

CESAR PAIVA DOS SANTOS FILHO

**LEVANTAMENTO EXPERIMENTAL DE CURVAS TTT PARA OS AÇOS DE
CONSTRUÇÃO MECÂNICA SAE 5160 E SAE 6150**

Trabalho de Formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção de Bacharelado
em Engenharia de Materiais

Área de Concentração: Engenharia
Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof.Dr. Eduardo Franco de
Monlevade

São Paulo

2016

CESAR PAIVA DOS SANTOS FILHO

**LEVANTAMENTO EXPERIMENTAL DE CURVAS TTT PARA OS AÇOS DE
CONSTRUÇÃO MECÂNICA SAE 5160 E SAE 6150**

Trabalho de Formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção de Bacharelado
em Engenharia de Materiais

Orientador: Prof.Dr. Eduardo Franco de
Monlevade

São Paulo

2016

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Escola Politécnica da USP

Agradecimentos

Verdadeiramente a realização deste Trabalho de Formatura bem como a conquista da Graduação em Engenharia de Materiais na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo não seriam possíveis sem a ajuda de algumas pessoas, sendo estas pertencentes ao círculo familiar e, especialmente, ao círculos de amigos que somente aumentou durante meus anos de graduação na Escola Politécnica sobretudo no Departamento de Engenharia de Metalurgia e de Materiais. A estes meus agradecimentos:

- A Deus por me possibilitar estudar nesta grande instituição e me permitir conhecer todas as pessoas com que convivi durante esses anos da Escola Politécnica
- A minha mãe Edna, minha avó Irene e minha madrinha Isolina por todo suporte emocional, paciência e aporte financeiro durante todos os anos de minha graduação além de aguentar meus diversos momentos de estresse
- A minha namorada, Danielle Morrioni, por esses mais de 6 anos ao meu lado aguentando junto comigo todas minhas frustrações e compartilhando minhas vitórias
- Aos meus amigos e colegas de turma: Felipe Bertin, Guilherme Giovannini e Thais Trigo por todos os estudos, conselhos, risadas, trabalhos realizados, notas altas e baixas e demais vitórias, conquistas e frustrações que tive o prazer de compartilhar com eles

Gostaria de agradecer a Gerdau Aços Especiais Brasil – Unidade de Mogi das Cruzes – que sob autorização e representação de Felipe Weidlich, à época gerente/chefe de Laminação da Unidade - que permitiu a doação dos aços que compõe o grupo amostral presente neste trabalho.

Gostaria de agradecer a Marcelo Rodrigues Pereira, colaborador do Laboratório Metalúrgico da Gerdau Aços Especiais Brasil – Unidade Mogi das Cruzes, por toda ajuda durante a confecção de diversos corpos de prova utilizados neste trabalho além da ajuda fornecida pelos demais colaboradores do Laboratório Metalúrgico.

Gostaria também de agradecer ao Prof.Dr.Eduardo Franco de Monlevade, que além de professor se tornou um grande amigo, pela sugestão do tema deste Trabalho

de Formatura bem como todas as dúvidas que foram sanadas, pelo tempo disposto pelo professor a me ajudar durante a realização de todo este trabalho.

E Gostaria de agradecer ao M.Eng Arthur Seiji Nishikawa - do Laboratório de Transformações de Fases do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – pelo treinamento fornecido para utilização do Dilatômetro bem como por todo tempo e disposição para sanar as eventuais dúvidas que surgiram durante a realização deste trabalho.

Também gostaria de Agradecer aos Técnicos do Laboratório Metalúrgico do PMT – Rafael Rocha Maia e Antônio Lívio da Silva Nunes além do Técnico do Hall Tecnológico José Rubens Beserra de Carvalho por toda ajuda durante a preparação de amostras metalográficas e a confecção de mais corpos de prova necessários para o trabalho.

A todos meu mais sincero: Muito Obrigado.

*“The pessimist sees difficulty in every opportunity.
The optimist sees the opportunity in every difficulty.”*
(Winston-Churchill)

RESUMO

Este trabalho tem como foco estudar uma das mais importantes curvas gráficas existentes no ramo da metalurgia: as curvas TTT. Estas são instrumentos muito importantes pois auxiliam na determinação de inúmeros tratamentos térmicos e na previsão microestrutural que um material apresentará quando resfriado a uma determinada taxa ou durante um ciclo de tratamentos térmicos.

Além disso, as curvas/diagramas TTT também auxiliaram no desenvolvimento de novas técnicas de caracterização tanto microestrutural quanto no desenvolvimento de novos equipamentos além de possibilitar a introdução e confecção de inúmeros outros tratamentos térmicos na metalurgia e em outros materiais como os polímeros. Neste texto será possível encontrar informações básicas acerca de como essas curvas são obtidas (diferentes métodos), como essas curvas são lidas/interpretadas bem como informações a respeito das principais estruturas (fases) que são obtidas em ligas de aço da mesma maneira que ocorrem essas alterações de fases durante os ciclos térmicos tanto de aquecimento quanto de resfriamento.

Soma-se a isso o principal objetivo deste trabalho: a obtenção de curvas TTT com um número reduzido de amostras – que visa atender uma necessidade industrial- do mesmo modo que identificar os pontos relevantes para obtenção destas curvas com campo amostral reduzido. Além da técnica de dilatométrica, principal fonte experimental utilizado neste trabalho para obtenção dos dados, fez-se necessário a realização de experimentos micrográficos (para corroborar a obtenção da curva e delimitar as regiões de maior interesse microestrutural), utilização do Software Stecal (para auxiliar na determinação da curva TTT, dados comparativos bem como determinar as regiões de comportamento mais imprevisíveis do diagrama). Também fez-se uso de análise de obtenção da Temperatura M_s através da Equação de Andrews e da comparação dos dados da literatura: Livro *Heat Treater's Guide*^[1].

ABSTRACT

This work is focused on studying one of the most important graphical curves in the metallurgical field: the TTT curves. These are very important instruments as they aid in the determination of numerous thermal treatments and microstructural prediction that a material will present when cooled at a certain rate or during a heat treatment cycle.

In addition, the TTT curves/diagrams also aided the development of new microstructural characterization techniques as well as the development of new equipment, besides the possibility of introducing and making countless other thermal treatments in metallurgy and in other materials such as polymers. In this text it will be possible to find basic information about how these curves are obtained (different methods), how these curves are read/interpreted as well as information about the main structures (phases) that are obtained in steel alloys as well as changes of Phases during both heating and cooling cycles.

The main objective of this work is to obtain TTT curves with a reduced number of samples - which is intended to meet an industrial need - as well as to identify the relevant points to obtain these curves with a reduced sample field. In addition to the dilatometry technique, the main experimental source used in this work to obtain the data, it was necessary to perform micrographic experiments (to corroborate the curve obtaining and delimit regions of greater microstructural interest), using Stecal Software (to assist in Determination of the TTT curve, comparative data as well as determining the most unpredictable behavior regions in the diagram). We also made use of analysis of obtaining Ms Temperature through the Andrews Equation and comparing the data with the book *Heat Treater's Guide*^[1].

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Curva TTT do aço 1080, com 0,79% de C e 0,76% de Mn; Adaptado de Krauss,G, Steels:Heat Treatment and Processing Princiles, ASM INTERNATIONAL p.22, 1990.	9
Figura 2 – Diagrama/Curva TTT de uma transformação isotérmica para aço eutetóide; Adaptado de REED-HILL, Robert E. Princípios de metalurgia física. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, p.582, 1982.....	10
Figura 3 – Comparação do diagrama de fases binário de Fe-C (a) com a curva TTT de um aço eutetóide (b) e um aço hipoeutetóide com 0,5% de carbono (c). Adaptado de Krauss,G, Steels: Heat Treatment and Processing Princiles, ASM INTERNATIONAL p.90, 1990.....	11
Figura 4 – Comportamento da Temperatura Ms com relação aos diferentes elementos de liga e os teores adicionados. Adaptado de http://pt.slideshare.net/awaisqadir100/martensitic-transformations-in-steels?smtNoRedir=1	12
Figura 5 – Diagrama da transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide de composição química desconhecida. Adaptado de CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos: característicos gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 6. ed., ampl. e rev. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, p.46, 1990 ^[7] ,.....	14
Figura 6- Diagrama da transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide. Adaptado de CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos: característicos gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 6. ed., ampl. e rev. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, p.47, 1990.....	15
Figura 7 – Representação do Suporte utilizado para a têmpera do corpo de prova de ensaio Jominy.	19
Figura 8 – Representação de uma Curva de ensaio Jominy.....	19
Figura 9 – Influencia dos elementos de liga na temperatura de transformação eutetóide (a); e teor de carbono na transformação eutetóide (b). Adaptado de Krauss,G, Steels:Heat Treatment and Processing Princiles, ASM INTERNATIONAL p.12, 1990	21

Figura 10- Influencia da porcentagem de Mn no campo austenítico e pela %C; Adaptado de Freitas, Paulo Sergio - Tratamentos Térmicos dos Metais – Da teoria à pratica, SENAI-SP, 2014, p.19.....	23
Figura 11- Influencia da porcentagem de Cr no campo austenítico e pela %C; Adaptado de Freitas, Paulo Sergio - Tratamentos Térmicos dos Metais – Da teoria à pratica, SENAI-SP, 2014, p.19 ^[10]	23
Figura 12 – Resumo dos Mecanismos operantes na decomposição da Austenita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p. 25 ,2006.....	25
Figura 13 – Diferentes Morfologias da Ferrita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p. 26 ,2006	27
Figura 14- Mecanismo de formação da ferrita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher,2006	27
Figura 15 – Surgimento e crescimento da fase perlita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher,p.35, 2006.....	29
Figura 16 - Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher,p.52, 2006.....	31
Figura 17- Variação de energia (ΔG) de nucleação em função do raio do núcleo (r). Adaptado de Colpaert, 2008.....	33
Figura 18- Aço 6150. 5 corpos de Prova nomeados 1a até 5a	35
Figura 19- Aço 5160. 5 corpos de Prova nomeados de 1b até 5b.	35
Figura 20- Corpo de Prova utilizado para análise Dilatométrica.....	38
Figura 21- Corpo de Prova Utilizado para análise Dilatométrica. Perspectiva dimensional.....	38
Figura 22 - Corpo de Prova Utilizado para análise Dilatométrica. Perspectiva dimensional.....	39
Figura 23- Representação esquemática de um dilatômetro. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher,p.67, 2006.....	41

Figura 24 – Bobina de Indução existente no dilatômetro DIL 805. Também é possível observar as hastes de sílica.	42
Figura 25 – Amostra, em rubro, durante patamar isotérmico de austenitização 900 °C.	42
Figura 26 – Termopar utilizado nos experimentos. Termopar do tipo K.	43
Figura 27 – Termopar tipo K Soldado em uma das Amostras.	43
Figura 28 – Equipamento de soldagem utilizado para soldar o termopar nas amostras.	43
Figura 29 – Detalhe do equipamento utilizado para fixação da amostra para realização da soldagem do termopar.	44
Figura 30 – Detalhe do equipamento de soldagem. Região do arco e região de fixação da amostra acopladas.	44
Figura 31 – Amostra fixada no suporte para realização da soldagem do termopar.	45
Figura 32 – Detalhe de uma amostra fixada no suporte com os terminais do termopar já soldados.	45
Figura 33 – Dilatômetro DIL 805 - Câmara de alocação da amostra. Visão externa.	48
Figura 34 – Dilatômetro DIL 805 – Câmara de alocação da amostra. Visão interna.	48
Figura 35 – Detalhes da alocação de uma amostra dentro da câmara de ensaio do Dilatômetro.	48
Figura 36 – Amostra tendo seu comprimento aferido com auxílio de um micrômetro.	49
Figura 37 – Equipamento de microscopia utilizado neste trabalho de Formatura. Microscópio Olympus modelo BX60M.	51
Figura 38 – Câmera acoplado no equipamento de microscopia utilizado. Câmera Altra 20.	51
Figura 39 – Micrografia da amostra em microscopia ótica estado “Como Recebida” do aço SAE 5160. Microestrutura composta por grãos de Perlita. Ataque com Nital 2%	57
Figura 40 - Micrografia em microscopia ótica estado “Como Recebida” aço SAE 5160. Amostra composta por grãos de Perlita. Destacado na imagem (círculos vermelhos) colônias de perlita visíveis em virtude da orientação cristalográfica. Ataque Nital 2%.	58

Figura 41 - Micrografia da amostra em microscopia ótica estado "Como Recebida" aço SAE 6150. Microestrutura da amostra composta por Perlita com grãos mais refinados. Ataque Nital 2%.....	59
Figura 42 - Micrografia da amostra em microscopia ótica estado "Como Recebida" aço SAE 6150. Amostra composta por grãos de Perlita. Destacado na imagem (círculos vermelhos) colônias de perlita visíveis por conta da orientação cristalográfica do grão. Ataque Nital 2%.....	60
Figura 43 – Representação do uso da ferramenta gráfica do Software do Dilatômetro para obtenção da Temperatura A_{R3} DO AÇO 5160. Curva Azul – Mudança Relativa do Comprimento da Amostra; Curva Verde – Função Derivada da Variação do Comprimento (%) pela Temperatura. Eixo das Ordenadas à Esquerda: Variação do Comprimento da Amostra (%); Eixo das Abscissas: Temperatura nominal da Amostra ($^{\circ}C$); Eixo das Ordenas à Direita: Função Derivada da Variação do Comprimento (%) pela Temperatura ($^{\circ}C$).....	64
Figura 44 – Diagrama/Curva TTT aço SAE 5160 com a composição química destacada na Figura. Adaptado de Unterweiser, Paul M., Boyer, Howard E., Kubbs, James J. Heat treater's guide standard practices and procedures for steel.2 ed. American Society For Metals; Metals Park, OHIO. United States Of America p. 200, 1982	65
Figura 45 - Diagrama/Curva TTT aço SAE 6150 com a composição química destacada na Figura. Adaptado de Unterweiser, Paul M., Boyer, Howard E., Kubbs, James J. Heat treater's guide standard practices and procedures for steel.2 ed. American Society For Metals; Metals Park, OHIO. United States Of America p. 210, 1982.....	66
Figura 46 - Representação Gráfica dos Dados de Tempo (s) x Temperatura ($^{\circ}C$) para aço 5160. Este gráfico retrata o ciclo térmico de obtenção da temperatura A_{R3} do aço 5160.	67
Figura 47 - Representação Gráfica dos Dados de Variação de Comprimento (%) x Tempo (s) para aço 5160. Este gráfico retrata o ciclo térmico de obtenção da temperatura A_{R3} do aço 5160.....	68
Figura 48 - Representação Gráfica dos dados de Tempo (s) x Variação de Comprimento (%) obtidos no tratamento de ciclo isotérmico de $650^{\circ}C$. Aço 5160. ..	70
Figura 49 - Representação Gráfica dos dados de Tempo (s) x Variação de Comprimento (%) obtidos no tratamento de ciclo isotérmico de $600^{\circ}C$. Aço 6150. ..	71

Figura 50 – Região correspondente ao início da transformação de fases sofrida pela amostra de aço 6150 representada na Gráfico 4.	73
Figura 51 – Região do Gráfico 4, apontada pela seta vermelha, correspondente à região de estabilização da Variação do Comprimento ($\Delta L\%$). Tratamento Isotérmico de 600°C. Aço 6150.	73
Figura 52 - Curva TTT obtida para o aço 5160 utilizado no trabalho. Neste gráfico estão representados apenas os percentuais de 5%, 10%, 20%, 40%, 60%, 80%, 90% e 95%. Os dados obtidos possibilitaram a obtenção de uma curva mais completa (Apêndice A).....	76
Figura 53- Curva TTT obtida para o aço 6150 utilizado no trabalho. Neste gráfico estão representados apenas os percentuais de 5%, 25%, 50%, 70%, 95%. Os dados obtidos possibilitaram a obtenção de uma curva mais completa - (Apêndice A).	77
Figura 54 - Representação de Parte do Gráfico obtido para o ensaio a 500°C para o aço 6150. É possível identificar a região referente ao início da transformação de fases porém não há nenhuma região de estabilização da curva indicando o término da transformação.	80
Figura 55 – Micrografia da amostra de aço 6150 ensaiada a 500°C. É possível observar um grande bandeamento nesta amostra (Indicativo de Segregação). As regiões brancas correspondem à Martensita. Já as porções escuras representam as porções de Bainita (austenita que foi transformada Bainita). Ataque Nital 2%.	81
Figura 56 - Micrografia da amostra de aço 6150 ensaiada a 500°C. É possível observar um grande bandeamento nesta amostra (Indicativo de Segregação). As regiões brancas correspondem à Martensita. Já as porções escuras representam as porções de Bainita (austenita que foi transformada Bainita). Ataque Nital 2%.	82
Figura 57- Imagem obtida com MEV de amostra de aço 6150 tratada a 500°C. Mostra uma microestrutura com elevada heterogeneidade. É possível identificar a fase de Bainita Superior (Setas Vermelhas), Agulhas de Ferrita envoltas por Carbonetos (Círculo Vermelho). Ataque Nital 2%.....	86
Figura 58 - Imagem obtida com MEV de amostra de aço 6150 tratada a 500°C. Na porção central da Figura está destacada uma região com Bainita Superior (Indicadas pelas setas amarelas). As setas vermelhas apontam a presença de carbonetos em matriz de ferrita. Ataque Nital 2%.	87
Figura 59 – Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 275°C. Microestrutura majoritariamente composta por bainita inferior com presença de alguns	

grãos de ferrita alotriomorfas e de Widmanstätten α_w (Círculos vermelhos). Ataque Nital 2%. [23; 24; 25]	89
Figura 60 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 350°C. Microestrutura majoritariamente composta por bainita inferior com presença de alguns grãos de ferrita alotriomorfas e de Widmanstätten α_w (Círculos vermelhos). Ataque Nital 2%. [23; 24; 25]	89
Figura 61 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 425°C. Microestrutura mista de Bainita com porções de ferrita (setas vermelhas). Ataque Nital 2%. [23; 24; 25]	90
Figura 62 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 500°C. É possível identificar uma microestrutura bandeada (Indicativo de Segregação). Microestrutura mista de Bainita + Perlita (início de sobreposição da região) + Ferrita (Olotrimórficas – Círculos Vermelhos; Acicular – setas amarelas). Há um certo alinhamento na microestrutura o que sugere a direção de laminação. Ataque Nital 2%. [23; 25]	90
Figura 63 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 575°C. Microestrutura formada majoritariamente por Perlita com Ferrita em contorno de Grão. Ataque Nital 2%. [4; 9; 26]	91
Figura 64- Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 650°C. Presença predominante de Perlita muito fina. Ataque Nital 2%. [4; 9; 26]	91
Figura 65 - Amostra aço 6150. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 350°C. Microestrutura formada por Bainita inferior e por regiões com Ferrita (Setas Vermelhas) ^[23] . Ataque Nital 2%.	92
Figura 66 - Amostra aço 6150. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 400°C. Há presença de Bandejamento (Ferrita e Bainita) ^[4; 23] e algumas inclusões provavelmente de Sulfetos de Manganês (Setas Vermelhas). Pontos são marcas de oxidação. Ataque Nital 2%.	93
Figura 67 - Amostra aço 6150. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 450°C. É possível ver com clareza a existência de inclusões provavelmente de Sulfetos de Manganês (Setas Vermelhas). A microestrutura é bandeada (Bainita e Ferrita) ^[4; 23] . Pontos pretos são marcas de oxidação. Alinhamento sugere a direção de Laminação Ataque Nital 2%.	93

Figura 68 – Representação da Tela de atribuição de dados do Software SteCal. Os valores do elementos aqui apontados são valores percentuais. O valor de DI, HC e Ms apresentados foram calculados pelo Software. Dados do aço 5160.....	95
Figura 69 – Informações fornecidas pelo SteCal com as prováveis temperaturas de Formação da Bainita bem como para Início de Transformação Martensítica. Fonte: SteCal. Dados aço 5160.	95
Figura 70 – Diagrama ou Curva TTT para o aço 5160 utilizado no Trabalho de Formatura. Gerado com SteCal.	96
Figura 71 - Representação da Tela de atribuição de dados do Software SteCal. Os valores do elementos aqui apontados são valores percentuais. O valor de DI, HC e Ms apresentados foram calculados pelo Software. Dados do aço 6150.....	97
Figura 72 - Informações fornecidas pelo SteCal com as prováveis temperaturas de Formação da Bainita bem como para Início de Transformação Martensítica. Fonte: SteCal. Dados aço 6150.	97
Figura 73 - Diagrama ou Curva TTT para o aço 6150 utilizado no Trabalho de Formatura. Gerado com SteCal.	98
Figura 74 – Micrografia do aço SAE 5160 após ataque com a solução de ácido pícrico com hidróxido de sódio. Linhas escuras (feitos à mão) percorrem o traçado dos os contornos de grão que estavam visíveis. Tamanho de Grão Austenítico de 6 – 7 na escala ASTM. Ataque Nital 2%.	100
Figura 75 – Micrografia do aço SAE 6150 após ataque com a solução de ácido pícrico com hidróxido de sódio. Linhas escuras são os contornos de grão visíveis. Tamanho de Grão Austenítico de 6 – 7 na escala ASTM. Ataque Nital 2%.	101
Figura 76 – Curva TTT completa para aço 5160. Tempo (s) X Temperatura (°C). .	109
Figura 77 - Curva TTT incompleta para aço 5160. Tempo (s) X Temperatura (°C).	110
Figura 78 - Curva TTT incompleta para aço 6150. Tempo (s) X Temperatura (°C). Assumindo 100% de transformação a 500°C e valores obtidos com Interpolação Polinomial de Lagrange.....	112
Figura 79 - Curva TTT completa para aço 6150. Tempo (s) X Temperatura (°C). Assumindo 100% de transformação a 500°C e valores obtidos com Interpolação Polinomial de Lagrange.....	113
Figura 80 - Projeção do comportamento da temperatura MS (calculada pela Equação de Andrews) com relação ao teor de Carbono. Projeção realizado sobre o aço SAE 5160 assumindo fixação do teor de todos os demais elementos na liga.....	118

Figura 81 - Representação das regiões da amostra analisadas no MEV (EDS 1)..	119
Figura 82 - Análise Química (EDS 1) da amostra aço 6150 Realizada pelo MEV. .	119
Figura 83 – Representação das regiões da amostra analisadas no MEV (EDS 2).	120
Figura 84 – Análise Química (EDS 2) da amostra aço 6150 Realizada pelo MEV..	120
Figura 85 - Representação das regiões da amostra analisadas no MEV (EDS 3)..	121
Figura 86 - Análise Química (EDS 3) da amostra aço 6150 Realizada pelo MEV. .	121
Figura 87 - Tela de utilização da Ferramenta Gráfica par obtenção das Temperaturas Ms e AR3. Na figura a temperatura aferida é a AR3 para aço SAE 6150	123
Figura 88 - Tela de utilização da Ferramenta Gráfica par obtenção das Temperaturas Ms e AR3. Na figura a temperatura aferida é a AR3 para aço SAE 6150.	124

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Perfil e bitolas dos aços fornecidos pela Gerdau.	34
Tabela 2- Qualidade dos Aços e a denominação de cada amostra.	35
Tabela 3 – Composição Química Amostra Aço SAE 6150. Amostra A.	36
Tabela 4 - Composição Química Amostra Aço SAE 5160. Amostra B.	37
Tabela 5 – Lista das dimensões das amostras cilíndricas do Aço 5160 utilizadas nos Ensaio do Dilatômetro.	47
<i>Tabela 6 - Lista das dimensões das amostras cilíndricas do Aço 6150 utilizadas nos Ensaio do Dilatômetro</i>	47
Tabela 7- Limites permitidos e recomendados. Adaptado de TARÍN; PÉREZ; STEVESON, 2004.....	53
Tabela 8 - Dados dos diferentes ciclos térmicos e taxas de resfriamento aplicados nas amostras utilizadas para o aço SAE 5160.....	62
Tabela 9 - Dados dos diferentes ciclos térmicos e taxas de resfriamento aplicados nas amostras utilizadas para o aço SAE 6150.....	62
Tabela 10 – Representação de parte da tabela montada com os dados obtidos para as amostras do aço 6150.	74
Tabela 11 – Representação de parte da tabela montada com os dados obtidos para as amostras do aço 5160	75
Tabela 12 – Valores Temporais (segundos) Obtidos para as transformações a 500°C assumindo os dados obtidos com o dilatômetro e 62% de transformação.....	83
Tabela 13 - Valores Temporais (segundos) Obtidos para as transformações a 500°C assumindo 100% de transformação. Os valores apresentados nesta tabela foram obtidos fazendo-se uso de Polinômio Interpolador de Lagrange.....	83
Tabela 14 – Comparativo entre os diferentes valores obtidos para Ms e os métodos de obtenção. As temperaturas estão em °C.....	99
Tabela 15– Dados Para Criação da Curva TTT. Aço 5160. PARTE 1.	111
Tabela 16 - Dados Para Criação da Curva TTT. Aço 5160. PARTE 2	111
Tabela 17 - Dados Para Criação da Curva TTT. Aço 6150. PARTE 1. 500°C Interpolação Polinomial de Lagrange.	114
Tabela 18 - Dados Para Criação da Curva TTT. Aço 6150. PARTE 2. 500°C Interpolação Polinomial de Lagrange.	114

Tabela 19 – Representação de parte da Tabela para criação da Curva TTT aço 6150. Com valores obtidos assumindo 62,005% de Transformação.	115
Tabela 20 - Dados Para Criação da Curva TTT. Aço 6150. PARTE 1	117
Tabela 21 - Dados Para Criação da Curva TTT. Aço 6150. PARTE 1	117
Tabela 22 - Tabela com os valores quantitativos doe elementos Químicos (EDS 1) analisados com o MEV.....	120
Tabela 23 – Tabela com os valores quantitativos doe elementos Químicos (EDS 2) analisados com o MEV.....	121
Tabela 24 - Tabela com os valores quantitativos doe elementos Químicos (EDS 3) analisados com o MEV.....	122

SUMÁRIO

1. Introdução	1
1.2 Considerações ao Trabalho de Formatura.....	2
2. Objetivos	4
3. Revisão da Literatura	5
3.1 A curva TTT	5
3.2 Elementos de Liga e demais fatores que Influenciam o Comportamento e Posição das Curvas TTT.....	17
3.3 Austenitização e decomposição da Austenita.....	24
3.3.1 A Austenita	24
3.3.2 A Decomposição da Austenita.....	25
3.3.3 Ferrita e Cementita	26
3.3.4 Perlita.....	28
3.3.5 Martensita	30
3.3.6 Bainita.....	30
3.4 Nucleação.....	31
3.5 Crescimento.....	33
4. Materiais e Métodos	34
4.1 Preparação das Amostras e Metalografia	34
4.2 Dilatometria	40
4.3 Microscopia Óptica e Micrografias	50
4.4 Software SteCal 3.0	51
4.5 Análise Química e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	53
4.6 Aços SAE 6150 e SAE 5160.....	54
5. Resultados e Discussão	56
5.1 Amostras Como Recebida	56
5.2 Temperatura M_s Experimental e por Andrews	60
5.3 Dilatometria e Curva TTT.....	61
5.4 Comportamento da Amostra do Aço 6150 no ensaio a 500°C.....	79

5.5 Metalografia das Amostras Pós Tratamento Térmico no Dilatômetro	88
5.6 Curvas TTT dos Aços 5160 e 6150 com SteCal 3.0	94
5.6.1 Aço 5160.....	94
5.6.2 Aço 6150.....	96
5.7 Quadro Comparativo para obtenção e Estimativas das Temperaturas Ms	99
5.8 Análise do Tamanho de Grão austenítico após Tratamentos Térmicos.....	100
6. Conclusões.....	102
6.1 Considerações Finais.....	103
7. Referências Bibliográficas	105
Outras Fontes Bibliográficas Consultadas	107
Apêndice A – Demais dados, Tabelas, Gráficos e Equações utilizados no trabalho	108
Projeção do Comportamento da Temperatura Ms frente à elevação do Teor de Carbono. Projeção Realizada com Equação de Andrews.....	118
Apêndice B – Análise Química Desenvolvida pelo MEV	119
EDS 1 - Amostra aço SAE 6150 a 500°C	119
EDS 2 - Amostra aço SAE 6150 a 500°C	120
EDS 3 - Amostra aço SAE 6150 a 500°C	121
Apêndice C – Maiores detalhes gráficos sobre o Software do Dilatômetro	123

1. Introdução

Em Setembro de 1930 na conferência de Chicago (Chicago Meeting) E.S. Davenport e E.C. Bain apresentaram um trabalho denominado ***Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures***.^[2] Neste, os autores apresentaram ao mundo científico e metalúrgico um estudo que acabaria por revolucionar uma grande parcela e área dos estudos metalúrgicos; o trabalho daqueles autores trouxe, à luz da ciência metalúrgica, o conceito de curvas de tempo, temperatura e transformação (TTT) e sua validade e uso nos estudos subsequentes de tratamento térmico dos metais.^[2]

Anteriormente ao trabalho de Bain e Davenport já existiam no ramo da ciência metalúrgica diagramas de fases das principais ligas metálicas que permitiam inferir quais seriam as fases estáveis em determinadas condições de temperatura e pressão. O avanço que o estudo deles propiciou está no fato de eles terem sido capazes de introduzir o fator tempo neste “diagrama” e criado um novo ramo de estudo dos metais e serem capazes de “prever” os resultados – entenda-se fases – que estes metais irão assumir quando submetidos a algum gradiente térmico (aquecimento ou resfriamento principalmente).

O estudo de Bain e Davenport focou-se no estudo do diagrama Ferro-Carbono e no comportamento (estudo) do tempo necessário para que a transformação da austenita em ferrita e cementita e carbonetos em várias temperaturas e também no estudo do tempo necessário para que a reação de transformação da austenita em martensita e exatamente na temperatura em que essa reação ocorre. Resumindo: o estudo de Bain e Davenport introduziu a linha temporal (tempo) nas reações metalúrgicas.

Diversos autores e estudiosos da metalurgia mencionam a importância desse estudo de Bain e Davenport para seus estudos e para a metalurgia em si. H.K.D.H. BHADESHIA em ***A Personal Commentary on “Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures”*** no *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2010* faz diversos comentários importantes sobre o estudo desenvolvido por Bain e Davenport.^[3]

Primeiramente Bhadeshia inicia seu artigo com a informação de que Bain e Davenport que foram os primeiros a introduzir conceitos de transformações isotérmicas como uma técnica de estudo da evolução progressiva das fases em função não só da temperatura mas, também, do tempo. Bhadeshia também menciona uma das técnicas utilizadas por Bain e Davenport (a Dilatometria – que será utilizada neste presente trabalho).^[3]

No ramo da Dilatometria Bhadeshia destaca as ações tomadas por Bain e Davenport para evitar complicações que poderiam ocorrer durante seus experimentos tais como: expansão das hastes do dilatômetro. Isso foi evitado inserindo partes substanciais do próprio equipamento de Dilatometria no banho metálico para atingir a temperatura desejada.^[3]

Bhadeshia também faz questão de mencionar o fato de que partes do dilatômetro foram projetas especificamente para serem auto reguladoras (self-aligning) por conta das amostras serem muito quentes (estarem a altas temperaturas) no estado austenitizado e deveriam ser introduzidos no dilatômetro de maneira muito rápida antes do equipamento ser imerso novamente no banho metálico.^[3]

Outro ponto destacado por Bhadeshia consiste nas evoluções que equipamentos tais como o próprio dilatômetro conquistaram ao longo dos anos graças a esse estudo e os cuidados que Bain e Davenport tiveram na realização de seus experimentos. Soma-se a isso o destaque para os mecanismos de nucleação e crescimento das fases em diversos aços que foram compreendidos e desenvolvidos em cima dos estudos desses dois pesquisadores.

Um outro ponto muito importante destacado por Bhadeshia são as diferentes aplicações que os diagramas TTT possibilitaram: o uso desses diagramas em aplicações de tratamentos térmicos tais como resfriamento contínuo.^[3]

1.2 Considerações ao Trabalho de Formatura

Este Trabalho de Formatura consiste na realização de experimentos para traçar a Curva de Tempo, Temperatura e Transformação (TTT) com dois métodos diferentes: um experimental e outro com auxílio de um software desenhado especificamente para

isso e comparar os resultados obtidos por esses métodos e averiguar a precisão e principais diferenças entre eles.

Logo, Este Trabalho de Formatura realizará experimentos para traçar a Curva Tempo, Temperatura, Transformação (TTT) fazendo uso de dois (2) métodos: primeiramente um experimental (Dilatometria); e um método numérico computacional probabilístico com auxílio de software SteCal. E para completar este trabalho serão realizados quadros comparativos entre os valores obtidos com os métodos apontados acima com resultados já existentes e consolidados em literaturas como no livro ***Heat Treater`s Guide***.^[1]

2. Objetivos

Este trabalho de formatura tem como objetivo estudar a hipótese de obtenção de um diagrama TTT fazendo uso de um número reduzido de amostras. Entretanto, esta afirmação não traz uma definição apropriada: não indica ou não quantifica o que qualifica esse “número reduzido de amostras”. Dessa forma faz-se necessário explicar, no escopo deste trabalho de formatura, o que significa a frase: “Número reduzido de amostras”.

Portanto, todos os estudos e métodos científicos - que fazem uso de experimentações para adquirir dados, trabalha-los e, por fim, apresentar um resultado - utilizam-se de um determinado campo amostral (número de amostras utilizadas nos experimentos) para que os resultados obtidos com estes experimentos apresentem validade científica. Isto é: o conjunto de dados representam os fenômenos estudados sejam estes esperados ou não.

Com isso tem-se que para a obtenção de curvas ou diagramas TTT também faz-se necessário a determinação de um campo amostral (número de amostras). Normalmente para a confecção de um diagrama TTT o campo amostral possui entre 60 e 80 amostras dependendo de diversos fatores como: intervalo térmico e de microestruturas de interesse, liga estudada, precisão instrumental dos equipamentos utilizados, repetição ou não de ensaios específicos, conjunto de dados coletados para confecção da curva, experimentos que potencialmente possam ocorrer erroneamente etc. Este número de amostras pôde ser inferido com uma leitura mais detalhada do artigo de Bain e Davenport e da análise dos dados obtidos por esses autores.

Há um trecho do artigo da Bain e Davenport onde os autores explicitam que realizaram 152 micrografias diferentes para 13 curvas de expansão térmica do aço B (denominado dessa forma no artigo). Logo, separando um intervalo térmico de interesse – faixa de temperatura na qual se deseja traçar a curva TTT - e dividindo este intervalo entre 12 seções têm-se 12 temperaturas de interesse dentro do intervalo térmico. Realizando 4 experimentos (replicação de ensaios) para cada temperatura têm-se pelo menos 48 ensaios.

Partindo-se do exposto acima é possível definir o que significa “número reduzido de amostras” no escopo deste trabalho de formatura: o campo amostral será composto de 10 a 15 amostras ensaiadas por tipo de aço estudado.

3. Revisão da Literatura

Os produtos metálicos, de modo geral, sempre passam por algum tipo de tratamento térmico antes de serem distribuídos ou utilizados para confeccionar seus respectivos produtos finais. Assim, os tratamentos térmicos são uma parte da ciência de engenharia metalúrgica e de materiais de suma importância. Como já apontado na introdução Bain e Davenport auxiliaram a revolucionar este campo da metalurgia ajudando a “prever” o comportamento dos materiais metálicos frente aos diferentes ciclos e tratamentos térmicos que podem vir a ser aplicados sobre eles.

Seguindo esta ideia temos que os tratamentos térmicos são realizados para obtenção de diferentes fases (microestruturas) uma vez que as propriedades finais dos materiais estão vinculadas às características microestruturais. Os tratamentos térmicos de aços são, em geral, iniciados com a austenitização de sua microestrutura, seguida pela decomposição da austenita levando à nucleação e crescimento de um ou mais dos constituintes desejados: bainita, ferrita, perlita, cementita, entre outras possíveis estruturas.

Desta forma, esta revisão da literatura irá abordar diferentes assuntos iniciando com uma breve introdução a respeito das curvas ou diagramas TTT (Tempo – Temperatura – Transformação), seguida das principais fases (microestruturas) que serão obtidas neste Trabalho de Formatura (austenita, ferrita, bainita, perlita, martensita, etc), além de outros temas que são presentes neste trabalho como as técnicas empregadas para obtenção das curvas TTT (Dilatometria) e do uso do Software SteCal 3.0. Também será abordado um pouco a respeito dos aços que serão utilizados e possivelmente sobre ensaios metalográficos utilizados para confecção deste trabalho.

3.1 A curva TTT

As primeiras pesquisas a respeito das estruturas (microestruturas) dos aços eram realizadas sobre corpos de prova resfriados de duas formas (ou lentamente ou rapidamente) indicando que as transformações de fases sofridas por esses materiais desenvolviam-se em uma determinada faixa de temperatura. Em 1930 E.S. Davenport e E.C. Bain desenvolveram uma nova técnica que hoje é conhecida por curva TTT (Tempo – Temperatura – Transformação). Neste estudo, Bain e Davenport

determinaram as relações existentes entre a velocidade de resfriamento (taxas de resfriamento) e as transformações que ocorrem a temperaturas constantes (tratamentos térmicos).^[2]

O método desenvolvido no trabalho daqueles autores – e que será replicado (com algumas adaptações) neste trabalho de formatura – fez uso de corpos de prova com dimensões bem pequenas (retangulares e de espessura bem delgada) a fim de que as transferências térmicas, tanto de aquecimento quanto de resfriamento, fossem realizadas de forma rápida e homogênea – sem que ocorresse a formação de gradiente térmico entre a superfície e o núcleo do corpo de prova. O corpo de prova é confeccionado dessa forma por dois motivos básicos: 1 – para que não haja distorções nos corpos de prova por conta dos gradientes térmicos e 2 – para que exista homogeneidade microestrutural por toda a extensão do corpo de prova (que a transformação de fase ocorra de forma homogênea por toda a peça).

Este trabalho de formatura irá recriar os experimentos de tratamento isotérmico de dilatométrica. Os experimentos tem início da mesma maneira: com o aquecimento dos corpos de prova (os corpos de prova são austenitizados) a uma temperatura acima da zona crítica até que se tornem totalmente homogêneos e apresentem somente uma fase: austenita. Após alcançada a temperatura de austenitização os corpos de prova permanecem nesta temperatura pré-determinada (acima da zona crítica) por um certo intervalo de tempo para garantir a completa austenitização da amostra. Após este tempo, as amostras são resfriadas rapidamente até atingirem uma temperatura de interesse, abaixo da temperatura crítica, na qual será realizado o tratamento isotérmico da amostra. Novamente, cada amostra permanecerá neste patamar térmico (temperatura) por um outro intervalo de tempo pré-determinado.

Dessa forma, cada amostra é levada uma temperatura definida e permanece nesta durante um intervalo de tempo conhecido a fim de que haja transformação homogênea por toda a amostra.

Após a austenitização e resfriamento é possível verificar a microestrutura formada através de três técnicas básicas: medidas de dureza, análise microscópicas e através de técnicas de dilatométrica. É possível também identificar e quantificar a fração da estrutura que foi modificada com auxílio de técnicas metalográficas quantitativas.

Na Figura 1 é mostrado um exemplo de uma curva TTT. Esta figura possui três (3) eixos distintos: um dos eixos nas Ordenadas, à esquerda, que representa a temperatura em duas escalas distintas – escalas Celsius e Fahrenheit; um dos eixos das Ordenadas, à direita, com uma escala de Dureza em Rockwell C (HRC); e, por fim, um dos eixos, na Abscissa, com sua escala em Tempo em segundos.

Há diferentes formas de se “ler” um diagrama TTT dependendo das informações que se desejam obter. Assim, uma das primeiras atividades ou informações que devem ser observadas em um diagrama TTT é, ou são, a forma das curvas presentes nele. Assim, na Figura 1, é possível identificar que há duas curvas diferentes – linhas pretas contínuas - ambas em formato da letra C. Para facilitar identificação as curvas foram numeradas com os números 1 e 2 destacados na Figura 1. Estas curvas representam duas (2) fronteiras: uma de início das transformações e outra do final ou término das transformações. Outra interpretação é que cada uma das curvas faz separação entre duas ou mais fases microestruturais diferentes. As curvas possuem a forma da letra C por conta do comportamento apresentado para a liga especificada na legenda da Figura 1. Cada liga possui ou apresenta um comportamento diferente - que é representado pela forma da curva – e este comportamento depende dos diferentes elementos presentes e, conseqüentemente, da proporção desses elementos presentes nas ligas.

Feita a identificação do formato das curvas presentes no diagrama o convencional a ser feito é: identificar as diferentes fases que podem ser identificadas. No exemplo da Figura 1 é possível identificar as fases: Austenita (A), Ferrita (F) e Cementita (C). Além das fases, um diagrama TTT também pode trazer informações acerca de temperaturas importantes como M_s - Martensite Start Temperature (Temperatura do Início da Transformação Martensítica), também há as temperaturas M_{50} e M_{90} que são temperaturas que indicam presença de 50% e 90% de microestrutura martensítica respectivamente. Há diversas outras temperaturas importantes que podem ser identificadas nos diferentes diagramas para cada tipo de liga mas não serão abordadas neste ponto do texto.

