante o aquecimento contínuo, o tempo de nucleação da austenita no aço A foi menor do que no aço B e consideravelmente menor do que o aço C. O menor espaçamento interlamelar perlítico e os menores teores de Mn e Cr contidos na composição química do aço A no estado de entrega, são as principais causas desse comportamento. Além disso, a microestrutura mais refinada apresentada pelos aços *premium* no estado de entrega, justificou o maior tamanho de grão austenítico prévio apresentado por esses aços em relação ao *standard*.

Durante a decomposição isotérmica da austenita, o tempo de nucleação da perlita ou bainita nos aços *premium* é menor do que no aço *standard*. A menor concentração de Mn dos aços *premium* seria a principal causa deste comportamento. Durante o resfriamento contínuo, o maior tamanho de grão austenítico prévio apresentado pelos aços *premium* foi o principal motivo do retardo do início da transformação da austenita em perlita.

Após os três aços serem submetidos aos tratamentos isotérmicos e resfriamento contínuo, o aço classificado como *standard* apresentou um maior aumento de dureza em relação aos aços classificados como *premium*. O principal motivo do aumento da dureza apresentado por esse aço, seria a diminuição significativa do espaçamento interlamelar perlítico apresentado após o mesmo ser submetido aos tratamentos térmicos propostos nesse estudo. Estes resultados mostram que, fazendo-se um planejamento adequado de tratamento térmico, é possível obter características estruturais para um aço *standard* tão interessantes quanto aquelas alcançadas para um aço de classificação *premium*.

Os aços de classificação *premium* e o aço de classificação *standard*, submetidos à temperatura de transformação isotérmica de 550°C, apresentaram uma microestrutura mista, constituída por bainita e perlita. Os mesmos, submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 400°C, apresentaram uma microestrutura totalmente bainítica. Os aços que obtiveram uma microestrutura totalmente bainítica apresentaram um maior valor de microdureza em relação aos aços que apresentam uma microestrutura mista, constituída de bainita e perlita.

Foi mostrado que o modelo de Steven and Haynes pode ser usado, com uma boa concordância, para calcular as temperaturas de início de transformação bainítica para os três aços estudados. Além disso, foi mostrado que a menor energia de ativação encontrada no aço C em relação aos aços A e B, é consequência do menor tamanho de grão austenítico apresentado pelo aço C.

Sobre o estudo da cinética de transformação de fases no resfriamento contínuo, a partir dos modelos JMAK e Ferrita-Tempo, observou-se que, para os três aços estudados, a simulação da cinética de formação da perlita a partir dos dois modelos analisados foi satisfatória, porém, o Modelo Ferrita-Tempo se ajustou melhor aos dados experimentais.

Nos diagramas TRC dos três aços eutetóides, constatou-se que as temperaturas críticas determinadas experimentalmente e as temperaturas críticas determinadas a partir das simulações realizadas pelos modelos JMAK, Ferrita-Tempo e Modelo-Empírico ficaram próximas, sendo que, as temperaturas críticas simuladas pelo Modelo Empírico foram as mais satisfatórias para os três aços estudados.

No que se refere à caracterização da cinética de transformação de fase isotérmicas para os três aços eutetóides, o modelo clássico de JMAK se ajustou de forma satisfatória aos dados experimentais.

Quanto aos diagramas TTT dos aços A, B e C, os tempos críticos determinados pela simulação realizada a partir do modelo JMAK ficaram próximos aos tempos críticos determinados experimentalmente. Dessa forma, pode-se dizer que o modelo JMAK pode descrever de forma satisfatória a cinética de transformação isotérmica para os três aços eutetóides estudados nesse trabalho.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilização dos dados dilatométricos gerados neste trabalho para simular o efeito de procedimentos de soldagem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldadas de aços eutetóides empregados na fabricação de trilhos ferroviários;
- Desenvolver um estudo comparativo do desempenho dos aços de classificação *premium*, em seus estados de entrega, com o aço de classificação *standard*, após o mesmo ser submetido ao tratamento de resfriamento contínuo proposto nesse trabalho, e relacionar as microestruturas dos três aços às suas propriedades mecânicas;
- Avaliar, de forma sistemática, o efeito do tamanho de grão austenítico sobre a cinética de decomposição austenítica e sobre as características microestruturais dos produtos de transformação em aços *premium* e *standard*;
- Fazendo uso dos dados disponibilizados no presente trabalho, avaliar a possibilidade de aplicação de tratamento térmico de austêmpera superficial em boletos de trilhos ferroviários, visando a obtenção de uma superfície majoritariamente bainítica em regiões localizadas do trilho, visando a possível aplicação em juntas soldadas.

8 REFERÊNCIAS

AGLAN, H.A. Fatigue Crack Growth and Fracture Behavior of Bainitic Rail Steels. U.S. Department of Transportation (FRA), 2011.

AGLAN, H.A.; LIU, Z.Y.; HASSAN, M.F.; FATEH, M. Mechanical and Fracture Behavior of Bainitic Rail Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v.151, p. 268-274, 2004.

AKBAY, T.; REED, R.C.; ATKINSON, C. Modelling Reaustenitisation from Ferrite/Cementite Mixtures in Fe-C Steels. *Acta Metallurgica et Materialia*, v.47, no.4, p. 1469-1480, 1994.

ALMEIDA, G. M. R. Modelagem do Efeito da Taxa de Aquecimento na Cinética de Formação da Austenita em Aço Baixo Carbono, 85p. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, 2010.

ANDREWS, K.W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformations Temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, v.203, p.721-727, 1965.

ANDRÉS, C.G.; CABALLERO, F.G.; CAPDEVILA, C.; ÁLVAREZ, L.F. Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid-Solid Phase Transformations in Steels. *Materials Characterization*, v.48, p.101-111, 2002.

AREMA. Manual for Railway Engineering, v.1, 2013.

ASTM E45. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, 2005.

ASTM E1382. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis, 2015.

ASTM E112. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2014.

ASTM E3. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, 2017.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels, 2nd edn. London: Institute of Materials, 2001.

BHADESHIA, H.K.D.H.; EDMONDS, D.V. Bainite in Silicon Steels: New Composition–Property Approach part 1 and 2. *Metal Science*, v.17(9), p.41-425, 1983.

BHADESHIA, H.K.D.H: MAP_STEEL_MUCG46
<http://www.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg46-b.html> (1987).

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. *Inst. of Metals*, 1992.

BHADESHIA, H.K.D.H. High Performance Bainitic Steels. *Materials Science And Metallurgy*, Cambridge, v.500-501, p.63-74, 2005.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R. *Steels: Microstructure and Properties*. 3a ed. Elsevier Ltd, 2006.

BHADESHIA, H.K.D.H. Steels for rails, in: *Encyclopedia of Materials Science: Science and Technology*. Pergamon Press, Oxford, Elsevier Science, ISBN 0-08-0431526, 2007.

BHADESHIA, H.K.D.H. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.41a, p.1351-1390, 2010.

BLANTER, M.E. “Phase Transformation on the Thermodynamics Development of Steels”(Metallurgisdat, Moscow, 1962) p.129 (in Russian).

BODNAR, R. L.; OHHASHI, T.; JAFFEE, R. I. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.20A, p.1445-1460, 1989.

BROOKS, C.R. *Principles of the Austenitization of Steels*. Elsevier Science Publishers Ltd., Great Britain, 1992.

BOHEMEN, S.M.C. Bainite and Martensite Start Temperature Calculated with Exponential Carbon Dependence. *Materials Science and Technology*, v.28(4), p.487-495, 2012.

CABALLERO, F.G.; CAPDEVILA, C.; ANDRÉS, C.G. Influence of Scale Parameters of Pearlite on the Kinetics of Anisothermal Pearlite-to-Austenite Transformation in a Eutectoid Steel, *Scripta Materialia*, v.42, p.1159-1165, 2000.

CABALLERO, F.G.; CAPDEVILA, C.; ANDRÉS, C.G. Modelling of Isothermal Formation of Pearlite and Subsequent Reaustenitisation in Eutectoid Steel During Continuous Heating. *Materials Science and Technology*, v.17, p.686-692, 2001.

CABALLERO, F.G; SANTOFIMIA, M.J.; MATEO, C.G.; ANDRÉS. C.G. Time-Temperature-Transformation Diagram Within the Bainitic Temperature Range in a Medium Carbon Steel. *Materials Transactions*, v.45, no.12, pp.3272-3281, 2004.

CALLISTER, W.D.Jr. *Materials Science and Engineering: Na Introduction*. 7^o Edição. New York: John Wiley & Sons, 705p, 2007.

CEZARIO, A.L.S. *Caracterização e Avaliação de Modelos de Previsibilidade da Cinética de Transformação de Fases Austenita/Ferrita de Três Aços IF*, 111p. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, 2018.

CHO, YI-GIL.; IM, YOUNG-ROK.; LEE, J. K.; SUH, DONG-WOO.; KIM, SUNG-JOON.; HAN, H.N. A Finite Element Modeling for Dilatometric Non-isotropy in Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.42A, p.2094, 2011.

CLAYTON, P.; DEVANATHAN, R. Rolling/Sliding Wear Behavior of a Chromium-Molybdenum Rail Steel in Pearlitic and Bainitic Conditions. *Wear*, v.156, p. 21-131, 1992.

COTA, A.B.; LACERDA, C.A.M.; OLIVEIRA, F.L.G.; ARAÚJO, F.G.S. Influência da Temperatura de Austenitização Sobre a Cinética de Formação da Ferrita em um Aço Microligado com Nb. *Revista Escola de Minas*, v.55, no.4, 2002.

DAVENPORT, E.S.; BAIN, E.C. *Trans. AIME*, v.90, p.117-154, 1930.

DOLLAR, M.; BERNSTEIN, I.M.; THOMPSON, A.W. Influence of Deformation Substructure on Flow and Fracture of Fully Pearlitic Steel. *Acta Metall.* 1988: p. 311-320.

FARIA, G.L.; GODEFROID, L.B.; CÂNDIDO, L.C.; PORCARO, R.R. Caracterização Microestrutural e Estudo Cinético de Transformação de Fases em Dois Aços Standard e Premium de Aplicação Ferroviária. In *Congresso Anual da ABM*, 71., 2016, Rio de Janeiro-RJ. *Anais. Rio de Janeiro: ABM*, 2016.

FARHANGI, H.; MOUSAVIZADEH, S.M. Horizontal Split-Web Fractures of Flash Butt Welded Rails. In: *International Fracture Conference*, 8th, 2007, Istanbul, Turquia, *Anais*. p. 509-517, 2007.

FISHER, J.C. "Thermodynamics in Physical Metallurgy". *Amer. Soc. Metals*, Cleveland, OH, p. 201, 1950.

GARCIA A.; SPIM, J.A., DOS SANTOS, C.A. Ensaios dos Materiais. Rio de Janeiro: LTC-Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. 1999.

GLADMAN, T.; MCLVOR I.D.; PICKERING, F.B. Some Aspects of the Structure – Property Relationship in High-Carbon Ferrite-Pearlite Steels. JISI, p.916-930, 1972.

GODEFROID, L.B.; MOREIRA, L.P.; VILELA, T.C.G.; FARIA, G.L.; CANDIDO, L.C.; PINTO, E.S. Effect of Chemical Composition and Microstructure on the Fatigue Crack Growth Resistance of Pearlitic Steels for Railroad Application. International Journal of Fatigue. v.120, p.241-253, 2019.

GÓMEZ, M.; MEDINA, S.F.; CARUANA, G. Modelling of Phase Transformation Kinetics by Correction of Dilatometry Results for a Ferritic Nb-Microalloyed Steel. ISIJ International, v.43, n.08, p.1228-1237, 2003.

GOMES, M.G.M.F.; ALMEIDA, L.H.; GOMES, L.C.F.C. May IL. Effects of Microstructural Parameters on the Mechanical Properties of Eutectoid Rail Steels. Materials Characterization. p.1-14, 1997.

GUTIÉRREZ, N.Z.; LUPPO, M.I.; DANON, C.A.; CARABALLO, I.T.; CAPDEVILA, C.; ANDRÉS, G. Heterogeneous Austenite Grain Growth in Martensitic 9cr Steel: Coupled Influence of Initial Metallurgical State and Heating Rate, Materials Science and Technology, v. 29, n.10, p.1254-1266, 2013.

HASHIMOTO, T. M. Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Médio Carbono com Estruturas Bainíticas e Multifásicas. 2004. 98f. Tese (Livre Docência em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

HYZAK, J.M.; BERNSTEIN, I.M. Metallurgical Transactions A, v.7A, p.1217-1224, 1976.

JACOT, A.; RAPPAZ M.; REED R.C. Modelling of Reaustenitization from the Pearlite Structure in Steel. Acta Metallurgical. v.46, p.3949-3962, 1998.

KIM, S.; LEE, J.; BARLAT, F.; LEE, M. Transformation Kinetics and Density Models of Quenching and Partitioning (Q&P) Steels. Acta Materialia, v.109, p.394-404, 2016.

KOISTINEN, P.P.; MARBURGER, R.E. A General Equation Prescribing the Extent of The Austenite-Martensite Transformation In Pure Iron-Carbon Alloys And Carbon Steel. Acta

Metallurgical, v.7, pp.59-60,1959.

KRAUSS, G. Steels: Processing, Structure, and Performance. ASM International, 2005.

KRIESEMENT, O.; WEVER, F. in Symposium on the Mechanisms of Phase Transformation in Metals, Monograph and Rep. Ser. no 18 (Applied Science Publishers Ltd)., London, p.253, 1955.

LEE, K.M.; POLYCARPOU, A.A. Wear of Conventional Pearlitic and Improved Bainitic Rail Steels. Wear, v.259, p.391–399, 2005.

LEONT'EV, S.A. Physics of Metals and Metallurgy 16 (1963) 516 (in Russian).

LEWANDOWSKI, J.J.; THOMPSON, A.W. Effects of the Prior Austenite Grain Size on the Ductility of Fully Pearlitic Eutectoid Steel. Metallurgical Transactions A, v.17A, p.461-472, 1986.

LIMBERGER, I. F. Estudo da Propagação de Trincas Transversais por Fadiga em Trilhos Ferroviários. 126p. Tese de Doutorado - PPGEMM Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil. 2000.

LIU, C.; ZHAO, Z.; NORTHWOOD, D.O.; LIU Y. A New Empirical Formula for the Calculation of Ms Temperatures in Pure Iron and Super-Low Carbon Alloy Steels. Journal of Materials Processing Technology, v.113, p.556-562, 2001.

LIU, Q.; SUN, Z.; JIA, A.; ZHANG, L.; HUANG, G.; REN, Y. Austenitization Behaviors of x80 Pipeline Steel with High Nb and Trace Ti Treatment. Journal of Iron and Steel Research, International, v.16, p.58-62, 2009.

LOPES, M.M.B. Efeito da Fração de Martensita na Cinética de Formação da Austenita em um Aço de Baixo Carbono. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, p. 85, 2012.

MANSOURI, H; MONSHI, A. Microstructure and Residual Stress Variations in Weld Zone fo Flash-Butt Welded Railroads. Science and Technology of Welding and Joining. v. 9, no 3, p. 237-246, 2004.

MARICH S. Major Advances in Rail Technologies Achieved in the Past 10-20 Years. p.485-97, 1994.

MARICH, S. Managing the Wheel–Rail Interface: The Australian Experience. Wheel-Rail-27.indd. p.759-79, 2009.

MARDER, A.R.; BRAMFITT, B. L. The Effect of Morphology on the Strength of Pearlite. Metallurgical Transactions A, v.7A, p.365- 372, 1976.

MARTÍN, D.S.; CABALLERO, F.G.; CAPDEVILLA, C.; ANDRÉS, G. Kinetics of Austenite Grain Growth During a Continuous Heating of a Niobium Microalloyed Steel. Materials Science Forum, v.467-470, p.929-934, 2004.

MOREIRA, L.P. Efeito de Características Microestruturais na Tenacidade à Fratura e no Crescimento de Trinca por Fadiga de Aços Perlíticos de Aplicação Ferroviária, 88p. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, 2015.