Agora um ponto fundamental na leitura de qualquer diagrama TTT é correlacionar as curvas apresentadas com as fases e com o tempo de tratamento. Assim, na Figura 1 é possível apontar que para temperaturas acima de 740°C a única fase presente é a austenita (A) independentemente do intervalo de tempo que é

analisado. Depois quando é analisado a temperatura de 550°C é necessário analisar também o intervalo de tempo decorrido pois as fases presentes em cada parte do diagrama estão correlacionadas com o tempo. Dessa forma, para tempos de tratamento inferiores a 1 segundo a única fase presente é a austenita. Para tempos de tratamento entre 1 segundo e 5 segundos é possível identificar a presença de austenita (A), Ferrita (F) e Cementita (C). Agora para tempos de tratamento superiores a 10 segundos as únicas fases presentes à temperatura de 550°C são Ferrita (F) e Cementita (C). Se for analisada uma outra temperatura, por exemplo 300°C é possível identificar que a fase austenita (A) agora possui uma influência temporal maior, ou seja, para intervalos de tempo de tratamento entre 0 e 100 segundos (1 min e 40 segundos) a fase existente será austenita. Para tempos de tratamento de 100 segundos a 1000 segundos (aproximadamente 16 minutos e 40 segundos) as fases presentes serão austenita (A), Ferrita (F) e Cementita (C).

Portanto, para a leitura correta de um diagrama TTT, é necessário observar o formato das curvas presentes nele, identificar as fases e correlacionar o tempo de tratamento; com essas informações e com suas correlações será possível se ter uma melhor compreensão de como a microestrutura de uma liga se comporta durante os diferentes ciclos térmicos.

No caso da Figura 2 há outro diagrama representando o comportamento de outra liga metálica. No diagrama da Figura 2 é possível identificar duas curvas com formato da letra C e quatro regiões com fases bem distintas que são: Austenita, Perlita, Bainita e Martensita. Há também uma região de mistura de fases entre Perlita e Bainita. Assim como ocorre na Figura 1 a leitura ou interpretação da Figura 2 é realizada de forma similar: é necessário analisar temperatura e tempos de tratamento como variáveis determinantes para uma correta interpretação do diagrama.

Dessa forma os diagramas mostram-se como ferramentas fundamentais para a determinação de diferentes ciclos térmicos e auxiliam na identificação de diferentes fases e, conseqüentemente, de diferentes propriedades mecânicas para as ligas com as quais são estudados.

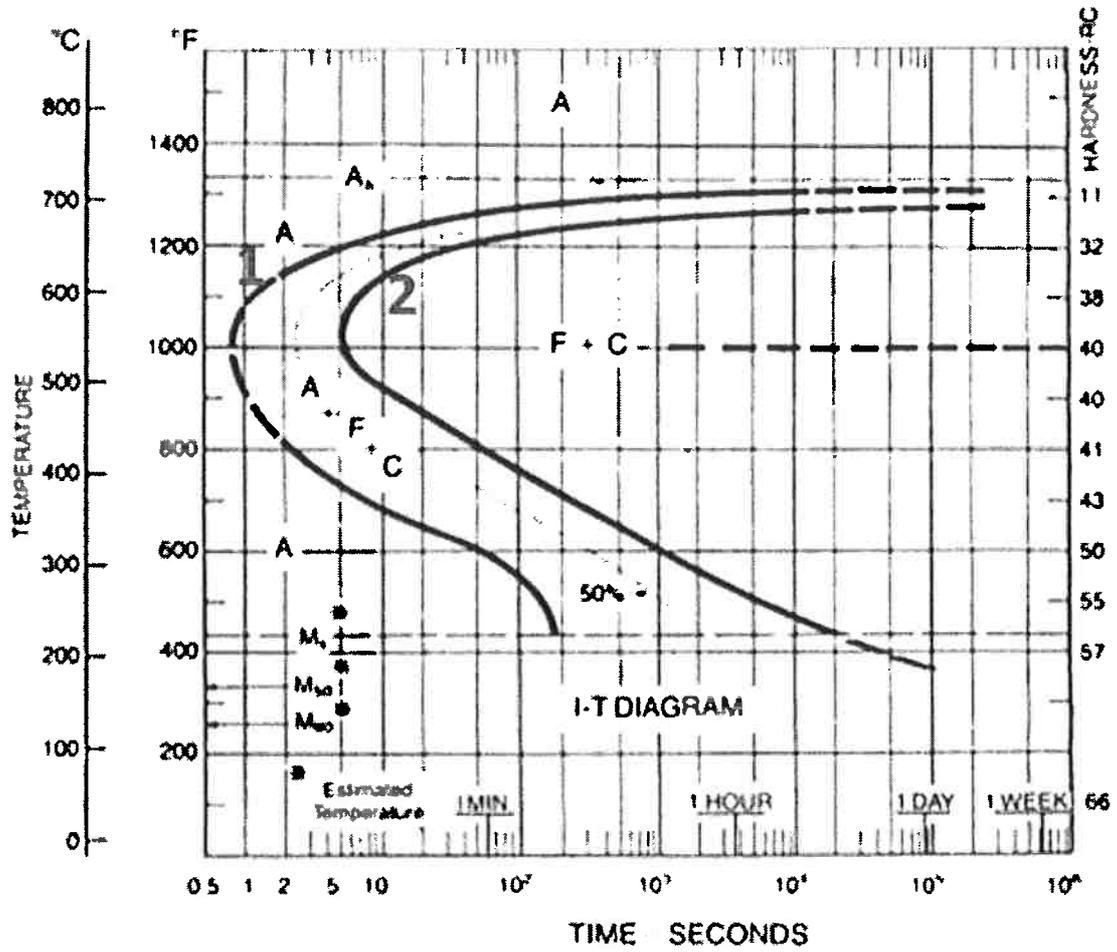


Figura 1- Curva TTT do aço 1080, com 0,79% de C e 0,76% de Mn; Adaptado de Krauss, G, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM INTERNATIONAL p.22, 1990.

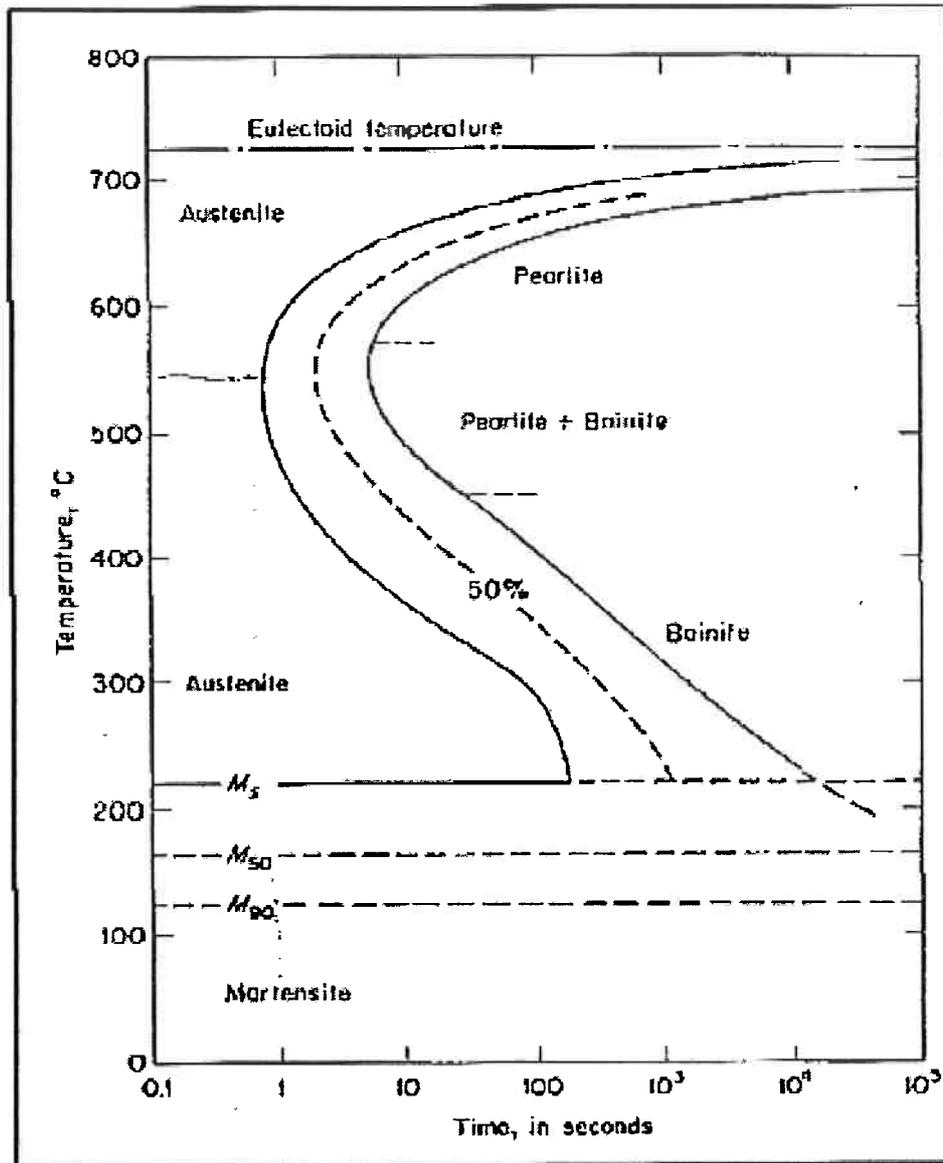


Figura 2 – Diagrama/Curva TTT de uma transformação isotérmica para aço eutetóide; Adaptado de REED-HILL, Robert E. Princípios de metalurgia física. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, p.582, 1982.

Atualmente existem diversas outras técnicas para acompanhar as mudanças estruturais que ocorrem durante os tratamentos térmicos: duas das técnicas mais modernas são: a medição da resistência elétrica e da permeabilidade magnética.^[4]

Voltando na análise das curvas é possível identificar que aços com percentuais de carbono acima ou abaixo da composição eutetóide possuem curvas TTT mais complexas; isto também ocorre para aços com elementos de liga em sua composição. Isto pode ser bem identificado com auxílio da Figura 3. Nesta é apresentada o diagrama de fases de um aço com 0,5% de carbono (liga hipoeutetóide) e sua respectiva curva TTT em comparação com a curva TTT de um aço eutetóide.

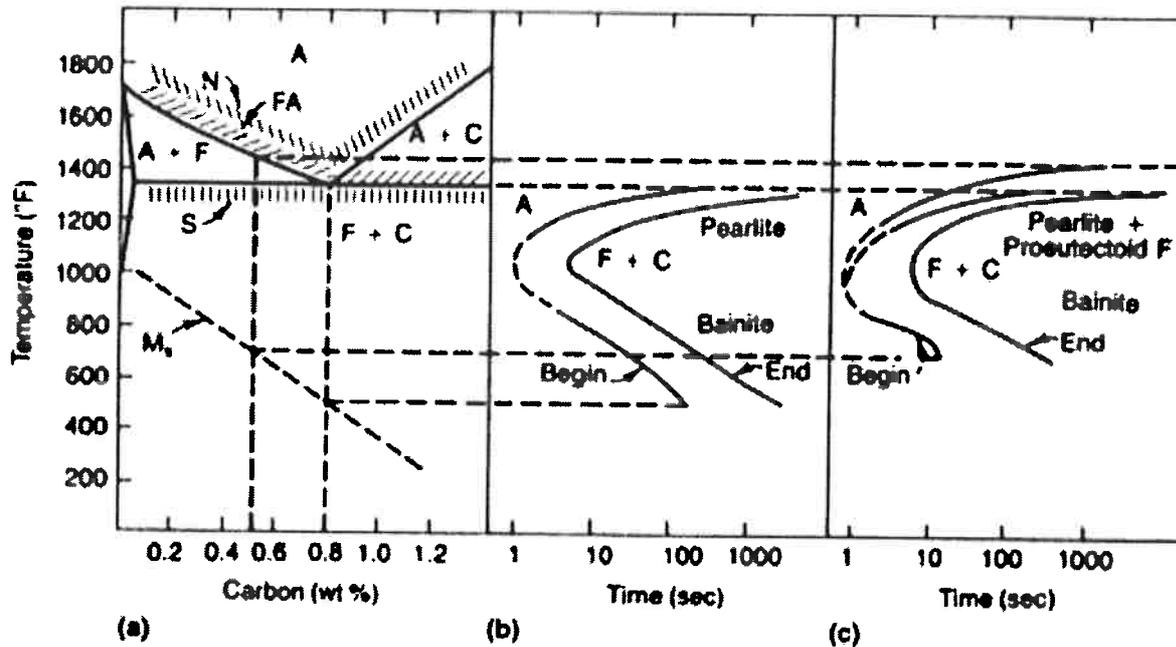


Figura 3 – Comparação do diagrama de fases binário de Fe-C (a) com a curva TTT de um aço eutetóide (b) e um aço hipoeutetóide com 0,5% de carbono (c). Adaptado de Krauss, G, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM INTERNATIONAL p.90, 1990

A análise destas figuras reforça os resultados obtidos por Bain e Davenport em que os estudos foram realizados para temperaturas inferiores à temperatura de austenitização A_{c3} possibilitando obter as curvas TTT: as experiências registraram dados e mostraram que as curvas são intimamente dependentes da velocidade de resfriamento (Velocidade de resfriamento x Tempo de resfriamento geralmente em escalas logarítmicas). Estas curvas são as curvas TTT – as vezes as curvas possuem formato de S ou C pois as formas dessas curvas lembram estas letras.^{[4][5]}

Ainda na Figura 3 temos que tanto o início quanto o final da curva, as quais mostram a formação da fase perlítica, são muito próximas da temperatura chamada A_{e1} para tempos de transformação muito elevados ou longos. Entretanto, para tempos mais curtos ou menores há a diminuição da temperatura de transformação. Logo, pode-se observar que a curva TTT da liga hipoeutetóide apresenta um extra: esta marca a formação de uma ferrita pró-eutetóide. A curva TTT mais alta deste aço ocorre a uma temperatura muito próxima da chamada A_{e3} conforme o tempo de transformação é decrescente.^[6]

Detalhe: as curvas TTT não devem ser comparadas com curvas de transformações de resfriamento contínuo uma vez que as curvas TTT se referem a tratamentos térmicos isotérmicos.

Uma diferença interessante, que existe entre as curvas de ligas eutetóides e hipoeutetóides que pode ser identificada com auxílio da Figura 3 (a), é a diferença de temperatura M_s (Martensite Start) temperatura na qual inicia-se a transformação martensítica. Na Figura 3 fica bem visível que quanto maior o teor de carbono menor é a temperatura M_s . Já na Figura 4 pode ser observada a correlação entre a temperatura M_s e os elementos de liga que podem ser adicionados.

Outra mudança interessante provocada pela diferença de teor de carbono consiste na aceleração da transformação da austenita em ferrita pró-eutetóide conforme há uma diminuição do teor de carbono. Isto pode ser identificado pela posição do nariz da curva em ambos os gráficos (nos aços hipoeutetóides o nariz é mais próximo do eixo das temperaturas quando em comparação com os aços/ligas eutetóide).^[6]

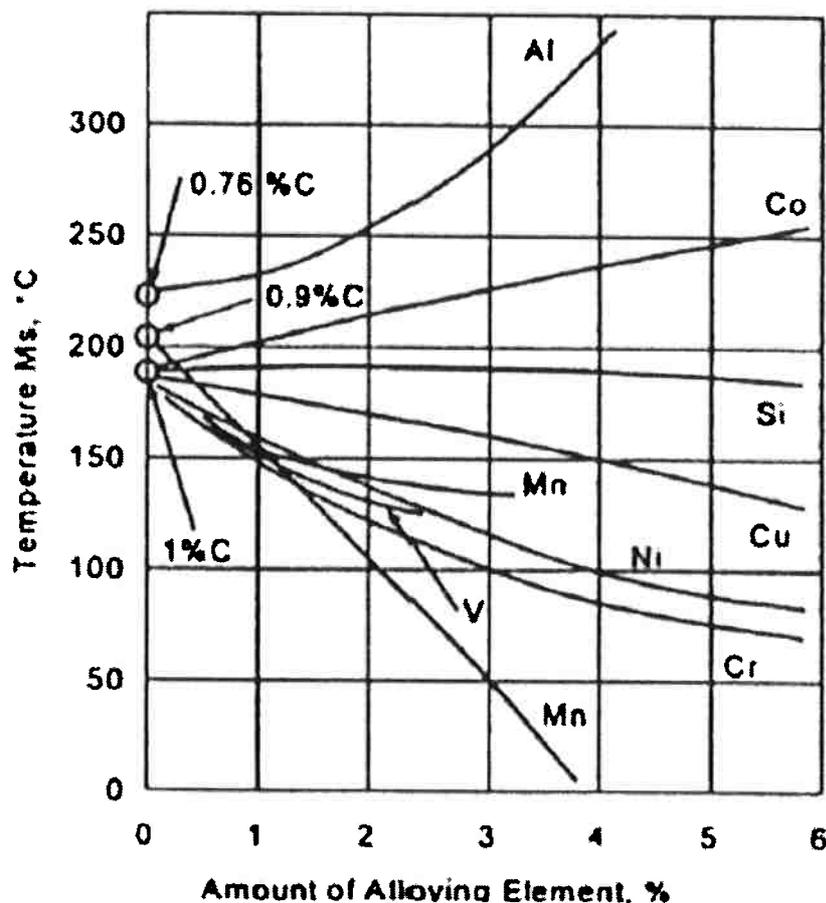


Figura 4 – Comportamento da Temperatura M_s com relação aos diferentes elementos de liga e os teores adicionados. Adaptado de <http://pt.slideshare.net/awaisqadir100/martensitic-transformations-in-steels?smtNoRedir=1>

Na Figura 5 temos a representação de um diagrama de transformação de fases em função do tempo e da temperatura para uma aço hipoeutetóide com um determinado teor de carbono. Nesta podemos observar a presença de diferentes faixas de temperatura representadas por A_1 , A_3 , P_i , P_f , M_i , M_f , cada uma correspondendo ao início e o fim da formação de uma fase. O diagrama apresentado na Figura 4 possui comportamento diferente dos diagramas apresentados nas Figuras de 1 a 3. Isto se dá por conta dos diferentes elementos de liga existentes na liga estudada que deu origem ao diagrama da Figura 3.

Observação: A temperatura A_1 é chamada de Temperatura Crítica Inferior, isto é: temperatura abaixo da qual não existe a fase austenita. A_3 é chamada de Temperatura Crítica Superior, isto é: temperatura na qual todo o material está na fase austenita. Para aços hipoeutetóides a temperatura crítica Superior é chamada de A_3 para aços hipereutetóides é chamada de A_{cm} . As temperaturas P_i , P_f representam o início e o término da transformação Perlitica respectivamente. Já as temperaturas M_i , M_f representam as temperaturas de início e término da transformação martensítica.

Além disso, os teores desses elementos também influenciam no comportamento da curva. Na seção 3.2 será melhor explicado a influência dos elementos de liga no comportamento de um diagrama.

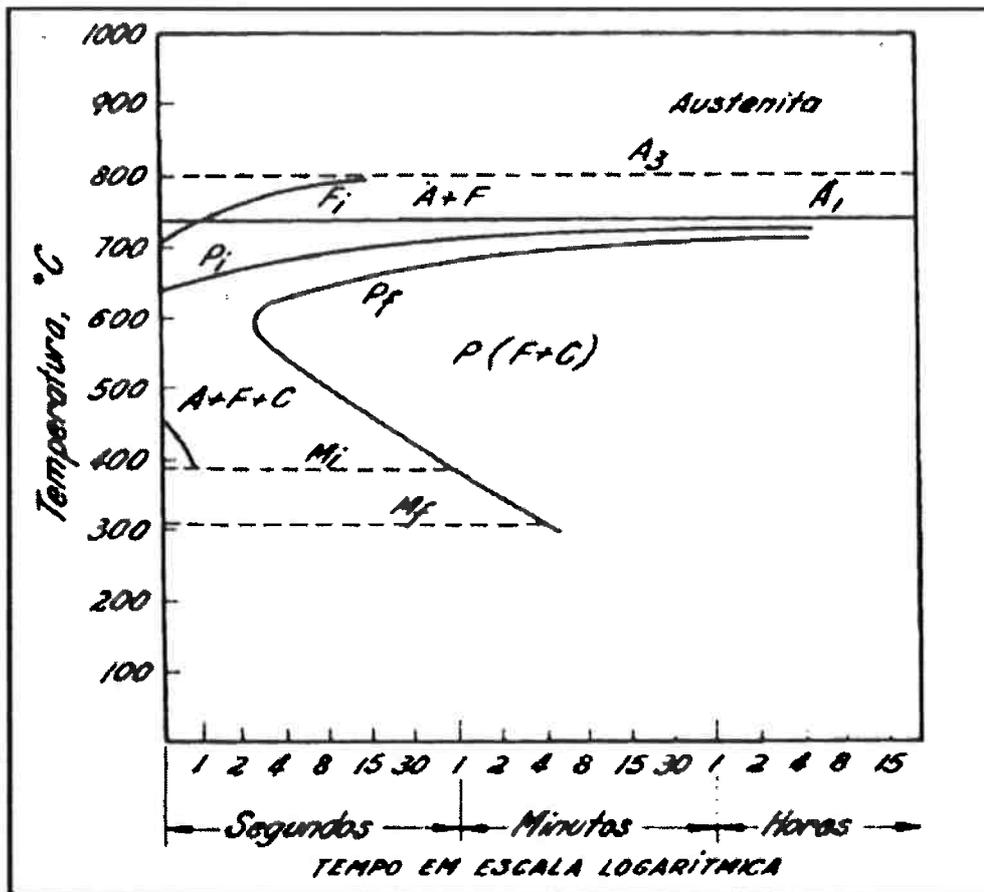


Figura 5 – Diagrama da transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide de composição química desconhecida. Adaptado de CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 6. ed., ampl. e rev. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, p.46, 1990^[7],

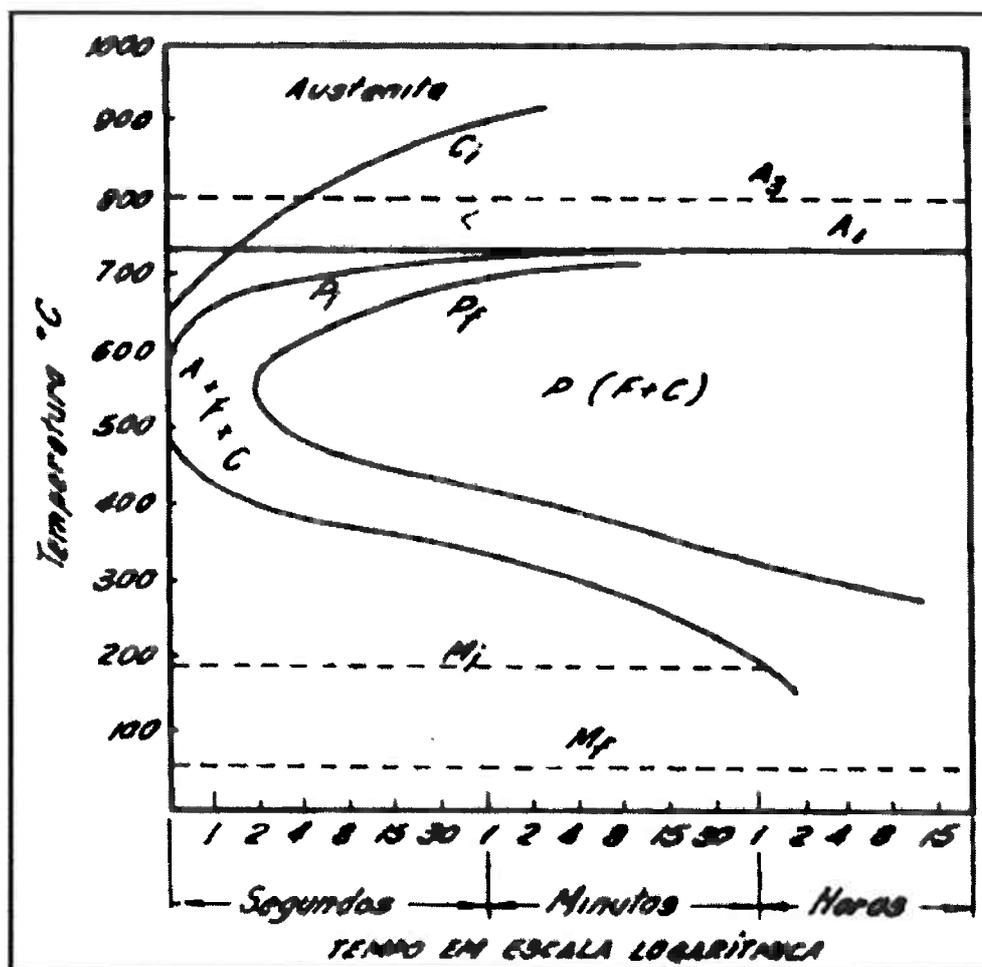


Figura 6- Diagrama da transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide. Adaptado de CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 6. ed., ampl. e rev. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, p.47, 1990

Já na Figura 6 há a exposição de um diagrama de transformação isotérmica para uma liga hipoeutetóide com um teor de carbono um pouco mais elevado do que aquele existente na Figura 5. A atenta observação de ambos os gráficos permite inferir que o teor de carbono presente na liga exposta na Figura 6 “desloca” o diagrama para a direita (ou seja, as transformações demandam mais tempo para ocorrer). Dessa forma, também há o surgimento de novas fases e há a alteração das temperaturas M_s e M_f . No caso da liga representada na Figura 6 a transformação martensítica ocorre para uma temperatura inferior àquela apontada na liga da Figura 5.^[7]

De modo geral as curvas TTT disponíveis na literatura “clássica” foram levantadas da mesma forma: através de exames metalográficos de amostras mantidas em diferentes temperaturas entre as faixas de temperatura A_3 (um pouco acima da temperatura de austenitização), A_{cm} (temperatura de formação de cementita)

e M_s (temperatura de início da transformação Martensítica). Assim, retornando ao modo como o experimento de tratamento isotérmico é realizado temos: primeiramente o de aquecimento da amostra até uma temperatura de austenitização e a permanência do corpo de prova nesta por um tempo determinado a fim de garantir a presença de 100% de estrutura austenítica no material. Em seguida, as amostras são resfriadas bruscamente até que seja atingida a temperatura de interesse. Com isso é realizada um tratamento isotérmico nas amostras sendo mantidas cada uma em uma temperatura por um período de tempo pré-determinado. Passado este tempo, as amostras são resfriadas até que se atinja a temperatura ambiente – o que induz altas taxas de resfriamento – em que a austenita não transformada durante o tratamento isotérmico se transforme em martensita.^[6]

Um detalhe importante que deve ser destacado neste texto é: possivelmente algumas amostras não sofram o tratamento térmico de forma adequada (o tempo de reação seja muito baixo) o que implicará na formação de estruturas com caráter majoritariamente martensítico. Isto se deve ao fato da não existência de tempo suficiente para que ocorra a difusão dos elementos por entre a microestrutura da liga (mecanismo que origina as fases perlita, ferrita, cementita entre outras tantas possíveis que ocorrem por meio de transformações induzidas por difusão). Por outro lado, a martensita é uma fase originada por alterações estruturais (mudança da microestrutura) por conta da movimentação dos átomos na grade cristalina, por cisalhamento. A transformação martensítica é uma mudança física e não química do reticulado.^[4; 6; 8]

Consequentemente, a detecção do início da formação de fases como: perlita, ferrita, bainita etc; indicará e estabelecerá o tempo de início da formação dessas estruturas em uma determinada temperatura. Na medida que se aumenta o tempo de transformação isotérmica isso possibilita a difusão dos elementos químicos que compõe a liga. Com isso, é menor a presença de fase martensita visto que existirá mais tempo para que ocorram os processos difusivos. Dessa forma, com o tempo de tratamento térmico longo o suficiente a transformação da austenita (nestas outras fases formadas por difusão) será completa não possibilitando a formação de martensita. Quando este procedimento é realizado repetidas vezes e para diversas temperaturas diferentes obtém-se um diagrama TTT completo.^[4; 6; 8]

3.2 Elementos de Liga e demais fatores que Influenciam o Comportamento e Posição das Curvas TTT

Sabemos que os aços são ligas metálicas cujos principais componentes são ferro e carbono. Entretanto, não são os únicos elementos constituintes desses materiais. Os aços contêm diversos elementos de ligas e impurezas – que são adicionados em certas quantidade ou que não são possíveis de serem eliminados em sua totalidade. Esses elementos ligantes e impurezas apresentam papel fundamental na modificação das propriedades químicas e físicas da ligas metálicas. Há diversos tipos de elementos que podem ser adicionados nos aços porém, eles adentram em sua composição e microestrutura basicamente de duas formas: como elementos substitucionais ou intersticiais. No primeiro caso estes elementos “trocam de lugar” com os átomos de ferro (substituem o ferro). Isto ocorre quando, atômicamente, seus tamanhos são similares. Já no caso de elementos intersticiais estes possuem tamanho, comparativamente, menores que os átomos de ferro (como no caso do próprio carbono) esses elementos adentram na estrutura em posições ou sítios cristalinos denominados interstícios.

Conseqüentemente, tratando-se do carbono será redigido aqui algumas das características que esse elemento implica no aço e na apresentação da curva TTT. Primeiramente é necessário apontar que no tópico 3.1 foram apresentadas algumas figuras (mais precisamente as Figuras 3, 5 e 6) em que são apontadas as influencias que o elemento carbono, em diferentes proporções, implica no comportamento da curva TTT. Como já fora apontado, o teor de carbono pode modificar sensivelmente a posição das linhas de início e de fim de transformação isotérmicas: quanto maior o teor de carbono menor é a temperatura M_s . Outra mudança interessante provocada pela diferença de teor de carbono consiste na aceleração da transformação da austenita em ferrita pró-eutetóide conforme há uma diminuição do teor de carbono. Outra influência do teor de carbono está em uma resposta mecânica da liga: a dureza - quanto maior o teor de carbono maior a dureza da liga. Isto se deve ao fato de serem formadas, com maior facilidade por conta da maior presença de carbono, fases mais duras tais como a cementita.

Além do carbono é necessário apontar que os demais elementos de liga também promovem modificações nas ligas em graus variados; alguns elementos de

liga são fortes modificadores de temperabilidade. Temperabilidade (ou Profundidade de Têmpera) é a capacidade ou facilidade de endurecimento do aço durante um resfriamento rápido (têmpera) em que há a formação de martensita a determinadas profundidades (a partir da superfície) de uma peça. Quanto maior essa profundidade maior é a temperabilidade de um aço. Um dos principais motivos para se adicionar elementos de liga em aços é para modificar a temperabilidade. Por conseguinte, tanto os elementos substitucionais quanto intersticiais podem realizar modificações naquela propriedade. O ensaio mais simples para verificação de temperabilidade é o ensaio Jominy. Neste um corpo de prova cilíndrico com medidas aproximadas de 10 cm de comprimento e 2,5 cm de diâmetro é submetido à têmpera em sua ponta.

Este cilindro é austenitizado e retirado do forno e imediatamente colocado em um suporte como o da Figura 7 em que há um jato de água unidirecional voltado para a base do pino e isto provoca a têmpera deste material. O pino permanece neste suporte até que atinja a temperatura ambiente. Após sua remoção são retificados duas faces paralelas na amostra que servem se “pistas” para realização de medições de dureza em intervalos regulares (1/16” avos de polegada). Com isto é determinada a curva de variação de dureza do material em função da distância Jominy. A Figura 8 mostra a representação do ensaio Jominy em uma amostra.

Retornando aos elementos de liga têm-se que os elementos Mn (Manganês), Cr (Cromo), Mo (Molibdênio), Ti (Titânio), Nb (Nióbio) são substitucionais e fortes modificadores que elevam a temperabilidade dos aços aos quais são adicionados. Por outro lado, os elementos N (Nitrogênio), C (Carbono) são elementos intersticiais que exercem o mesmo papel de elevar a temperabilidade. Seguindo este raciocínio há 2 elementos que merecem destaque nesta revisão: o cobalto (Co) e o Boro (B). O elemento boro (B) não apresenta tamanho grande suficiente para ser átomo substitucional e nem é pequeno suficiente para ser intersticial. É um elemento que se instala em lacunas e em Contornos de Grão (CG) ajudando a reduzir a energia interfacial tendo comportamento de melhorar a temperabilidade (permite que a reação bainítica ocorra em menores tempos e temperaturas, pois retarda as transformações ferríticas e perlíticas gerando separação entre as curvas de formação dessas transformações e a da transformação bainítica). Já o cobalto (Co) possui uma característica única: reduz a temperabilidade das ligas porém, eleva tanto a velocidade de nucleação quanto a de crescimento da ferrita.^[4; 7; 8; 9]

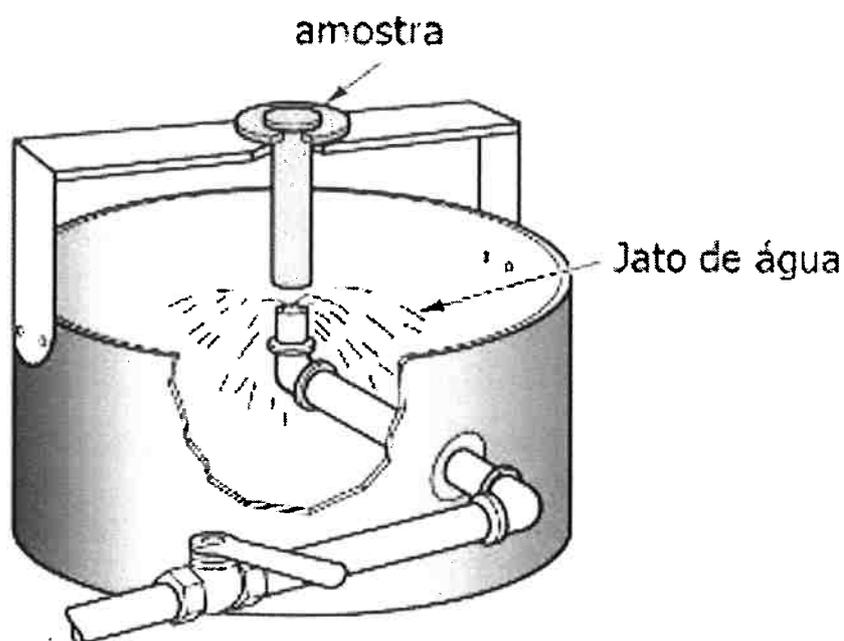


Figura 7 – Representação do Suporte utilizado para a têmpera do corpo de prova de ensaio Jominy.

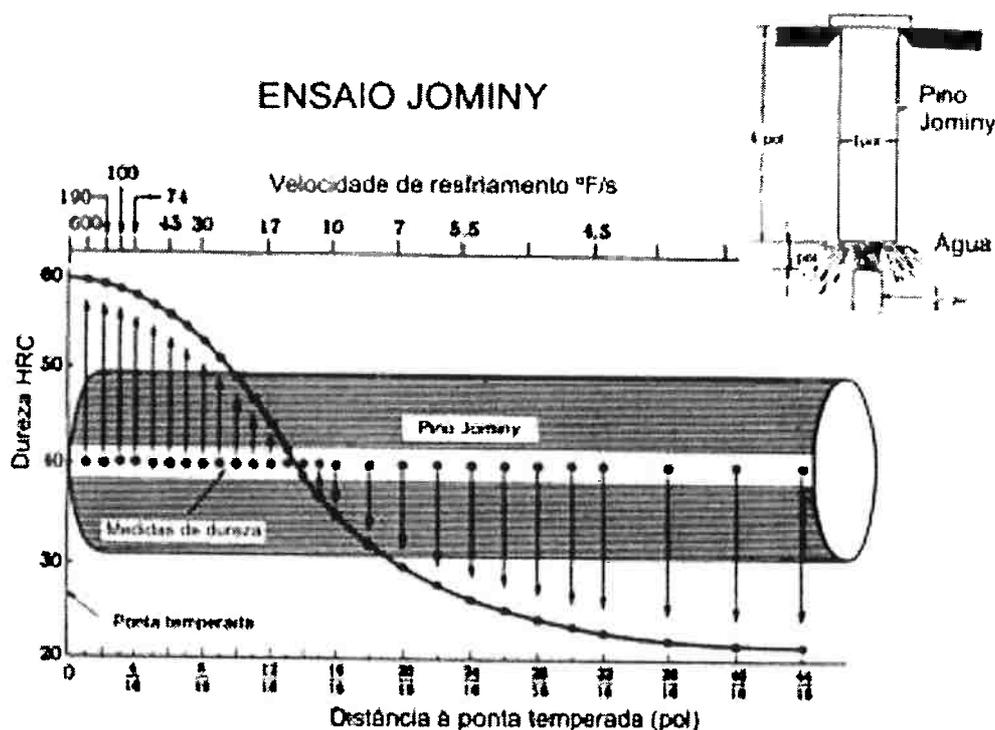


Figura 8 – Representação de uma Curva de ensaio Jominy.

Em contrapartida aos benefícios que os elementos de ligas proporcionam há também os efeitos “nocivos”. Quando postos em excesso alguns elementos de ligas podem promover transformações de fase potencialmente prejudiciais às ligas. Um bom exemplo que pode ser dado é o elemento cromo (Cr). O cromo propicia inúmeras

vantagens dentre elas: acima de 10% em massa o cromo age como elemento passivador e protege as ligas metálicas nas quais é adicionado para proteger contra corrosão (aços inoxidáveis);^[7; 8; 9] quando posto em pequenas quantidades o cromo permite a estabilização de cementita M_3C – em que M é uma combinação de átomos de cromo e ferro.

Entretanto, quando em excesso o cromo promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ que são fases extremamente duras e frágeis que podem se formar nos entornos dos contornos de grão sensitizando o aço (fenômeno no qual o cromo e o carbono presente no interior dos grãos de austenita são difundidos para as regiões dos contornos de grão formando os carbonetos e reduzindo os efeitos de resistência à corrosão que o cromo deveria proporcionar) o que fragiliza a estrutura do material como um todo.^[6; 9]

De modo geral praticamente todos os elementos de liga se dissolvem na fase austenita quando o aço está na temperatura de austenitização. No entanto, durante o resfriamento os elementos de liga passam a dispor-se de acordo com sua tendência (substitucional ou intersticial). Alguns elementos tendem a permanecer em solução sólida outros tendem a se precipitar e formar carbonetos. Portanto, temos que elementos como o manganês (Mn) e níquel (Ni) são estabilizantes da austenita já o silício (Si), cromo (Cr) e o nióbio (Nb) são estabilizadores de ferrita e alguns elementos são fortes formadores de carbonetos – como no caso do próprio cromo (Cr) ou do titânio (Ti), nióbio (Nb) e o próprio molibdênio (Mo).^[4; 6; 9]

Uma forma de se analisar a influência que um determinado elemento de liga produz é através dos diagramas TTT. A alteração do teor do elemento de liga (para mais ou para menos) refletem no diagrama. Na Figura 9 há dois gráficos distintos mostrando a influência de diferentes elementos de liga na temperatura de transformação eutetóide (a): elementos como Titânio (Ti), Molibdênio (Mo), Silício (Si), Tungstênio (W) e Cromo (Cr) alteram a temperatura elevando seu valor à medida que os teores desses elementos de liga são acrescidos. Em contra partida, os elementos de liga como Manganês (Mn) e Níquel (Ni) ajudam a reduzir a temperatura de transformação eutetóide à medida que seus teores são elevados. Agora na parte (b) da Figura 9 há a representação da influência da relação entre o teor de carbono e dos elementos de liga na transformação eutetóide. De modo geral quanto maiores são os

teores dos elementos de liga menor é o teor de carbono necessário na transformação eutetóide.^[4; 6]

Nas Figuras 10 e 11 há a representação de parte de um diagrama de fases (campo austenítico) e como esta seção é influenciada pelos teores de dois diferentes elementos de liga. Na figura 10 há a representação do comportamento que o campo austenítico apresenta frente os diferentes teores de Manganês (Mn). É possível identificar que há uma redução da temperatura conforme se eleva o teor de Manganês (Mn). Também é possível identificar um certo deslocamento do campo austenítico para “esquerda” com o aumento do teor de Manganês (Mn). Na figura 11 há a representação do comportamento do campo austenítico frente os diferentes teores de Cromo (Cr). É nítido que quando maior é o teor de cromo menor é o campo austenítico. Pode-se notar que a presença de cromo desestabiliza o campo austenítico reduzindo sua região de influência.

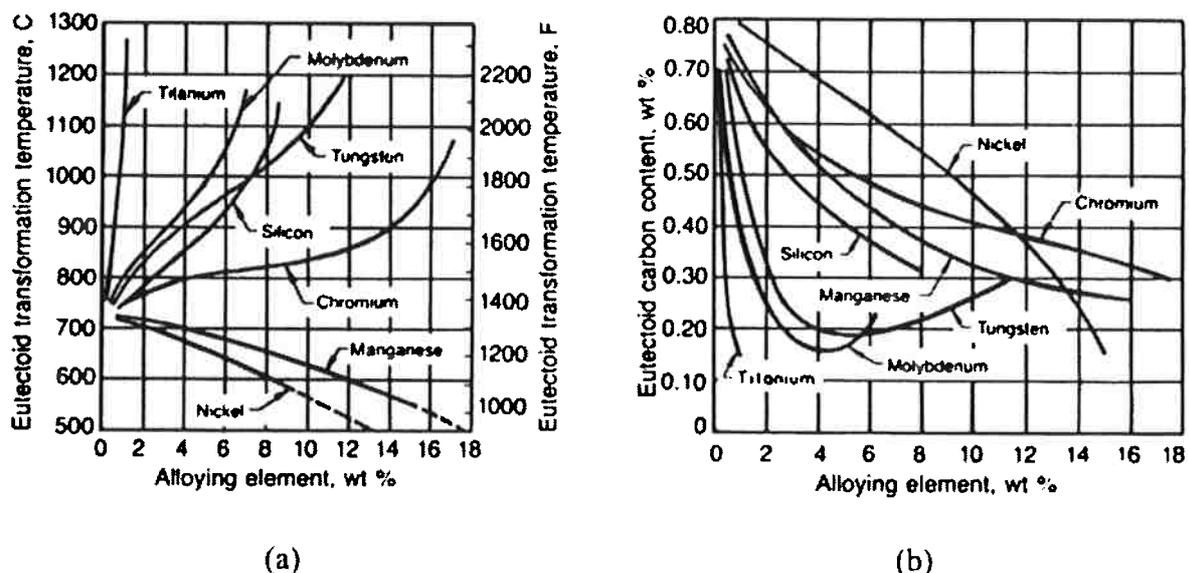


Figura 9 – Influencia dos elementos de liga na temperatura de transformação eutetóide (a); e teor de carbono na transformação eutetóide (b). Adaptado de Krauss,G, Steels:Heat Treatment and Processing Princiles, ASM INTERNATIONAL p.12, 1990

O interessante é que a adição dos elementos de ligas e nas proporções desejadas permite a manipulação do comportamento das transformações de fase adiando-as ao atrasando-as. Isso é refletido nas curvas TTT como deslocamentos temporais (as reações ou estão levando menos tempo para ocorrer ou mais tempo para ocorrer). No caso do retardamento do comportamento, ou seja, deslocando a curva TTT de forma a levar mais tempo para que uma reação/transformação de fase

aconteça isto implicará em uma liga com maior temperabilidade, isto é, uma aço com maior facilidade de obtenção da fase martensita.

Além de deslocar as transformações de fases ao longo do tempo os elementos de liga também possibilitam modificar as reações isotérmicas que modificam a reação de formação da martensita propriamente dita. Isto é: as linhas de início da transformação M_s e de final da transformação M_f podem ser sensivelmente rebaixadas e isto é visível nos diagramas TTT).^[7; 8]

Agora outro fator que também tem grande influência no comportamento das curvas/diagramas TTT não é um elemento de liga propriamente dito mas sim o tamanho de uma fase específica: o tamanho dos grãos austenítico. Isto ocorre pois: as fases originadas da austenita (ferrita, cementita e perlita) necessitam de um ponto de início, um ponto de nucleação. Isto geralmente ocorre na superfície dos grãos austeníticos, ou seja, nos contornos de grãos da austenita. Essas fases são formadas através de processos difusivos assim quanto maiores forem os grãos da austenita mais tempo será necessário para que haja difusão dos elementos do interior desses grãos para os contornos e isto é traduzido nos diagramas deslocando-os para a direita - as reações demandam mais tempo para ocorrer. A fim de se ter um maior controle do tamanho de grão austenítico alguns elementos de liga são adicionados em teores específicos. Os elementos de liga mais utilizados são o alumínio (Al), titânio (Ti), zircônio (Zr), vanádio (V) e o nióbio (Nb).^[4; 7; 8]

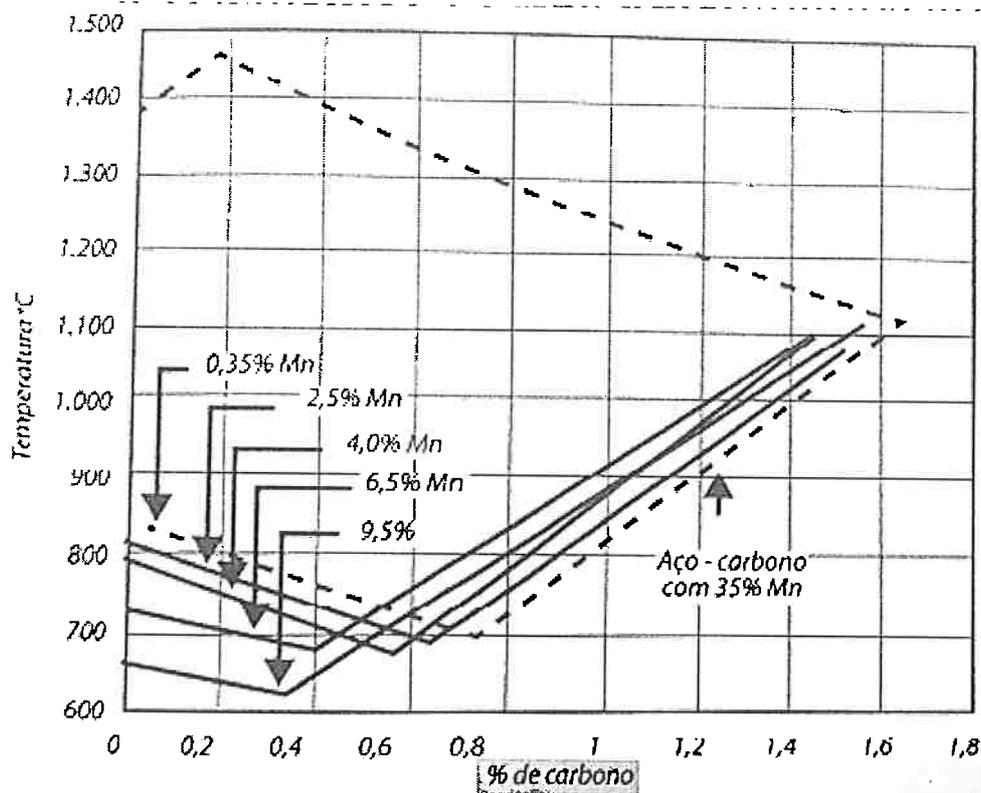


Figura 10- Influencia da porcentagem de Mn no campo austenítico e pela %C; Adaptado de Freitas, Paulo Sergio - Tratamentos Térmicos dos Metais – Da teoria à pratica, SENAI-SP, 2014, p.19

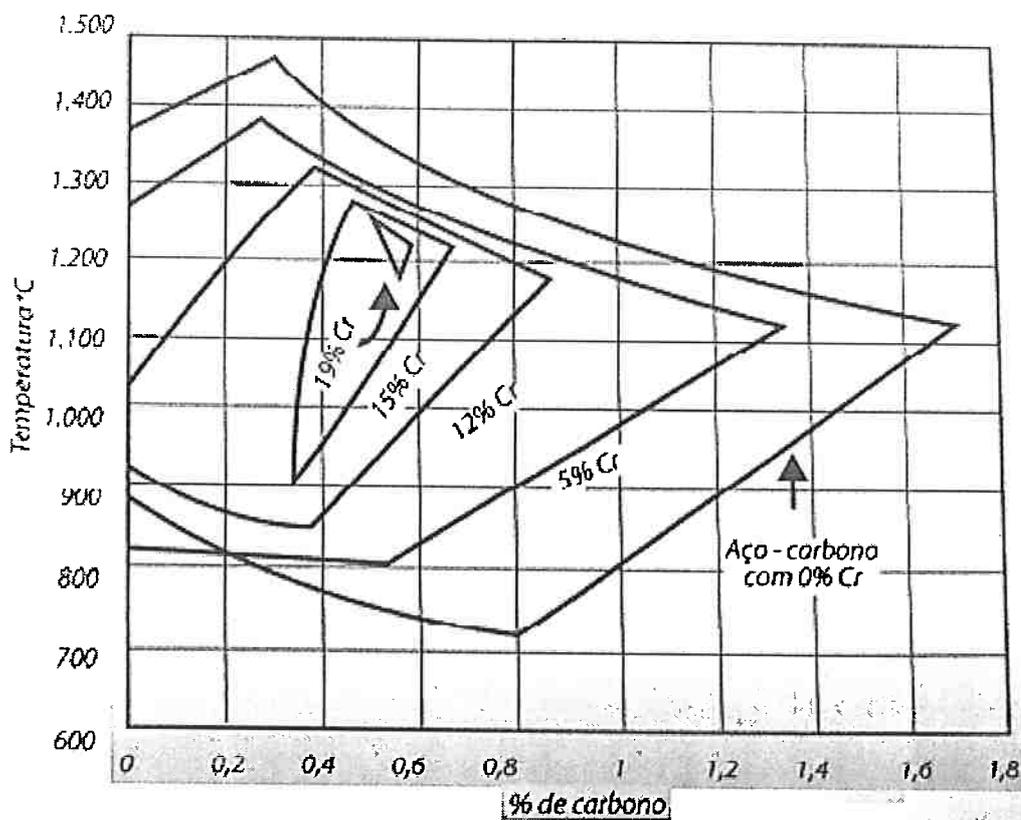


Figura 11- Influencia da porcentagem de Cr no campo austenítico e pela %C; Adaptado de Freitas, Paulo Sergio - Tratamentos Térmicos dos Metais – Da teoria à pratica, SENAI-SP, 2014, p.19^[10]

3.3 Austenitização e decomposição da Austenita

Já foi mencionado anteriormente que todas os tratamentos térmicos promovem mudanças de fases e estas propiciam as prioridades finais (físicas e mecânicas) que os aços irão possuir quando em produtos finalizados. Assim, as propriedades e o desempenho dos aços são resultados das combinações de suas composições químicas e microestruturais. Os processos de elaboração e refino são controlados majoritariamente pela composição química. Já os tratamentos termomecânicos, operações de deformação mecânica e tratamentos térmicos, controlam a estrutura do aço. Não obstante, todas essas fases e mudanças de fases tem início na fase austenita. Logo, todo tratamento térmico possui uma primeira etapa que nada mais é do que a austenitização.

Esta etapa consiste em elevar a liga metálica (aço) a uma temperatura superior à temperatura de austenitização - cada liga possui esta temperatura de forma própria ("única" para cada liga) porém, podemos citar a temperatura de 720°C como uma temperatura média para a maioria dos aços. Pois bem, os aços são levados a uma temperatura superior a de austenitização (por volta de 50°C acima desta) e permanecem nesta por um tempo determinado a fim de possibilitar que todo o material sofra a transformação de fase e seja uma peça constituída unicamente de uma fase (monofásica) austenita.

3.3.1 A Austenita

Basicamente a austenita é uma fase metálica sólida de estrutura Cubica de Face Centrada (CFC) que tem a capacidade de se transformar em outras estruturas cristalinas como CCC (Cubico de Corpo Centrado) entre outras através de transformações térmicas e mecânicas. E, como já fora dito, é o ponto de partida para diversos tratamentos térmicos. Essa estrutura tem a capacidade de solubilizar diversos elementos de liga auxiliando em sua distribuição de maneira mais homogênea pelo corpo metálico como um todo. Como fora dito anteriormente seu tamanho de grão também pode influenciar na temperatura M_s por exemplo. Não será abordado aqui todos os aspectos da austenita uma vez que este assunto é muito rico

e poderá gerar capítulos inteiros ou até mesmo livros inteiros dedicados somente a austenita e sua decomposição. Temos que o livro *Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM INTERNATIONAL, 1990* de George Kraus traz um capítulo inteiro dedicado a discorrer sobre a austenita, suas propriedades e sua formação (Capítulo 7).^[6; 8; 9; 10; 11]

3.3.2 A Decomposição da Austenita

Conforme os tratamentos térmicos ocorrem nas ligas de aço as fases são transformadas em outras e isso pode ser observado nos diagramas TTT. Como a maioria das ligas partem do campo austenitizado é necessário que a austenita seja transformada nas outras fases. Essas transformações são denominadas decomposição da austenita. Basicamente a austenita pode ser decomposta por mecanismos de difusão ou mecanismos mecânicos de cisalhamento. Os mecanismos difusivos dão origem basicamente as fases: Ferrita, Cementita, Perlita e parte das fases denominadas Ferrita Acicular, e a Bainita que também podem ser formadas por mecanismos mecânicos de cisalhamento. Agora a principal fase formada por mecanismos de cisalhamento é a Martensita.^[4; 8; 9; 11] A Figura 12 traz um resumo dos principais mecanismos de decomposição da austenita.

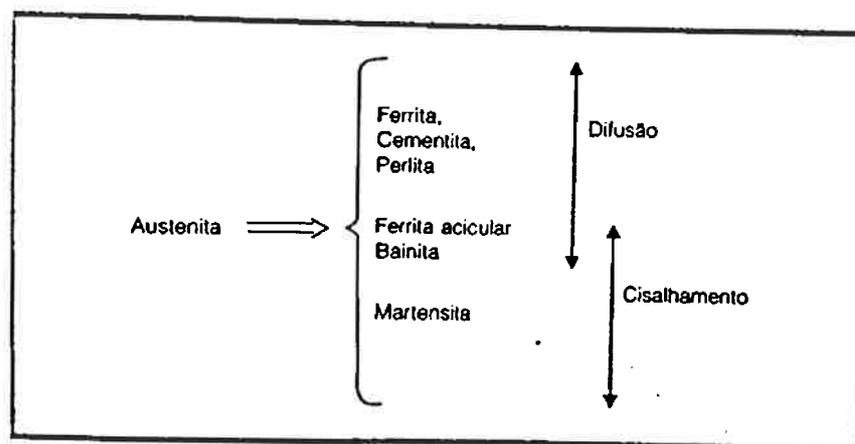


Figura 12 – Resumo dos Mecanismos operantes na decomposição da Austenita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p. 25 ,2006

3.3.3 Ferrita e Cementita

A ferrita se forma por difusão e sua morfologia varia bastante com a taxa de resfriamento tendo forma equiaxial para resfriamentos lentos e forma de agulhas quando o resfriamento é rápido ou mais severo (a chamada Ferrita Acicular). Com o resfriamento lento os grãos ferríticos são nucleados preferencialmente nos contornos de grão austenítico embora haja nucleação no interior do grão. A ferrita tem uma estrutura Cubica de Corpo Centrado (CCC). A Figura 13 mostra os diferentes tipos de morfologia que a ferrita pode assumir. Já a Figura 14 traz um resumo do mecanismo de formação da ferrita.

Assim temos uma pequena classificação dessas estruturas como segue:

- 1) Em resfriamento lento os grãos ferríticos assumem formas equiaxiais chamados alotriomorfos de contornos de grão. Os cristais são nucleados preferencialmente no contorno de grão austenítico, e à medida que a temperatura de transformação diminui estes desenvolvem facetas nos lados da interface.
- 2) Idiomorfos intragranulares são cristais aproximadamente equiaxiais que nucleiam sobre inclusões no interior do grão austenítico e possuem fronteiras irregulares.
- 3) A ferrita denominada de ferrita de Widmanstätten possui forma de ripa ou placa alongada e é nucleada no contorno e no interior do grão austenítico, em alotriomorfos de ferrita pré-existente, pelo aumento da taxa de resfriamento.
- 4) Lamelas intragranulares são lamelas nucleadas exclusivamente no interior dos grãos da austenita que se assemelham às que crescem nos contornos de grão.

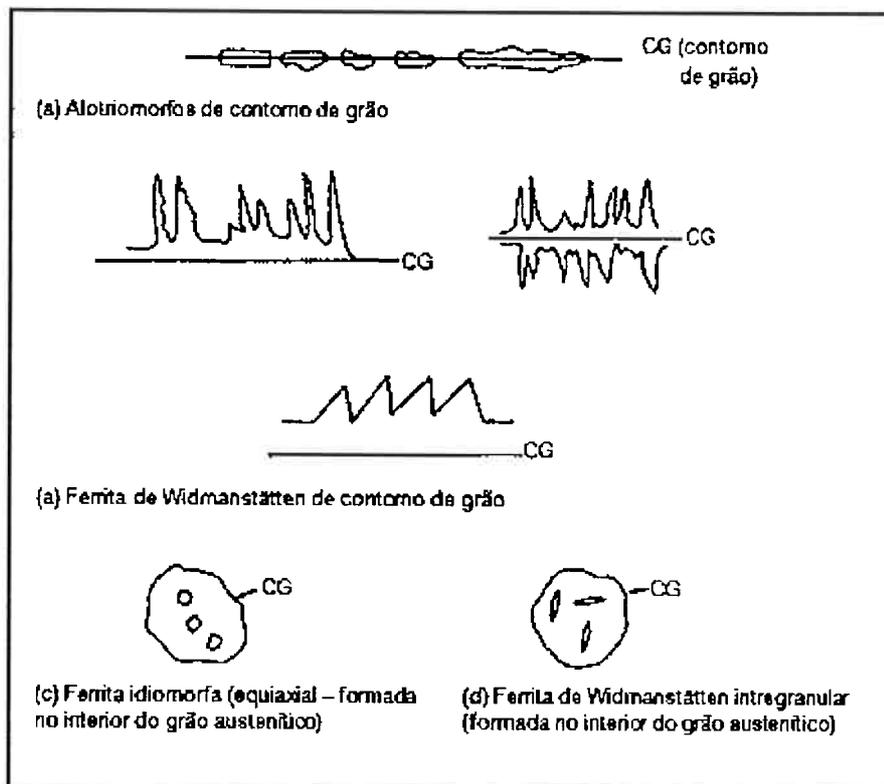


Figura 13 – Diferentes Morfologias da Ferrita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p. 26, 2006

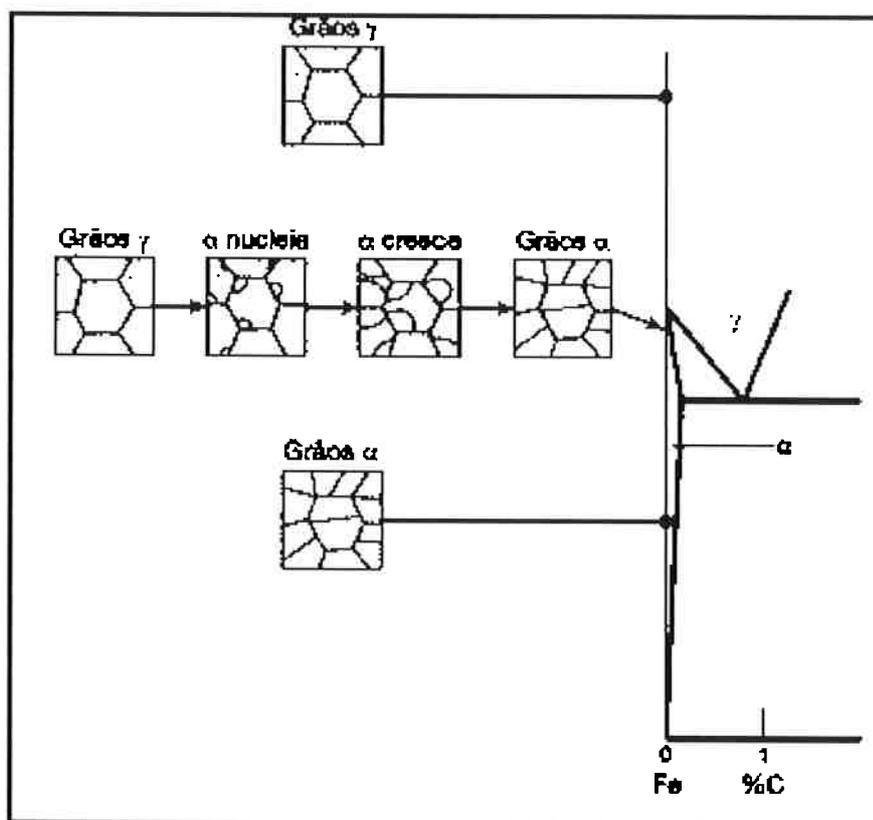


Figura 14- Mecanismo de formação da ferrita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, 2006

A cementita por sua vez é um carboneto de ferro (Fe_3C) que na temperatura ambiente é muito estável e não se decompõe sendo uma fase muito dura e muito frágil. Quando aquecido em altas temperaturas a cementita passa a ser uma fase meta estável podendo ser decomposta em ferrita e grafita (uma forma de equilíbrio estável do carbono). Na ferrita, que apresenta estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC), somente pequenas concentrações de carbono são solúveis sendo que a solubilidade máxima é de 0,02% na temperatura de 727°C . Os interstícios na estrutura CCC da ferrita são pequenos para acomodar com facilidade o pequeno átomo de carbono assim, a cementita se forma quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita é excedido a temperaturas abaixo de 727°C (para composições dentro da região das fases).^[4; 8]

3.3.4 Perlita

A perlita nada mais é do que uma mistura, em formato lamelar, de duas fases: a ferrita e cementita (Fe_3C). Quando a estrutura da perlita foi descoberta muitas teorias sobre seu desenvolvimento foram elaboradas sendo que a mais conhecida e aceita até o final do ano de 1949 e 1950 era o do crescimento cooperativo.

Este crescimento cooperativo se dava da seguinte forma: o carbono que é rejeitado pela formação de ferrita dá origem à cementita que é uma fase rica em carbono. A ferrita possui estrutura CCC (como já fora discutido no tópico **3.3.3**) apresentando interstícios octaédricos menores do que os presentes na fase da austenita e, portanto, possui menor capacidade de dissolver carbono.^[4; 8; 12]

A morfologia da perlita é constituída por nódulos hemisféricos que são nucleados nos contornos de grão da austenita crescendo gradualmente para o interior dos grãos austeníticos; neste ponto é necessário ressaltar que a nucleação da perlita depende da composição do aço, ou seja, este pode ser hipoeutetóide ou hipereutetóide. Assim, a nucleação da perlita pode ter início tanto na fase ferrita quanto na fase cementita. Conforme a partícula de cementita cresce, ela diminui o teor de carbono das regiões vizinhas (pois é um processo difusivo e que demanda alimentação constante de carbono) até ocorrer a formação de ferrita.

Concomitantemente ao crescimento da ferrita há, em paralelo, segregação de carbono para a austenita até que seja atingido o nível de carbono da cementita para

que esta então nucleie.[4: 8: 12] A Figura 15 mostra resumidamente como ocorre o surgimento e o crescimento de um núcleo de fase perlítica.

Entretanto, no ano de 1962 um artigo científico intitulado *“Formation of Pearlite, in Zackay, Aaronson - Decomposition of Austenite by Diffusional Process”* estudo elaborado por M. Hillert revelou que a colônia de perlita nucleia inicialmente em uma das fases e o processo que gera o núcleo da outra fase ocorre uma vez e a partir daí as fases avançam juntas, se ramificando. Esse é o verdadeiro processo de crescimento cooperativo, e cada fase em crescimento é alimentada pela partição de soluto da outra fase. Cada colônia de perlita tem um único cristal de cada fase, altamente ramificado^[13]. Assim a representação esquemática apresentada pela Figura 15 corresponde somente ao primeiro núcleo de perlita que acaba crescendo e se ramificando por todo um grão.

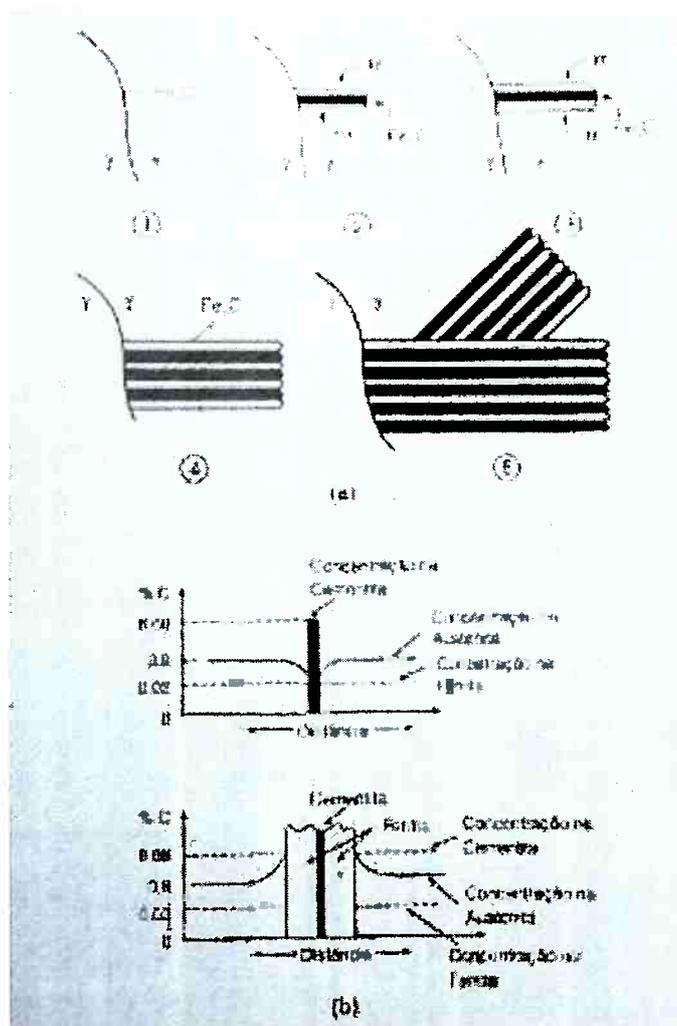


Figura 15 – Surgimento e crescimento da fase perlita. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p.35, 2006

3.3.5 Martensita

Diferentemente do que ocorre com as fases citadas anteriormente a martensita não é uma fase formada por processo de difusão mas sim por meios mecânicos de cisalhamento – os movimentos atômicos se dão de forma coordenada e cooperativa. É um fenômeno tão particular que cada liga necessita de uma determinada temperatura para que esta transformação ocorra: a chamada temperatura M_s (Martensite Start). É uma fase com dureza elevada justamente pelo modo com o qual ela se forma gerando deformações e tensões em sua estrutura cristalina. É uma transformação de fase tão particular que dá origem a um sistema cúbico próprio o TCC (Tetragonal de Corpo Centrado) ou Tetragonal Compacto.^[8; 14; 15]

3.3.6 Bainita

A bainita é formada através de um processo misto envolvendo difusão e forças de cisalhamento. Assim é uma transformação que depende tanto do tempo quanto da temperatura para ocorrer. É uma fase que está situada entre as transformações de perlita (a baixo destas) e as transformações martensíticas (acima destas). Existem basicamente duas formas de bainita: a bainita inferior que são formadas em temperaturas próximas à formação da martensita e são morfologicamente formadas por agulhas de ferrita com cementita precipitadas dentro dessas agulhas; há também a bainita superior que são constituídas pelas mesmas agulhas de ferrita porém, em formas de feixes dentro dos quais há a formação de ripas de cementita.^[8; 10; 14] A Figura 16 traz uma representação esquemática da formação da bainita superior e inferior.

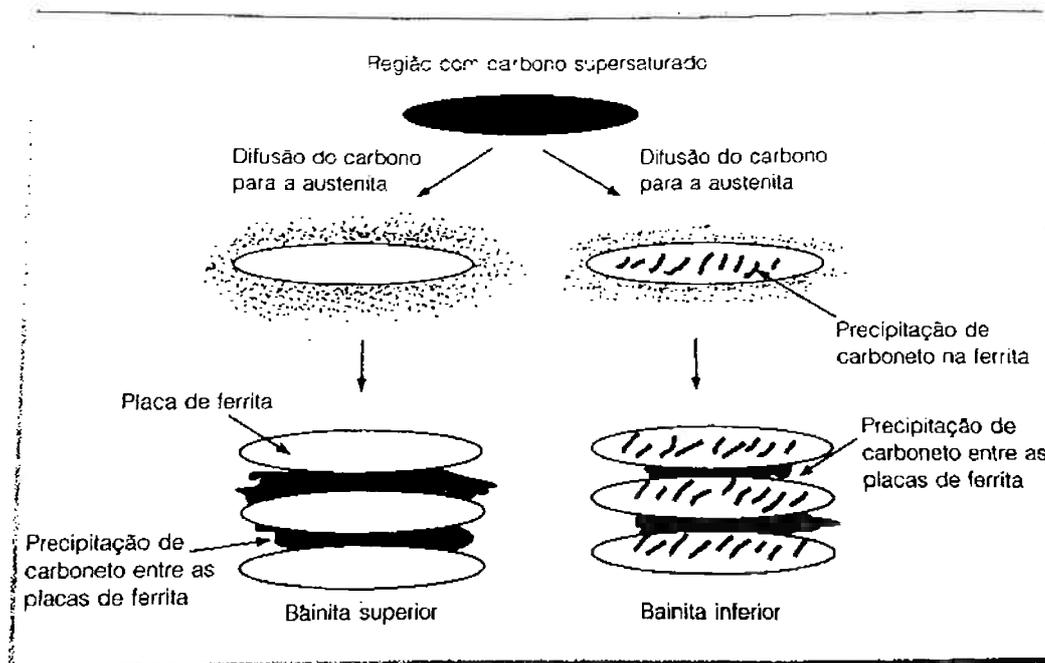


Figura 16 - Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p.52, 2006

3.4 Nucleação

Para que haja a formação de uma fase é necessário, primeiramente, que haja nucleação desta nova fase. A nucleação nada mais é do que o aparecimento de um núcleo da nova fase no interior ou nos contornos de grão de uma fase preexistente. A teoria clássica da nucleação aplicada às transformações de fases diz que o surgimento de um novo núcleo abrange um gasto de energia na formação de uma interface entre a fase "antiga" e a "nova". [4; 8; 14]

O ganho de energia agregado à transformação de fase menos estável para a fase estável se dá à medida que o sistema se afasta das condições de equilíbrio sendo que parte desta energia pode ser usada para criar a interface entre a matriz e o núcleo. A Figura 17 mostra a variação de energia (ΔG) em função do raio do núcleo (r). A curva superior refere-se ao gasto energético associado para a formação de uma interface entre as duas fases. Já a curva inferior representa um ganho de energia associado à transformação para formação de uma fase mais estável. A curva do meio representa a variação de energia total, esta passa por um máximo num valor específico de raio, chamado de raio "crítico" (r^*), para o qual núcleos de tamanho

inferiores a esta dimensão reduzem a energia do sistema diminuindo seu tamanho até desaparecerem e núcleos de tamanhos maiores reduzem a energia do sistema crescendo.^[4; 8]

Os primeiros núcleos se originam a partir de flutuações nas estruturas atômicas. Assim, caso o raio crítico seja muito alto significa que a condição de sobrevivência desses núcleos é muito baixa. Além do tamanho da raio crítico a temperatura tem um papel muito relevante no surgimento e manutenção de novos núcleos: quanto maior for o superaquecimento ou o super resfriamento maior é a probabilidade de aparecimento de novos núcleos uma vez que os processos difusivos são influenciados positivamente pelo excesso de energia térmica.^[4; 14]

Existem basicamente dois tipos de classificação de nucleação: homogêneas e heterogêneas. A nucleação homogênea é aquela que ocorre em região livre de defeitos, impurezas ou “fronteiras” (contornos de grão) de qualquer espécie. Nucleação homogênea é um fenômeno raro pois necessita de condições muito específicas para ocorrer além de apresentar uma barreira energética bem definida. Quanto menor for a barreira energética mais fácil de ocorrer determinada reação.

Entretanto, impurezas, defeitos cristalinos, contornos de grão e de superfícies propiciam a formação de núcleos com barreiras energéticas muito inferiores à da nucleação homogênea sendo que a nucleação heterogênea passa a ser muito mais fácil de ocorrer. A nucleação heterogênea se dá sempre em regiões vizinhas às imperfeições da estrutura. Os defeitos como contornos de grão, discordâncias e lacunas aglomeradas, dentre outros, são considerados como sítios preferenciais para nucleação. No caso das fases ferrita e perlita a nucleação é preferencialmente heterogênea sendo que ocorrem preferencialmente em contornos de grão austeníticos.^[8; 14]

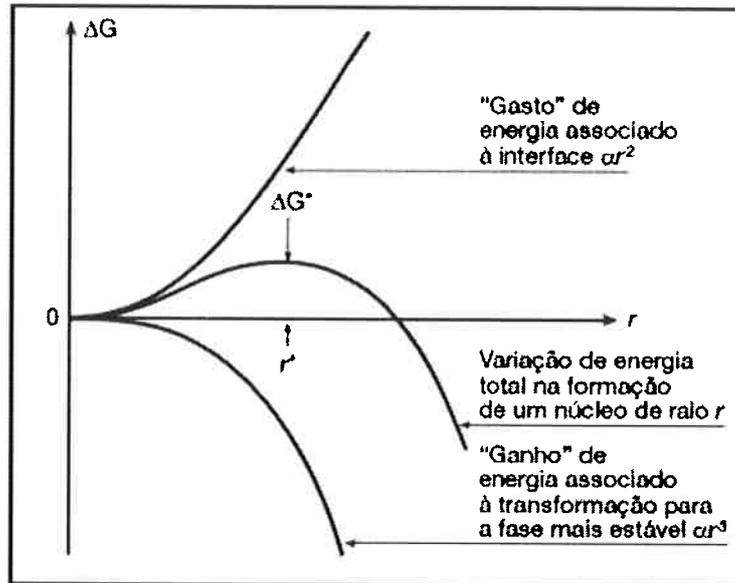


Figura 17- Variação de energia (ΔG) de nucleação em função do raio do núcleo (r). Adaptado de Colpaert, 2008

3.5 Crescimento

O crescimento de uma fase só é possível ocorrer após a nucleação desta. Logo é muito dependente do mecanismo de formação da fase. No caso dos constituintes ferrita, cementita e perlita o crescimento ocorre por meio de processos difusivos. Portanto é favorecido por temperatura mais elevadas, grãos austeníticos menores, presença ou não de elementos estabilizantes das fases presentes etc. Ainda no caso difusivo tem-se que a difusão depende do coeficiente de difusão que está intimamente ligado à temperatura e ao gradiente de atividade química.

4. Materiais e Métodos

Neste trabalho serão levantadas as curvas tempo, temperatura e transformação (TTT) para aços de construção mecânica sendo as ligas de interesse pertencentes às famílias dos aços SAE 5160 e SAE 6150.

4.1 Preparação das Amostras e Metalografia

As amostras de aço foram obtidas com a Gerdau Aços Especiais Brasil – Unidade de Mogi das Cruzes - e foram preparadas para serem submetidas aos estudos no laboratório de Metalografia do Departamento de Metalurgia e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (PMT). Neste trabalho as curvas de tempo, temperatura e transformação (TTT) serão obtidas através de um método experimental (Dilatometria) e um método numérico probabilístico computacional (software SteCal).

Cada aço foi fornecido no formato de barra Chata com Canto Redondo com comprimento de aproximadamente 300,0 mm e com bitolas diferentes para cada aço. (As diferentes bitolas não implicam negativamente em nada à realização do trabalho apenas são distintas uma vez que os aços foram doados pela Gerdau). A Tabela 1 contém as informações sobre o perfil e a bitola de cada material fornecido pela Gerdau. Para cada um dos aços também foi obtida a composição química uma vez que este trabalho também fará uso do Software SteCal.

Tabela 1- Perfil e bitolas dos aços fornecidos pela Gerdau.

AÇO 5160	AÇO 6150
CHR 80,00 x 15,00	CHR 90,00 x 29,00

Cada barra de aço teve 5 corpos de prova retirados – com auxílio da Serra Fita existente no Hall Tecnológico do Departamento de Metalurgia e Materiais (PMT) - com espessura de aproximadamente de 10,0 mm para facilitar a confecção dos corpos de prova tanto para serem utilizados na dilatometria quanto para serem confeccionados corpos de prova para análises metalográficas. Cada uma das barras cortadas recebeu uma identificação com um número de 1 a 5 e uma letra de A ou B – Tabela 2. Esta nomenclatura foi estabelecida para auxiliar na identificação de cada uma das amostras, da destinação à elas dada e dos ensaios posteriores que foram

desenvolvidos com cada um desse “pedaços”. As Figuras 18 e 19 mostram as diferentes barras e os 5 corpos retirados de cada uma para confecção dos demais corpos de prova para realização dos experimentos.

Tabela 2- Qualidade dos Aços e a denominação de cada amostra.

AÇO 6150	AÇO 5160
1a	1b
2a	2b
3a	3b
4a	4b
5a	5b

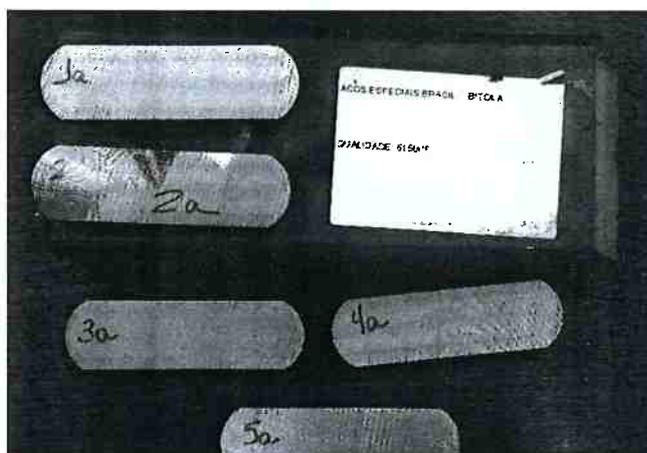


Figura 18- Aço 6150. 5 corpos de Prova nomeados 1a até 5a



Figura 19- Aço 5160. 5 corpos de Prova nomeados de 1b até 5b.

Os aços fornecidos para este trabalho apresentam composições químicas diferentes. Estas são apresentadas pelas Tabelas 3 e 4. Estas composições químicas foram utilizadas no trabalho para diferentes finalidades dentre elas a configuração do

Software SteCal 3.0 para obtenção das curvas ou diagramas TTT prováveis para estes materiais.

Tabela 3 – Composição Química Amostra Aço SAE 6150. Amostra A.

AÇO		Amostra A	
6150			
Característica (%)	Faixa Composição		valor
	mín.	máx	
C	0,5000	0,5300	0,5000
Mn	0,8000	0,9000	0,8700
Si	0,2000	0,3000	0,2900
P	0,0000	0,0250	0,0190
S	0,0000	0,0250	0,0070
Cr	1,0000	1,1000	1,0200
Ni	0,0000	0,2000	0,1000
V	0,2000	0,2500	0,2000
Cu	0,0000	0,2500	0,2200
Sn	0,0000	0,0200	0,0110
Al	0,0100	0,0350	0,0140
Ti	0,0000	0,0040	0,0035
Nb	0,0050	0,0400	0,0070
N	0,0000	0,0120	0,0106
Pb	0,0000	0,0050	0,0020
Ca	0,0000	0,0020	0,0013
H ppm	0,0000	9,9999	0,0002
W	0,0000	0,0200	0,0010
Co	0,0000	9,9999	0,0060
Sb	0,0000	0,0070	0,0011
Zn	0,0000	0,1000	0,0011
Al + Nb	0,0150	0,0400	0,0210
Cu + 10 Sn	0,0000	0,4000	0,3300
P + S	0,0000	0,0500	0,0260
Ceq	-	-	0,8844

Tabela 4 - Composição Química Amostra Aço SAE 5160. Amostra B.

AÇO		Amostra B	
5160			
Característica (%)	Faixa Composição		valor
	mín	máx	
C	0,5800	0,6300	0,5900
Mn	0,8000	1,0000	0,9300
Si	0,1500	0,3500	0,3000
P	0,0000	0,0300	0,0210
S	0,0000	0,0300	0,0100
Al	0,0000	0,0100	0,0050
Cr	0,7000	0,9000	0,7300
Cu	0,0000	0,3000	0,0000
B	0,0000	0,0040	0,0001
Ti	0,0200	0,0600	0,0280
Ni	0,0000	0,2000	0,0100
Mo	0,0000	0,0600	0,0000
Sn	0,0000	0,0250	0,0030
V	0,0000	0,0100	0,0080
Nb	0,0000	0,0400	0,0030
P + S	0,0000	0,0550	0,0310
N ppm	60,0000	110,0000	106,0000
Ceq	0,8500	0,9800	0,8940

A realização deste trabalho exige que sejam confeccionados corpos de prova para a realização de ambos os experimentos (Dilatometria e Análises Micrográficas). Normalmente os corpos de prova para análise dilatométricas são corpos cilíndricos. Assim, os corpos de prova foram preparados no formato cilíndrico com dimensões: comprimento 10,00 mm +/- 0,5 mm de tolerância e diâmetro de 4,00 mm +/- 0,3 mm de tolerância. Foram confeccionados 10 a 15 corpos de prova de cada tipo de aço para realização dos experimentos de dilatometria.

Dessa forma, um dos detalhes importantes neste trabalho é justamente a semelhança (de forma e dimensões) entre os diferentes corpos de prova o que facilitará, e muito, a comparação dos resultados que serão obtidos com os dois métodos. As Figuras 20, 21 e 22 mostram o formato e as dimensões de um dos corpos de prova utilizados para as análises dilatométricas.



Figura 20- Corpo de Prova utilizado para análise Dilatométrica



Figura 21- Corpo de Prova Utilizado para análise Dilatométrica. Perspectiva dimensional.



Figura 22 - Corpo de Prova Utilizado para análise Dilatométrica. Perspectiva dimensional.

Além dos corpos de prova confeccionados para as análises dilatométricas também foram elaborados corpos de prova para realização de análise metalográfica. Cada amostra teve 3 corpos de prova retirados: um da região central e 2 de cada uma das extremidades. Este trabalho foi realizado para poder identificar a microestrutura “como recebida” de cada um dos aços.

Ademais das análises micrográficas também foram realizados ensaios macrográficos para identificar a existências de segregações nas amostras e determinar as melhores regiões para confecção das amostras metalográficas. Cada uma das amostras destinadas à análises micrográficas foram preparadas com auxílio da máquina de embutimento EM30D e utilizando baquelite granulado para embutimento. Após a etapa de embutimento as amostras foram lixadas com lixas de diferentes granulometrias sequenciais iniciando na lixa de #100 e progredindo até lixa de grão #1200. A preparação metalográfica foi realizada utilizando as dependências do laboratório metalográfico do PMT.

Após o lixamento das amostras estas seguem para a etapa de polimento com pastas de diamante de 6, 3 e 1 μm . Após a etapa de polimento todas as amostras foram submetidas ao ataque de uma solução de Nital 2%. Esta solução é composta de 2ml de HNO_3 em 98ml de álcool etílico (95%). Além das amostras metalográficas “Como Recebida” todos os corpos de prova utilizados nos ensaios de dilatométrica foram submetidos aos mesmos procedimentos de preparação metalográficos exceto a etapa de corte.

Dessa forma as amostras foram embutidas, lixadas, polidas e atacadas com Nital 2%. Tudo isso foi realizado a fim de corroborar o estudo e obtenção das Curvas TTT bem como auxiliar na identificação das fases e estudos comportamentais dos aços durante os diferentes ciclos térmicos estudados.