NISHIKAWA, L.P.; GOLDENSTEIN H. The Minerals, Metals & Materials Society. [Online].; 2018. Available from: <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3213-5>

OFFERMAN, S.E.; WILDEREN, L.J.G.W.V.; DIJK, N.H.V.; SIETSMA, J.; REKVELDT, M.TH.; ZWAAG, S.V.D. In-Situ Study of Pearlite Nucleation and Growth During Isothermal Austenite Decomposition in Nearly Eutectoid Steel. Acta Materialia, v.51, p.3927-3938, 2003.

OLIVARES, R.O.; GARCIA, C.I.; DEARDO, A.; KALAY S.; HERNÁNDEZ, F.C.R. Advanced Metallurgical Alloy Design and Thermomechanical Processing for Rails Steels for North American heavy haul use. Wear, p.364-373, 2011.

OLIVEIRA, F.L.G. Estudo da Cinética de Formação da Austenita no Aquecimento Contínuo em um Aço Microligado com Nb, 90p. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, 2005.

PAWŁOWSKI, B. Determination of Critical Points of Hypoeutectoid Steel. Archives of Metallurgy and Materials, v.57, p.957-962, 2012.

PAWŁOWSKI, B.; BALA, P.; DZIURKA, R. Improper Interpretation of Dilatometric Data for Cooling Transformations in Steels. Archives of Metallurgy and Materials, v.59(3), p.1159-1161, 2014.

PEÑALBA, F.; ANDRES, C.G.; CAESI, M.; ZAPIRAIN, F. Austenitic Grain Size Evolution and Continuous Cooling Transformation Diagrams in Vanadium and Titanium Microalloyed Steels. Journal of Materials Science, v.31. p.3847-3852. 1996.

PHAM, T.T.; HAWBOLT, E.B.; BRIMACOMBE, J.K. Predicting the Onset of Transformation under Noncontinuous Cooling Conditions: Part II. Application to the Austenite Pearlite Transformation. Metallurgical and Materials Transactions A, v.26A, p. 1995-1993, 1994.

PICKERING, F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels. Applied Sciences Publishers, London, p.90-100, 1978.

PRAKASH, A.K.; BRIMACOMBE, J.K. Mathematical Model of Heat Flow and Austenite-Perlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel Rods for Wire. Metallurgical Transactions B, p.21-133, 1981.

PORCARO, R.R.; FARIA, G.L.; GODEFROID, L.B.; APOLONIO, G.R.; CANDIDO, L.C.; PINTO, E.S. Microstructure and Mechanical Properties of a Flash ButtWelded Pearlitic Rail. Journal of Materials Processing Technology, v.270, p.20-27, 2019.

PULS, M.P.; KIRKALDY, J.S. The Pearlite Reaction, Metall. Trans., v.3, p.2777-2796, 1972.

RAY A. Niobium Microalloyed Rail Steels. Degree of Doctor, 166p. University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy, 2017.

ROOSZ, A.; GACSI, Z.; FUCHS, E.G. Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon Steel. Acta Metallurgica, v.31, n.4, p.509-517. Pergamon Press Ltd., Great Britain, 1983.

SAHAY, S.S.; MOHAPATRA, G.T. Overview of Pearlitic Rail Steel: Accelerated cooling, quenching, microstructure, and mechanical properties, v.6(7), 2009.

SANTOS, A.A. Modelamento da Transformação de Fases de Aços de Alta Resistência Microligados ao Nb Durante o Resfriamento após Laminação em Tiras a Quente, 269p. Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, 2007.

SCHNEIDER, E.L. Análise da Vida Remanescente de Trilhos com Defeitos Transversais Desgastados em Serviço, 90p. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil, 2005.

SILVA, P.R.T. Caracterização de Trilhos Ferroviários Quanto a Tenacidade à Fratura e Comportamento em Fadiga, 93p. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil, 1995.

SILVA, C.E.; OTUBO, J. A Influência do Tempo e da Temperatura de Austenitização e da Composição Química na Microestrutura de Ligas Inoxidáveis com Efeito de Memória de Forma. Revista Escola de Minas, 63(1), 2010.

SINGH, S.B.; BHADSHIA, H.K.D.H. Estimation of Bainite Plate - Thickness in Low-Alloyed Steels. Materials Science and Engineering A245, p.72-79, 1998.

SINGH, S.B.; KRISHNAN, K.; SAHAY, S.S.; Modeling Non-Isothermal Austenite to Ferrite Transformation in Low Carbon Steels. Materials Science and Engineering A, v.445-446, p.310-315, 2007.

SOUZA, A.G. Caracterização Microestrutural de um Aço Médio Carbono e Baixa Liga (Com Estrutura Bainítica/Martensítica) Via Microscopia Óptica, 161p. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais da Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, Brasil, 2008.

STASKO, R.; ADRIAN, H.; ADRIAN, A. Effect of Nitrogen and Vanadium on Austenite Grain Growth Kinetics of a Low Alloy Steel. Materials Characterization, v.56, p.340-347, 2006.

STEELE, R.K. Steel Alloys With Lower Bainite Microstructures for use in Railroad Cars and Track. U.S. Department of Transportation; 2002. Available from: www.fra.dot.gov.

STEVEN, W.; HAYNES, A.G.J. IronSteelInst. v.183, p.349, 1956.

TALEFF, E.M.; LEWANDOWSKI, J.J.; POURLADIAN, B. Microstructure-Property Relationships in Pearlitic and Hypereutectoid Carbon Steels. Journal of Materials, p.25-30, 2002.

TAWFIK, D; MUTTON, P.J; CHIU, W.K. Transient Thermal Stress Analysis on Rapid Post-Weld Heat Treatments Applied to Flash Butt Welded Rails. Science and Technology of Welding and Joining, v.11, n.3, p.326-336, 2006.

VICENTE, F.A.; CARSÍ, M.; PENÁLBA, F.; TALEFF, E.; RUANO, O.A. Toughness Dependence on the Microstructural Parameters for an Ultrahigh Carbon Steel (1.3 wt.% C). *Materials Science and Engineering*, v.A.335, p.175-185, 2001.

WANG, M.; ZHANG, F.; YANG, Z. Effects of High-Temperature Deformation and Cooling Process on the Microstructure and Mechanical Properties of an Ultrahigh-Strength Pearlite Steel. *Materials and Design*, v.114, p.102-110, 2017.

WILSON, E.A.; MEDINA, S.F. Application of Koistinen and Marburger's Athermal Equation for Volume Fraction of Martensite to Diffusional Transformations Obtained on Continuous Cooling 0.13%C High Strength Low Alloy Steel. *Materials Science and Technology*, v.16, p.630-633, 2000.

ZHANG, G.; CHAE, J.; KIM, K.; SUH, D.W. Effects of Mn, Si and Cr Addition on the Dissolution and Coarsening of Pearlitic Cementite During Intercritical Austenitization in Fe-1mass% alloy. *Materials Characterization*, p.56-67, 2013.

ZENER, C. *Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng.*, v.167, p.550, 1946.

ZHAO, J. *Mater. Sci. and Tech.*, v.8, p.997, 1992.

ZHAO, Z.; LIU, C.; LIU, Y.; Northwood, D. O. A New Empirical Formula for the Bainite Upper Temperature Limit of Steel. *Journal of Materials Science*, v. 36, p.5045–5056, 2001.

ZHAO, J.C; NOTIS, M.R. Continuous Cooling Transformation Kinetics versus Isothermal Transformation Kinetics of Steels: A Phenomenological Rationalization of Experimental Observations. *Materials Science and Engineering*, p.135-207, 1995.