Um outro ensaio (ataque metalográfico) realizado em dois grupos amostrais diferentes (um de amostras de aço SAE 5160 e outro de amostras de aço SAE 6150 com amostras que sofreram diferentes ciclos térmicos para obtenção das temperaturas de início da transformação martensítica - M_s) foi executado com uma solução preparada com: 100 mL de água destilada, 25 g de NaOH em lentilhas e 2 g de ácido pícrico. As amostras foram mergulhadas nesta solução por 16 minutos cada.

Esta solução tem uma finalidade: ela é um tenso ativo muito forte e possibilita a elevação da molhabilidade da superfície das amostras e, com isso, permite que a solução de Nital 2% acabe por revelar contornos de grão austeníticos (obtidos durante a etapa isotérmica de austenitização) que originaram as atuais fases presentes em cada uma das amostras. Este ensaio fez-se necessário pois o tamanho de grão austenítico pode influenciar o comportamento das curvas TTT.

4.2 Dilatometria

Como já fora mencionado ao longo deste texto uma das técnicas utilizadas por Bain e Davenport para obtenção das curvas TTT foi através de técnicas de dilatometria. Este trabalho de formatura irá fazer uso também desta técnica. Portanto, neste tópico, iremos discorrer um pouco sobre este procedimento.

O dilatômetro é um equipamento com grande sensibilidade capaz de medir a variação do comprimento das amostras que são provocados por mudanças de temperatura (dilatação térmica) e/ou por transformações de fases. As transformações de fase implicam na formação de novas fases – que normalmente apresentam densidades diferentes da fase original e isto ocasiona “expansões” e “contrações” da estrutura cristalina da amostra as quais são detectadas pelo dilatômetro. Na Figura 23 há uma representação esquemática de um equipamento de dilatometria. Neste a amostra é aquecida por meio de uma bobina de indução (Figuras 24 e 25) e com auxílio de um termopar - a temperatura durante o experimento é monitorada (Figuras 26 e 27) nos experimentos realizados o termopar utilizado é do tipo K soldado na

amostra com auxílio de um equipamento de soldagem à arco elétrico (Figuras 28 a 32). Com o termopar é possível realizar a detecção da variação de temperatura implicada à amostra durante o experimento. Uma das extremidades da amostra é fixa e a outra ligada a um extensômetro o qual detecta as variações de comprimento da amostra (ΔL). No laboratório do Departamento de Metalurgia e de Materiais da Escola Politécnica (PMT) há um equipamento de dilatometria disponível para realização dos ensaios.^[8]

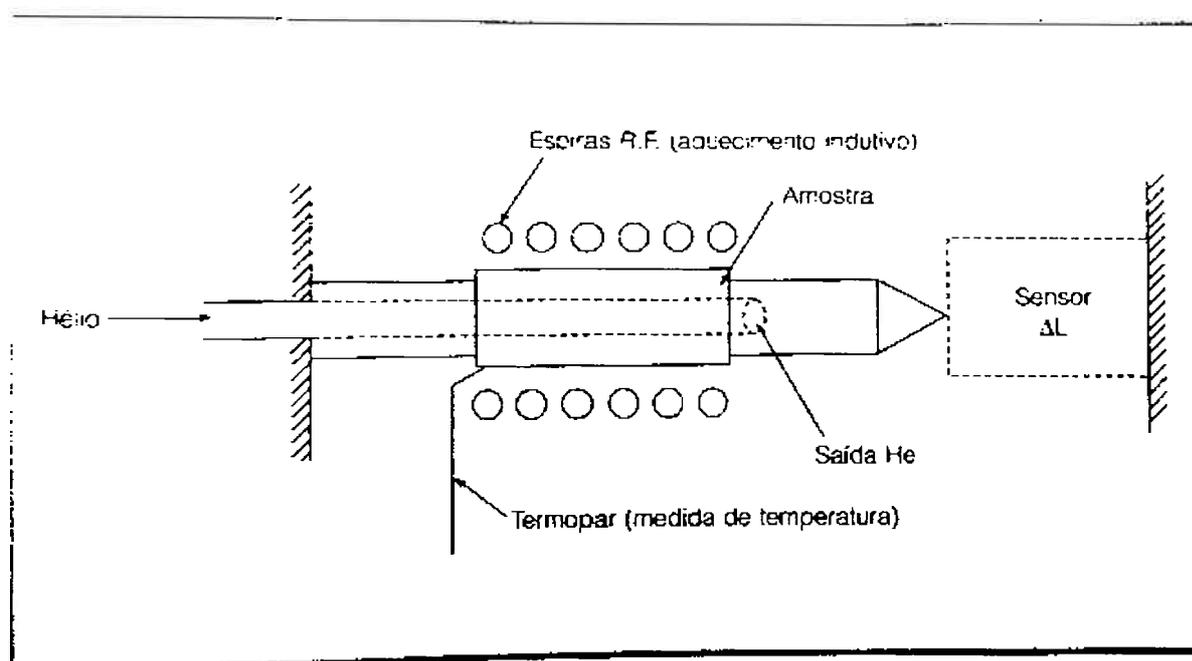


Figura 23- Representação esquemática de um dilatômetro. Adaptado de COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e ampliada ed. São Paulo: Edgard Bluncher, p.67, 2006



Figura 24 – Bobina de Indução existente no dilatômetro DIL 805. Também é possível observar as hastes de sílica.



Figura 25 – Amostra, em rubro, durante patamar isotérmico de austenitização 900 °C.

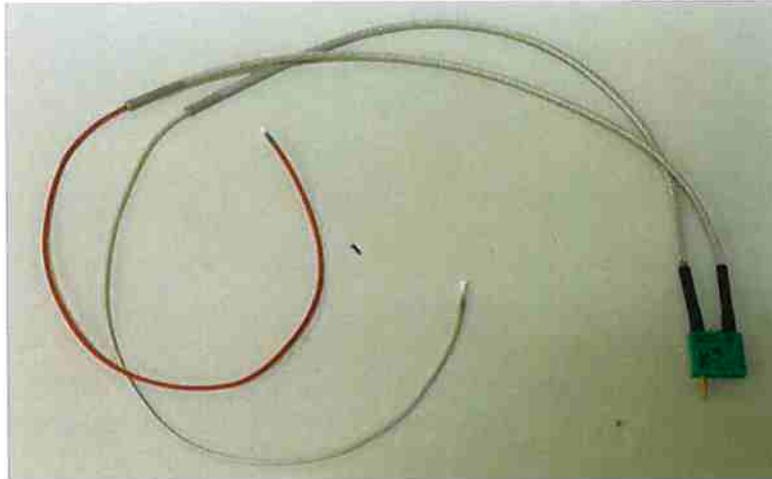


Figura 26 – Termopar utilizado nos experimentos. Termopar do tipo K.

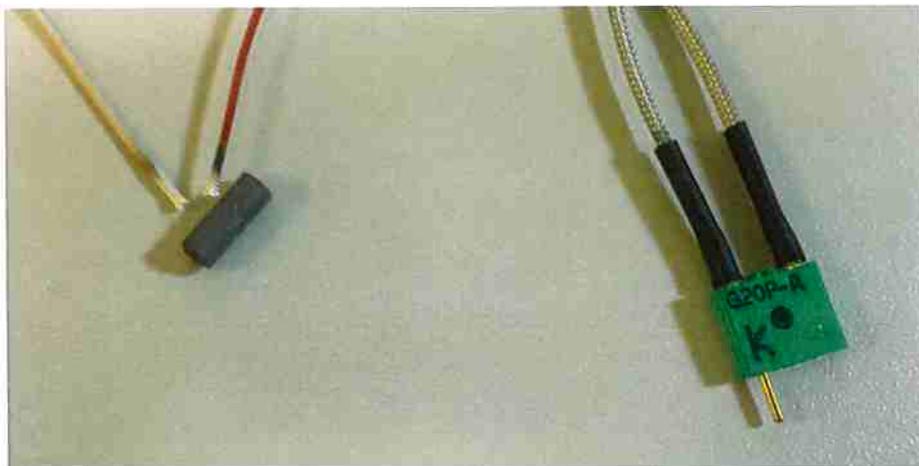


Figura 27 – Termopar tipo K Soldado em uma das Amostras.



Figura 28 – Equipamento de soldagem utilizado para soldar o termopar nas amostras.

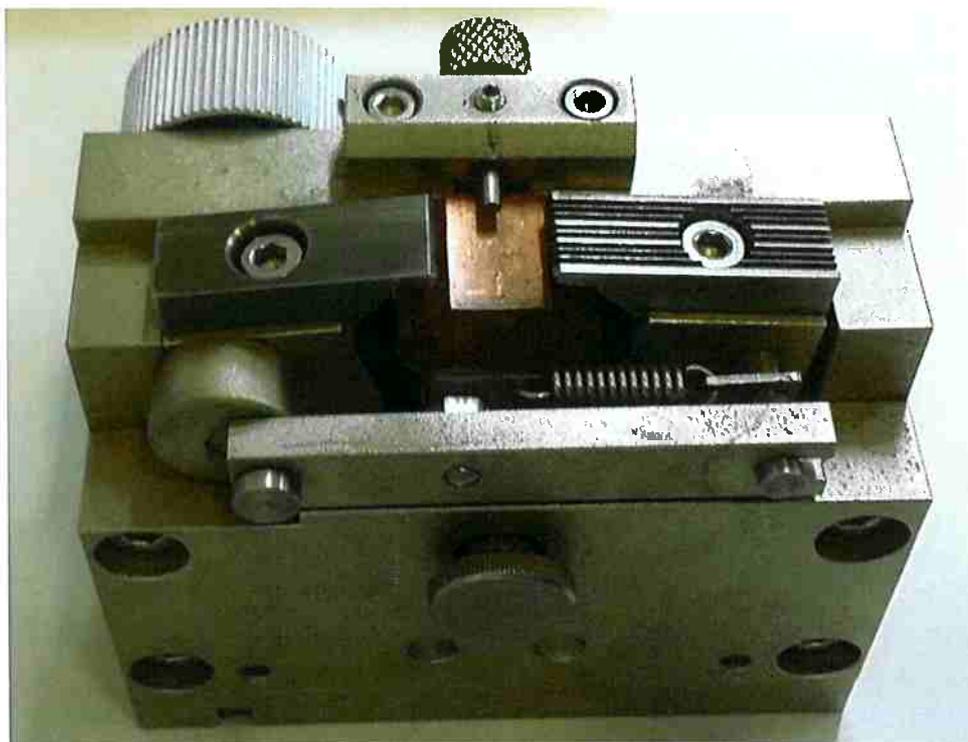


Figura 29 – Detalhe do equipamento utilizado para fixação da amostra para realização da soldagem do termopar.

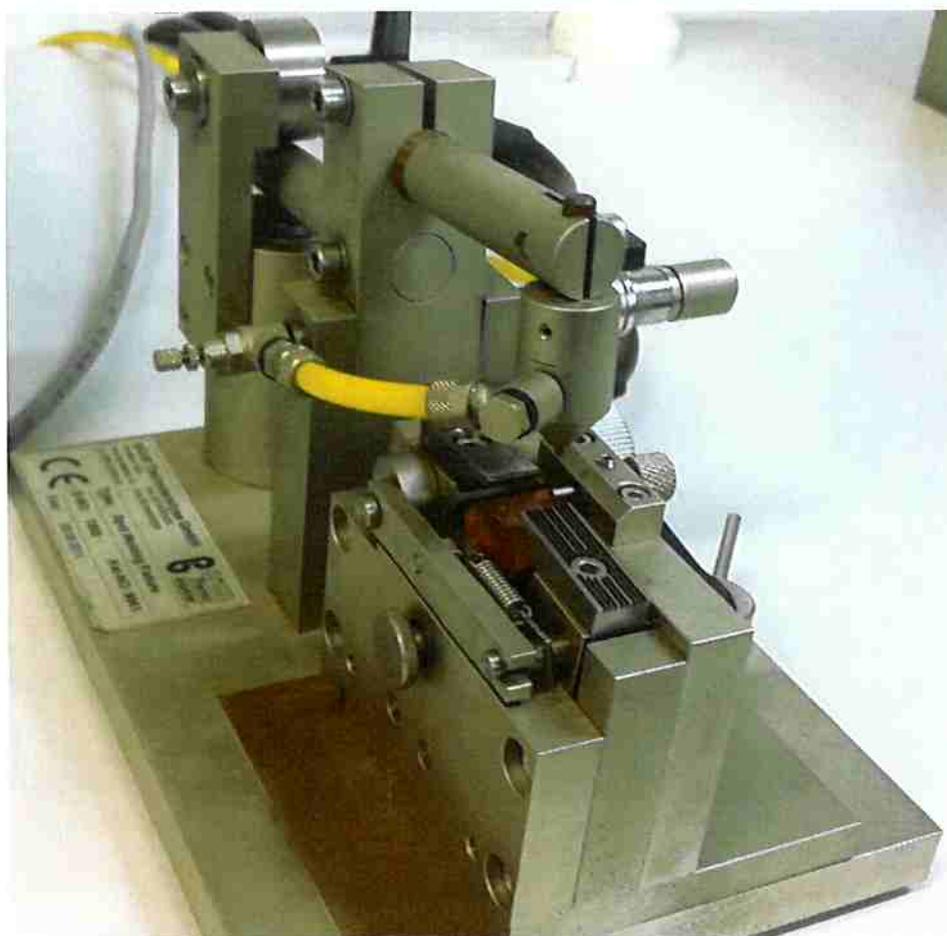


Figura 30 – Detalhe do equipamento de soldagem. Região do arco e região de fixação da amostra acopladas.

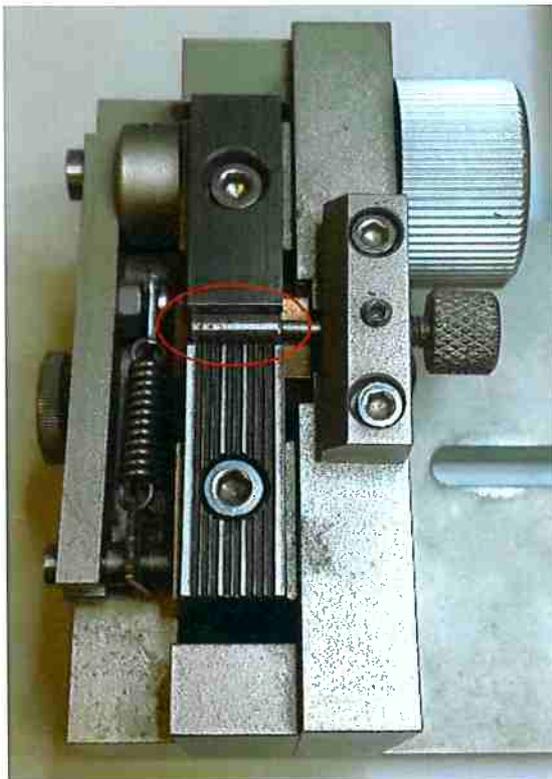


Figura 31 – Amostra fixada no suporte para realização da soldagem do termopar.

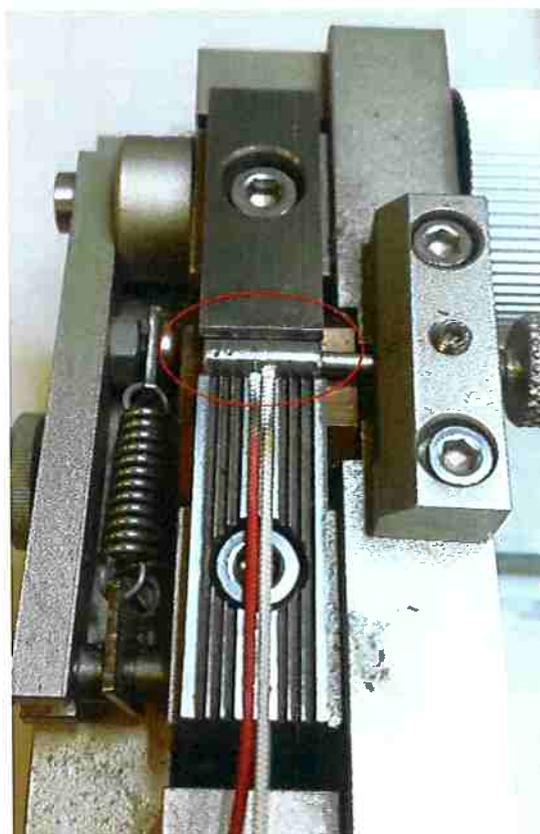


Figura 32 – Detalhe de uma amostra fixada no suporte com os terminais do termopar já soldados.

O dilatômetro existente no laboratório é um dilatômetro de Temperatura BÄHR modelo DIL 805. As Figuras 33, 34 e 35 mostram em detalhes a câmara de alocação de amostras no dilatômetro tal como uma amostra alocada dentro da câmara. O equipamento de dilatometria faz uso de gás Hélio para realização de resfriamento das amostras e para manutenção de uma atmosfera inerte durante o tratamento térmico, evitando assim a oxidação e descarbonetação da amostra. As amostras para esta etapa do trabalho foram confeccionadas no formato cilíndrico com medidas de comprimento de 10,00 mm com $\pm 0,50$ mm de tolerância e diâmetro de 4,00 mm com $\pm 0,30$ mm de tolerância. Para preparação das amostras a serem levadas ao ensaio foi necessário realizar a limpeza das amostras com álcool etílico 98% seguido de secagem com secador. Luvas cirúrgicas ou luvas de Látex são exigidas para a manipulação das amostras durante sua preparação e alocação dentro da câmara do dilatômetro.

As amostras têm suas dimensões (comprimento e diâmetro) medidas com auxílio de um micrômetro (Figura 36) e anotadas (estes dados são alocados dentro do software do Dilatômetro antes do início dos ensaios). As Tabelas 5 e 6 trazem as informações dos corpos de prova utilizados nos ensaios dilatométricos. Após a etapa de soldagem do termopar na amostra, esta é alocada dentro da câmara do dilatômetro e deslocada para o interior da bobina indutiva existente nesta câmara. Após os ajustes necessários no posicionamento da amostra e da alocação correta do termopar nos terminais do dilatômetro o compartimento então é selado e inicia-se o procedimento de “criação” de vácuo no equipamento. Detalhe: os ensaios são realizados sob atmosfera controlada – vácuo ou hélio.

Após as obtenções dos dados e término do ensaio a amostra é removida, outra é posta em seu lugar e outro ensaio pode ser iniciado. Os dados coletados podem ser trabalhados graficamente dentro do próprio software do dilatômetro bem como exportados para serem trabalhados em outras plataformas como por exemplo Microsoft Excel – ferramenta também utilizada neste trabalho de formatura.

Tabela 5 – Lista das dimensões das amostras cilíndricas do Aço 5160 utilizadas nos Ensaios do Dilatômetro.

Amostra (5160)	D (mm)	L (mm)
1	4,271	10,054
2	3,998	10,010
3	3,900	10,153
4	4,033	10,220
5	3,975	10,475
6	3,943	9,927
7	3,944	10,274
8	4,092	10,044
9	4,030	9,961
10	4,035	10,053

Tabela 6 - Lista das dimensões das amostras cilíndricas do Aço 6150 utilizadas nos Ensaios do Dilatômetro

Amostra (6150)	D (mm)	L (mm)
1	3,836	9,961
2	3,922	9,947
3	3,920	10,030
4	3,978	8,963
5	3,798	9,508
6	3,850	9,808
7	4,043	10,153
8	4,062	10,139
9	4,019	10,005
10	4,021	10,215
11	3,978	10,141



Figura 33 – Dilatômetro DIL 805 - Câmara de alocação da amostra. Visão externa.

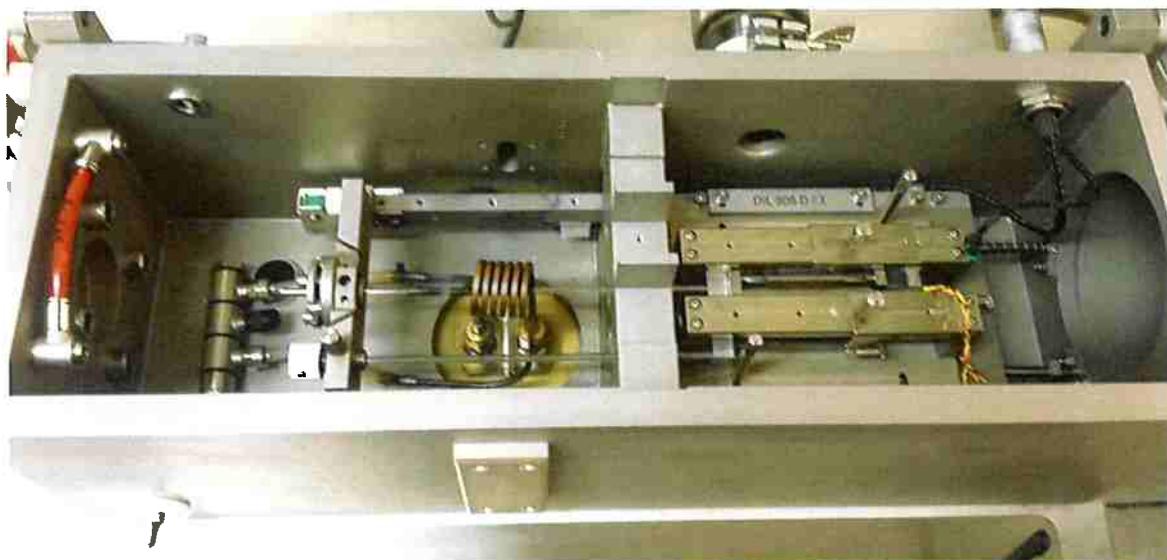


Figura 34 – Dilatômetro DIL 805 – Câmara de alocação da amostra. Visão interna.

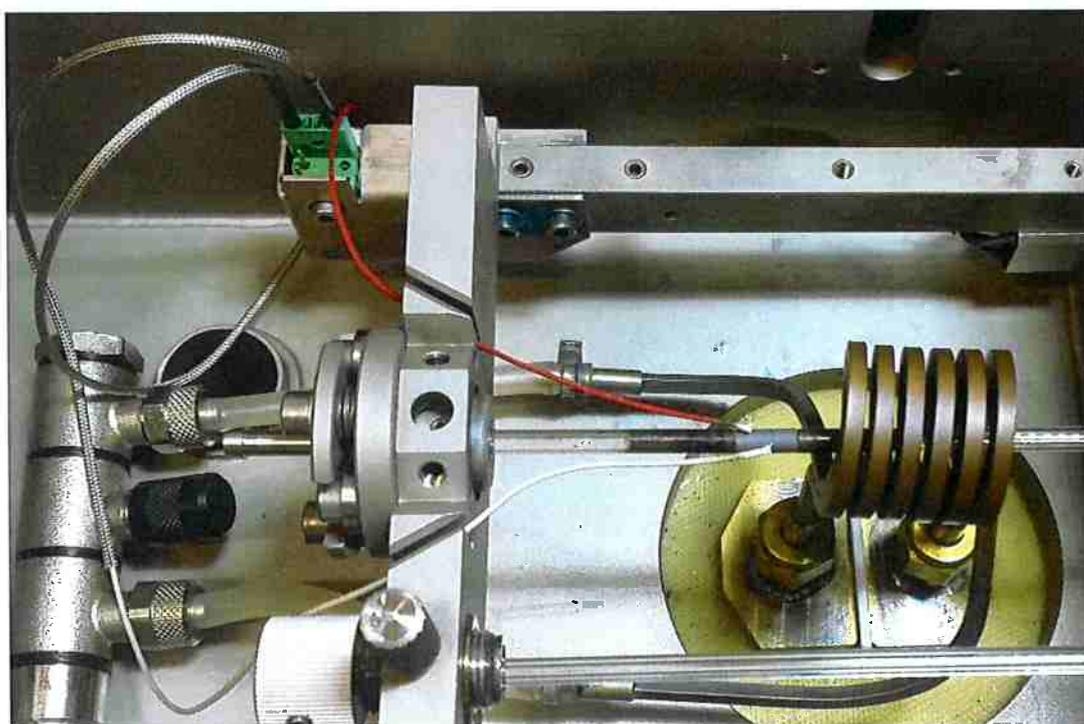


Figura 35 – Detalhes da alocação de uma amostra dentro da câmara de ensaio do Dilatômetro.



Figura 36 – Amostra tendo seu comprimento aferido com auxílio de um micrômetro.

Para cada um dos aços utilizados foi necessário traçar um mapa de ciclos térmicos para obtenção da Curva TTT simplificada. Com auxílio do Livro *Heat Treater's Guide*^[1] foi possível obter as curvas TTT padrões de cada um dos aços e, com isso, obter parâmetros para realização dos ensaios dilatométricos. Com uma análise mais detalhada dos diagramas existentes no livro foi possível obter que a temperatura e tempo de austenitização para os aços SAE 6150 e SAE 5160 são: 900°C permanecendo neste patamar isotérmico por 30 minutos. Com auxílio do Software do Dilatômetro DIL 805 foram descritos todos os ciclos térmicos de todas as amostras que passaram pelos ensaios.

Assim, para ambos os aços foram traçados dois principais ciclos ou tratamentos térmicos: 1º - tratamento de austenitização à 900°C por 30 minutos seguido de um resfriamento muito rápido até 0,0°C com taxas de resfriamento de 300°C/s; 2º - um tratamento de austenitização à 900°C por 30 minutos seguido de um resfriamento muito lento da ordem de 0,1°C/s. O primeiro tratamento foi realizado para determinação da temperatura M_s ou Temperatura de Início da Transformação Martensítica (Martensite Start Temperature - M_s).

Já o segundo ciclo térmico foi realizado em ambas as ligas para determinação das temperaturas denominadas Ac_1 , Ac_3 , Ar_1 e Ar_3 . Ac_1 e Ac_3 são as denominações das temperaturas (na etapa de aquecimento) do início e do término da transformação Austenítica. Ac_1 – início da transformação, Ac_3 – término da Transformação. Já as temperaturas Ac_1 e Ac_3 são as denominações das temperaturas (na etapa de resfriamento) do término e do início da transformação Austenítica. Ac_1 – Término da Transformação e Ac_3 – Início da Transformação.

4.3 Microscopia Óptica e Micrografias

Este trabalho tem por base fundamental as transformações de fases. Logo, para identificar se as reações ou transformações de fases que de fato ocorreram faz-se necessário a confirmação visual da existência das fases presentes nas amostras. Conforme já fora mencionado neste texto as amostras foram preparadas para análises metalográficas do estado chamado ou designado “Como Recebida” e também após os ensaios dilatométricos. Dessa maneira, para realização desta etapa foram utilizados os equipamentos de microscopia óptica disponíveis no Laboratório de Caracterização Microestrutural do Departamento de Metalurgia e Materiais da Escola Politécnica – Laboratório Hubertus Colpaert. A Figura 37 mostra o equipamento de microscopia óptica utilizado neste trabalho (Modelo Olympus BX60M) e a Figura 38 traz em detalhes o modelo da câmera fotográfica acoplada ao equipamento de microscopia utilizado (Modelo: câmera Altra 20). Para captura das imagens foram utilizadas as câmeras fotográficas acopladas aos aparelhos microscópicos bem como utilização de Softwares de Captura de Imagem e trabalho de Imagem como o software ImageJ e Photoshop.

As micrografias obtidas para os estados “Como Recebida” e para as demais temperaturas trabalhadas nos ensaios foram comparadas com as micrografias existentes nos livros **ASM Metals HandBook Volume 9 – Metallography and Microstructures**^[9] e do livro de **Hubertus Colpaert – Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**.^[16]

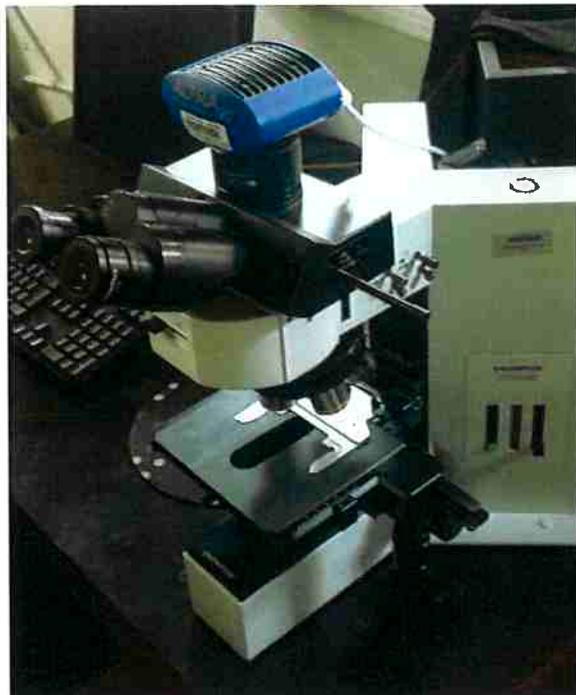


Figura 37 – Equipamento de microscopia utilizado neste trabalho de Formatura. Microscópio Olympus modelo BX60M.

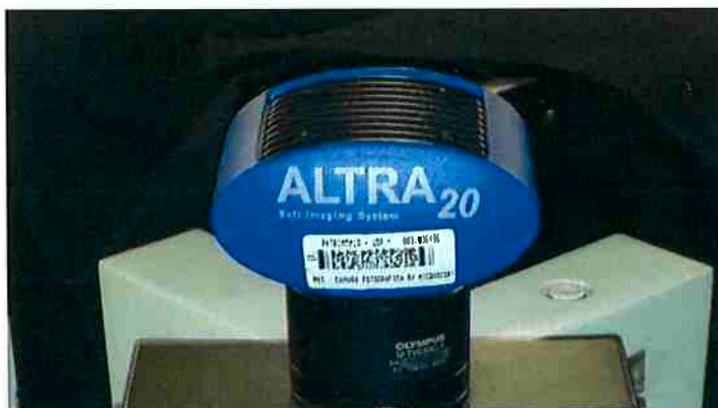


Figura 38 – Câmera acoplado no equipamento de microscopia utilizado. Câmera Altra 20.

4.4 Software SteCal 3.0

O programa Stecal 3.0 consiste em um aplicativo baseado nas linguagens computacionais do Microsoft Windows que calcula os parâmetros e propriedades de aços baixa liga e prevê o efeito dos tratamentos térmicos nestes aços. Esse programa também é muito útil para comparar dois aços de diferentes composições, o que pode auxiliar na escolha do melhor material para uma determinada aplicação.^[17]

Este Software faz todos os cálculos necessários para poder gerar a curva ou diagrama TTT. Não obstante, a assertividade dos métodos não podem ser garantida com precisão de 100%. Isto pois o programa apresenta algumas limitações como qualquer outro. Quando se faz uso do software é possível identificar que não basta inserir as variáveis correspondentes aos elementos químicos e o tamanho de grão para que uma curva possa ser traçada. Na realidade é necessário selecionar uma liga de referência na base de dados do programa para que este tenha um ponto de partida no qual possa começar a realizar as previsões.

O programa, na versão obtida para este trabalho, possui um banco de dados mais limitado com algumas ligas AISI e SAE. Infelizmente não existia na base de dados do programa as ligas SAE 5160 e SAE 6150 que são objeto de estudo deste trabalho. Portanto, com a finalidade de se obter as prováveis curvas TTT para ambos os aços foi necessário escolher uma das ligas SAE existentes na base de dados do SteCal.

As ligas SAE existentes na base de dados da versão do SteCal utilizada neste trabalho são as ligas SAE 50B40 e SAE 9260. Para os aços objetos de estudo deste trabalho de formatura fez-se necessário a comparação de sua composição química com as dos aços presentes no banco de dados do programa com a finalidade de escolher qual deles seria o melhor aço de referência. Esta comparação foi realizado analisando a composição química fornecida pela Gerdau (Tabelas 3 e 4) com a composição química da Norma SAE J404. Vale ressaltar que esta comparação química foi realizada apenas objetivando os elementos químicos manipuláveis pelo programa (Tabela 7).

Com essa análise foi possível decidir que o aço de referência utilizado para ambos os aços seria o SAE 50B40 pois as faixas de variação dos elementos químicos é mais próxima a dos aços SAE 5160 e SAE 6150 do que a composição química apresentada pelo aço SAE 9260.

O programa foi criado para um propósito industrial mas também com um propósito acadêmico e didático pois permite que os estudantes observem os diferentes efeitos que as variáveis (elementos de liga, quantidade destes, temperatura, taxas de resfriamento, tamanho de grão etc) podem promover em um diagrama TTT de forma mais rápida. Quando se analisa do ponto de vista acadêmico o SteCal pode ajudar seus usuários a analisar as influências quantitativamente e

qualitativamente de diferentes elementos de liga, diversos aspectos de comportamento e propriedade obtidos em aços baixa liga.^[17]

O software SteCal 3.0 permite a entrada de teores de alguns elementos: carbono (C), manganês (Mn), fósforo (P), enxofre (S), silício (Si), níquel (Ni), cromo (Cr), molibdênio (Mo) que são os principais constituintes de aços de baixa liga. Além desses elementos o tamanho de grão austenítico também pode ser modificado. Os limites permitidos e recomendados desses fatores dentro do Software são mostrados na Tabela 7.

Tabela 7- Limites permitidos e recomendados. Adaptado de TARÍN; PÉREZ; STEVESON, 2004

Dados do Aço	Limite Inferior Permitido	Limite Superior Permitido	Limite Inferior Recomendado	Limite Superior Recomendado
C(%)	0.1	0.7	0.15	0.65
Mn(%)	0	2.7	0	2
P(%)	0	0.1	0	0.1
S(%)	0	0.3	0	0.3
Si(%)	0	2	0	1
Ni(%)	0	5	0	4
Cr(%)	0	2.5	0	1.5
Mo(%)	0	1	0	0.5
B(%)	-	-	Não	Sim
TG	1	15	4	10

Respeitando-se essas recomendações a possibilidade de erros nos cálculos do SteCal é reduzida. Quando os valores inseridos são muito próximos tanto do limite inferior quanto superior as chances de erros aumenta.

4.5 Análise Química e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Durante a realização dos ensaios do aço 6150 as amostras que passaram pelo ciclo isotérmico a 500°C apresentaram um comportamento diferente das demais amostras utilizados neste trabalho. Por conta desse comportamento (este será melhor exposto e discutido na seção Resultados e Discussões) mostrou-se necessário a realização de ensaios de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e uma análise química mais detalhada destas amostras.

4.6 Aços SAE 6150 e SAE 5160

Os aços SAE 6150 e SAE 5160 são aços que serão objetos de estudo deste trabalho de formatura. São considerados aços temperáveis com mais facilidade (ou seja as curvas TTT desses aços são deslocadas à direita em virtude sobretudo do efeito dos elementos de liga postos nestes materiais). Estes aços são considerados aços de construção mecânica – utilizados para construção de elementos “estruturais” de máquinas como eixos, parafusos mas sobre tudo molas. São aços de alta resistência a tração e a fadiga.

O aço SAE 5160 é considerado de média temperabilidade utilizado na fabricação de componentes com pequena área de seção transversal geralmente submetidos a condições severas de uso. São utilizados na confecção de: parafusos, molas helicoidais, barras de torção, barras estabilizadoras; também são utilizados na confecção de perfis especiais: buchas de corrente, molas parabólicas e facas para colheitadeiras agrícolas.

Os tratamentos térmicos sugeridos para esse aço são: Aquecimento a 830°C (temperatura acima da temperatura de austenitização), seguida da têmpera em óleo e revenimento a 540°C. Possui Limite de Escoamento (LE) em torno de 700 MPa, Resistência a Tração de 1060 MPa, Redução de Área de 17% e Dureza de aproximadamente 300 HB.

Já o aço SAE 6150 é um aço que possui adição do elemento vanádio e isto afeta a temperabilidade deste aço. Esta modificação da temperabilidade proporcionada pelo elemento vanádio ocorre pois: o vanádio se combina com átomos de carbono e forma Carbeto de Vanádio. Este constituinte age como um refinador de grão pois se instala nos contornos de grão barrando sua movimentação. Com isso quando há aquecimento do material metálico, e há uma tendência de crescimento de grão, o carbeto de vanádio impede que os contornos de grão se movimentem impedindo ou dificultado o crescimento dos grãos o que classifica o vanádio como um refinador de grão. É sabido que há uma correlação entre o Tamanho de Grão Austenítico com a Temperabilidade de um aço.

Quanto maior for o Tamanho de Grão melhor é a Temperabilidade (A curva TTT é deslocada temporalmente à direita). Isto acontece pois os contornos de grão são locais muito favoráveis para nucleação de fases incluindo martensita. Logo, quanto

menor for o valor da razão de Área de Contorno de Grão (A_{CG}) por volume (V) - (A_{CG}/V), ou seja: quanto menos contornos de grãos existirem menor será o número de locais possíveis para nucleação de fases. Portanto, os elementos refinadores de grão (como vanádio) e elementos que formam precipitados em contornos de grão dificultando sua movimentação são interessantes para serem adicionados em ligas para reduzirem o tamanho de grão e, conseqüentemente, afetarem (reduzirem) a temperabilidade (a curva TTT é deslocada temporalmente à Esquerda).^[14; 18; 19]

É um aço muito utilizado na confecção de molas semi-elípticas e helicoidais, em molas para válvulas (cuja temperatura de trabalho seja em torno de 350°C) além de serem utilizada para produção de barras de torção. No quesito Perfis Especiais são muito requisitadas para produção de molas parabólicas.

Os tratamentos térmicos sugeridos para este material são: Aquecimento a 845°C (temperatura acima da temperatura de austenitização), seguida da têmpera em óleo e revenimento a 540°C. Possui Limite de escoamento (LE) em torno de 1000 MPa, Resistência a Tração de 1145 MPa, Redução de Área de 14,5% e Dureza de aproximadamente 310 HB.

5. Resultados e Discussão

5.1 Amostras Como Recebida

Como apontado na seção 4.1 as amostras foram obtidas junto à Gerdau Aços Especiais Brasil Unidade Mogi das Cruzes. As amostras foram seccionadas em diferentes partes e preparadas para serem analisadas microscopicamente. Isto foi feito por diversos motivos: para um estudo metalúrgico ser realizado de forma mais apropriada e adequada, isto é, reduzindo o número de potenciais erros, faz-se necessário a análise metalográfica das amostras qualificadas de: “Amostras como Recebida”.

Neste trabalho a análise microestrutural inicial da amostra (“Como Recebida”) é importante pois as condições iniciais tais como: tamanho de grão austenítico, tipo e quantidade de fases iniciais presentes, presença ou ausência de segregações são fatores que potencialmente podem influenciar no comportamento do material frente aos diferentes ciclos ou tratamentos térmicos aos quais as mostras foram submetidas durante os experimentos dilatométricos deste trabalho. Logo, as amostras dos aços SAE 5160 e SAE 6150 foram preparadas para serem analisadas.

Nas Figura 39 e 40 estão representadas as micrografias de uma das amostras no estado “Como Recebida” do aço SAE 5160. Na Figura 39 a amostra é composta por perlita. Já na Figura 40 está destacado colônias de perlita com ripas visíveis por conta da orientação cristalográfica de cada grão.

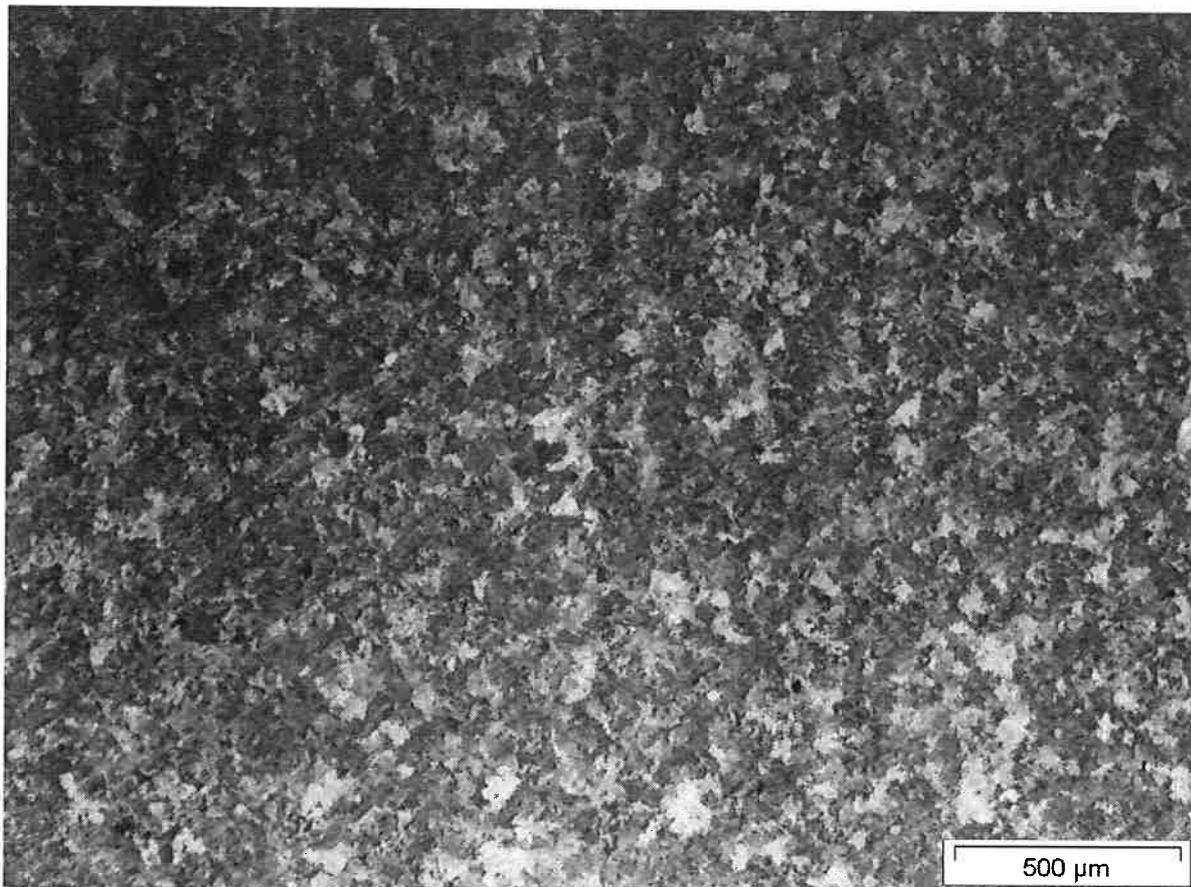


Figura 39 – Micrografia da amostra em microscopia ótica estado “Como Recebida” do aço SAE 5160. Microestrutura composta por grãos de Perlita. Ataque com Nital 2%



Figura 40 - Micrografia em microscopia ótica estado "Como Recebida" aço SAE 5160. Amostra composta por grãos de Perlita. Destacado na imagem (círculos vermelhos) colônias de perlita visíveis em virtude da orientação cristalográfica. Ataque Nital 2%.