9 APÊNDICE A - CURVAS DILATOMÉTRICAS DOS AÇOS A, B E C SUBMETIDOS AO RESFRIAMENTO CONTÍNUO

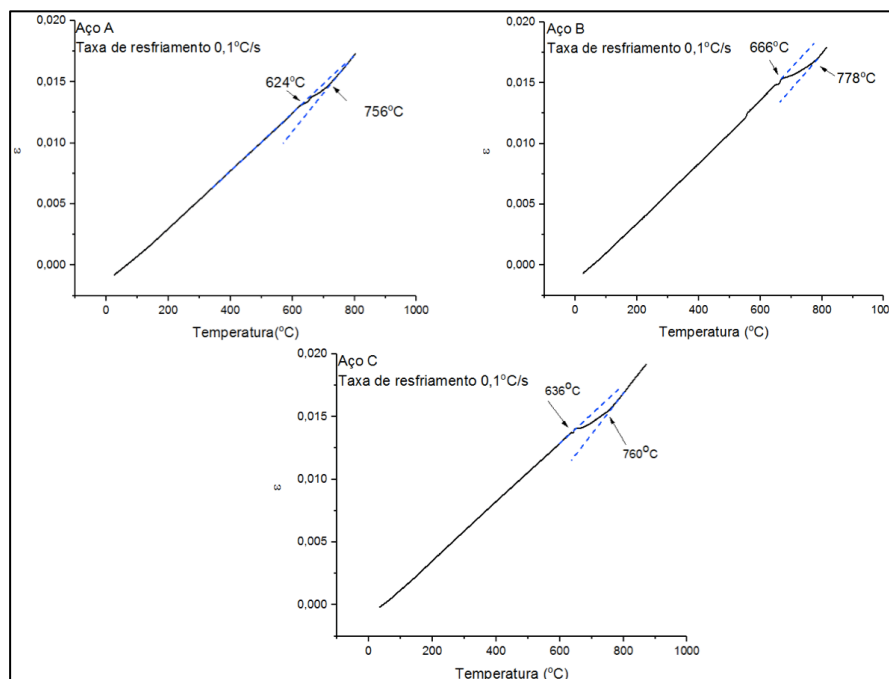


Figura A1 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 0,1°C/s.

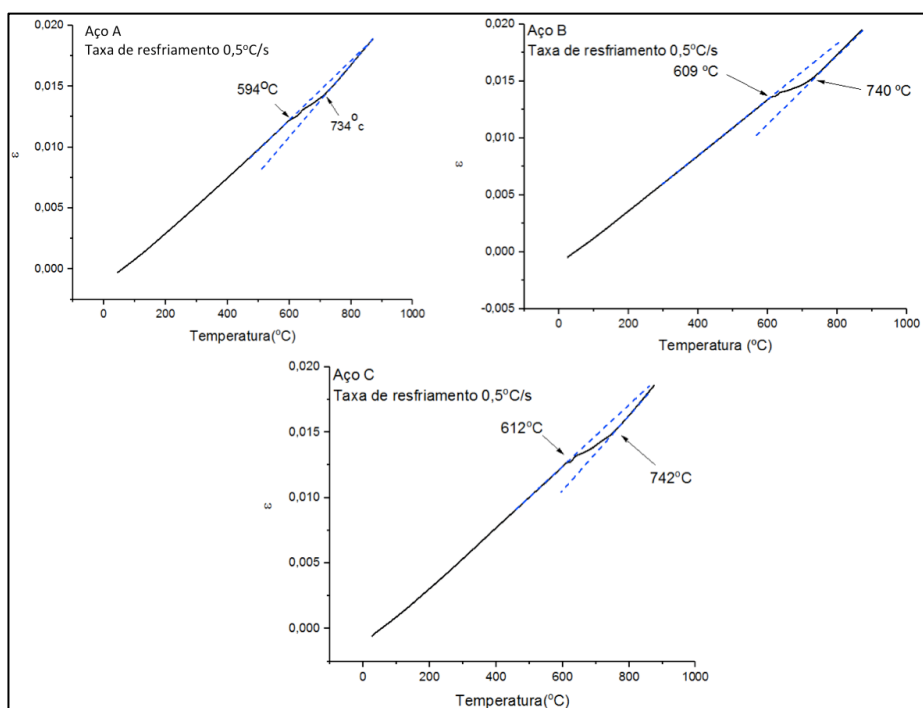


Figura A2 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 0,5°C/s.

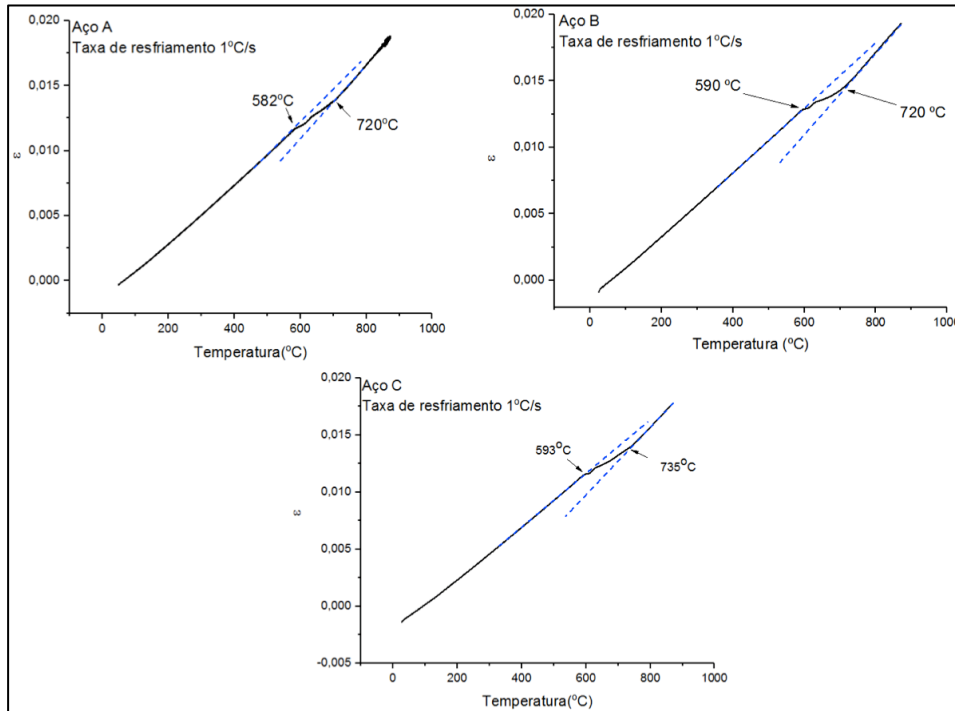


Figura A3 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 1°C/s.

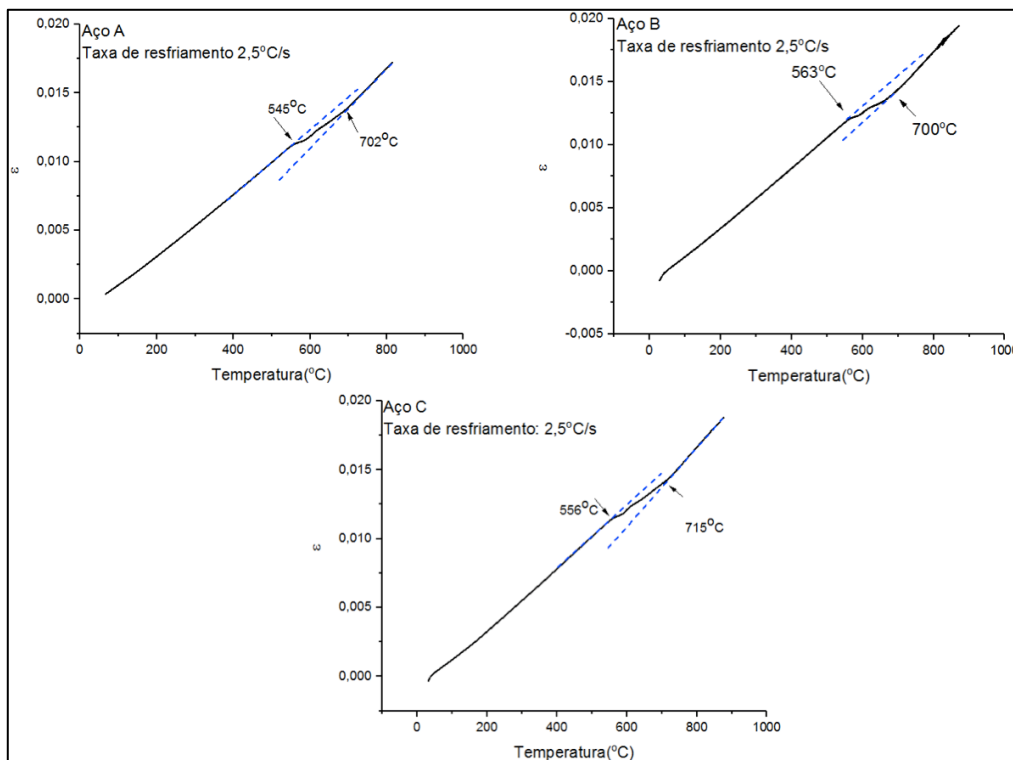


Figura A4 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 2,5°C/s.