Já nas Figuras 41 e 42 estão representadas as micrografias das amostras "Como Recebida" dos aço SAE 6150. Na Figura 41 é possível identificar que assim como o aço 5160 representado nas Figuras 39 e 40 a microestrutura do material "Como Recebido" do aço SAE 6150 também é composta de grãos de Perlita sendo esta mais refinada. Na Figura 42 estão destacados com círculos vermelhos colônias de perlita com ripas visíveis por conta da orientação cristalográfica dos grãos.

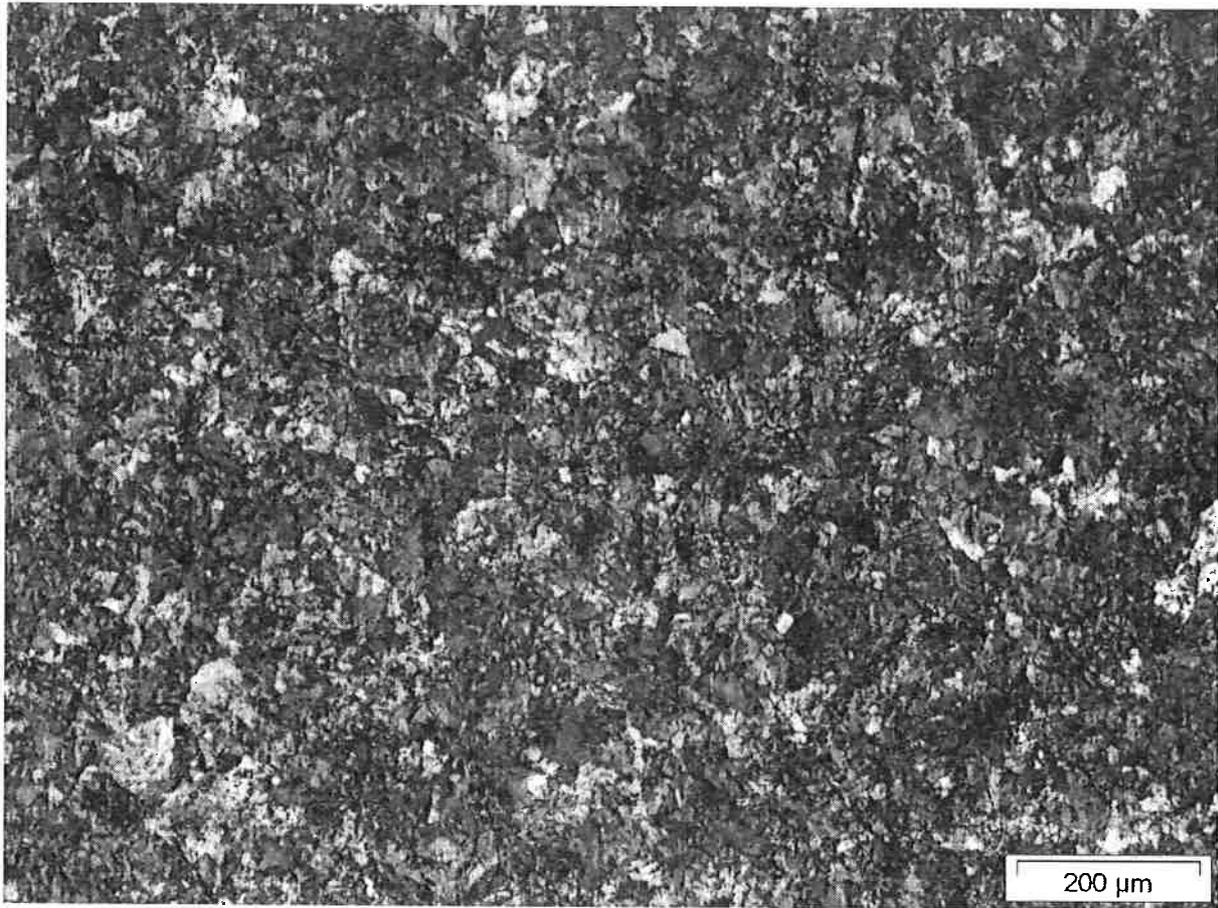


Figura 41 - Micrografia da amostra em microscopia ótica estado "Como Recebida" aço SAE 6150. Microestrutura da amostra composta por Perlita com grãos mais refinados. Ataque Nital 2%.

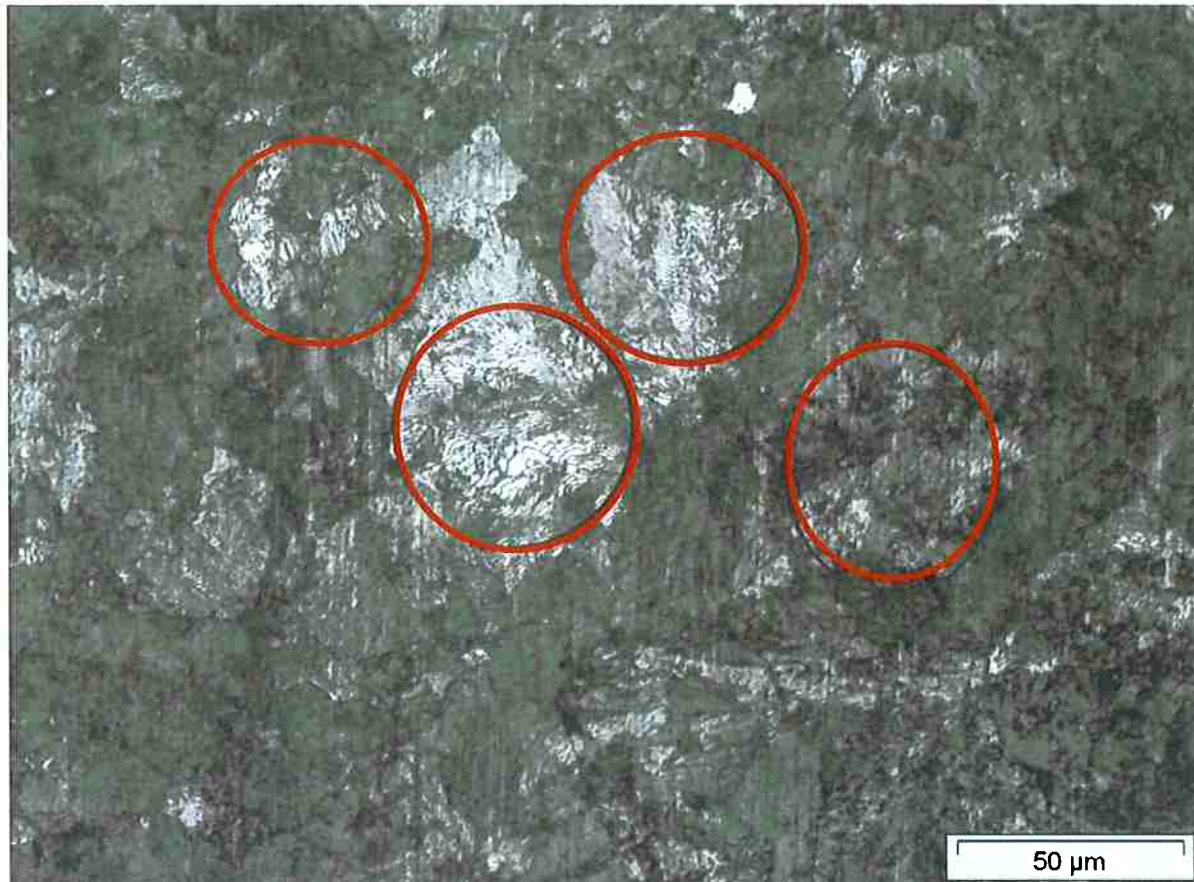


Figura 42 - Micrografia da amostra em microscopia ótica estado "Como Recebida" aço SAE 6150. Amostra composta por grãos de Perlita. Destacado na imagem (círculos vermelhos) colônias de perlita visíveis por conta da orientação cristalográfica do grão. Ataque Nital 2%

Ambas as amostras foram obtidas junto à Gerdau Aços Especiais Brasil Unidade Mogi das Cruzes. Além da composição química obtida também foram fornecidos alguns dados tais como Tamanho de Grão Austenítico e Dureza na escala HB. Assim, para a amostra de SAE 5160 no estado "Como Recebida" (ilustrada com auxílio das Figuras 39 e 40) a dureza catalogada foi de 298 HB e o Tamanho de Grão Austenítico foi de 7 na escala ASTM. Já as amostras do aço SAE 6150 no estado "Como Recebida" (ilustrada nas Figuras 41 e 42) apresenta dureza catalogada na escala HB de 341 HB e tamanho de Grão Austenítico 9.

5.2 Temperatura M_s Experimental e por Andrews

Durante a realização deste trabalho foram realizados dois experimentos voltados exclusivamente para determinação das temperaturas M_s dos aços SAE 5160 e SAE 6150. Para determinação destas temperaturas uma amostra de cada aço foi levada para ensaio térmico dentro do dilatômetro sendo austenitizada a uma

temperatura de 900°C por 30 minutos e, após este período, resfriada rapidamente à 0°C (ZERO) – utilizando gás Hélio - com uma taxa de 300°C/s. Com este experimento ambas as amostras foram submetidas a uma transformação de fases por meio de modificação de suas microestruturas por um processo termomecânico ou físico de forma muito rápida não permitindo que ocorresse nenhuma difusão dentro de sua microestrutura. Conseqüentemente, com esse tratamento térmico foi promovida a formação de martensita. Com auxílio de ferramentas gráficas existentes dentro do Software, que controla a aquisição de dados durante os experimentos do dilatômetro, foi possível identificar as temperaturas M_s de ambos os aços. Para o aço 5160 a temperatura M_s foi de 250°C. Já para o aço 6150 a temperatura M_s foi de 271°C.

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423x\%C - 30,4x\%Mn - 17,7x\%Ni - 12,1x\%Cr - 7,5x\%Mo \quad (1)$$

Outra forma de se estimar a temperatura M_s neste trabalho foi através da Equação de Andrews - equação (1). Esta equação correlaciona a quantidade presente de alguns elementos de liga existentes na liga de interesse e traz um valor estimado para a temperatura M_s . Assim, a temperatura estimada para cada aço, fazendo-se uso da Equação de Andrews foi:

- Aço 5160 M_s : 252,15°C
- Aço 6150 M_s : 285,17°C

Com esses resultados e aqueles obtidos experimentalmente é possível verificar que a Equação de Andrews se aproxima muito do resultado experimental obtido para o aço 5160 ficando apenas com 0,86% de diferença do resultado. Já para o aço 6150 a diferença encontrada entre o valor experimental e o estima pelo método de Andrews é de 5,22%. Apesar de ser um valor relativamente maior do que o obtido para o aço 5160 ainda sim é um método válido uma vez que a diferença percentual ainda é menor que 10%.

5.3 Dilatometria e Curva TTT

Como mencionado anteriormente no texto foram confeccionadas diversas amostras de ambos os aços para realização dos experimentos de dilatometria. Cada um dos aços teve diferentes ciclos térmicos desenhados com a finalidade de auxiliar

na obtenção das curvas TTT. Assim, as Tabelas 08 e 09 trazem as informações dos diferentes ciclos térmicos bem como as taxas de resfriamento utilizadas em cada um dos ciclos aplicados nas amostras.

Tabela 8 - Dados dos diferentes ciclos térmicos e taxas de resfriamento aplicados nas amostras utilizadas para o aço SAE 5160.

SAE 5160			
Amostra	Ciclos (°C)	Taxa de Resfriamento	Temperatura Característica
1	900/0	0,1°C/s	Ar3 - 690°C
2	900/0	300°C/s	Ms - 250°C
3	900/670	100°C/s	Ciclos Térmicos Aplicados
4	900/660	100°C/s	
5	900/650	150°C/s	
6	900/575	200°C/s	
7	900/500	200°C/s	
8	900/425	250°C/s	
9	900/350	250°C/s	
10	900/275	300°C/s	

Tabela 9 - Dados dos diferentes ciclos térmicos e taxas de resfriamento aplicados nas amostras utilizadas para o aço SAE 6150.

SAE 6150			
Amostra	Ciclos (°C)	Taxa de Resfriamento	Temperatura Característica
1	900/0	0,1°C/s	Ar3 - 690°C
2	900/0	300°C/s	Ms - 270°C
3	900/670	100°C/s	Ciclos Térmicos Aplicados
4	900/650	100°C/s	
5	900/550	150°C/s	
6	900/500	200°C/s	
7	900/450	200°C/s	
8	900/400	250°C/s	
9	900/350	250°C/s	
10	900/290	300°C/s	

Com a observação de ambas as tabelas é possível identificar que as amostras 1 e 2, em ambos os casos, foram utilizados para três (3) propósitos distintos: 1º - a amostra 1 foi submetida à austenitização a 900°C por 30 minutos sendo resfriada lentamente (taxa de 0,1°C/s) com a finalidade de se descobrir a temperatura AR3 (Representada em ambas as tabelas: 690°C para ambos os aços); 2º - a amostra 2 foi utilizada para traçar o ciclo térmico de resfriamento rápido: a amostra foi submetida à austenitização a 900°C por 30 minutos sendo então, após este período, rapidamente

resfriada à 0°C (ZERO) com taxa de 300°C/s. Este ciclo foi aplicado para se descobrir a temperatura M_s – início da transformação martensítica – representada nas tabelas: para o aço SAE 5160 foi de 250°C e para o aço SAE 6150 a temperatura M_s foi de 270°C, aproximadamente; 3º - com ambas as temperaturas características obtidas (A_{R3} e M_s para ambos os aços) foi possível determinar o intervalo de temperaturas que foram utilizados para cada um dos aços na obtenção das curvas TTT neste Trabalho de Formatura. Portanto, para o aço SAE 5160 foram realizados 8 ciclos térmicos distintos dentro do intervalo de 250°C – M_s e 690°C – A_{R3} ; já para o aço SAE 6150 foram realizados 8 ciclos térmicos distintos dentro do intervalo de 270°C – M_s e 690°C – A_{R3} . Todos os ciclos térmicos estão representados em ambas as tabelas.

Ambas as temperaturas (M_s e A_{R3}) dos dois aços foram obtidas com auxílio gráfico existente dentro do Software do Dilatômetro utilizado neste experimento. A ferramenta gráfica do Software de controle do dilatômetro permite que sejam traçadas curvas derivadas da variação do comprimento em função do tempo de ensaio. Nas regiões em que o comportamento da função derivada muda de relativamente constante para uma queda abrupta é um indicativo que há ou um início ou um término de uma transformação de fases. A Figura 43 traz uma ilustração dessa ferramenta gráfica em uso. Com isso foi possível identificar as temperaturas apresentadas nas Tabelas 8 e 9 acima.

Ademais todos os ciclos térmicos representados nas Tabelas 8 e 9 foram inseridos dentro do software do dilatômetro. Todos os ciclos térmicos compartilham da mesma temperatura de austenitização (900°C) permanecendo neste patamar por 30 minutos. Todas as amostras partiram da temperatura ambiente sendo aquecidas desta temperatura até 900°C em um intervalo de tempo de 1 minuto e 30 segundos. As taxas de aquecimento não foram descritas pois os experimentos foram realizados em dias distintos uns dos outros. Em vista disso as temperaturas ambientes não foram registradas.

Após a etapa de austenitização cada um dos ciclos térmicos foi aplicado nas amostras seguindo a ordem apresentada nas Tabelas 8 e 9. Dessa forma ao término do patamar isotérmico de austenitização as amostras foram submetidas a um rápido resfriamento com gás Hélio (taxas representadas nas Tabelas 8 e 9) até que se atingisse as temperaturas de tratamento isotérmico de interesse permanecendo nesta temperatura por um tempo entre 1h30 e 2 horas de tratamento isotérmico.

Basicamente estas foram as etapas e métodos aplicados nos ciclos térmicos do dilatômetro. A temperatura e tempo de austenitização foram obtidos com auxílio do livro *Heat Treater's Guide*^[1].

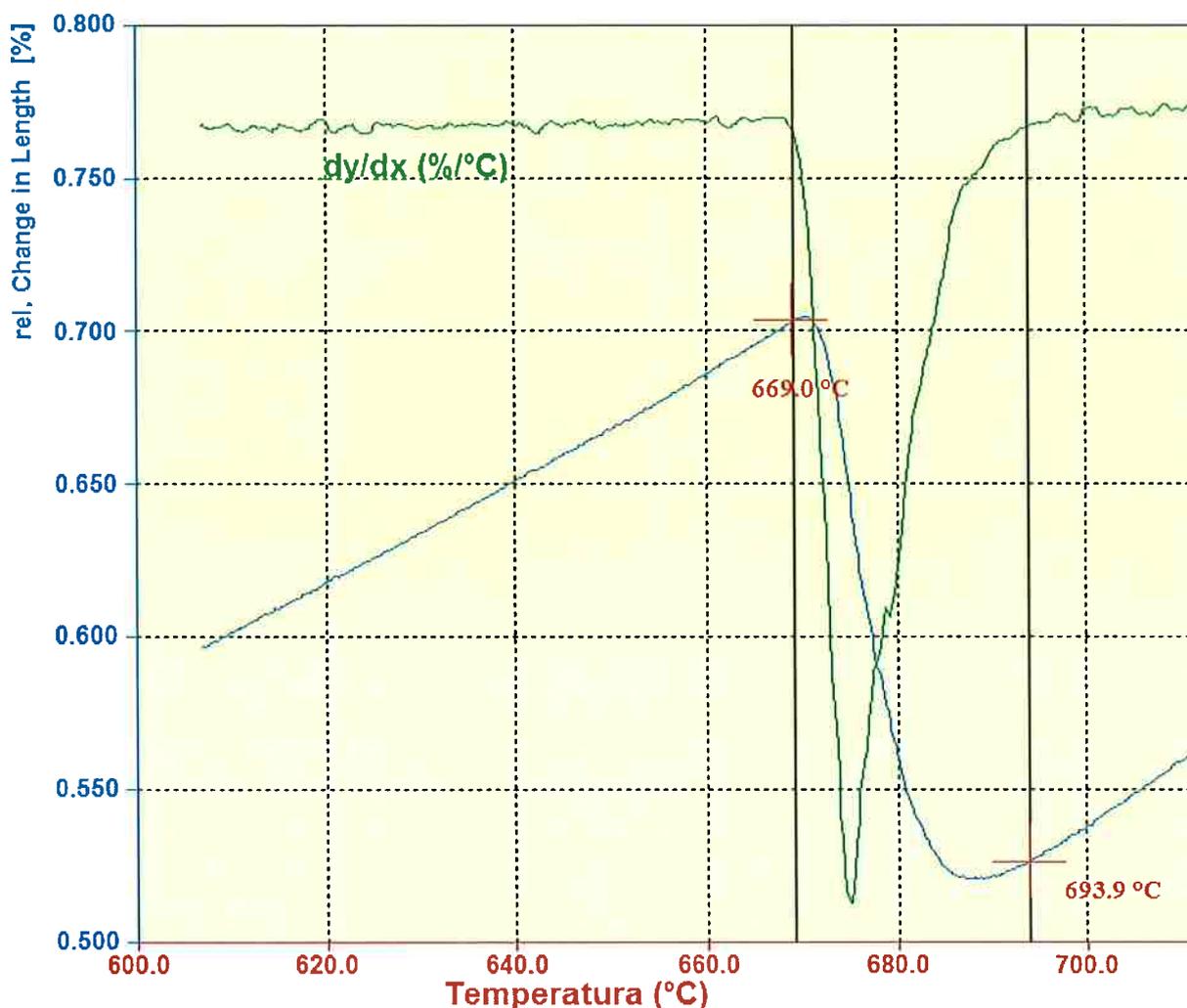


Figura 43 – Representação do uso da ferramenta gráfica do Software do Dilatômetro para obtenção da Temperatura A_{R3} DO AÇO 5160. Curva Azul – Mudança Relativa do Comprimento da Amostra; Curva Verde – Função Derivada da Variação do Comprimento (%) pela Temperatura. Eixo das Ordenadas à Esquerda: Variação do Comprimento da Amostra (%); Eixo das Abscissas: Temperatura nominal da Amostra (°C); Eixo das Ordenadas à Direita: Função Derivada da Variação do Comprimento (%) pela Temperatura (°C).

*Uma representação (Figuras 84 e 85) mais detalhada da tela do software do dilatômetro com esta curva está presente no Apêndice C.

Nas Figuras 44 e 45 estão representados as Curvas TTT dos aços 5160 e 6150 existentes no *Heat Treater's Guide*^[1]. Os dados existentes nestas curvas serviram de base para traçar os parâmetros utilizados nos ensaios impostos às amostras de ambos os aços utilizados neste Trabalho de Formatura.

5160: Isothermal Transformation Diagram. Composition: 0.61 C, 0.94 Mn, 0.88 Cr. Austenitized at 1550 °F (845 °C). Grain size: 7. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977)

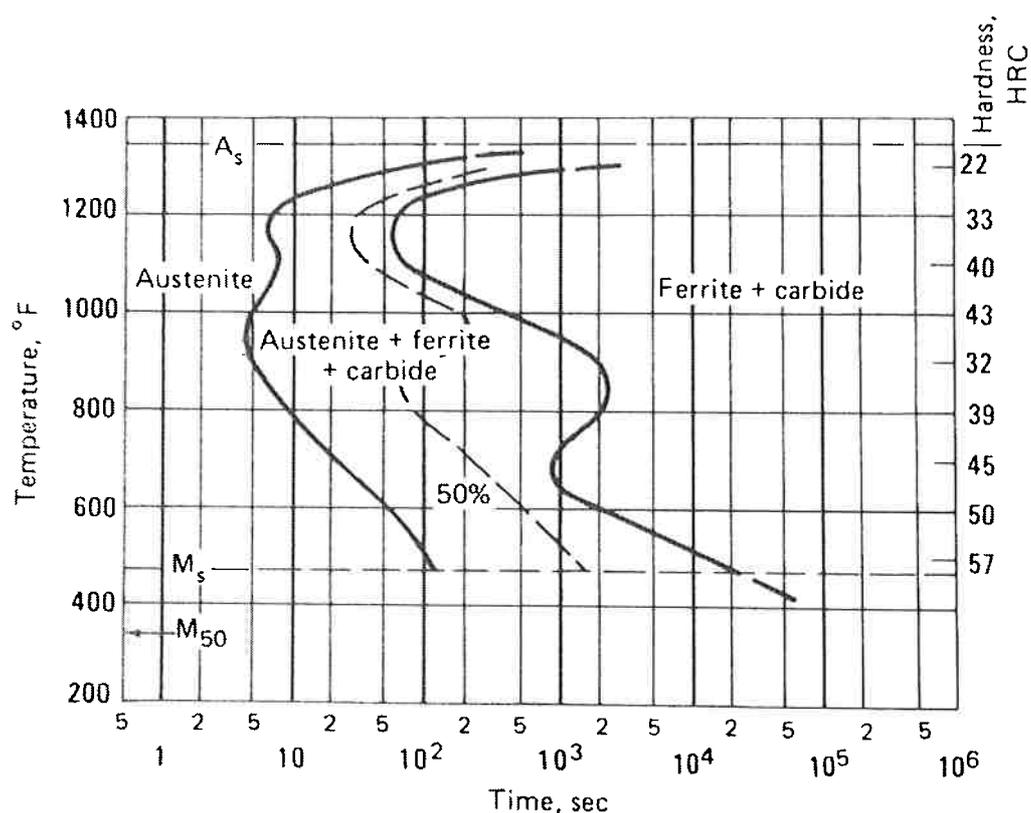


Figura 44 – Diagrama/Curva TTT aço SAE 5160 com a composição química destacada na Figura. Adaptado de Unterweiser, Paul M., Boyer, Howard E., Kubbs, James J. *Heat treater's guide standard practices and procedures for steel*. 2 ed. American Society For Metals; Metals Park, OHIO. United States Of America p. 200, 1982

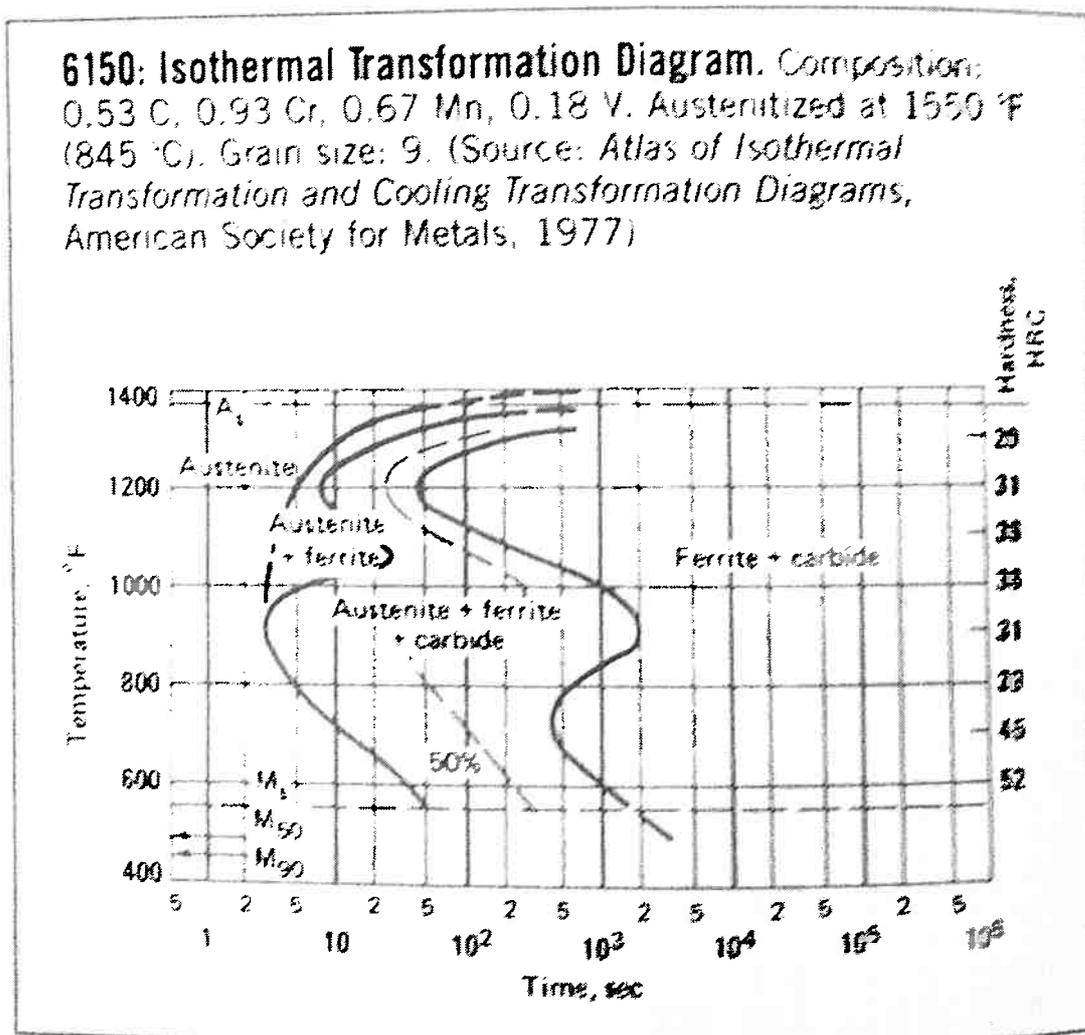


Figura 45 - Diagrama/Curva TTT aço SAE 6150 com a composição química destacada na Figura. Adaptado de Unterweiser, Paul M., Boyer, Howard E., Kubbs, James J. *Heat treater's guide standard practices and procedures for steel*. 2 ed. American Society For Metals; Metals Park, OHIO. United States Of America p. 210, 1982

Com os diferentes ciclos térmicos selecionados, cada uma das amostras foi submetida aos ensaios no dilatômetro. Foram obtidos diversos conjuntos de dados – cada um correspondente aos diferentes ensaios submetidos.

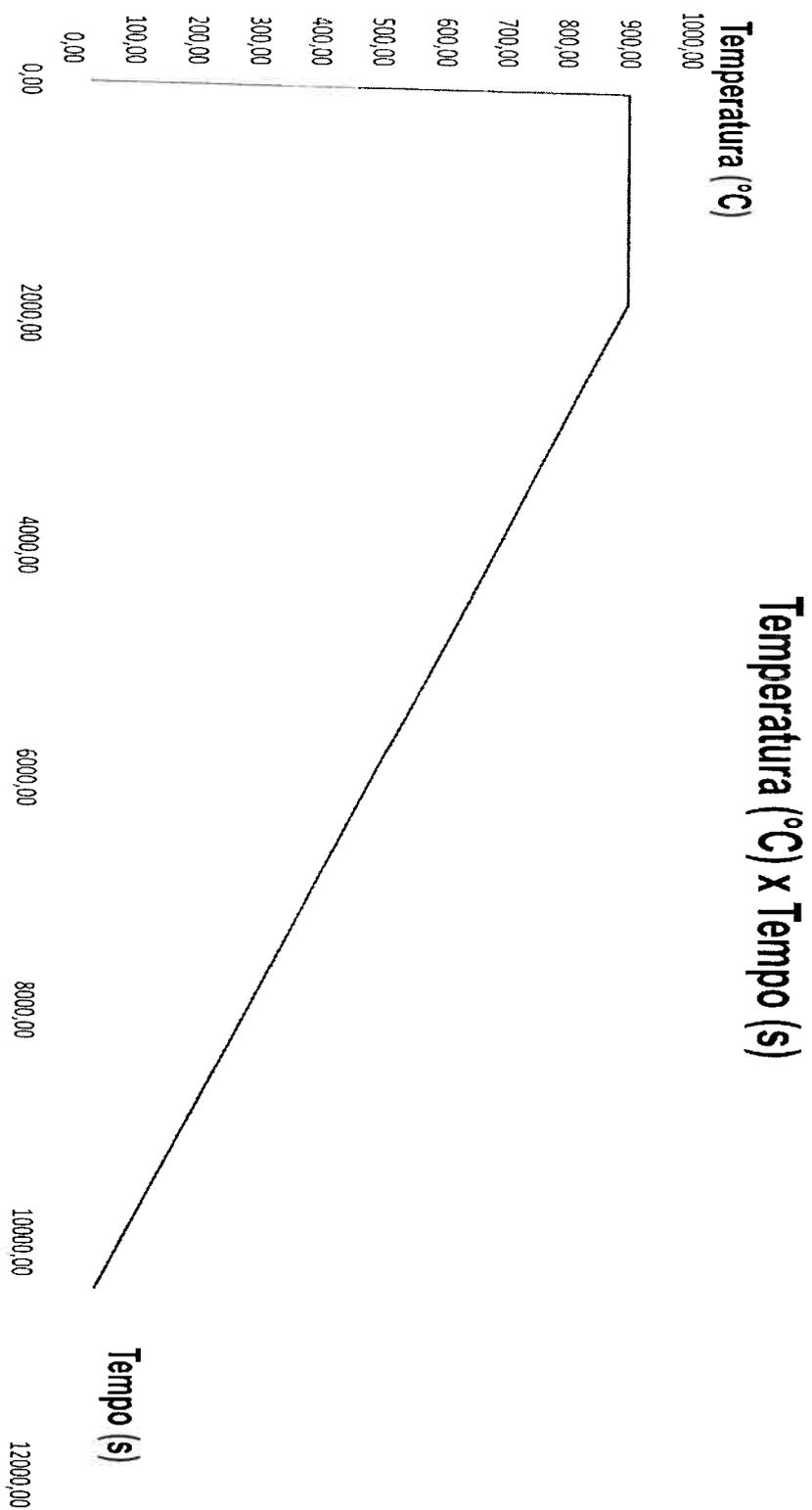


Figura 46 - Representação Gráfica dos Dados de Tempo (s) x Temperatura (°C) para aço 5160. Este gráfico retrata o ciclo térmico de obtenção da temperatura A_{R3} do aço 5160.

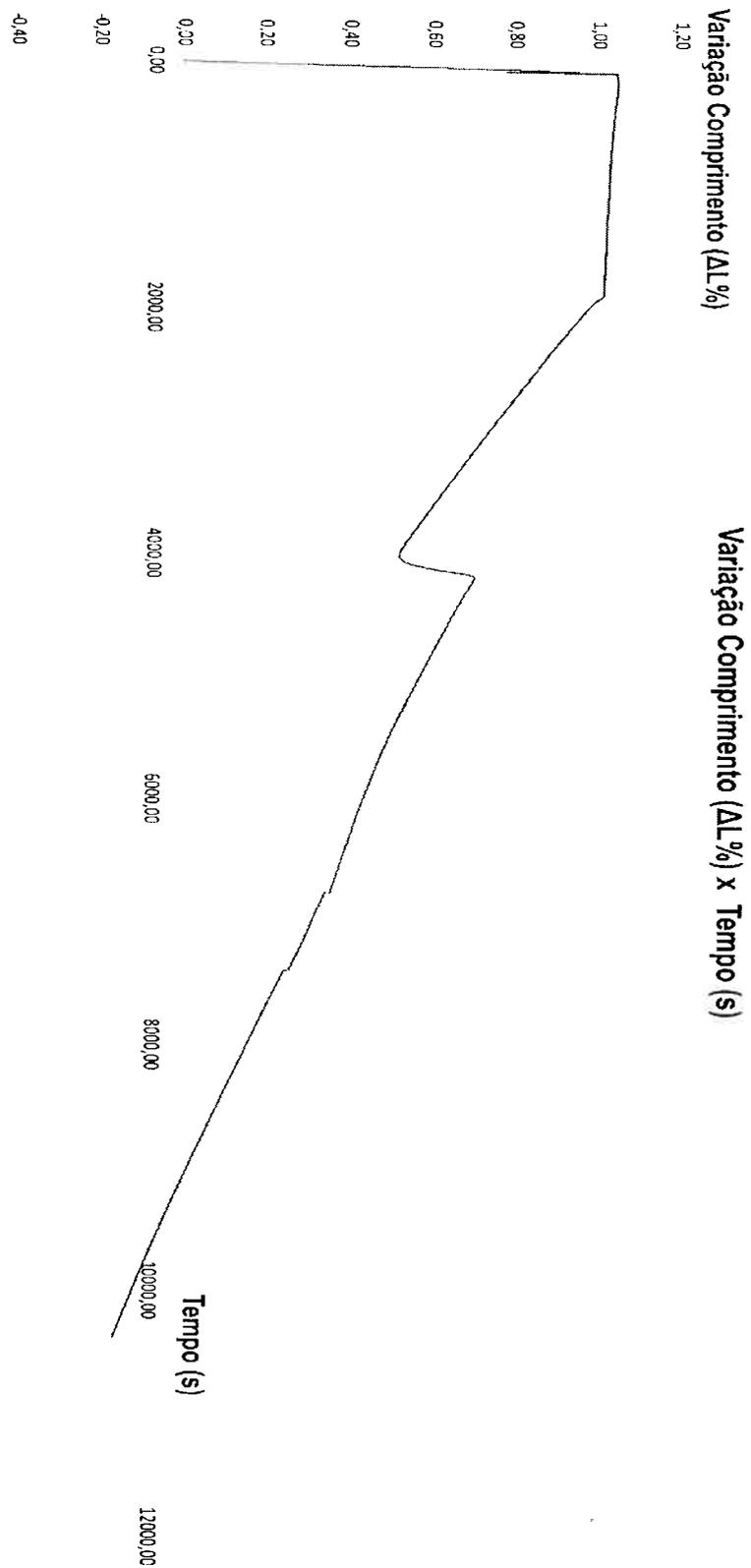


Figura 47 - Representação Gráfica dos Dados de Variação de Comprimento (%) x Tempo (s) para aço 5160. Este gráfico retrata o ciclo térmico de obtenção da temperatura A_{R3} do aço 5160.

As Figuras 46 e 47 são exemplos de tratamento dos dados (Graficamente representados) que podem ser realizados com os dados obtidos durante a dilatométrica. Ambos os gráficos retratam o ensaio de resfriamento lento realizado com a amostra 1 de dilatométrica do aço 5160. A Figura 46 reproduz os dados de **Temperatura (°C) x Tempo (s)** e a Figura 47 reproduz os dados **de Variação de Comprimento ($\Delta L\%$) x Tempo (s)**.

Infelizmente não é possível reproduzir todos os gráficos obtidos durante os experimentos neste trabalho porém, serão reproduzidos os que possuem maior relevância. Para o aço 6150 também há um conjunto de dados que se assemelham aos apresentados pelas Figuras 46 e 47 representados acima. As Figuras referente ao aço SAE 6150 são as Figuras 48 e 49.

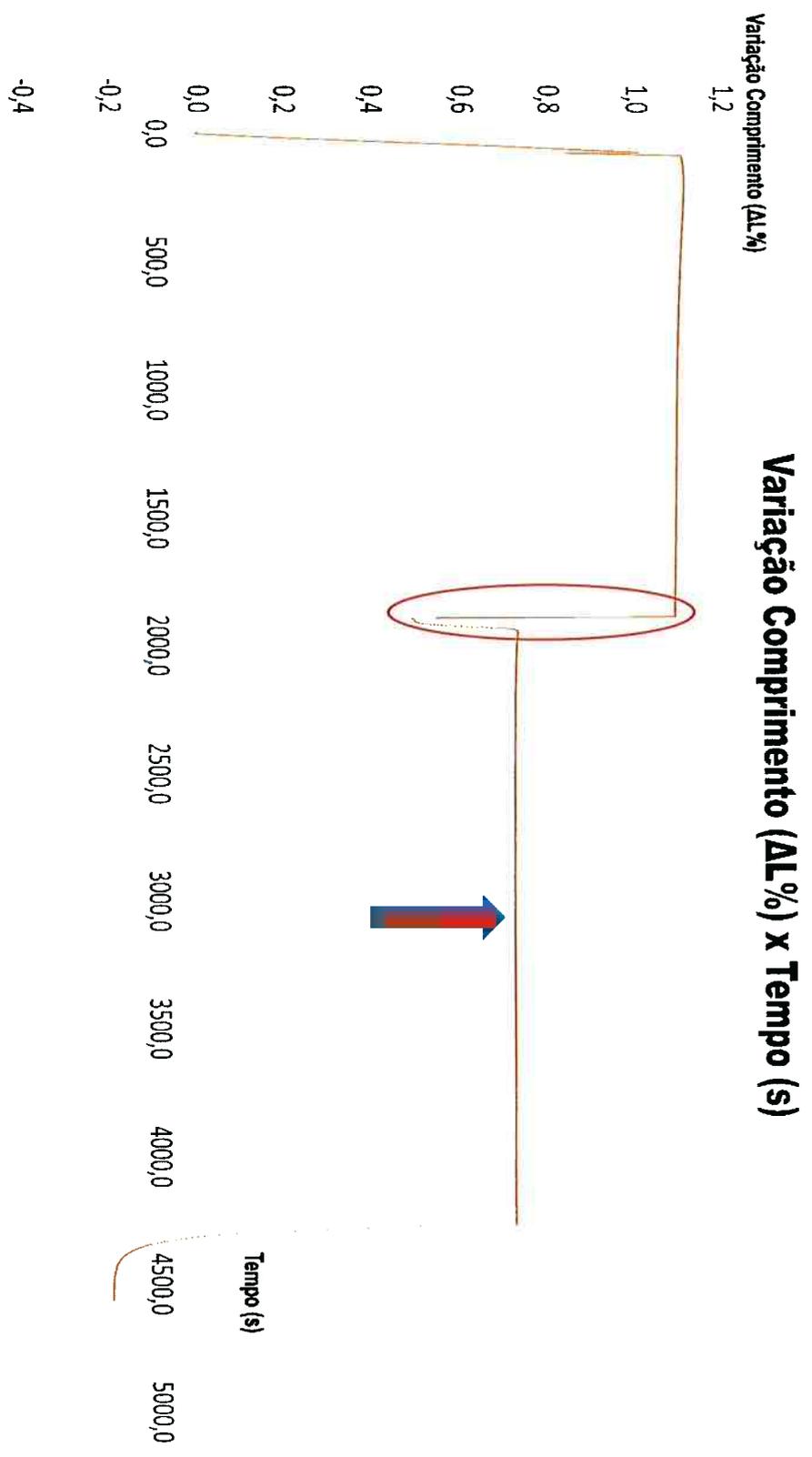


Figura 48 - Representação Gráfica dos dados de Tempo (s) x Variação de Comprimento (%) obtidos no tratamento de ciclo isotérmico de 650°C. Aço 5160.