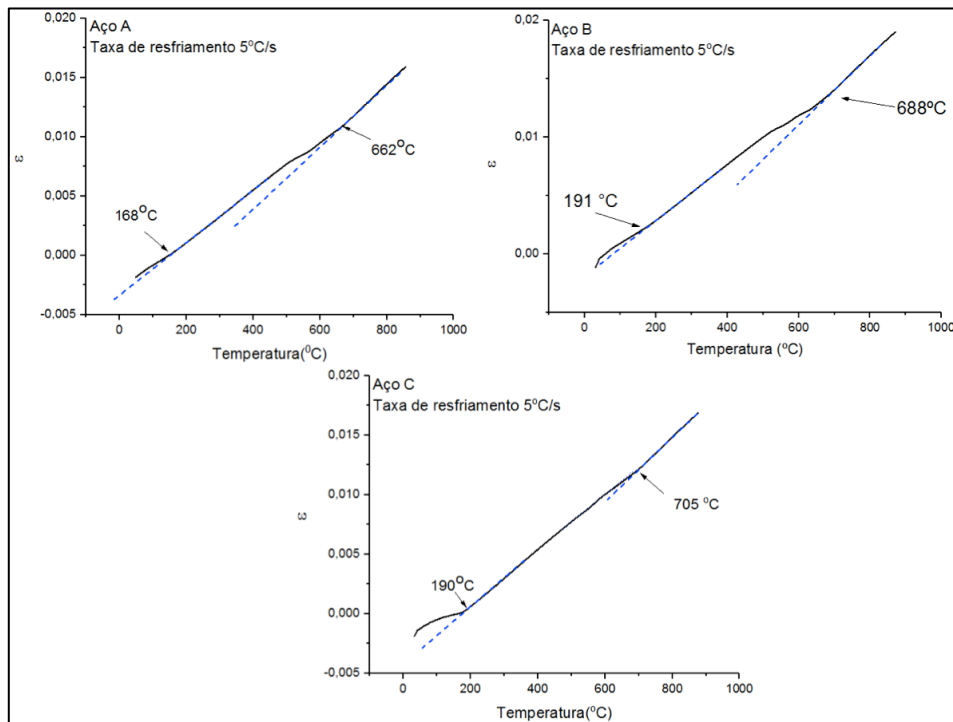


Figura A5 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 5°C/s.

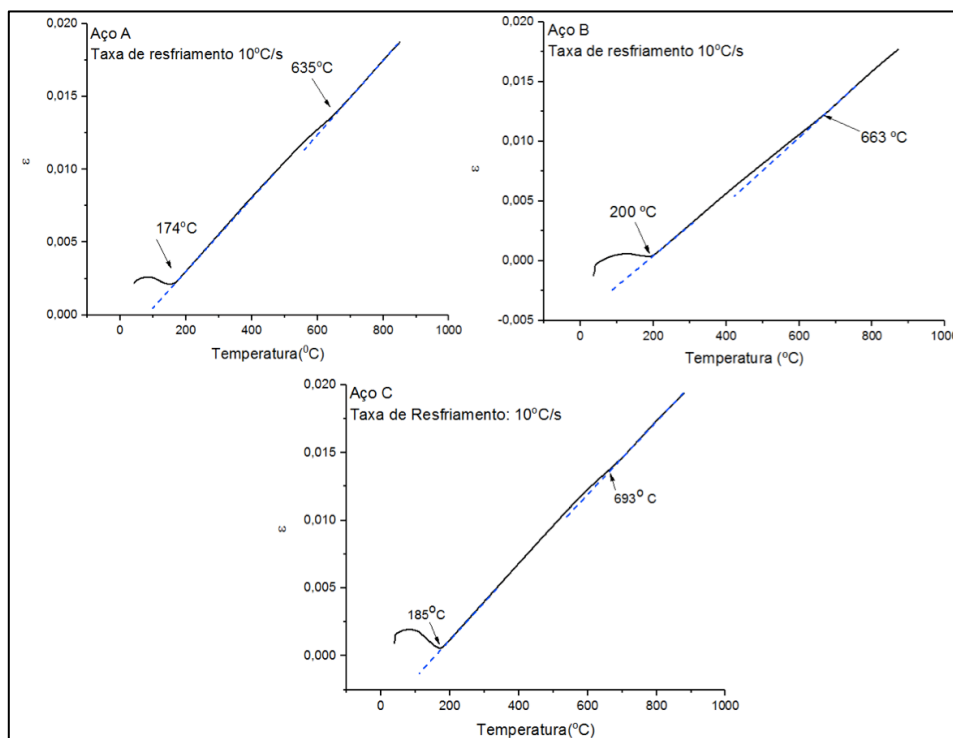


Figura A6 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 10°C/s.

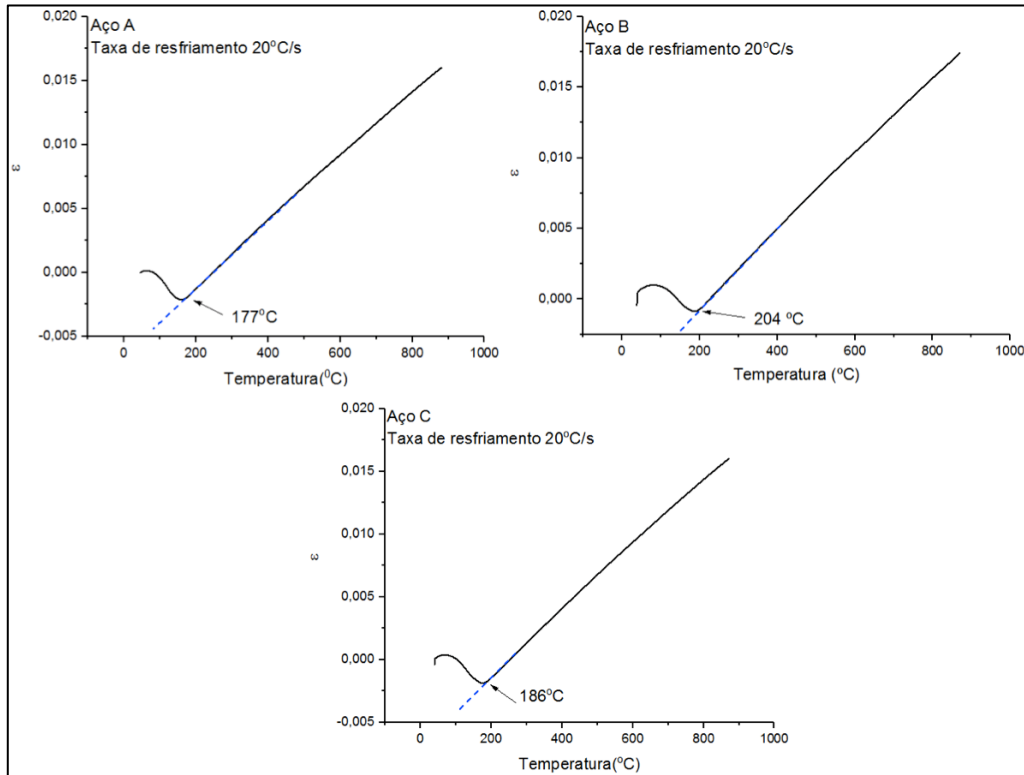


Figura A7 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 20°C/s.