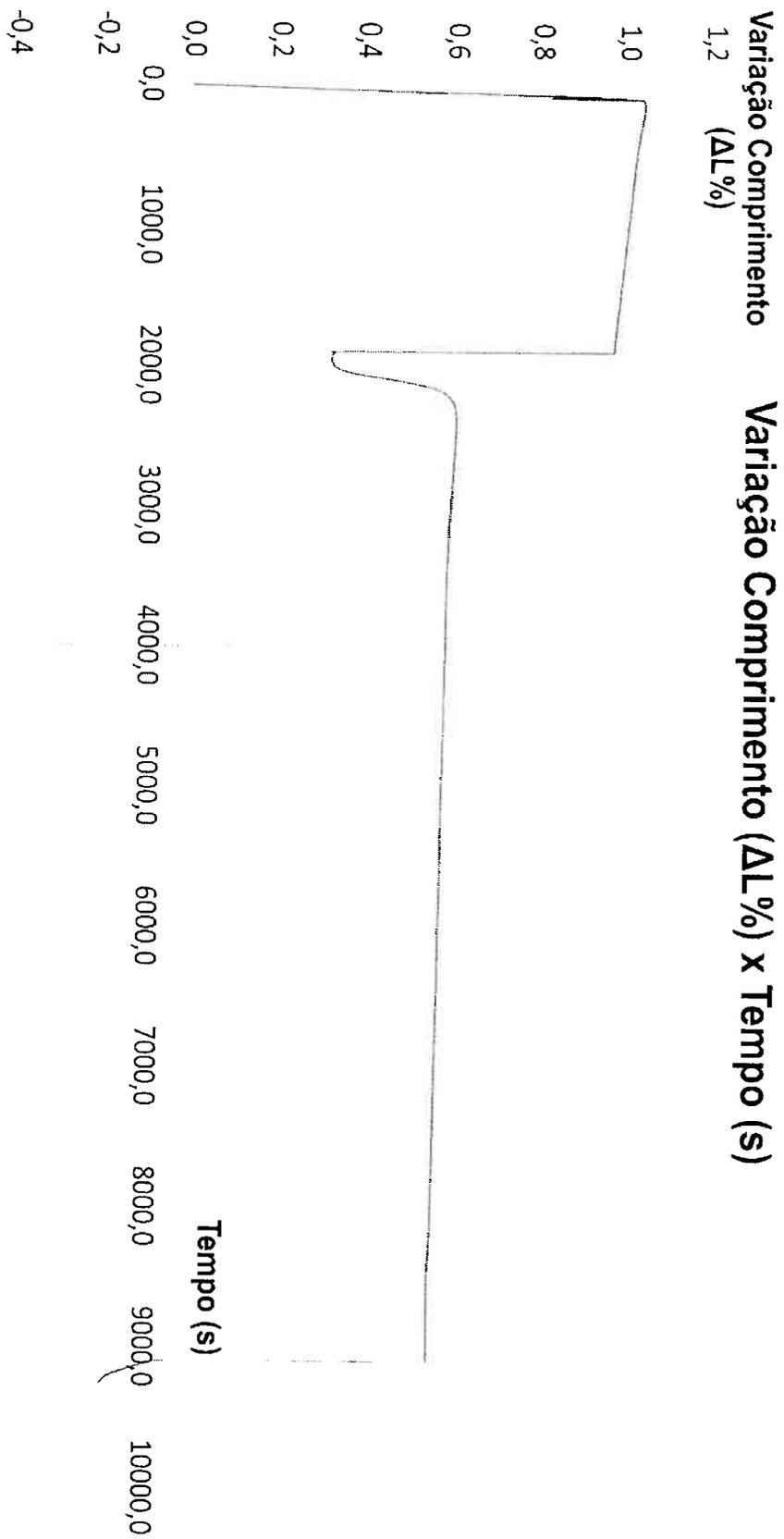


Figura 49 - Representação Gráfica dos dados de Tempo (s) x Variação de Comprimento (%) obtidos no tratamento de ciclo isotérmico de 600°C. Aço 6150.

A Figura 48 traz a representação gráfica do comportamento dos dados de praticamente todos os ciclos isotérmicos realizados neste trabalho. Independentemente do tipo de aço e da temperatura isotérmica utilizada (estudada) o comportamento dos dados sempre foram muito parecidos com os da Figura 48 exceto para uma amostra do aço 6150 a temperatura de 500°C – mas isto será tratado mais adiante neste texto.

Após a coleta dos dados e formulação de todos os gráficos necessários – seguindo o descrito anteriormente para as Figuras 46, 47, 48 e 49 – foi preciso trabalhar os dados com a finalidade de se obter as informações necessárias para criação das curvas TTT correspondentes. Assim, com a observação mais atenta da Figura 48 é possível verificar que após um determinado tempo de ensaio a variação do comprimento do corpo da amostra se estabiliza. O primeiro patamar na Figura 48 corresponde à variação do comprimento da amostra dilatométrica quando exposta ao ciclo de austenitização. Após o término do tratamento de austenitização há um rápido resfriamento da amostra até que se atinja o patamar isotérmico desejado, o qual é percebido na Figura 48 com a diminuição drástica da variação do comprimento da amostra seguido do aumento dessa variação. O círculo vermelho, desenhado na Figura 48, corresponde a região de resfriamento rápido e, conseqüentemente, diminuição da variação do comprimento da amostra; e a seta vermelha indica a região de estabilização da variação do comprimento após a amostra permanecer no patamar isotérmico de interesse do ensaio assim, no caso da Figura 48, corresponde à temperatura de 650°C para amostra de aço SAE 5160.

Na Figura 49 é possível identificar um comportamento similar do aço 6150 submetido a um tratamento isotérmico de 600°C; é possível identificar regiões com os mesmos detalhes que existem na Figura 48.

Com todos os gráficos de **Variação de Comprimento ($\Delta L\%$) x Tempo (s)** obtidos para todas as amostras foi necessário identificar dois pontos ou regiões importantes: 1º - o início da transformação de Fase e 2º - a região de estabilização da transformação.

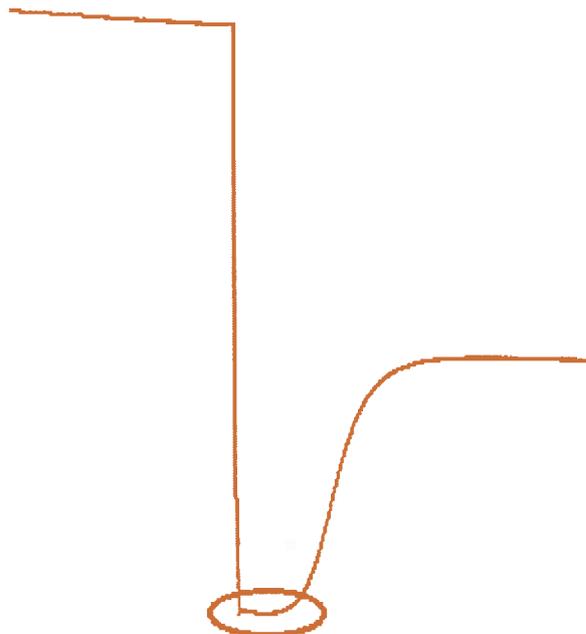


Figura 50 – Região correspondente ao início da transformação de fases sofrida pela amostra de aço 6150 representada na Gráfico 4.

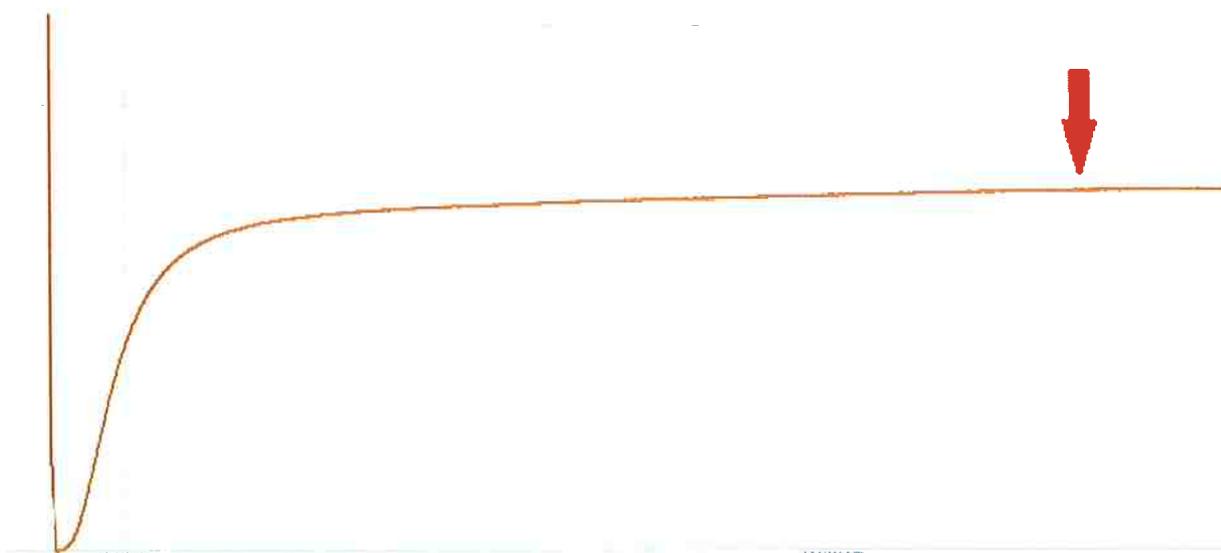


Figura 51 – Região do Gráfico 4, apontada pela seta vermelha, correspondente à região de estabilização da Variação do Comprimento ($\Delta L\%$). Tratamento Isotérmico de 600°C . Aço 6150.

Conforme pode ser observado nas Figuras 50 e 51 há duas regiões de interesse existentes em todos os gráficos de **Variação de Comprimento ($\Delta L\%$) x Tempo (s)**. Na Figura 50 está representada a região de início da transformação de Fase. E na Figura 51 a seta aponta a região de início de estabilização da transformação de Fase e esta região corresponde àquela em que há o término da transformação.

Com auxílio do Microsoft Excel foi possível identificar ambas as regiões em todos os gráficos obtidos. Após esta etapa os pontos correspondentes ao início da transformação bem como ao término da transformação foram designados como L_0 e L_f . Com todos esses pontos delimitados foram realizados alguns cálculos conforme as equações a seguir:

- Equação (2):

$$F(x) = \frac{l - l_0}{l_f - l_0} \times (100) \quad (2)$$

- $F(x)$ - corresponde à fração transformada de material.
- l - corresponde à variação de comprimento no ponto x
- x - corresponde ao valor do tempo, em segundos, em que há a variação de comprimento l .

Com esta equação foram obtidos os valores, em porcentagem, das Frações transformadas em cada momento para cada um dos ensaios realizados. Após a obtenção das frações transformadas estas foram divididas em grupos de percentuais crescentes de 5% em 5%: 5%, 10%, 15%, 20% até atingir 90% e 95% de transformação. Todos esses valores foram obtidos com auxílio da equação apontada acima bem como de potenciais interpolações, entre os dados obtidos com esta equação, que potencialmente foram necessárias de serem realizadas para se obter os pontos de interesse.

Com esses dados foram montadas duas tabelas diferentes: uma para as amostras do aço 5160 e outra para as amostras do aço 6150. As Tabelas 10 e 11 são partes das tabelas montadas com esse procedimento. As tabelas completas estão no Apêndice A.

Tabela 10 – Representação de parte da tabela montada com os dados obtidos para as amostras do aço 6150.

	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%	40%
TEMPERATURA (°C)	TEMPO (s)							
290	186,2389673	224,0626	249,5010575	269,700549	288,1970955	305,9356398	323,1126154	340,9935709
350	111,5440692	133,2904146	149,2587928	162,703299	174,6673872	185,938196	196,987146	208,5869084
400	57,95404521	71,77491659	81,88460184	90,42316271	98,44676361	106,3839938	114,5652423	123,0682187
450	37,93607084	46,79809869	53,93667615	60,25739112	66,26504156	72,43254652	78,69625824	85,2997373

Tabela 11 – Representação de parte da tabela montada com os dados obtidos para as amostras do aço 5160

TEMPERATURA (°C)	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%
	TEMPO (s)						
275	197,0662658	258,2454	298,1629291	328,6425855	355,3738288	379,8137289	404,048783
350	106,7732986	132,2213424	151,3838469	164,4094766	176,7698251	187,8408836	198,6798242
425	35,78217653	43,44731749	48,72439979	53,01614889	56,80065846	60,17805957	63,43287713
500	27,61590503	32,73498973	36,73559929	40,23788856	43,53180417	47,00537059	50,53238934

De forma análoga os dados correspondentes ao aço 6150 também possibilitaram a construção de uma tabela similar. Na coluna referente as temperaturas estão dispostas algumas das temperaturas trabalhadas com algumas das amostras de ambos os aços.

Finalmente após a conclusão de cada uma dessas tabelas foi possível traçar a curva TTT correspondente a cada um dos aços. A curva TTT é traçada plotando-se os dados destas tabelas (Tabela 10 e 11 completas). No eixo das Abscissas são plotados os tempos de reação e nos eixos das Ordenadas são plotados os valores de temperatura. Após esta etapa foram obtidos os gráficos ou curvas TTT representados nas Figuras 52 e 53.

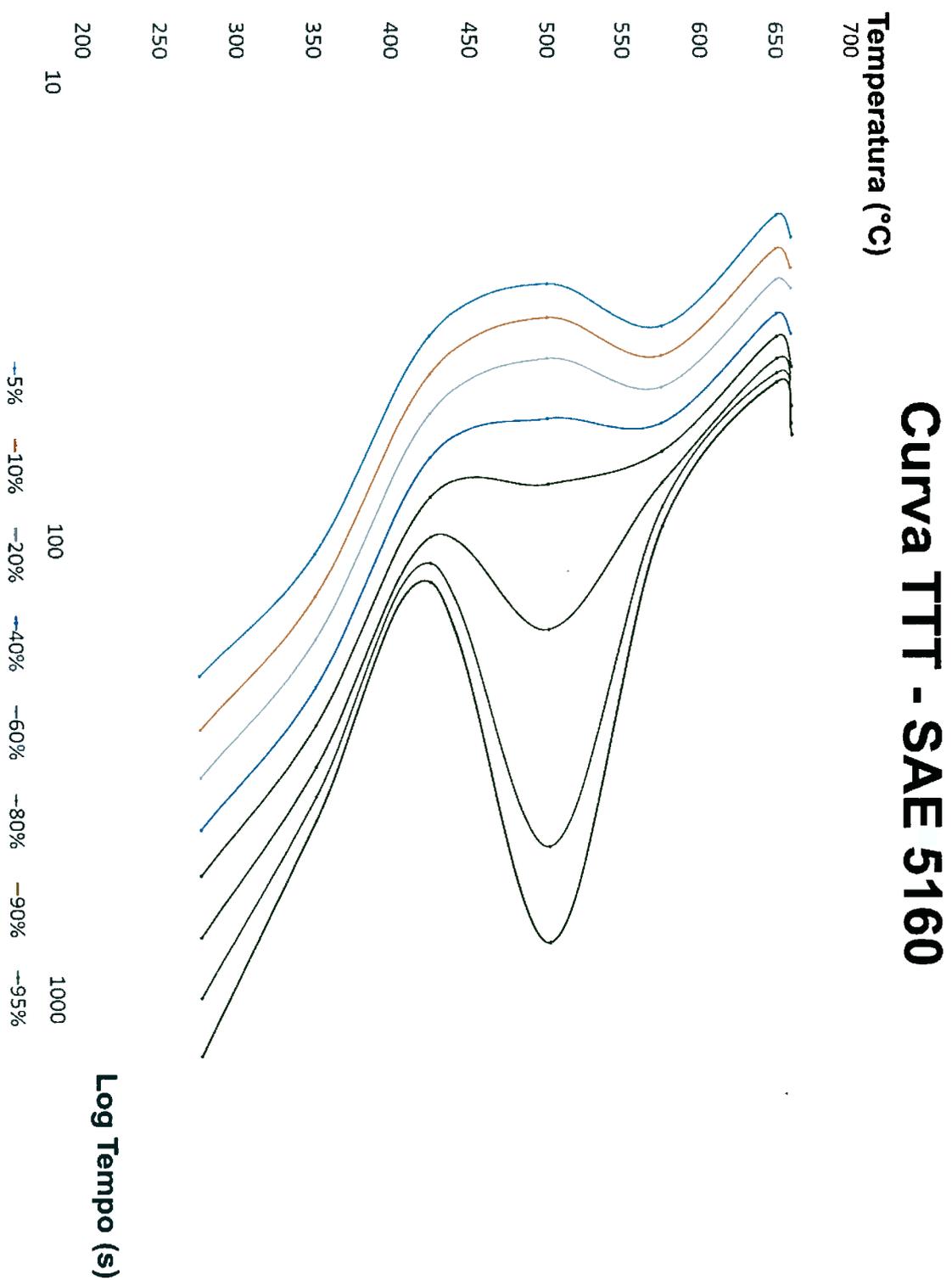


Figura 52 - Curva TTT obtida para o aço 5160 utilizado no trabalho. Neste gráfico estão representados apenas os percentuais de 5%, 10%, 20%, 40%, 60%, 80%, 90% e 95%. Os dados obtidos possibilitaram a obtenção de uma curva mais completa (Apêndice A).

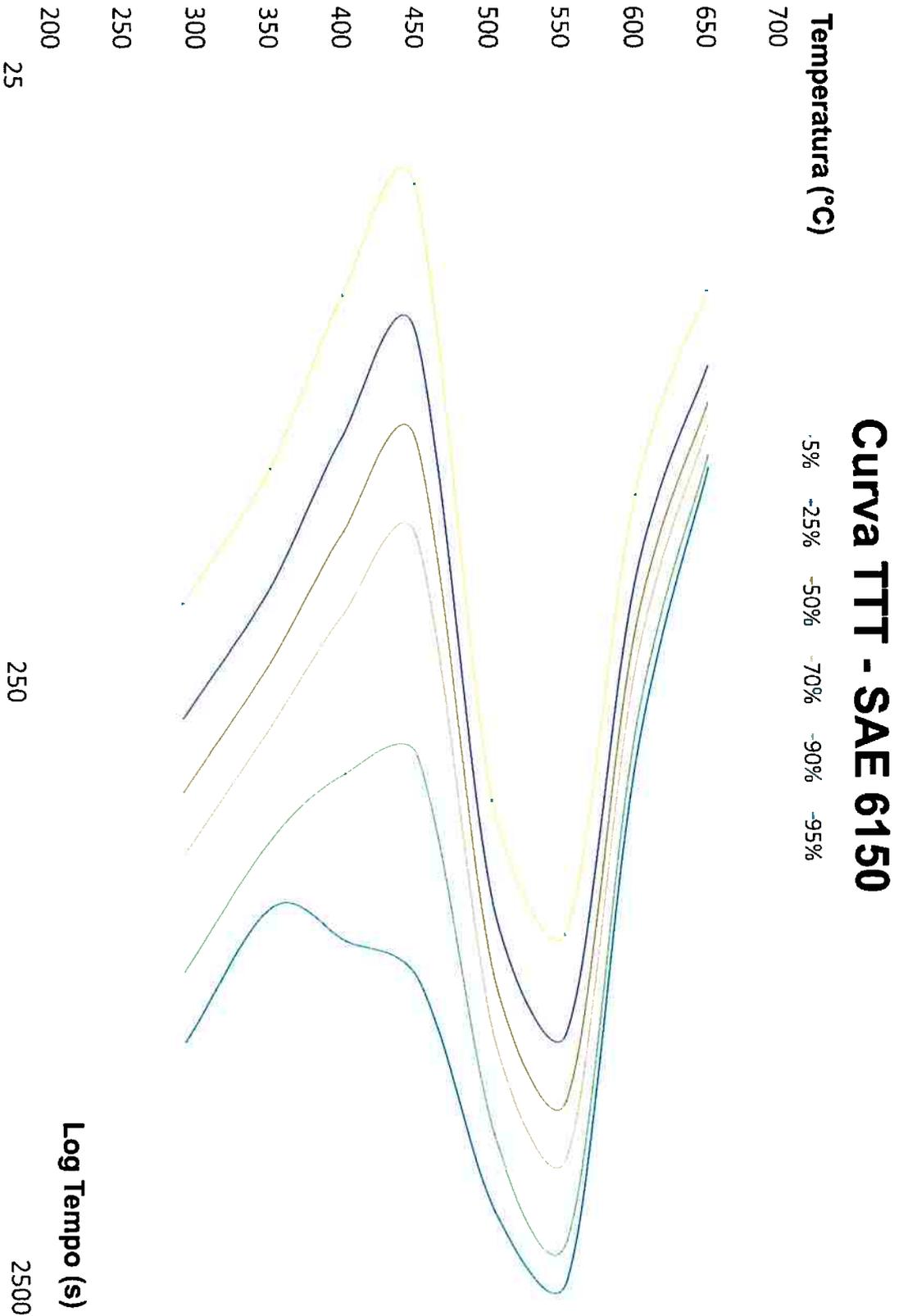


Figura 53- Curva TTT obtida para o aço 6150 utilizado no trabalho. Neste gráfico estão representados apenas os percentuais de 5%, 25%, 50%, 70%, 95%. Os dados obtidos possibilitaram a obtenção de uma curva mais completa - (Apêndice A).

Quando se observam as curvas TTT representadas nas Figuras 52 e 53 bem como aquelas mais completas (presentes no Apêndice A) e compara-se estas curvas com as existentes nas Figuras 44 e 45 é possível verificar que o comportamento das curvas obtidas durante o trabalho de formatura possuem uma semelhança muito grande com as curvas existentes na literatura. Há diferenças entre os formatos uma vez que há diferenças de composição química entre as amostras utilizadas no trabalho de formatura e aquelas utilizadas na literatura. Há também a diferença entre os métodos experimentais utilizados entre o presente trabalho e aquele realizado para confecção do *Heat Treater's Guide*^[1], há também a diferença do número de amostras utilizadas para confecção de ambas as curvas. Dessa forma é possível dizer que as curvas experimentais obtidas neste trabalho apresentam um comportamento bem similar ao demonstrado pelas curvas da literatura.

Com uma observação mais atenta de ambas as curvas representadas nas Figuras 52 e 53 é possível identificar regiões de baía. Estas regiões são respostas a ocorrência de transformações de fases incompletas que podem existir em tratamentos térmicos. No trabalho de Bain e Davenport os autores já mencionaram que em um aço com 0,35%C e 12%Cr a austenita não se transforma completamente entre 250°C e 400°C. ^[2; 3] Este fenômeno da transformação interrompida foi chamada de estase e foi muito estudada por Wever e Lange (1932) (Wever and Lange, 1932) no Kaiser William Institute fur Einsenforshung.^[20]

O grupo de Werner realizou inúmeros trabalhos com diferentes aços ligados, sobretudo aços ligados com Cr, Ni, Mn e Mo os quais apresentaram o fenômeno da estases. Com base nos resultados obtidos por Werver e seus colaboradores eles propuseram que a bainita e a perlita cada uma possuíam suas próprias curvas de transformação em formato de letra C. O trabalho desses autores também mostrou que a adição de elementos de liga, sobretudo aqueles forte formadores de carbonetos, potencialmente promoviam a separação entre essas curvas levando a formação das baías.^[20; 21]

A estase é um fenômeno cinético que ocorre na porção superior da curva em C da bainita: a reação para totalmente e só se reinicia após longos períodos de manutenção na temperatura isotérmica, com velocidade de reação muito menor e formando produtos com outra morfologia, indicando mudança de mecanismo para a reação. A fração volumétrica transformada, antes da reação parar, diminui com o aumento da temperatura até ser zero na temperatura assintótica ao limite superior da

curva em C da bainita. Esta temperatura é chamada de Bs (bainite start) por analogia com o Ms da reação martensítica.

O assunto acerca do fenômeno de estases é muito rico em trabalhos e artigos científicos e existem diversas teorias para explicar a existência desse fenômeno e correlaciona-lo com os diversos elementos de liga e condições de ensaios que possibilitam sua existência. Devido a observação deste fenômeno nos aços utilizados neste trabalho de formatura fez-se necessário discorrer um pouco a respeito deste fenômeno.

5.4 Comportamento da Amostra do Aço 6150 no ensaio a 500°C

Durante a realização dos experimentos relativos ao tratamento isotérmico de 500°C do aço SAE 6150 a curva correspondente a **Varição do Comprimento ($\Delta L\%$) x Tempo (s)** apresentou um comportamento muito distinto das demais amostras de ambos os aços. Na curva de 500°C foi possível identificar o ponto referente ao início da transformação de fases entretanto, não foi possível identificar o patamar de estabilização referente ao término da transformação de fases. Este ensaio foi realizado com 3 amostras diferentes sendo que todos apresentaram o mesmo comportamento. Um quarto ensaio foi realizado nesta mesma temperatura porém após um tempo de 2600 segundos de ensaio o ensaio foi interrompido com a finalidade de se verificar o comportamento bem como as diferentes fases presentes.

A Figura 54 traz a representação gráfica do comportamento registrado para as amostras de aço 6150 ensaiadas a 500°C. Logo, por conta desse comportamento diferente (quando comparado aos demais ensaios realizados) fez-se necessário uma análise micrográfica mais detalhada desta amostra por alguns motivos: 1º- como não houve uma estabilização da variação do comprimento foi necessário se identificar e contabilizar as fases existentes nesta amostra e ajustar a Equação (1) apresentada anteriormente neste texto; 2º - tentar entender este comportamento uma vez que somente nesta temperatura ocorreu este fenômeno e com mais de uma amostra.

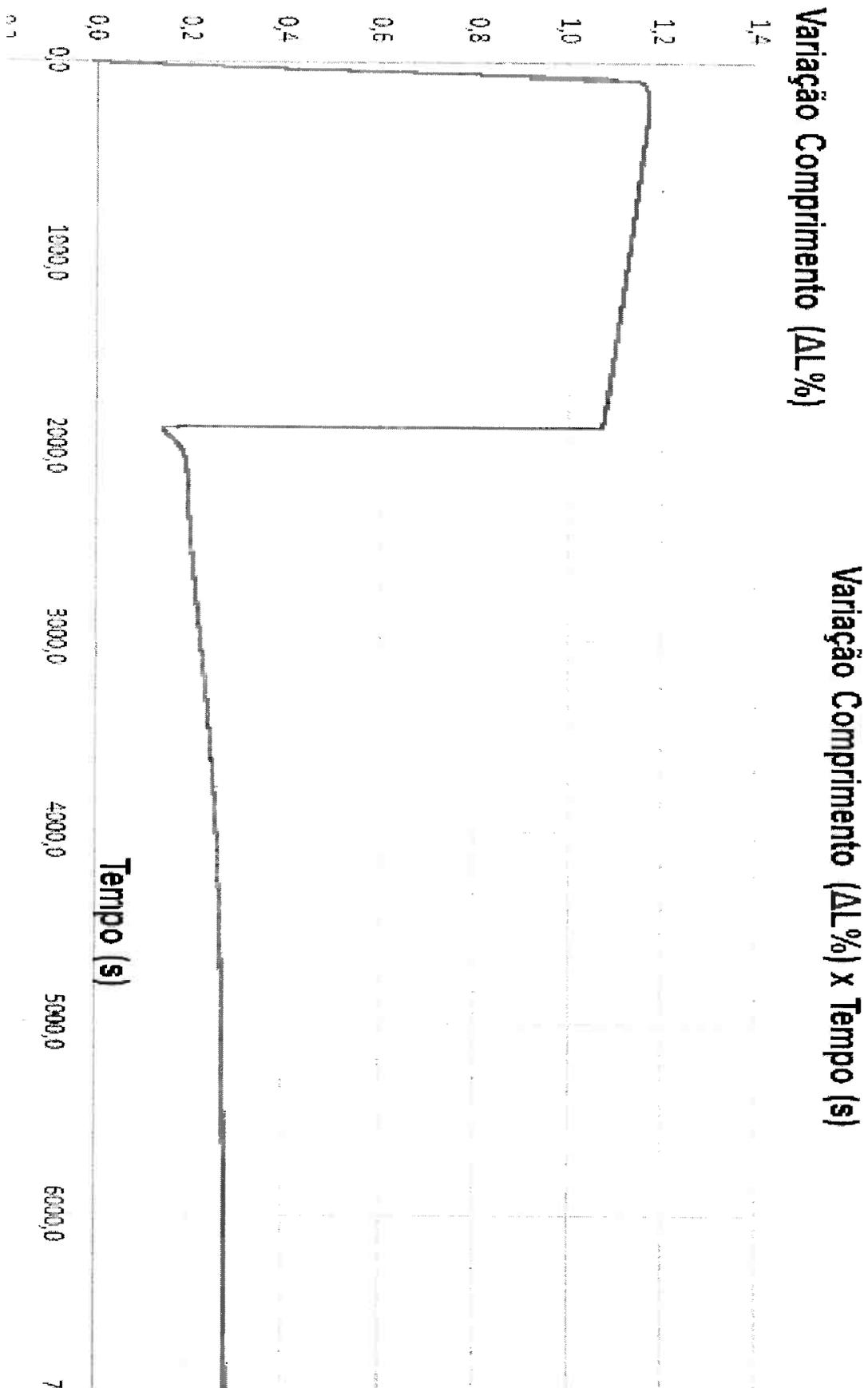


Figura 54 - Representação de Parte do Gráfico obtido para o ensaio a 500°C para o aço 6150. É possível identificar a região referente ao início da transformação de fases porém não há nenhuma região de estabilização da curva indicando o término da transformação.

- Equação (3):

$$F(x) = \frac{l - l_0}{l_f - l_0} \times (1 - \text{fração Austenita não transformada}) \quad (3)$$

A Equação (3) apresentada acima possui uma pequena modificação quando comparada com a Equação (2). Isto foi feito para poder obter os diferentes percentuais de transformação correspondentes à temperatura de 500°C e criar a curva TTT correspondente do aço 6150 utilizado neste trabalho. As Figuras 55 e 56 mostram uma porção da micrografia obtida para um dos ensaios realizados a 500°C do aço 6150.



Figura 55 – Micrografia da amostra de aço 6150 ensaiada a 500°C. É possível observar um grande bandejamento nesta amostra (Indicativo de Segregação). As regiões brancas correspondem à Martensita. Já as porções escuras representam as porções de Bainita (austenita que foi transformada Bainita). Ataque Nital 2%.

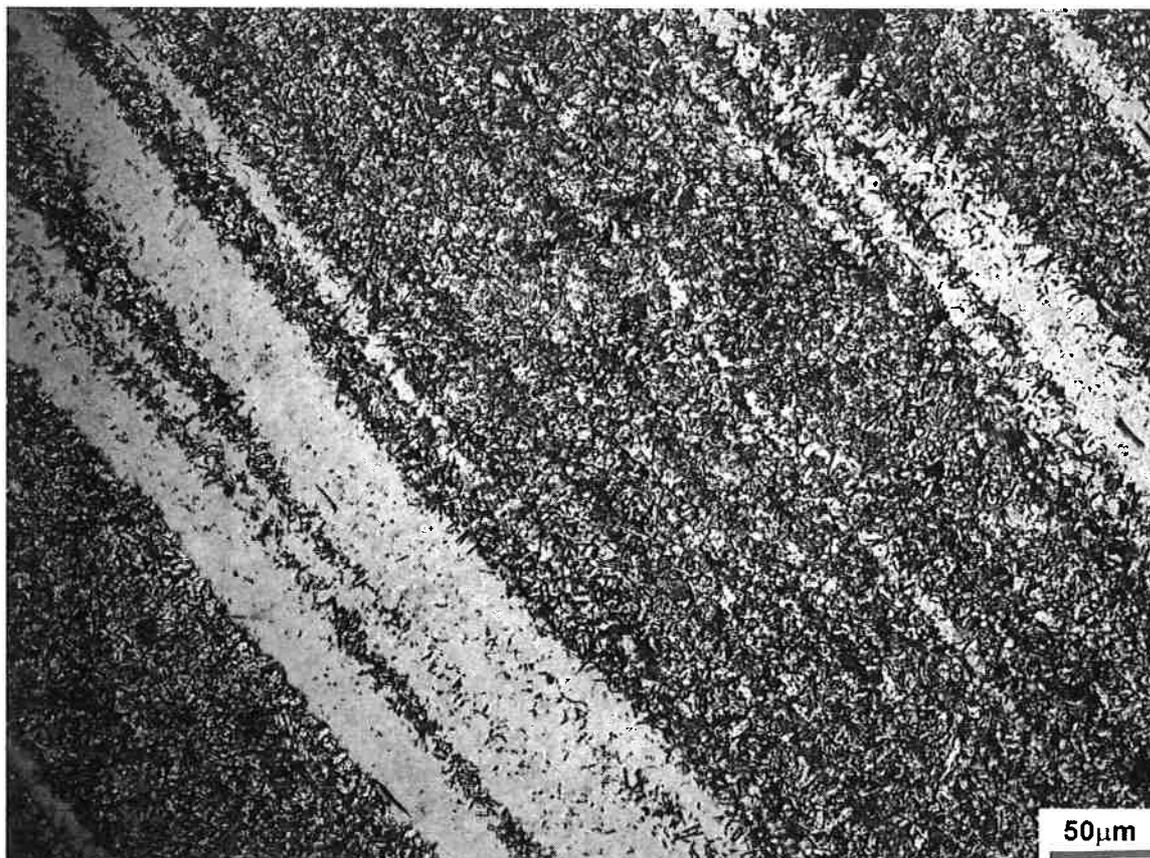


Figura 56 - Micrografia da amostra de aço 6150 ensaiada a 500°C. É possível observar um grande bandejamento nesta amostra (Indicativo de Segregação). As regiões brancas correspondem à Martensita. Já as porções escuras representam as porções de Bainita (austenita que foi transformada Bainita). Ataque Nital 2%.

Com auxílio do Software ImageJ disponível nos computadores existentes no Laboratório de Metalografia do PMT foi possível contabilizar os percentuais de fases nas amostras ensaiadas a 500°C. Foram obtidas 20 micrografias diferentes para dois conjuntos distintos de amostras ensaiadas a 500°C. Um conjunto correspondente ao ensaio interrompido a 2600 segundos onde foram obtidas 10 micrografias com 100 vezes de aumento e 10 micrografias com 200 vezes de aumento. Analogamente isto foi realizado para uma amostra ensaiada sem interrupção. Todas essas micrografias foram analisadas com auxílio do Software ImageJ sendo que os dados obtidos foram analisados estatisticamente e obtivemos um resultado de 62,005% de austenita transformada. Portanto, este valor foi substituído na Equação (2) o que possibilitou a confecção dos dados correspondentes às frações transformadas de 5% até 35% durante o ensaio ininterrupto de 500°C.

Infelizmente por conta da natureza da reação desenvolvida à 500°C fez-se necessário a realização de interpolação polinomial de Lagrange para se obter as demais frações de transformação para se montar a curva TTT do aço 6150.

As interpolações foram feitas da seguinte forma: fixou-se uma faixa, ou percentual, de transformação, por exemplo, 5%. Pegou-se todas as temperaturas (ensaios realizados) ou seja, 290°C, 350°C, 400°C, 450°C, 550°C, 600°C, 650°C em que não existiu nenhum comportamento diferente aos demais e seus respectivos tempos de reação para cada temperatura. Com isso fez-se a interpolação Polinomial de Lagrange, a qual obtém um Polinômio de Grau N-1, em que N corresponde ao número de pontos ou variáveis.

Assim, foram obtidos 19 polinômios interpoladores de Lagrange – um para cada fração ou porcentagem de transformação (Apêndice A). Com esses dados interpolados foi obtida uma curva TTT supondo que todas as temperaturas estudadas tiveram comportamentos similares e atingiram 100% de transformação de fases. Sabe-se que isso não ocorreu a 500°C e esta manobra matemática permitiu a obtenção da curva TTT para o aço 6150 com uma melhor “resolução”, isto é: não ocorreram nenhuma quebra de dados entre as curvas que compõe a Curva TTT como um todo. As Tabelas 12 e 13 trazem os dados referentes aos ensaios realizados a 500°C. Na Tabela 12 há os dados reais – obtidos com o Dilatômetro e infelizmente somente conseguiu-se computar até 35% de transformação. Já na Tabela 13 há os dados trabalhados com interpolação Polinomial os quais possibilitaram a formulação da curva com melhor “resolução”.

Tabela 12 – Valores Temporais (segundos) Obtidos para as transformações a 500°C assumindo os dados obtidos com o dilatômetro e 62% de transformação.

Temperatura	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%
500	62,111866	114,28629	448,67357	987,92093	1439,1207	2035,0889	3965,2362
COMPORTAMENTO ATÍPICO -Dados DO DILATÔMETRO E COM 62% DE Transformação							

Tabela 13 - Valores Temporais (segundos) Obtidos para as transformações a 500°C assumindo 100% de transformação. Os valores apresentados nesta tabela foram obtidos fazendo-se uso de Polinômio Interpolador de Lagrange.

Temperatura	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%
500	395,20728	460,73819	508,8266	549,27365	584,88945	618,90096	653,24891
	40%	45%	50%	55%	60%	65%	70%
	687,75434	723,67768	762,07092	803,33189	848,96964	899,77844	958,54125
	75%	80%	85%	90%	95%		
	1027,9594	1110,8606	1226,8905	1405,3694	1882,8222		
Interpolação com polinômio de LAGRANGE (Polinômio de grau N-1 = 6)							

Por conta deste comportamento diferente deste material a 500°C e de sua microestrutura bandeada fez-se uso de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para melhor caracterizar esta amostra. Desta maneira, os resultados apontados pelo MEV indicam que existem grandes variações nas concentrações do elemento Cromo e do elemento Manganês nestas regiões o que promoveu esta microestrutura com caráter bandeada (EDS no Apêndice B).

Ou seja: existe uma forte segregação de elementos nesta amostra e isto provavelmente interferiu nos resultados de dilatométrica. Vale ressaltar que foram realizados 4 experimentos com aço 6150 a 500°C e todos apresentaram este mesmo comportamento. Assim, isto significa que a composição química do aço estava muito heterogênea. Com isso pode-se interpretar que por conta dessa clara diferença de composição química existente nas amostras há, provavelmente, duas frentes diferentes de cinética de decomposição da austenita o que leva a esta microestrutura bandeada.^[2; 13; 14; 22]

Apesar deste comportamento somente ter ocorrido para o aço 6150 e na temperatura de 500°C é preciso ressaltar que este comportamento não é restrito somente a este aço ou somente a esta temperatura. O aço 6150 apresentou este comportamento provavelmente por conta de na temperatura de 500°C ter ocorrido uma superposição das regiões de transformações de fases de perlita e bainita. Isso pode ser inferido por conta das regiões onde há mudança de inclinação no gráfico **Varição de Comprimento ($\Delta L\%$) x Tempo (s)** a 500°C que podem ser observadas na Figura 54. Cada um dos pontos onde há alteração da inclinação da curva simbolizam as possíveis sobreposições das regiões ou frentes de reações de transformações de fase de perlita e bainita.

Tanto a microestrutura presente nas Figuras 55 e 56 como as análises químicas de EDS realizadas com o MEV permitem inferir que este fenômeno está relacionado com segregação. Toda liga metálica passa por alguma etapa de fundição e de solidificação para depois seguir para as linhas de conformação que darão as formas finais a esses materiais. Entretanto, durante a etapa de solidificação o material está sujeito a diferentes frentes de solidificação que acabam arrastando os elementos de liga, as fases cerâmicas formadas e demais impurezas existentes na liga de formas diferentes.

Com isso, acaba ocorrendo uma segregação dentro da liga e regiões de um mesmo material (aço) apresentam composições químicas ligeiramente diferentes ou até mesmo muito diferentes entre si. Geralmente isto pode ser evitado ou reduzido de duas (2) formas distintas: 1°- com um controle operacional muito bem estipulado para a etapa de solidificação (mas isto é muito difícil de ocorrer para ligas de aço – que sofrem ou lingotamento contínuo ou convencional); 2°- com taxas de redução elevadas durante a etapa de conformação termomecânicas. Normalmente taxas de redução de 1:6 são a referência mínima a ser utilizada pra minimizar os efeitos de segregações nas ligas de aço.

Taxa de redução é uma razão matemática estipulada entre as áreas da seção transversal do material de partida (um tarugo por exemplo) e do material final produzido (uma barra redondo ou uma barra de perfil chato por exemplo). Conforme a razão é elevada 1:6, 1:7 ou razões maiores o efeito da segregação consegue ser minimizado.