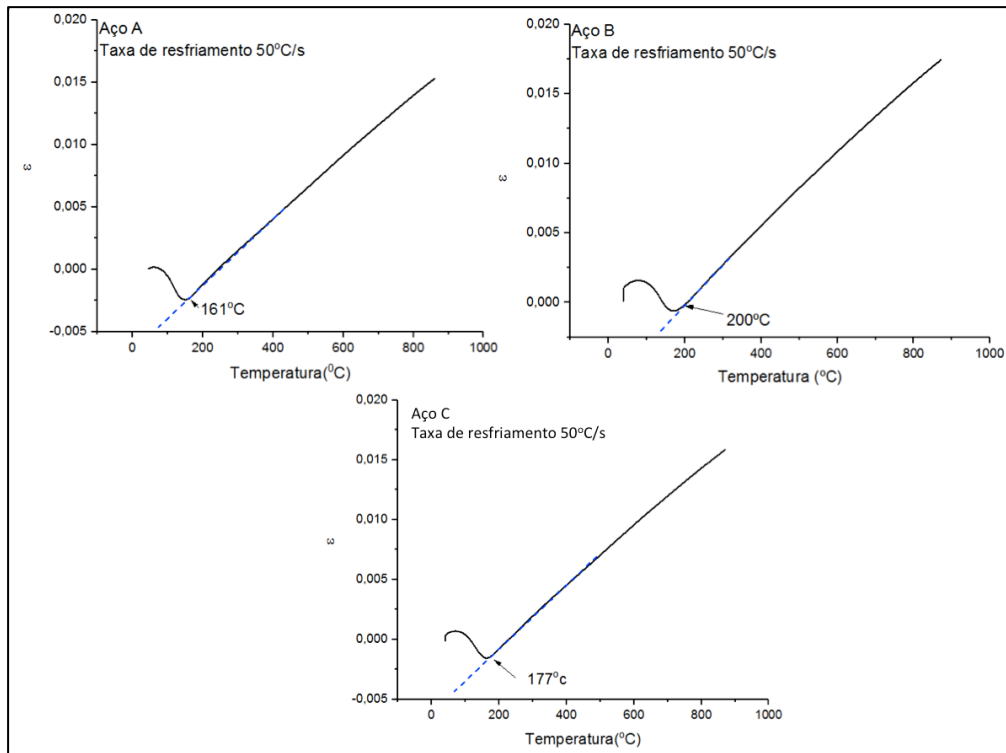


Figura A8 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 50°C/s.

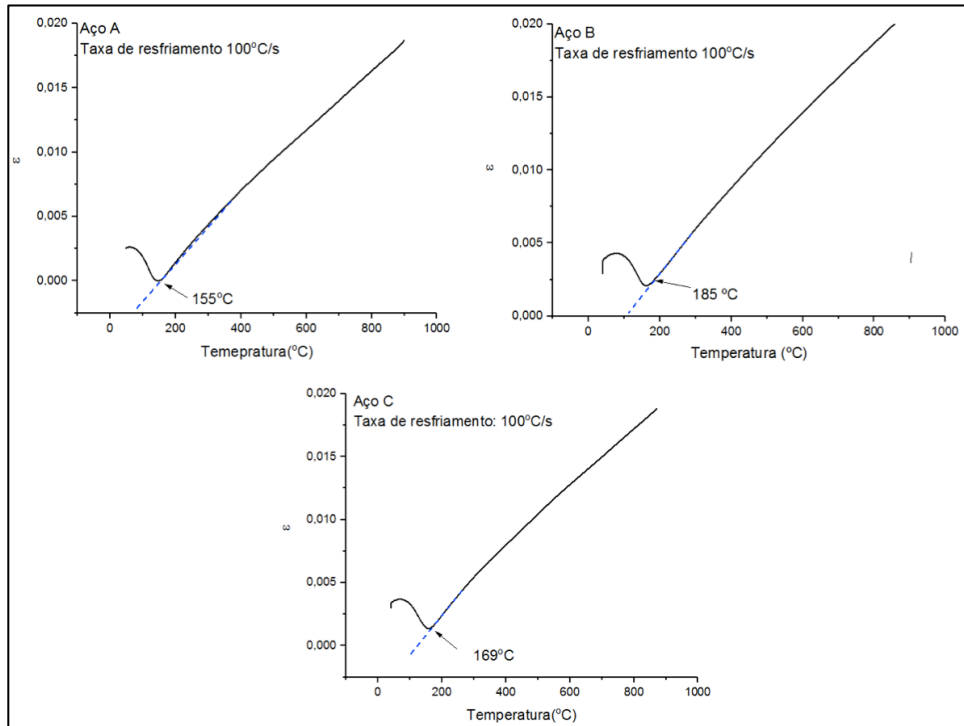


Figura A9 - Curvas dilatométricas de resfriamento dos aços A, B e C para uma taxa de resfriamento de 100°C/s.

10 APÊNDICE B - CURVAS DILATOMÉTRICAS DOS AÇOS A, B E C SUBMETIDOS AO TRATAMENTO ISOTÉRMICO

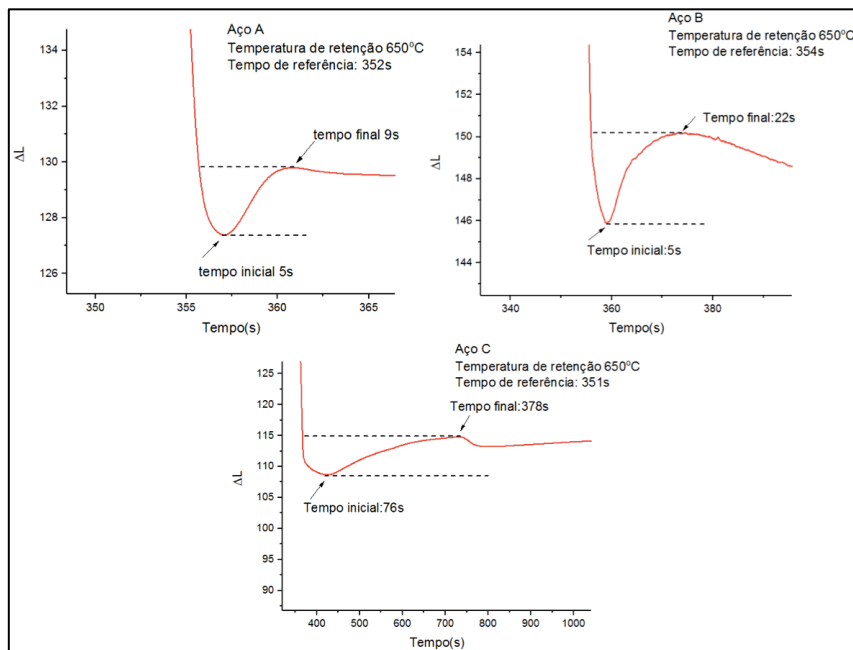


Figura B1 – Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 650°C.

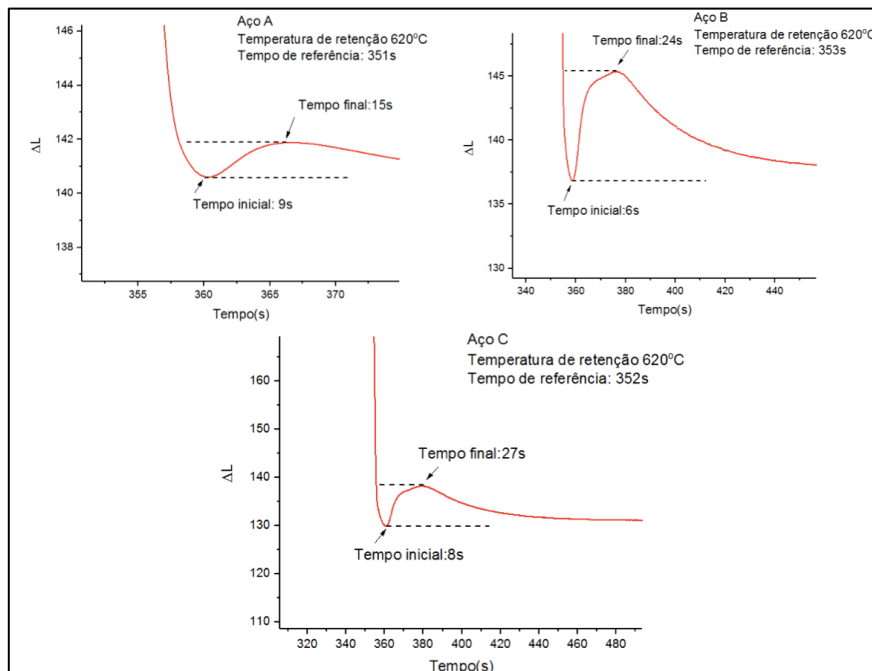


Figura B2 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 620°C.