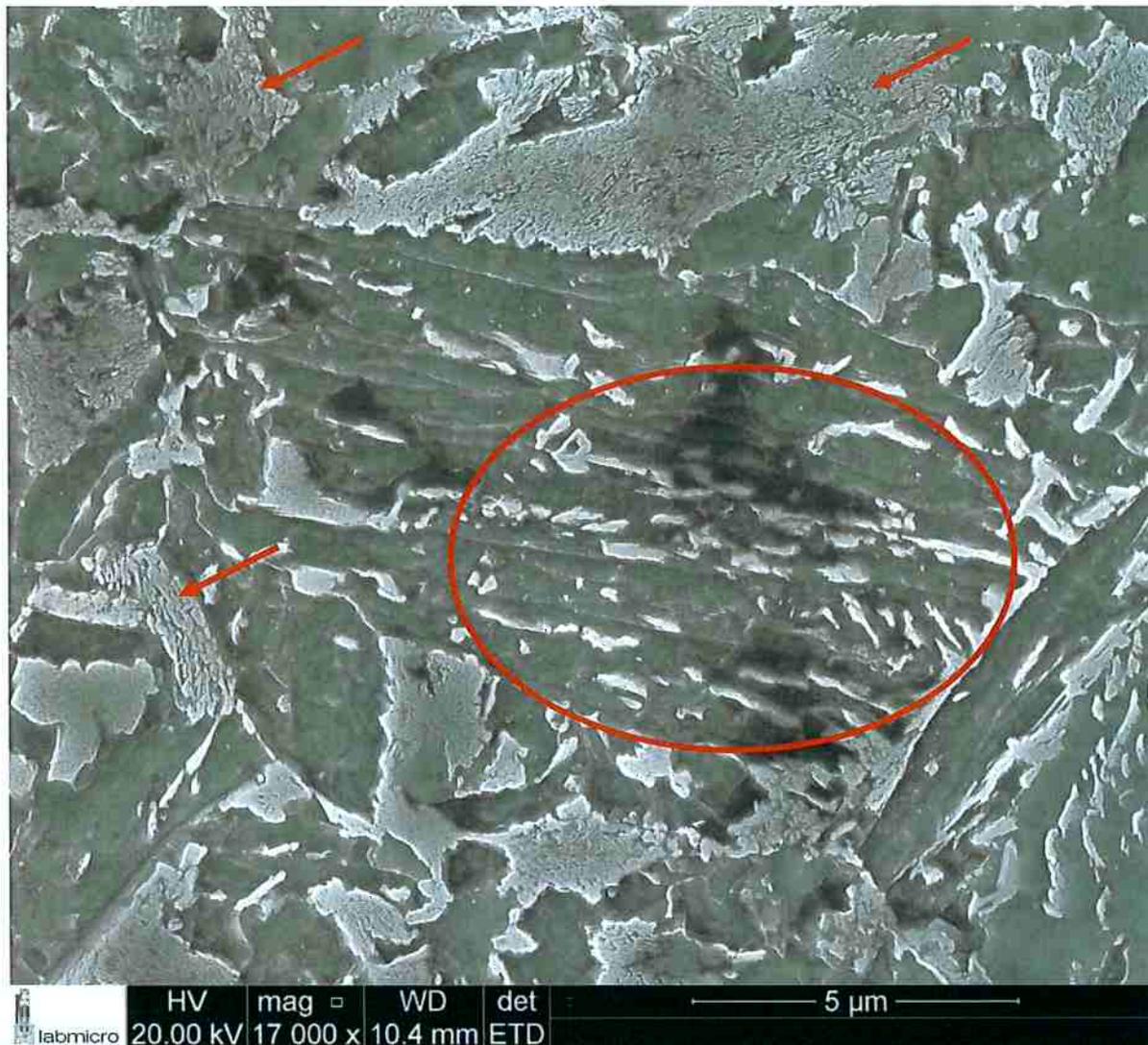


Figura 57- Imagem obtida com MEV de amostra de aço 6150 tratada a 500°C. Mostra uma microestrutura com elevada heterogeneidade. É possível identificar a fase de Bainita Superior (Setas Vermelhas), Agulhas de Ferrita envoltas por Carbonetos (Círculo Vermelho). Ataque Nital 2%.

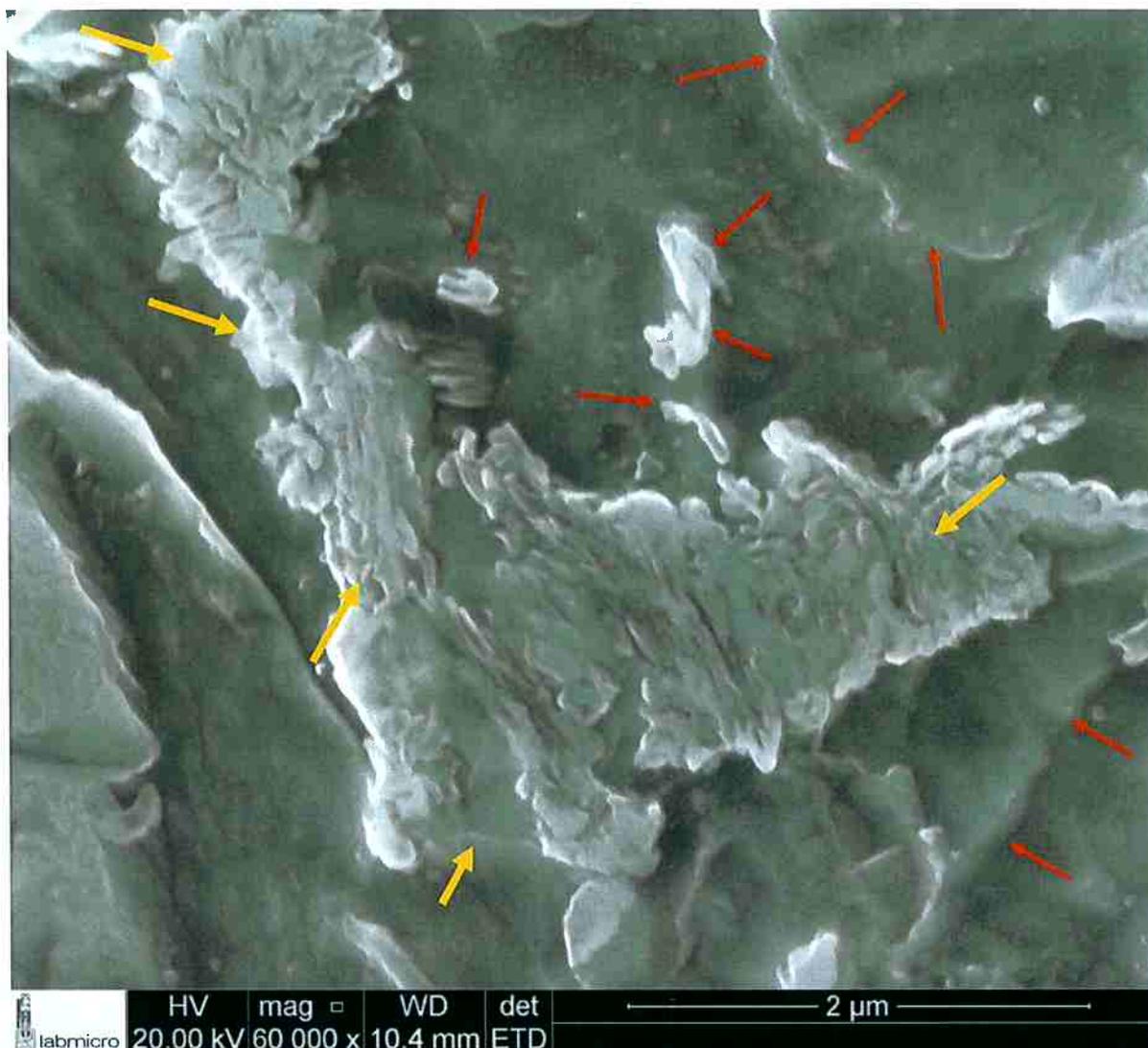


Figura 58 - Imagem obtida com MEV de amostra de aço 6150 tratada a 500°C. Na porção central da Figura está destacada uma região com Bainita Superior (Indicadas pelas setas amarelas). As setas vermelhas apontam a presença de carbonetos em matriz de ferrita. Ataque Nital 2%.

Com auxílio do MEV foram obtidos três (3) relatórios químicos (EDS) de 6 regiões amostrais distintas da amostra de aço 6150 tratada a 500°C. Com estes relatórios químicos (presentes no Apêndice B) foi possível identificar que o aço não apresentava homogeneidade química entre essas diferentes regiões e que a quantidade ou proporção dos elementos químicos principalmente manganês (Mn) e cromo (Cr) apontados pelos relatórios do MEV indicam que a quantidade desses elementos são superiores aos apontados pela tabela de composição do aço estudado neste trabalho (Tabela 3).

Estas diferenças de proporções químicas, comprovadas pelo MEV, corroboram a hipótese de diferentes concentrações químicas (segregação) na amostra o que possibilitou as diferentes cinéticas de decomposição da austenita e, portanto,

controlou de forma distintas as velocidades de propagação das frentes de reação o que levou ao bandeamento da microestrutura existente na amostra e que foi identificado nos experimentos de dilatométrica retratados nos gráficos do dilatômetro. As Figuras 57 e 58 mostram duas imagens obtidas com o MEV para uma das amostras do aço 6150 ensaiado a 500°C.

5.5 Metalografia das Amostras Pós Tratamento Térmico no Dilatômetro

Além dos dados dilatométricos obtidos foi realizada análise microestrutural das amostras após serem trabalhadas no dilatômetro. Esta etapa fez-se necessária como mais uma ferramenta para corroborar os resultados obtidos no experimento. Conseqüentemente como todas as demais etapas deste trabalho em que houve trabalho de metalografia todas as etapas descritas na seção 3.1 foram respeitadas e repetidas aqui. Portanto, para o aço 5160 temos as Figuras 59 a 64 estão representadas, progressivamente, as micrografias de cada uma das faixas de temperatura infligidas nas amostras.

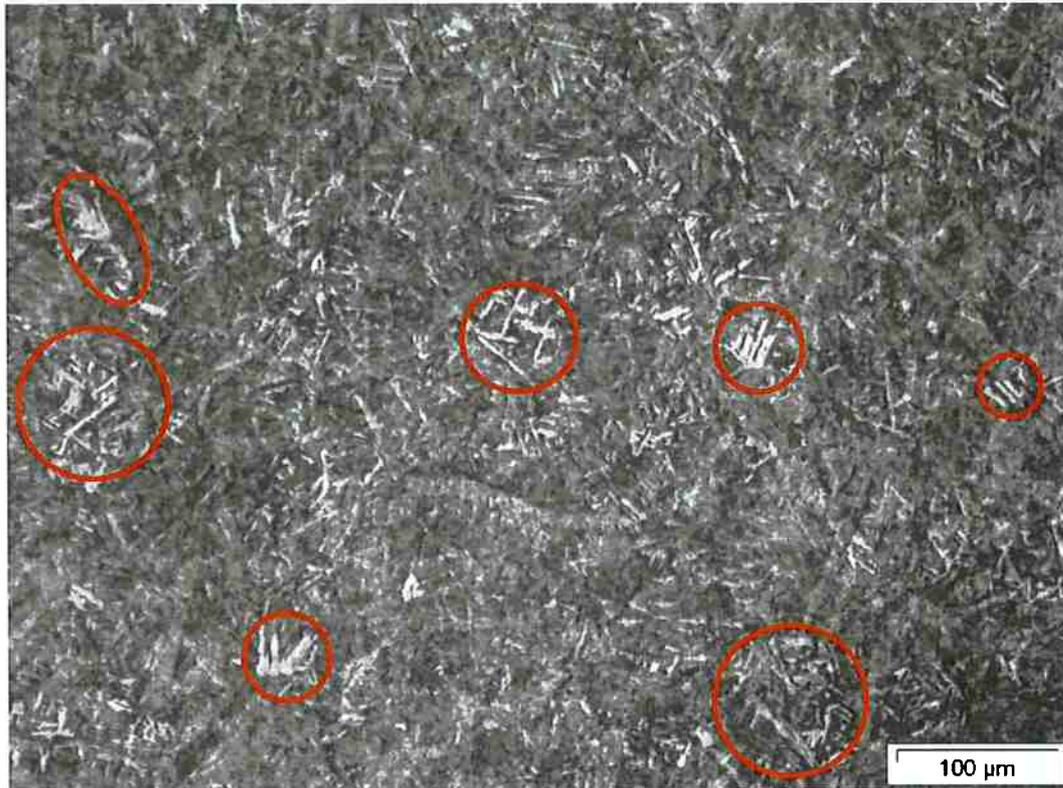


Figura 59 – Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 275°C. Microestrutura majoritariamente composta por bainita inferior com presença de alguns grãos de ferrita alotriomorfas e de Widmanstätten α_w (Círculos vermelhos). Ataque Nital 2%.^[23; 24; 25]

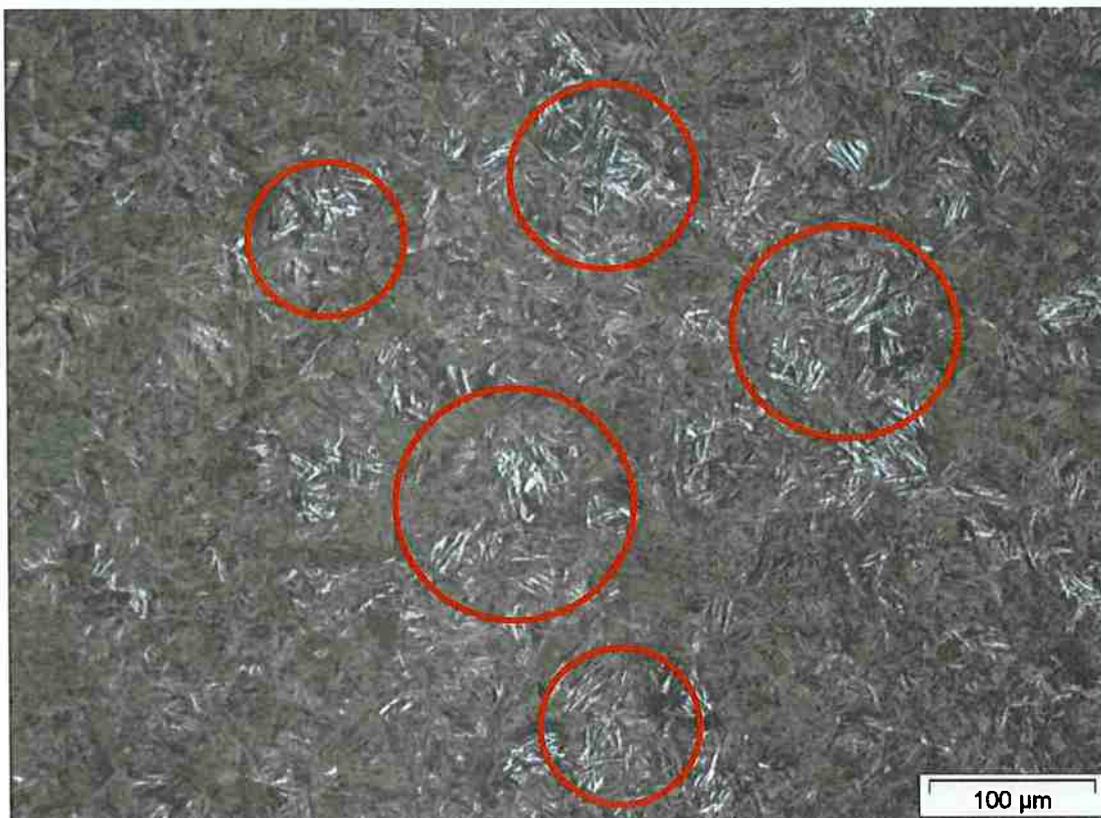


Figura 60 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 350°C. Microestrutura majoritariamente composta por bainita inferior com presença de alguns grãos de ferrita alotriomorfas e de Widmanstätten α_w (Círculos vermelhos). Ataque Nital 2%.^[23; 24; 25]



Figura 61 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 425°C. Microestrutura mista de Bainita com porções de ferrita (setas vermelhas). Ataque Nital 2%.^[23; 24; 25]



Figura 62 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 500°C. É possível identificar uma microestrutura bandeada (Indicativo de Segregação). Microestrutura mista de Bainita + Perlita (início de sobreposição da região) + Ferrita (Alotrimórficas – Círculos Vermelhos; Acicular – setas amarelas). Há um certo alinhamento na microestrutura o que sugere a direção de laminação. Ataque Nital 2%.^[23; 25]

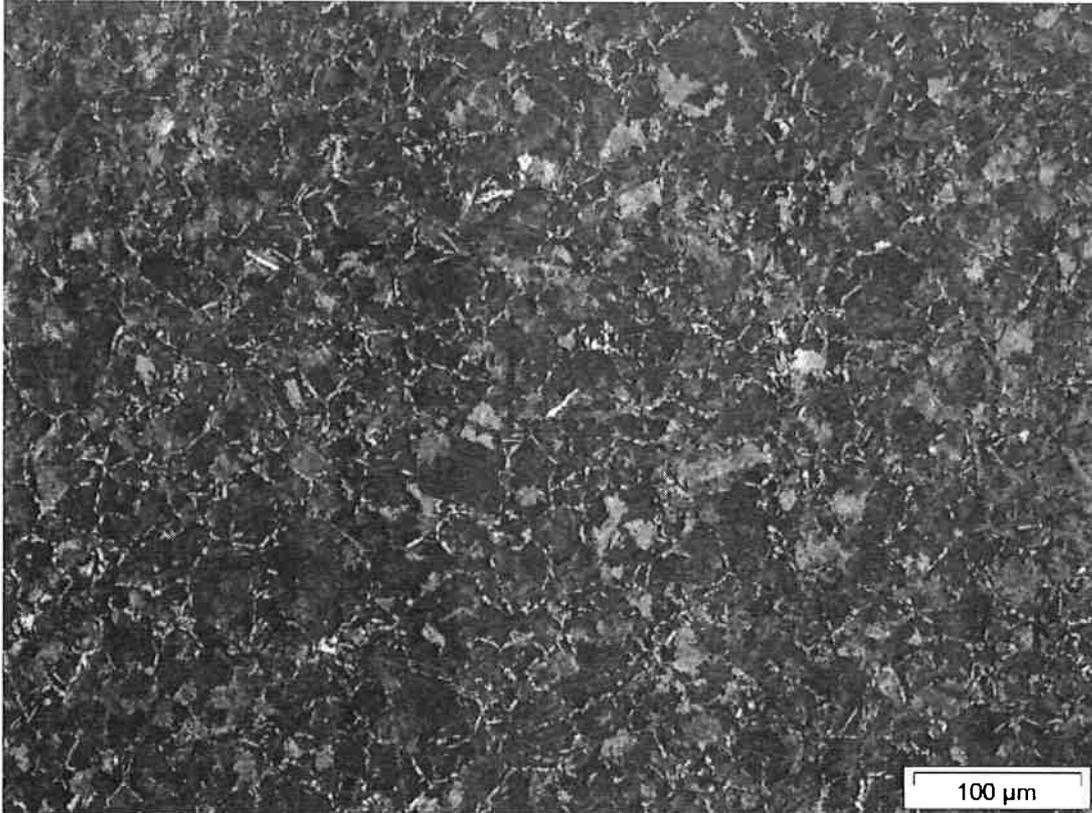


Figura 63 - Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 575°C. Microestrutura formada majoritariamente por Perlita com Ferrita em contorno de Grão. Ataque Nital 2%.^[4; 9; 26]

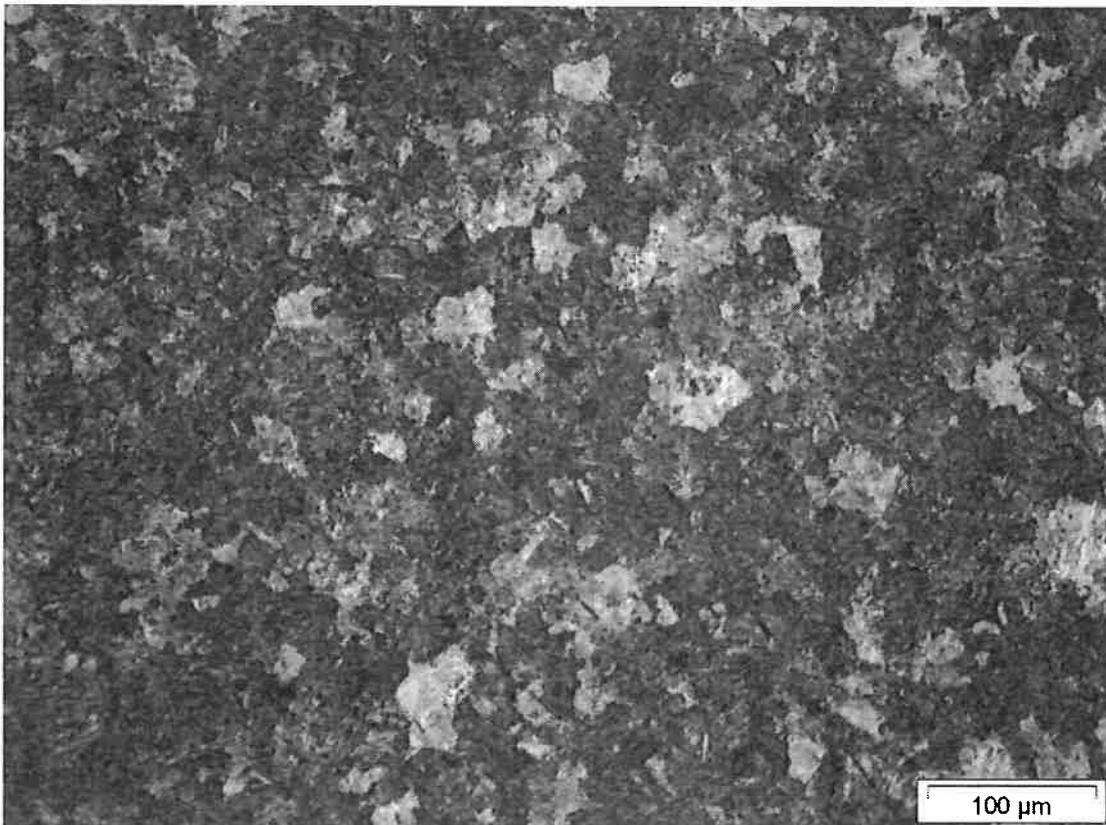


Figura 64- Amostra aço 5160. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 650°C. Presença predominante de Perlita muito fina. Ataque Nital 2%.^[4; 9; 26]

Agora nas Figuras 65 até 67 estão representadas algumas das micrografias das amostras do aço 6150. Analogamente ao realizado para o aço 5160 essas micrografias foram feitas para auxiliar no estudo e na corroboração da obtenção da curva TTT.



Figura 65 - Amostra aço 6150. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 350°C. Microestrutura formada por Bainita inferior e por regiões com Ferrita (Setas Vermelhas)^[23]. Ataque Nital 2%.



Figura 66 - Amostra aço 6150. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 400°C. Há presença de Bandejamento (Ferrita e Bainita)^[4: 23] e algumas inclusões provavelmente de Sulfetos de Manganês (Setas Vermelhas). Pontos são marcas de oxidação. Ataque Nital 2%.

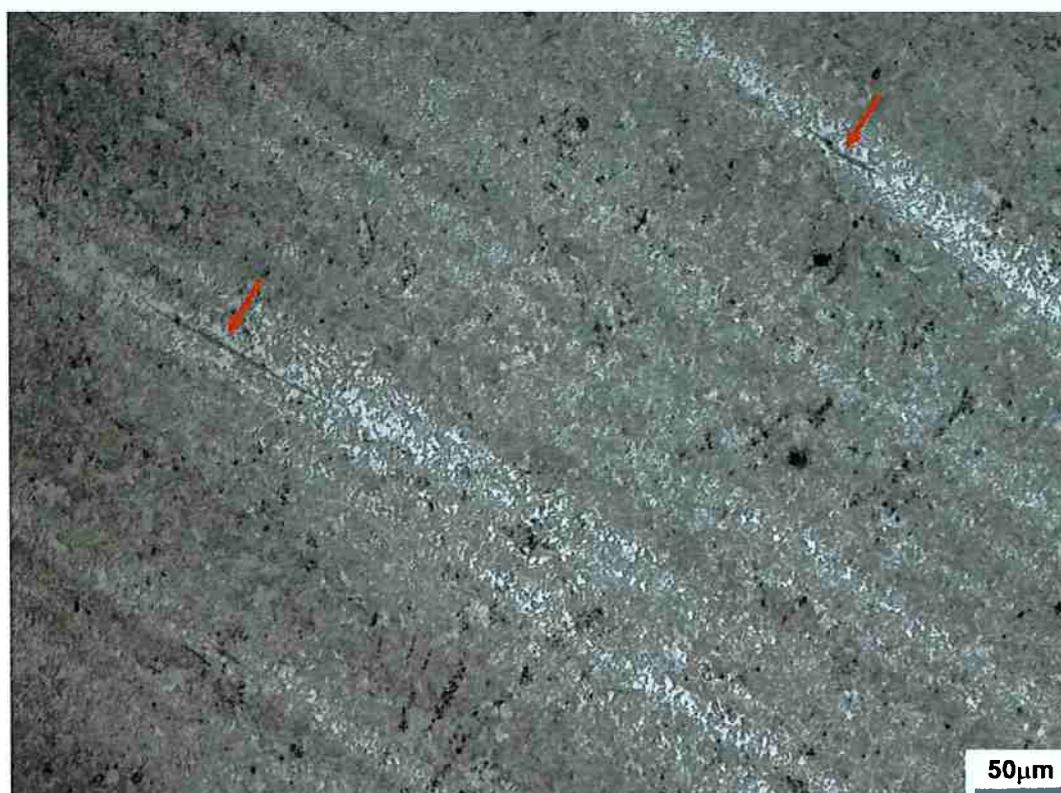


Figura 67 - Amostra aço 6150. Tratamento Isotérmico no dilatômetro a 450°C. É possível ver com clareza a existência de inclusões provavelmente de Sulfetos de Manganês (Setas Vermelhas). A microestrutura é bandeada (Bainita e Ferrita)^[4: 23]. Pontos pretos são marcas de oxidação. Alinhamento sugere a direção de Laminação Ataque Nital 2%.

5.6 Curvas TTT dos Aços 5160 e 6150 com SteCal 3.0

5.6.1 Aço 5160

Outra técnica utilizada neste trabalho para obtenção das curvas TTT dos aços e posterior comparação com os curvas experimentais foi a utilização do software SteCal. Portanto, a Figura 68 traz alguns valores de parâmetros como DI, Dureza na escala HRC e temperatura Ms esperada além dos valores pontados pelo usuário para obtenção da curva. Como fora apontado anteriormente neste texto, a temperatura Ms experimentalmente para o aço 5160 foi de 250°C. Na literatura o valor apontado foi de 244°C aproximadamente. Assim, o valor encontrado na literatura e o valor encontrado experimentalmente estão muito próximos o que sugere a realização correta do experimento e a validação deste ponto (Temperatura).

As prováveis razões para a existência dessa diferença nos valores deve-se, sobretudo, a diferença de composição química das amostras e ao processo de fabricação que deu origem às amostras. Já o valor encontrado pelo Software é um pouco mais elevado do que o da literatura (7,78% maior) e cerca de 5,20% maior do que aquele encontrado experimentalmente.

As diferenças percentuais apontados entre os valores da literatura, o valor experimental e o calculado pelo Software estão abaixo de 10% de diferença. Isto sugere que, uma vez que os parâmetros do Software foram obedecidos, que tanto a curva obtida com a análise dilatométrica quando a realizada com auxílio do Software são aceitáveis e com razoável validade uma vez que a diferença percentual entre o valor da literatura e o experimental é de 2,46%.

As Figuras 68, 69 e 70 trazem alguns dados introduzidos e obtidos com o Software SteCal bem como a curva TTT Traçada com ele para o aço 5160 utilizado neste trabalho.

Active Steel Data:

Reference: SAE5160

C:	0.59	Ni:	0.01
Mn:	0.93	Cr:	0.73
P:	0.021	Mo:	0
S:	0.01	Boron:	<input type="checkbox"/>
Si:	0.3	GS:	7

Add Apply

Code Figures:

DI = 77 mm = DP99, (DP99<DB50)
Hc = 101 HRC
Ms = 263 °C

Figura 68 – Representação da Tela de atribuição de dados do Software SteCal. Os valores do elementos aqui apontados são valores percentuais. O valor de DI, HC e Ms apresentados foram calculados pelo Software. Dados do aço 5160.

Bainite formation:

$B_s = 536 \text{ °C}$; $B_{50} = 476 \text{ °C}$; $B_{99} = 416 \text{ °C}$

Data for $T = 376 \text{ °C}$:

Start at: 10 s

50% transf. in: 90 s

99% transf. in: 10 min

Martensite formation:

$M_s = 263 \text{ °C}$

$M_{10} = 253 \text{ °C}$; $M_{50} = 198 \text{ °C}$

$M_{90} = 53 \text{ °C}$; $M_{99} = -157 \text{ °C}$

Figura 69 – Informações fornecidas pelo SteCal com as prováveis temperaturas de Formação da Bainita bem como para Início de Transformação Martensítica. Fonte: SteCal. Dados aço 5160.

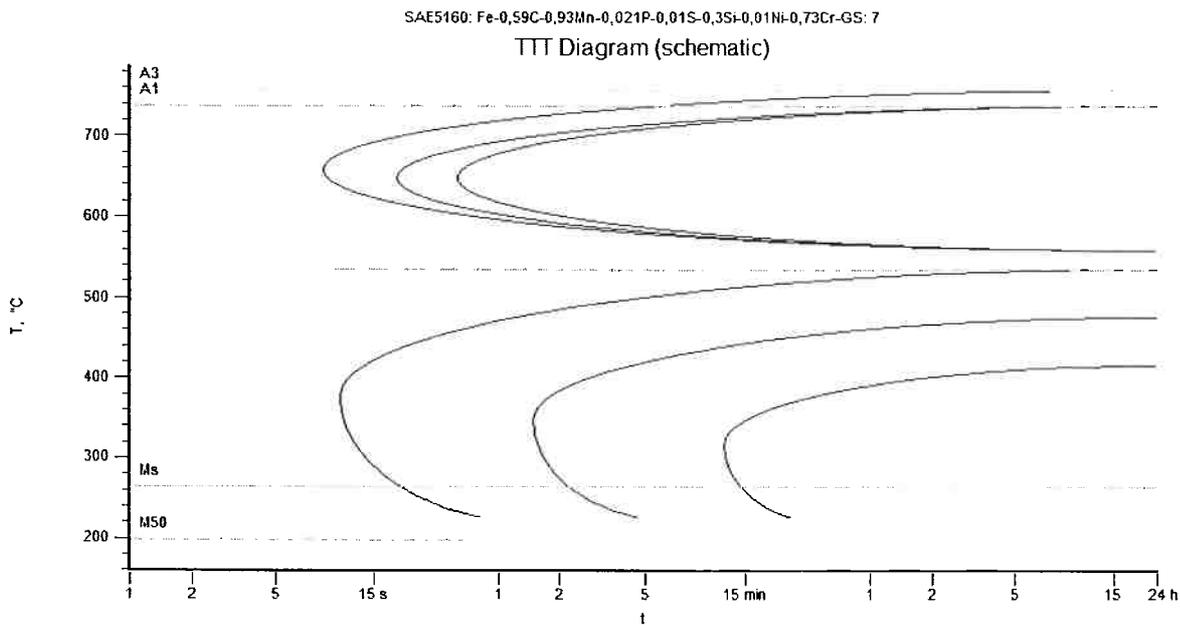


Figura 70 – Diagrama ou Curva TTT para o aço 5160 utilizado no Trabalho de Formatura. Gerado com SteCal.

Com a Figura 70 é possível identificar uma região (nas fronteiras de 500°C) em que há uma não continuidade do diagrama (Não há superposição das regiões perlíticas e Bainíticas). Ou seja, há uma nítida separação entre as fases acima da temperatura de 500°C e abaixo desta. Apesar deste aço não ter apresentado uma curva com comportamento diferenciado tal qual ocorreu para aço 6150 durante a dilatométrica do ensaio a 500°C a amostra apresentou um bandeamento que pode ser visto nas micrografias.

5.6.2 Aço 6150

Analogamente ao realizado para o aço 6150. Há as Figuras 71, 72 e 73 que trazem alguns dados introduzidos e obtidos com o Software SteCal bem como a curva TTT traçada com ele para o aço 6150 utilizado neste trabalho.

Active Steel Data:

Reference: SAE6150

C:	0.50	Ni:	0.10
Mn:	0.87	Cr:	1.02
P:	0.0190	Mo:	0
S:	0.0070	Boron:	<input type="checkbox"/>
Si:	0.29	GS:	9.0

Add Apply

Code Figures:

DI = 78 mm = DP99, (DP99<DB50)
Hc = 99 HRC
Ms = 288 °C

Figura 71 - Representação da Tela de atribuição de dados do Software SteCal. Os valores do elementos aqui apontados são valores porcentuais. O valor de DI, HC e M_s apresentados foram calculados pelo Software. Dados do aço 6150.

Bainite formation:

$B_s = 542 \text{ °C}$; $B_{50} = 482 \text{ °C}$; $B_{99} = 422 \text{ °C}$

Data for $T = 382 \text{ °C}$:

Start at: 9 s

50% transf. in: 80 s

99% transf. in: 10 min

Martensite formation:

$M_s = 288 \text{ °C}$

$M_{10} = 278 \text{ °C}$; $M_{50} = 223 \text{ °C}$

$M_{90} = 78 \text{ °C}$; $M_{99} = -132 \text{ °C}$

Figura 72 - Informações fornecidas pelo SteCal com as prováveis temperaturas de Formação da Bainita bem como para Início de Transformação Martensítica. Fonte: SteCal. Dados aço 6150.

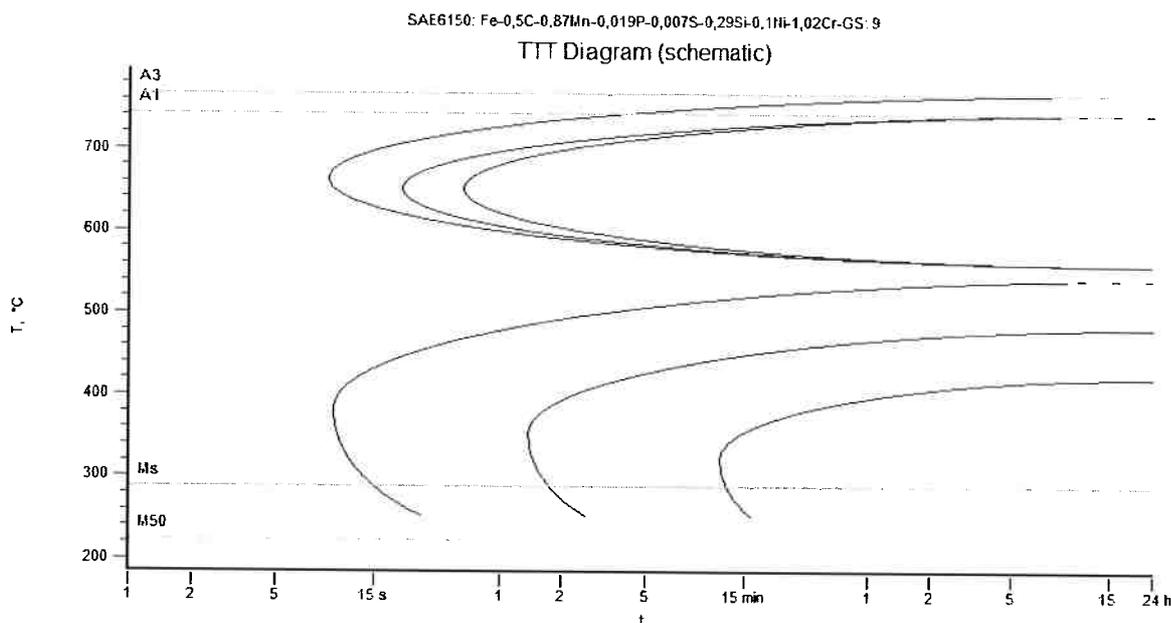


Figura 73 - Diagrama ou Curva TTT para o aço 6150 utilizado no Trabalho de Formatura. Gerado com SteCal.

Com a Figura 73 é possível identificar uma região (nas fronteiras de 500°C) em que há uma não continuidade do diagrama. Ou seja, há uma nítida separação entre as fases acima da temperatura de 500°C e abaixo desta (Perlita e Bainita). Este aço apresentou um comportamento diferente das demais amostras durante o ensaio de dilatométrica a 500°C e esta curva sugere uma explicação para este fenômeno. Além disso, a amostra desta temperatura apresentou um bandeamento que pode ser visto nas micrografias. Com o decorrer da reação a 500°C há, provavelmente, uma superposição das regiões de formação de perlita e de formação da bainita que possuem diferentes cinéticas de reação e acabam expondo este comportamento na curva detectado pelo dilatômetro. Isto foi tratado com maiores detalhes na seção 5.4.

A literatura traz um valor de 293°C, aproximadamente, para a temperatura Ms do aço 6150. Os experimentos de dilatométrica apontaram um valor de aproximadamente 270°C, para ser mais exato o valor encontrado foi de 271°C. A diferença percentual entre esses dois valores é de 6,82%. Neste caso o valor da literatura ficou 7,50% acima do valor experimental calculado. Da mesma forma como ocorre no aço 5160 os mesmos motivos podem ser apresentados aqui para explicar essas diferenças: diferença de composição química, diferença entre os métodos de fabricação entre outros. Algo interessante que deve ser apontado é que em ambos os

casos os tamanhos de grãos austeníticos foram os mesmos que os apontados na literatura.

Agora quando comparamos os valores da literatura com os valores obtidos com o Software temos que a diferença percentual é de 1,70%. Ou seja, o valor apontado pela literatura é 1,70% maior do que o sugerido pelo Software. Já a comparação entre os valores experimental e o valor do Software temos uma diferença de 5,90%. Todos os valores ficaram abaixo de 10% de diferença o que sugere que todos os métodos são aceitáveis.

5.7 Quadro Comparativo para obtenção e Estimativas das Temperaturas M_s

Com auxílio da Tabela 14 é possível identificar quadro comparativo entre os métodos de obtenção utilizados neste trabalho, os valores obtidos para M_s bem como as diferenças entre eles.

Tabela 14 – Comparativo entre os diferentes valores obtidos para M_s e os métodos de obtenção. As temperaturas estão em °C.

					Diferença (%)			
		Literatura (°C)	Experimento (°C)	Andrews (°C)	Literatura X Experimento	Andrews X Experimento	Andrews X Literatura	
AÇO	5160	243,95	249,90	252,15	2,38	0,90	3,36	M_s
	6150	293,33	271,30	285,17	8,12	5,12	2,78	

Com a análise da tabela é possível identificar que todos os valores se distanciam menos de 6% uns dos outros. Isto sugere uma boa aproximação e uma boa detecção dos valores obtidos pelos diferentes métodos. Há a exceção do valor obtido com o livro e com o experimento para o aço 6150. Este possui o maior desvio de todos: 8,12%.

Isto pode ter ocorrido por diversos motivos tais como: as diferenças entre os elementos químicos que compõem ambas as ligas e suas quantidades, o método de fabricação dos aços utilizados, a presença ou não de segregações na amostra utilizada para verificação da temperatura M_s . Tendo esses motivos em vista e o fato de a diferença ter permanecido abaixo dos 10% é possível dizer que ainda sim esse valor está dentro do esperado e corrobora para o resultado obtido neste trabalho.

5.8 Análise do Tamanho de Grão austenítico após Tratamentos Térmicos

Após os tratamentos térmicos também foi analisado o tamanho de Grão Austenítico de cada um dos aços. Neste texto foi abordado em diferentes seções a influência que o tamanho de grão austenítico apresenta no comportamento da temperabilidade e, conseqüentemente, nas curvas TTT. Dessa forma as Figuras 74 e 75 trazem micrografias obtidas das amostras dos aços SAE 5160 e SAE 6160 após serem atacadas pela solução formada ácido pícrico 2,0 g com 25,0 g de hidróxido de sódio (NaOH) em 100 ml de água. Esta solução é um forte tenso ativo e permite que o ataque com Nital seja mais profundo pois possibilita um maior molhamento da superfície das amostras. Com isso é permitido a visualização dos antigos contornos de Grão austeníticos.



Figura 74 – Micrografia do aço SAE 5160 após ataque com a solução de ácido pícrico com hidróxido de sódio. Linhas escuras (feitos à mão) percorrem o traçado dos os contornos de grão que estavam visíveis. Tamanho de Grão Austenítico de 6 – 7 na escala ASTM. Ataque Nital 2%.

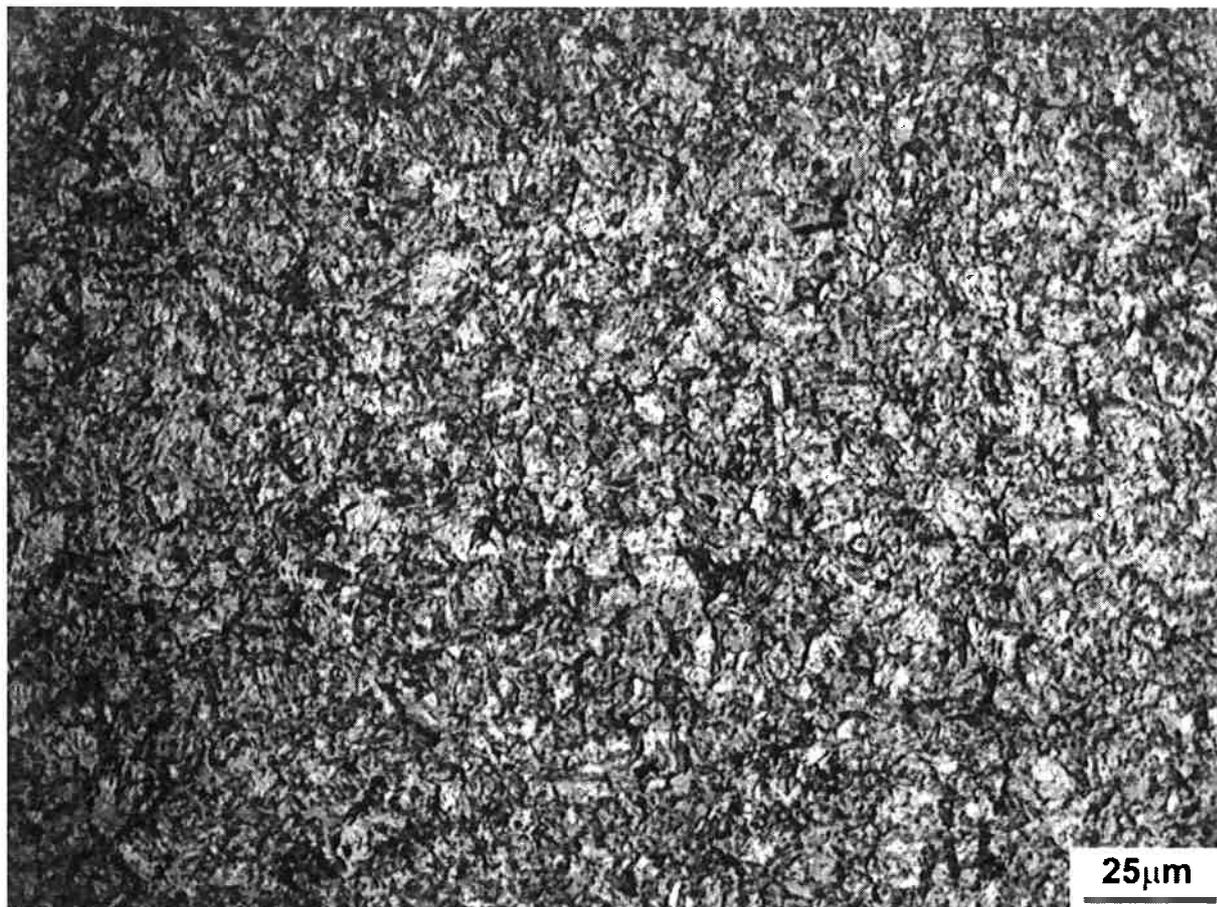


Figura 75 – Micrografia do aço SAE 6150 após ataque com a solução de ácido pícrico com hidróxido de sódio. Linhas escuras são os contornos de grão visíveis. Tamanho de Grão Austenítico de 6 – 7 na escala ASTM. Ataque Nital 2%.