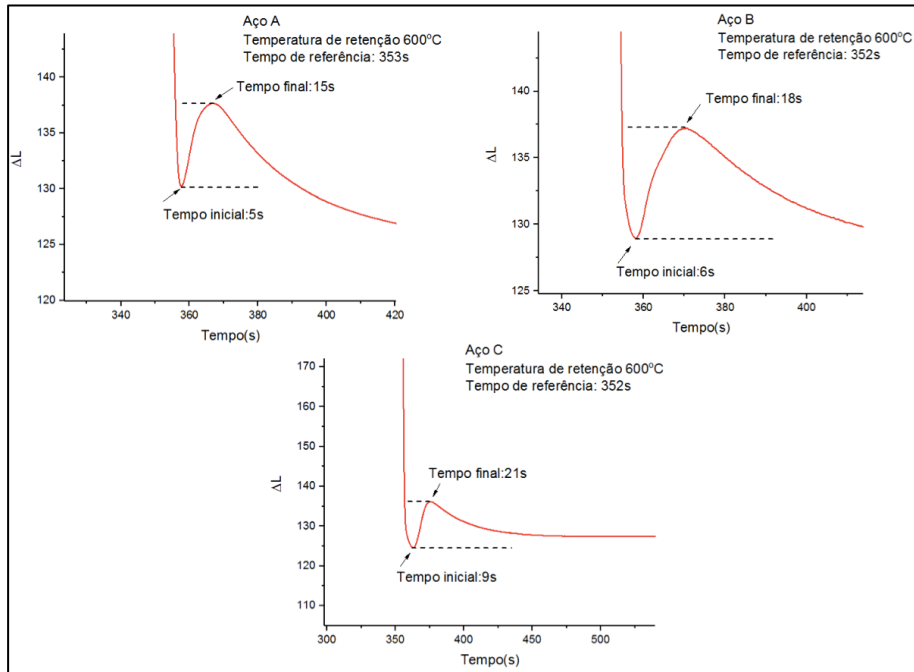


Figura B3 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 600°C.

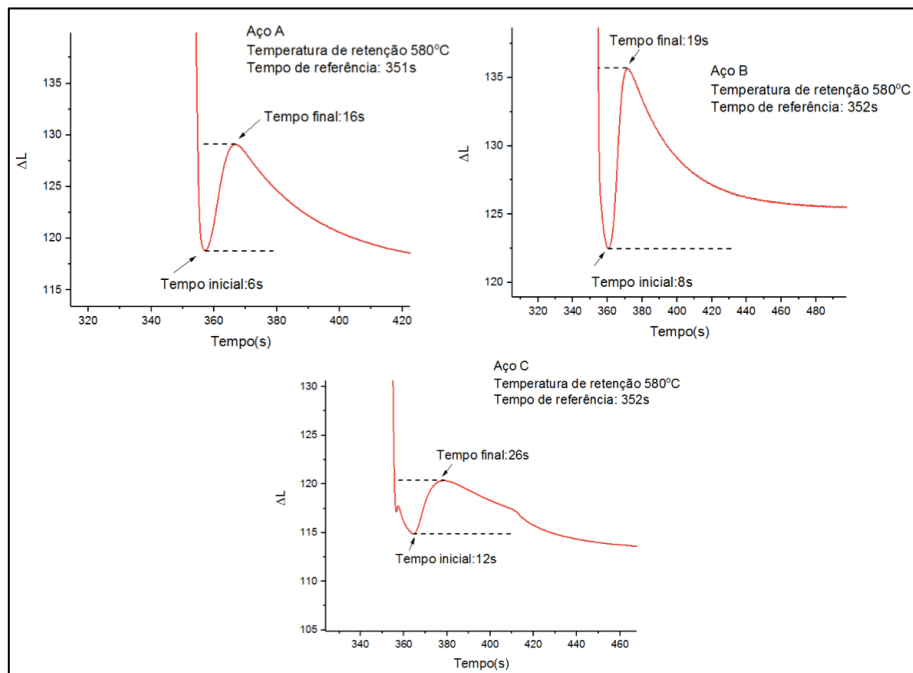


Figura B4 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 580°C.

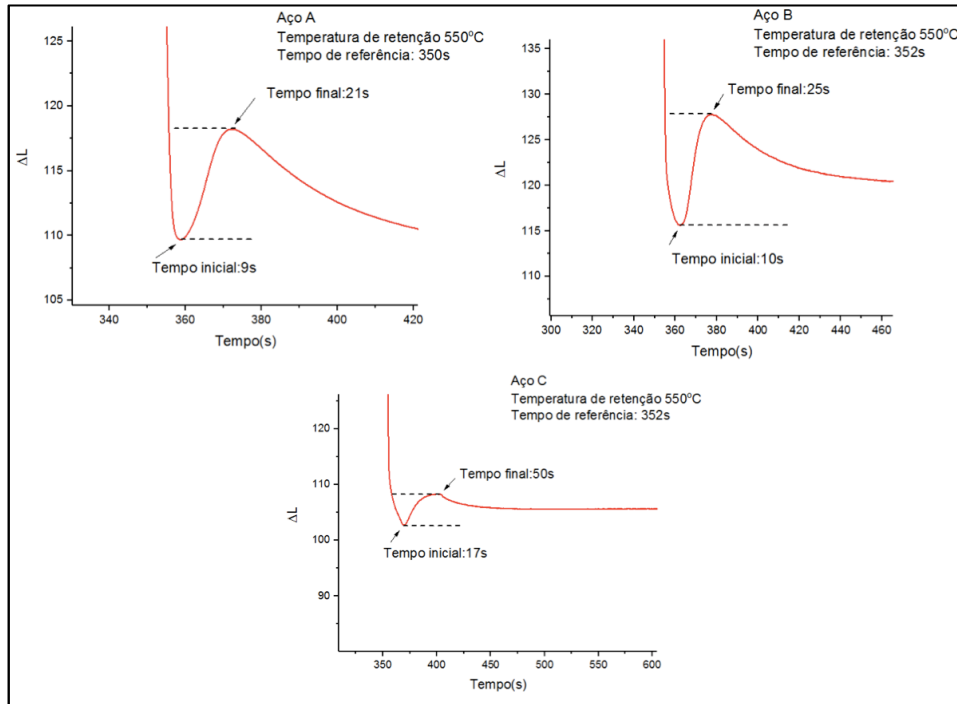


Figura B5 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 550°C.

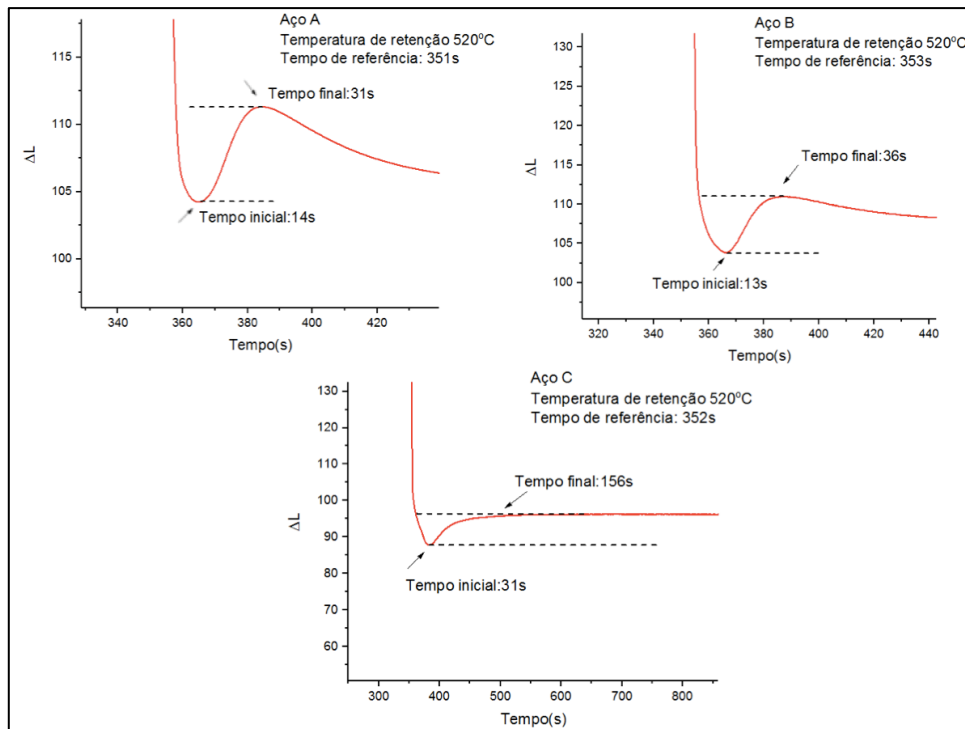


Figura B6 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 520°C.

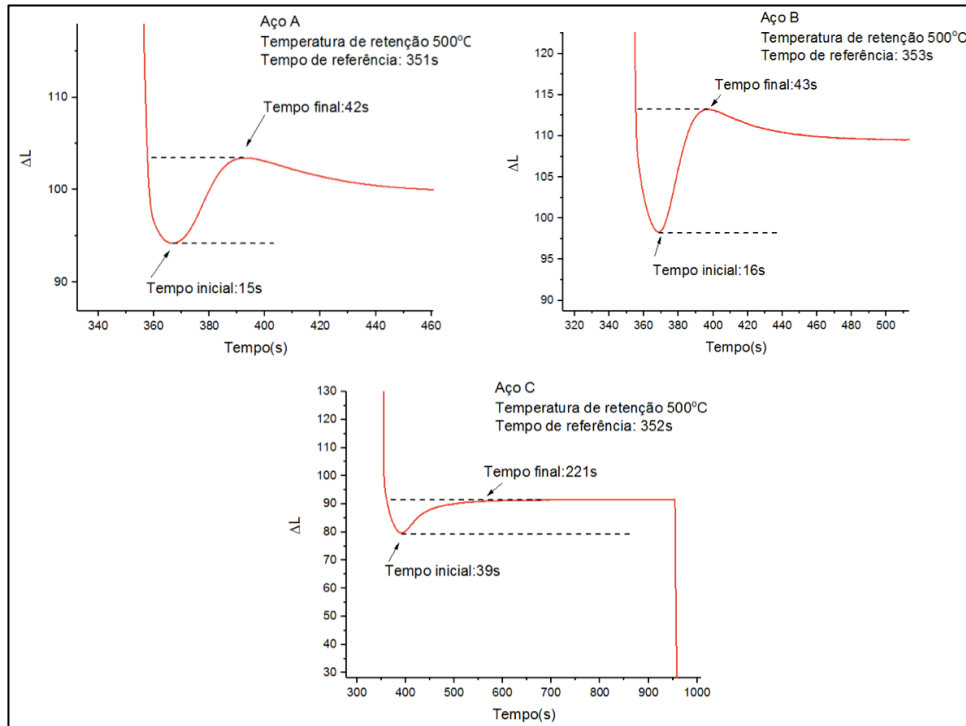


Figura B7 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 500°C.

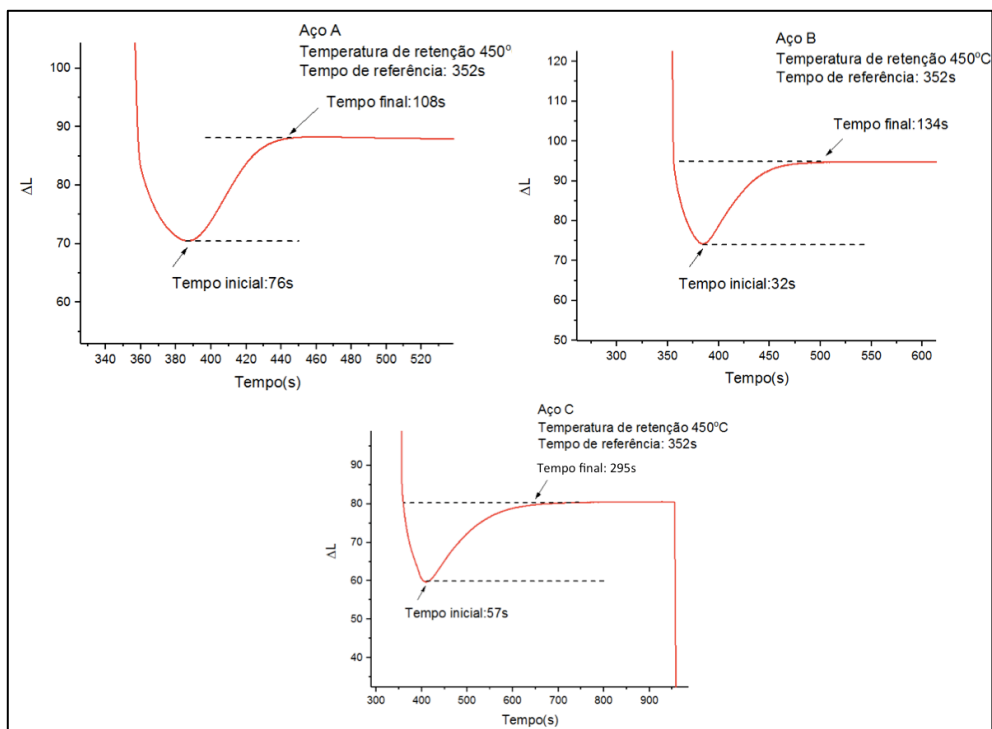


Figura B8 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 450°C.

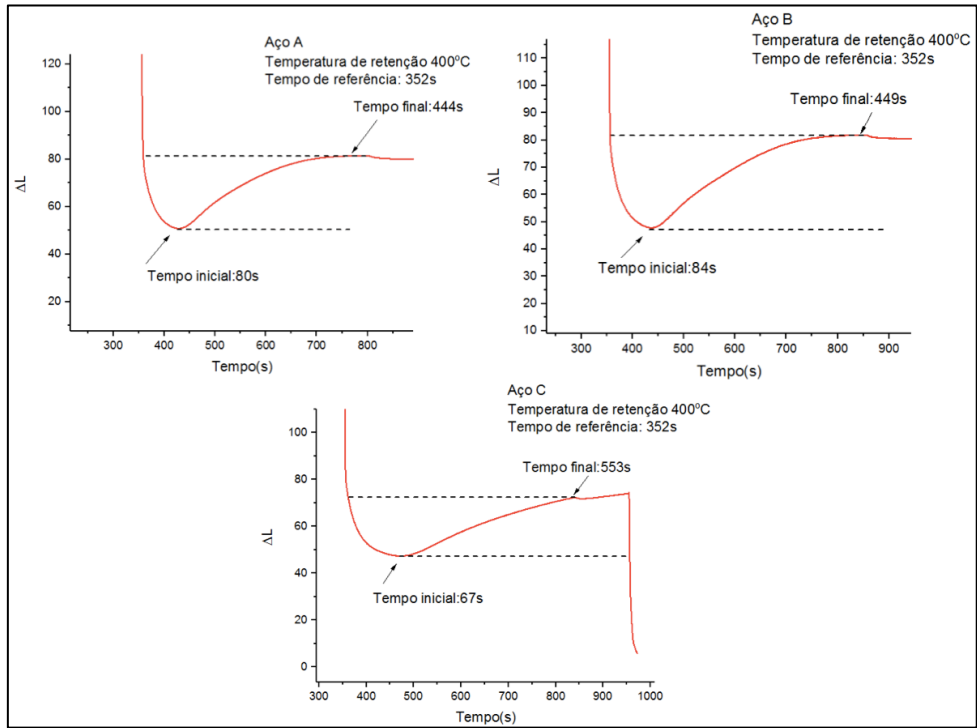


Figura B9 - Determinação dos tempos de início e final de transformação a partir das curvas dilatométricas dos aços A, B e C submetidos a temperatura de transformação isotérmica de 400°C.