Com ambas as Figuras é possível estimar o tamanho de grão austenítico na escala micrométrica. Portanto, para o aço SAE 5160 alguns grão apresentam tamanho variáveis de 25 μm a 30 μm . E para o aço SAE 6150 os tamanhos de grão observáveis estão entre os valores de 10 μm a 15 μm . Com auxílio da equação (4) é possível estimar o valor do tamanho de grão na escala ASTM E112. Onde L_{mm} é o tamanho de grão em milímetros.

$$G = - 3,2877 - [6,6439 \times \log(L_{mm})] \quad (4)$$

Para o aço SAE 5160 o Tamanho de Grão Austenítico ASTM ficou entre 6 e 7 (o mesmo valor que veio no certificado da amostra). E para o aço SAE 6150 o Tamanho de Grão Austenítico ASTM ficou entre 9 e 10 (Também o mesmo fornecido no certificado da amostra).

6. Conclusões

Como pôde ser observado e avaliado durante a confecção deste trabalho de formatura o método de obtenção experimental de uma curva TTT com análise dilatométrica com número reduzido de amostras é possível e válido desde que sejam respeitados alguns fatores tais como: 1º - temperatura e tempo de austenitização; 2º - obtenção das temperaturas M_s e A_{R3} experimentalmente (sendo que estas duas temperaturas irão ajudar a obter uma fronteira térmica ou um mapa térmico que auxiliará na determinação das temperaturas chave que devem ser experimentadas para obtenção da curva); 3º - determinação dos diferentes ciclos térmicos e respeitados os períodos estimados – com auxílio de dados qualitativos da cinética de transformação para o aço de interesse (no caso deste Trabalho de Formatura isto foi realizado com auxílio do livro *Heat Treater's Guide*^[1]; Porém, estes dados podem vir de conhecimento industrial empírico, curvas determinadas anteriormente para ligas similares, etc); 4º - realização de uma correta análise metalográfica pré-tratamento e pós-tratamento térmicos para auxiliar na determinação e apuração de potenciais fatores modificadores de resultados como: tamanho de grão austenítico, composição química da amostra etc.

Além disso a confecção correta de amostras bem como a realização de análises metalográficas corretas auxiliaram no entendimento do comportamento das diferentes curvas obtidas neste trabalho. A comparação visual das curvas TTT obtidas para os aços 5160 e 6150 com as curvas existentes no Livro *Heat Treater's Guide*^[1] e a comprovação de que a “Macro Forma” destas curvas estavam todas similares demonstram que, a sugestão da obtenção de uma curva TTT simplificada ou com número reduzido de amostras, (o que representa grande economia de material, energia, insumos, etc, e que se mostra alinhada com as crescentes exigências de responsabilidade ambiental) foi comprovada de forma satisfatória. As diferenças visuais que podem ser identificadas entre as curvas experimentais e as curvas existentes no Livro ocorrem por diversos fatores: a diferença no número de amostras utilizadas para se obter as curvas, diferença de composição química entre as amostras utilizadas neste trabalho e aquelas utilizados para confeccionar as curvas existentes no livro, os diferentes tamanhos de grãos austeníticos – que podem deslocar a curva devido à influência na quantidade de sítios de nucleação, por conta

de potenciais heterogeneidades existentes dentro da composição química da própria amostra (como ocorre para o aço 6150 a 500°C neste trabalho).

As diferenças visuais existentes entre as curvas TTT obtidas experimentalmente e as traças pelo Software SteCal não implicam em refutação da hipótese (obtenção de curva TTT com número reduzido de amostras) mas essas diferenças visuais ajudaram a entender ou nortear as potenciais regiões (faixas de temperatura) onde um comportamento não previsto ou um comportamento anômalo, tal qual ocorreu com a amostra de aço 6150 submetido a ensaio isotérmico a 500°C, eram mais prováveis de ocorrer.

Assim, com a análise de todos os dados coletados durante este trabalho, é possível atestar que a obtenção de curvas TTT com um número reduzido de amostras é sim plausível e, obviamente, possui suas limitações técnicas e limitações de uso posteriores. Porém, podem auxiliar inúmeras indústrias a entender melhor o comportamento térmico de seus materiais sem que haja a necessidade de se traçar curvas TTT completas para todas as gamas de aços em seus portfólios.

Isto implica em potencial redução de gastos (economia) bem como pode proporcionar às indústrias interessadas a fazer uso deste método e ter um controle operacional muito melhor de seus tratamentos térmicos; tendo um maior controle sobre as microestruturas de seus produtos (sabendo em quais faixas de temperatura uma determinada microestrutura possui maior ou menor probabilidade de existir) e, portanto, possuindo um controle maior das propriedades mecânicas de seus produtos diminuindo as chances de erros e de potenciais retrabalhos e/ou sucateamentos.

6.1 Considerações Finais

Todos os ensaios de ciclos térmicos realizados neste trabalho de formatura foram executados uma única vez não sendo objeto de replicação. Isto é: para cada um dos ciclos térmicos foram obtidos apenas um conjunto de dados retratando o comportamento da amostra durante o determinado ciclo.

Por conta de experimentos passados executados por cientistas e estudiosos (das mais diversas áreas) é de conhecimento, tanto do presente autor quanto da comunidade científica, que os dados coletados durante um experimento estão sujeitos a variações de seus valores e, por isso, são objetos de repetições de ensaios para

que estatisticamente seus dados sejam trabalhados e corroborem com o comportamento estudado bem como os resultados obtidos.

Como foi possível identificar neste trabalho de formatura os ensaios não foram replicados. Assim, os resultados obtidos não apresentam estudo referente a suas potenciais variações. Isto não refuta ou desmerece os resultados obtidos neste trabalho mas serve de alerta pois os valores obtidos bem como o comportamento apresentado pelas curvas TTT obtidas neste estudo podem ser ligeiramente diferentes sendo tanto positivamente quanto negativamente.

Esta ressalva faz-se necessária caso o estudo realizado neste trabalho seja objeto de interesse de algum outro acadêmico que deseje estudar mais profundamente o assunto de obtenção de curvas TTT.

7. Referências Bibliográficas

1. KUBBS, P. M. U. H. E. B. J. J. HEAT TREATER'S GUIDE - Standard Practices and Prodedures for Steel. First ed. OHIO: AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1982a.
2. DAVENPORT, E.; BAIN, E. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. Trans. AIME, v. 90, n. 12, p. 117–144, 1930b.
3. BHADESHIA, H. K. D. H. A Personal Commentary on "Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures". [s.l: s.n.]. v. 41
4. HONEYCOMB, R. W. K. Aços: Microestrutura e Propriedades. 1. ed. [s.l.] Edward Arnold, 1981d.
5. HUME-ROTHERY, W. Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher: EDUSP, 1968e.
6. KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. 2. ed. OHIO: ASM INTERNATIONAL, 1990f.
7. CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos: característicos gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 6. ed., am ed. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Materiais e Mineração, 1990g.
8. COSTA E SILVA, ANDRÉ LUIZ V.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2 rev. e a ed. São Paulo: Edgard Bluncher, 2006h.
9. VANDER VOORT; BALDWIN, W. Metallography and Microstructures Handbook. [s.l: s.n.]. v. 9
10. FREITAS, P. S. D. Tratamento Térmicos dos Metais - Da teoria à pratica. 1. ed. São Paulo: SENAI - SP, 2014j.
11. SHERIF, D. A. P. K. E. E. M. Y. Phase Transformations in Metals and Alloys. Third ed. [s.l.] CRC Press, 2009k.
12. HILLERT, M; AARONSON, H. I. The formation of pearlite. Decomposition of Austenite by Diffusional Processes. TMS-AIME, p. 197–247, 1962l.
13. NEHRENBURG, A. E. The Growth of Austenite As Related to Prior Structure Journal of Metals, Transactions AIME, VOL. 188, , 1950m. (Nota técnica).
14. PADILHA, ANGELO FERNANDO; RIOS, P. R. Transformações de Fase. 1. ed. São Paulo: Artliber, 2007n.
15. A, E. S. S.; WAYMAN, C. M. Crystallographic transformations* theories of

martensitic. v. 28, p. 97–105, 1972o.

16. SILVA, H. C. A. L. . C. E. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4a Edição ed. [s.l.] BLUCHER, 2008p.

17. TARÍN, P.; PÉREZ, J.; STEVERSIN, S. Stecal 3.0: User Manual. OHIO: ASM International, 2004q.

18. MATERIALS, T. The Materials Information Company - Vol. 4 - Heat Treating - ASM International. Technology, v. 4, p. 3470, 2001r.

19. OF, I.; AUSTENITE, A.; GRAIN, G. CRESCIMENTO ANORMAL DO GRÃO AUSTENÍTICO E SUA INFLUÊNCIA NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA APÓS A TÊMPERA DE UM AÇO ABNT 5135 INFLUENCE OF ABNORMAL AUSTENITE GRAIN GRAIN GROWTH IN QUENCHED ABNT 5135 STEEL. p. 50–57, 2015s.

20. Wever, F. and H. Lange (1932). "Transformation Kinetics of Austenite - I. Magnetic Investigations of Austenite Desintegration." Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm Institute für Eisenforschung (tradução) 14: 71-83. p. 1932, 1932t.

21. WEVER, F. AND K. M. On the Transformations of the Mn Steels. v. 22, n. 2, p. 9 – 18, 1940u.

22. GARCÍA DE ANDRÉS, C. et al. Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels Materials Characterization, 2002v.

23. HONEYCOMB, R. W. K.; BHADSHIA, H. K. D. H. 13. Weld microstructures,. In: Steels: Microstructure and Properties. 3rd. ed. [s.l.] Elsevier Ltd, 2006w. p. 287–306.

24. KRAUSS, G. 12. Low Carbon Steels. In: Steels: Processing, Structure, and Performance. 1rd. ed. [s.l.] ASM INTERNATIONAL, 2005x. p. 217 – 249.

25. HONEYCOMB, R. W. K.; BHADSHIA, H. K. D. H. 7. Acicular ferrite. In: Steels: Microstructure and Properties. 3rd. ed. [s.l.] Elsevier Ltd, 2006y. p. 155–166.

26. SILVA, H. C. A. L. . C. E. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4rd. ed. [s.l.] BLUCHER, 2008z.

27. DA, C.; BAINÍTICA, T.; AÇOS, E. M. CINÉTICA DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA EM AÇOS TRIP CONTENDO TEORES VARIÁVEIS DE Si. 2010aa.

Outras Fontes Bibliográficas Consultadas

28. WAYMAN, C. M. Martensitic Transformations: an overview. TMS- AIME, 1981ab.
29. VAN BOHEMEN, S. M. C. Modeling start curves of bainite formation. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 41, n. 2, p. 285–296, 2010ac.
30. USP. Diretrizes para apresentação de dissertações e teses da USP : Parte I (ABNT). 2009ad.
31. VAN BOHEMEN, S. M. C.; SIETSMA, J. The kinetics of bainite and martensite formation in steels during cooling. Materials Science and Engineering A, v. 527, n. 24-25, p. 6672–6676, 2010ae.
32. VENDRAMINE, C. DE F. Levantamento da curva TTT do aço 15B30 com análise dos constituintes ferrita e perlita. p. 119, 2012af.
33. YANG, Z. G.; FANG, H. S. An overview on bainite formation in steels. Current Opinion in Solid State and Materials Science, v. 9, n. 6, p. 277–286, 2005ag.
34. CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. Very strong bainite. Current Opinion in Solid State and Materials Science, v. 8, n. 3-4, p. 251–257, 2004ah.
35. CANTWELL, P. R. et al. Expanding time–temperature-transformation (TTT) diagrams to interfaces: A new approach for grain boundary engineering. Acta Materialia, v. 106, p. 78–86, 2016ai.
36. FANG, H. S. et al. The mechanism of bainite transformation in steels. Scripta Materialia, v. 47, n. 3, p. 157–162, 2002aj.
37. HARMER, M. P. The Phase Behavior of Interfaces. Science, v. 332, n. 6026, p. 182–183, 2011ak.
38. <http://www.testmat.com.br/novidades/metalografia-tamanho-de-grao-astm-e112>

Apêndice A – Demais dados, Tabelas, Gráficos e Equações utilizados no trabalho

Nesta seção serão apresentados alguns dados adicionais que foram utilizados neste trabalho e não foram alocados ao longo do texto. Aqui serão apresentadas tabelas com dados, gráficos e Curvas TTT bem como algumas formulas e equações que foram utilizadas para realização e trabalho dos dados durante a realização dos Experimentos e Tratamento de dados deste trabalho de Formatura.

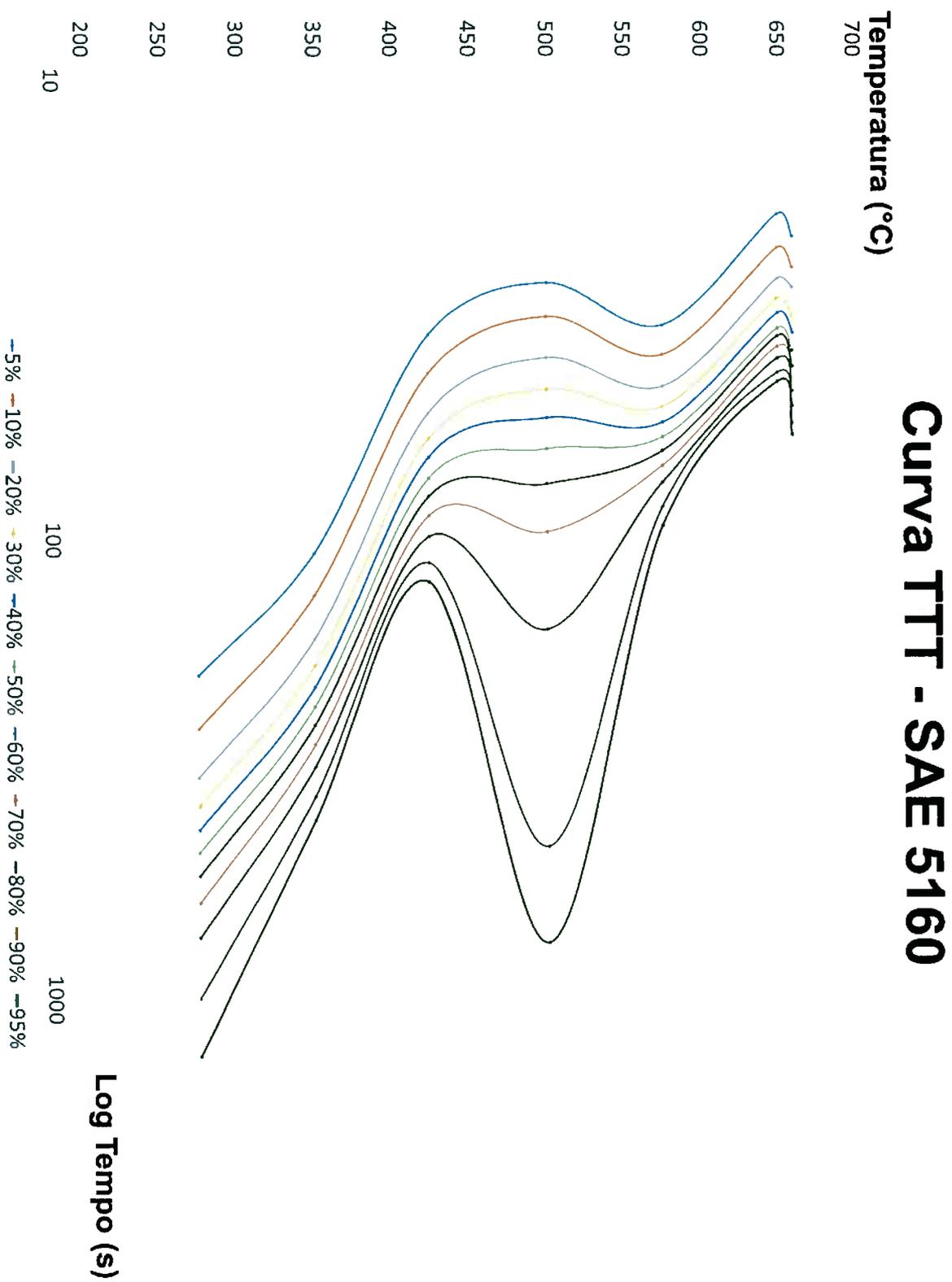


Figura 76 – Curva TTT completa para aço 5160. Tempo (s) X Temperatura (°C).

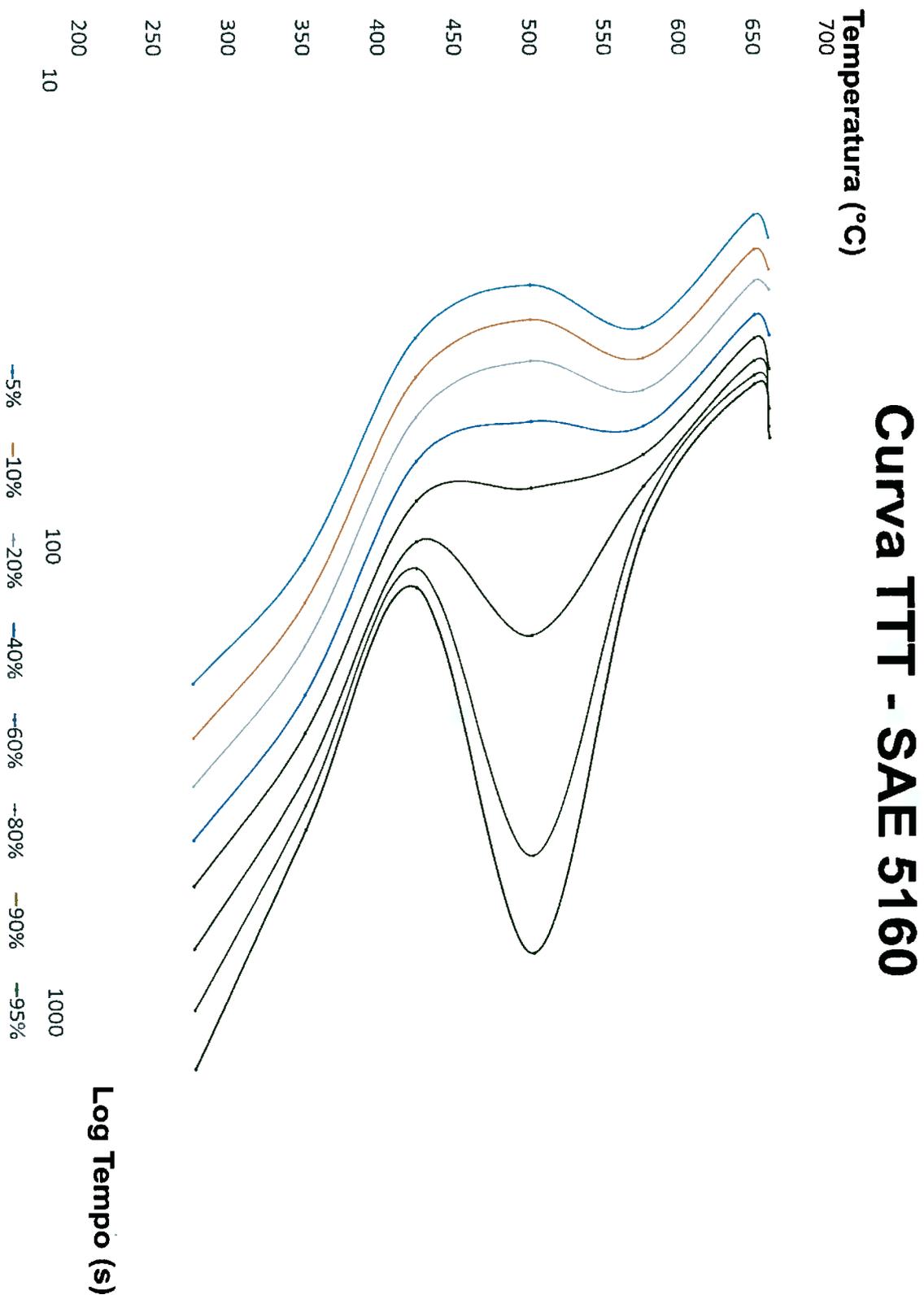


Figura 77 - Curva TTT incompleta para aço 5160. Tempo (s) X Temperatura (°C).

Tabela 15 – Dados Para Criação da Curva
TTT. Aço 5160. PARTE 1.

temperatura	tempo									
	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%	40%	45%	50%
275	197,0662658	258,2454	298,1622921	328,6425855	355,3738288	379,8137289	404,048783	427,9650107	452,9680752	478,8517572
350	106,7732986	132,2213424	151,3839469	164,4094766	176,698251	187,8408886	198,6798242	209,0266359	219,6461051	230,1864038
425	35,8217653	43,44731749	48,72439979	53,01614889	56,80055846	60,17805957	63,43287713	65,9945633	69,88260078	73,2946896
500	27,6190503	32,73498973	36,73559929	40,23788856	43,53180417	47,00537059	50,53238934	54,26982201	58,48591537	63,28174474
575	34,09487627	39,59200754	43,48267001	46,42554652	48,916867	51,24442611	53,43809437	55,52800158	57,54937726	59,6358067
650	19,59008627	23,22612168	25,49475404	27,12378875	28,58266551	29,90710345	31,09475343	32,1491659	33,15844597	34,66599839
660	21,86781425	25,57594551	28,16896019	29,32107099	32,29310942	32,69353506	35,81521912	35,4843678	39,12925049	38,72586101

Tabela 16 - Dados Para Criação da Curva
TTT. Aço 5160. PARTE 2

temperatura	tempo									
	55%	60%	65%	70%	75%	80%	85%	90%	95%	
275	507,2359726	538,4413785	573,8864553	616,0981695	666,6691558	733,788751	829,0157319	993,4696824	1330,876343	
350	241,1851058	252,5203155	264,9393325	278,5575182	293,9429332	311,4020596	333,2510332	361,4953736	407,1733753	
425	76,67573366	80,36461833	84,32930726	88,45606215	93,11858397	98,24315846	104,2593985	112,0308741	123,2897452	
500	68,83365193	75,45852247	84,00576236	96,0459763	116,0291693	156,1727297	270,9135742	463,815009	750,8569518	
575	61,77378061	63,90894475	66,29165723	68,83898751	71,65443014	74,84811695	78,97946323	84,39630253	92,94493595	
650	35,07444869	36,02809114	36,99903114	38,04149669	39,12223376	40,29401356	41,64160967	43,26151535	45,26238172	
660	40,29553223	41,9194856	45,60663655	47,3168484	49,03557594	51,00132483	53,09435903	55,63026411	58,90480795	

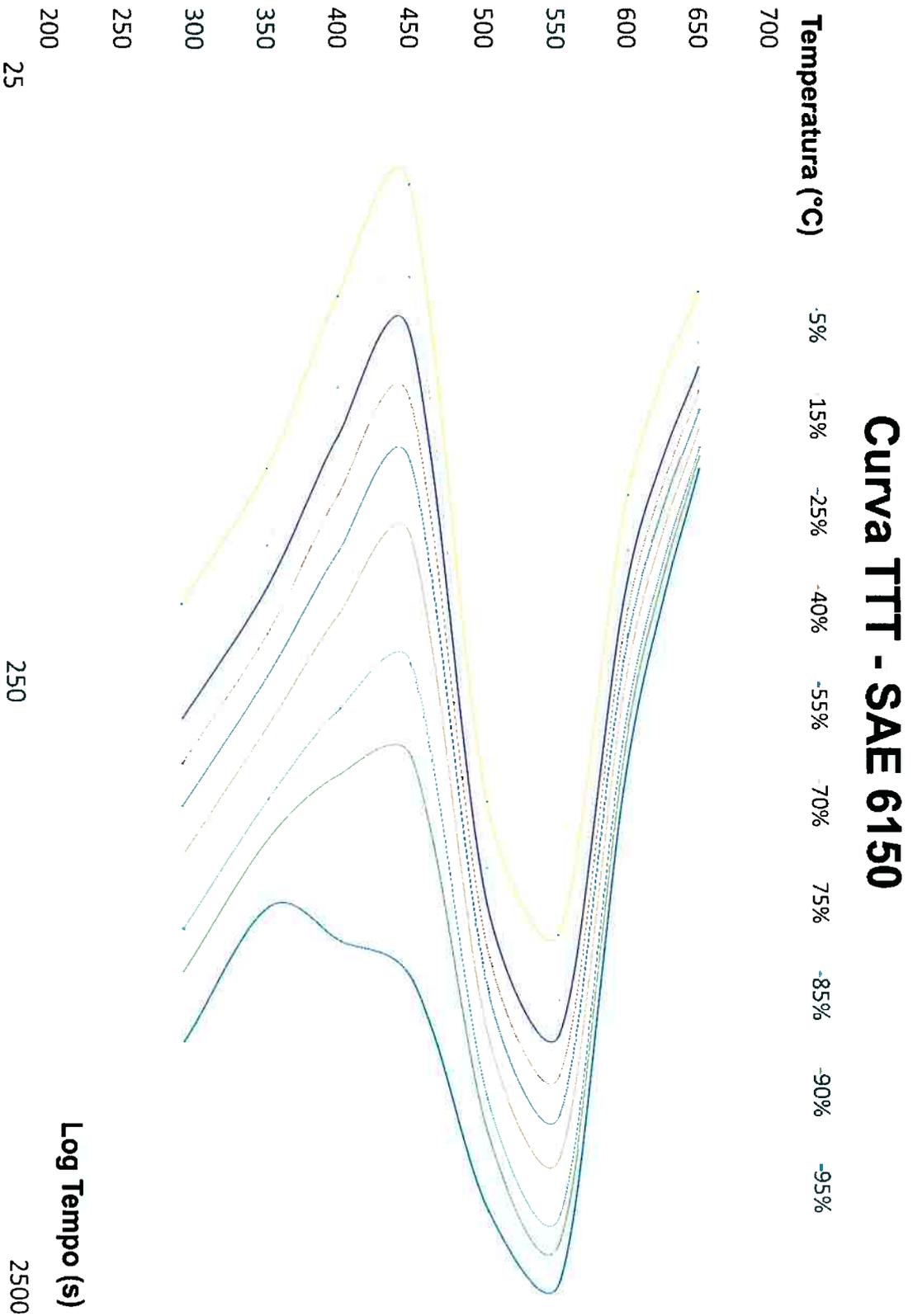


Figura 78 - Curva TTT incompleta para aço 6150. Tempo (s) X Temperatura (°C). Assumindo 100% de transformação a 500°C e valores obtidos com Interpolação Polinomial de Lagrange.

Curva TTT - SAE 6150

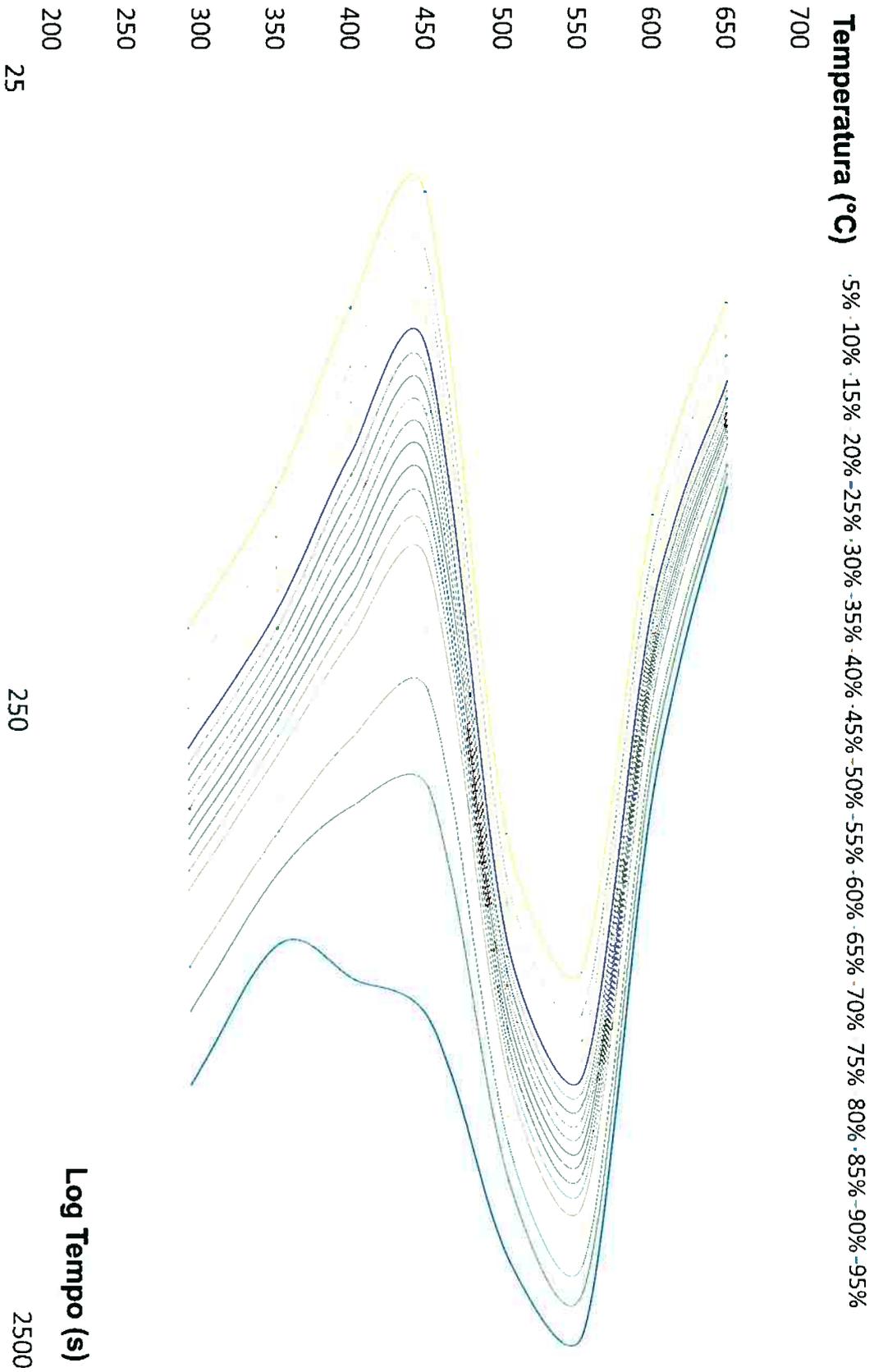


Figura 79 - Curva TTT completa para aço 6150. Tempo (s) X Temperatura (°C). Assumindo 100% de transformação a 500°C e valores obtidos com Interpolação Polinomial de Lagrange.

**Tabela 17 - Dados Para Criação da Curva
TTT. Aço 6150. PARTE 1. 500°C
Interpolação Polinomial de Lagrange.**

temperatura (°C)	tempo (s)									
	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%	40%	45%	50%
290	186,239	224,0626	249,5011	269,7005	288,1971	305,9356	323,1126	340,9936	359,659	379,8465
350	111,5441	133,2904146	149,2588	162,7033	174,6674	185,9382	196,9871	208,5869	219,7675	231,9942
400	57,95405	71,77491659	81,8846	90,42316	98,44676	106,384	114,5652	123,0682	132,0973	141,8901
450	37,93607	46,79809869	53,93668	60,25739	66,26504	72,43255	78,69626	85,29974	92,31447	99,92669
500	395,2073	460,73819	508,8266	549,2737	584,8895	618,901	653,2489	687,7543	723,6777	762,0709
550	657,6174	764,5077228	841,8516	906,0847	962,3017	1015,513	1069,262	1122,883	1178,767	1238,291
600	123,407	140,0967347	152,0534	161,3141	169,1863	176,4179	183,2176	189,9613	196,5286	203,3323
650	57,03259	64,3475863	69,18235	72,92382	75,95796	78,68109	81,05973	83,24482	85,28719	87,27066

**Tabela 18 - Dados Para Criação da Curva
TTT. Aço 6150. PARTE 2. 500°C
Interpolação Polinomial de Lagrange.**

temperatura (°C)	tempo (s)									
	55%	60%	65%	70%	75%	80%	85%	90%	95%	
290	401,3696	424,9989	452,2169	483,681	521,8174	571,4796	640,4594	753,3178	985,8616	
350	245,0673	260,0059	276,5982	295,874	319,5028	349,5065	390,7064	454,3133	590,0253	
400	152,7474	164,7779	177,8332	193,4553	212,8448	238,8473	277,4966	356,2899	673,5017	
450	108,5907	118,2855	130,1736	144,3415	163,1707	189,3072	234,0159	334,1464	782,9178	
500	803,3319	848,9696	899,7784	958,5413	1027,959	1110,861	1226,89	1405,369	1882,822	
550	1301,708	1371,396	1447,017	1534,102	1634,01	1749,878	1900,522	2099,234	2438,018	
600	210,2914	217,5465	225,8322	234,8873	244,924	257,412	272,7807	294,9136	331,7941	
650	89,27861	91,27141	93,30728	95,42518	97,60031	100,124	102,9521	106,5233	111,799	

Tabela 19 – Representação de parte da Tabela para criação da Curva TTT aço 6150. Com valores obtidos assumindo 62,005% de Transformação.

temperatura (°C)	tempo (s)									
	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%	40%	45%	50%
290	186,2389673	224,0626	249,5010575	269,700549	288,1970955	305,9356398	323,1126154	340,9935709	359,6590316	379,8464583
350	111,5440692	133,2904446	149,2587928	162,703299	174,6673872	185,938196	196,987146	208,5869084	219,7675496	231,9941915
400	57,95404521	71,7491659	81,88460184	90,42316271	98,44676361	106,3839938	114,562423	123,0682187	132,0972751	141,8901429
450	37,93607084	46,79809869	53,93667615	60,25739112	66,26504156	72,4324652	78,6625824	85,2997373	92,31446649	99,92668964
500	62,1186567	114,2862876	148,6735716	987,9209348	1439,120676	2035,088864	3965,23623			
550	657,6173598	764,5077228	841,8516197	906,0846568	962,3017328	1015,51334	1069,262031	1122,882801	1178,76718	1238,291185
600	123,406974	140,0967347	152,0533521	161,3141276	169,1862656	176,4179018	183,2175586	189,9612745	196,5286018	203,3323192
650	57,03259022	64,3475863	69,18235219	72,92382007	75,95796114	78,68108832	81,05972914	83,24481873	85,28718584	87,27066235

Como pode ser observado na Tabela 19 os valores existentes ou obtidos para a temperatura de 500°C não são condizentes com os demais valores da tabela. Apesar desse ser o real comportamento da amostra frente ao tratamento isotérmico no dilatômetro. Com esses dados não foi possível montar uma curva TTT satisfatória.

Para as Tabelas 17 e 18 foram utilizados as 19 interpolações Polinomiais de Lagrange (Utilizando tanto o Microsoft Excel quanto HP50g) para obter os valores plotados nas tabelas 17 e 18 como nas Figuras 72 e 73. Os polinômios obtidos, de forma simplificada, foram:

1. $y = 1E-10x^6 - 4E-07x^5 + 0,0004x^4 - 0,2596x^3 + 84,651x^2 - 14490x + 1E+06$ (5%)
2. $y = 2E-10x^6 - 5E-07x^5 + 0,0005x^4 - 0,3037x^3 + 99,076x^2 - 16965x + 1E+06$ (10%)
3. $y = 2E-10x^6 - 5E-07x^5 + 0,0006x^4 - 0,3349x^3 + 109,25x^2 - 18709x + 1E+06$ (15%)
4. $y = 2E-10x^6 - 5E-07x^5 + 0,0006x^4 - 0,3606x^3 + 117,64x^2 - 20145x + 1E+06$ (20%)
5. $y = 2E-10x^6 - 6E-07x^5 + 0,0007x^4 - 0,3833x^3 + 125,05x^2 - 21414x + 2E+06$ (25%)

6. $y = 2E-10x^6 - 6E-07x^5 + 0,0007x^4 - 0,4049x^3 + 132,09x^2 - 22620x + 2E+06$ **(30%)**
7. $y = 2E-10x^6 - 6E-07x^5 + 0,0007x^4 - 0,427x^3 + 139,32x^2 - 23860x + 2E+06$ **(35%)**
8. $y = 2E-10x^6 - 7E-07x^5 + 0,0008x^4 - 0,4489x^3 + 146,48x^2 - 25087x + 2E+0$ **(40%)**
9. $y = 3E-10x^6 - 7E-07x^5 + 0,0008x^4 - 0,4724x^3 + 154,16x^2 - 26407x + 2E+06$ **(45%)**
10. $y = 3E-10x^6 - 8E-07x^5 + 0,0008x^4 - 0,4974x^3 + 162,33x^2 - 27810x + 2E+06$ **(50%)**
11. $y = 3E-10x^6 - 8E-07x^5 + 0,0009x^4 - 0,5241x^3 + 171,05x^2 - 29308x + 2E+06$ **(55%)**
12. $y = 3E-10x^6 - 8E-07x^5 + 0,0009x^4 - 0,5531x^3 + 180,54x^2 - 30938x + 2E+06$ **(60%)**
13. $y = 3E-10x^6 - 9E-07x^5 + 0,001x^4 - 0,5833x^3 + 190,4x^2 - 32627x + 2E+06$ **(65%)**
14. $y = 3E-10x^6 - 9E-07x^5 + 0,001x^4 - 0,6183x^3 + 201,84x^2 - 34589x + 2E+06$ **(70%)**
15. $y = 4E-10x^6 - 1E-06x^5 + 0,0011x^4 - 0,6573x^3 + 214,57x^2 - 36771x + 3E+06$ **(75%)**
16. $y = 4E-10x^6 - 1E-06x^5 + 0,0012x^4 - 0,7015x^3 + 228,98x^2 - 39244x + 3E+06$ **(80%)**
17. $y = 4E-10x^6 - 1E-06x^5 + 0,0013x^4 - 0,7543x^3 + 246,22x^2 - 42197x + 3E+06$ **(85%)**
18. $y = 4E-10x^6 - 1E-06x^5 + 0,0014x^4 - 0,8147x^3 + 266x^2 - 45605x + 3E+06$ **(90%)**
19. $y = 5E-10x^6 - 1E-06x^5 + 0,0015x^4 - 0,8628x^3 + 282,41x^2 - 48572x + 3E+06$ **(95%)**

Tabela 21 - Dados Para Criação da Curva
TTT. Aço 6150. PARTE 1

TEMPERATURA (°C)	TEMPO (s)									
	55%	70%	75%	80%	85%	90%	95%			
290	452,2169293	483,6809878	521,8174173	571,479586	640,4594078	753,3177625	985,8616194			
350	276,5982266	295,8740375	319,5028168	349,5065171	390,7063614	454,3133472	590,0252842			
400	177,8331781	193,4552713	212,8447892	238,8473172	277,4966364	356,2899246	673,5016659			
450	130,1736148	144,3414738	163,1706501	189,3072171	234,0159048	334,1464041	782,9178125			
500	899,77844	958,54125	1027,95938	1110,86058	1226,89046	1405,36939	1882,8222			
550	1447,016718	1534,102065	1634,009542	1749,878058	1900,522184	2099,233963	2438,017831			
600	225,8322379	234,8872835	244,9239502	257,4119879	272,780718	294,9136132	331,794099			
650	93,30727964	95,42518273	97,6003148	100,1240463	102,9520843	106,5233322	111,7990064			

Tabela 20 - Dados Para Criação da Curva
TTT. Aço 6150. PARTE 1

TEMPERATURA (°C)	TEMPO (s)											
	5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%	40%	45%	50%	55%	60%
290	186,23897	224,0626	249,50106	269,70055	288,1971	305,93564	323,11262	340,9935709	359,6590316	379,8464583	401,3695544	424,9989158
350	111,54407	133,2904146	149,25879	162,7033	174,66739	185,9382	196,98715	208,5869084	219,7675496	231,9941915	245,0673295	260,0059431
400	57,954045	71,77491659	81,884602	90,423163	98,446764	106,38399	114,56524	123,0682187	132,0972751	141,8901429	152,7473604	164,7779187
450	37,936071	46,79809669	53,936676	60,257391	66,265042	72,432547	78,696258	85,2997373	92,31446649	99,92668964	108,5906679	118,285499
500	395,20728	460,73819	508,8266	549,27365	584,88945	618,90096	653,24891	687,75434	723,67768	762,07092	803,33189	848,96964
550	657,61736	764,5077228	841,85162	906,08466	962,30173	1015,5133	1069,262	1122,882801	1178,76718	1238,291185	1301,707654	1371,395576
600	123,40697	140,0967347	152,05335	161,31413	169,18627	176,4179	183,21756	189,9612745	196,5286018	203,3323192	210,2913719	217,5464634
650	57,03259	64,3475863	69,182352	72,92382	75,957961	78,681088	81,059729	83,24481873	85,28718584	87,27066235	89,278607	91,27140529

Projeção do Comportamento da Temperatura M_s frente à elevação do Teor de Carbono. Projeção Realizada com Equação de Andrews

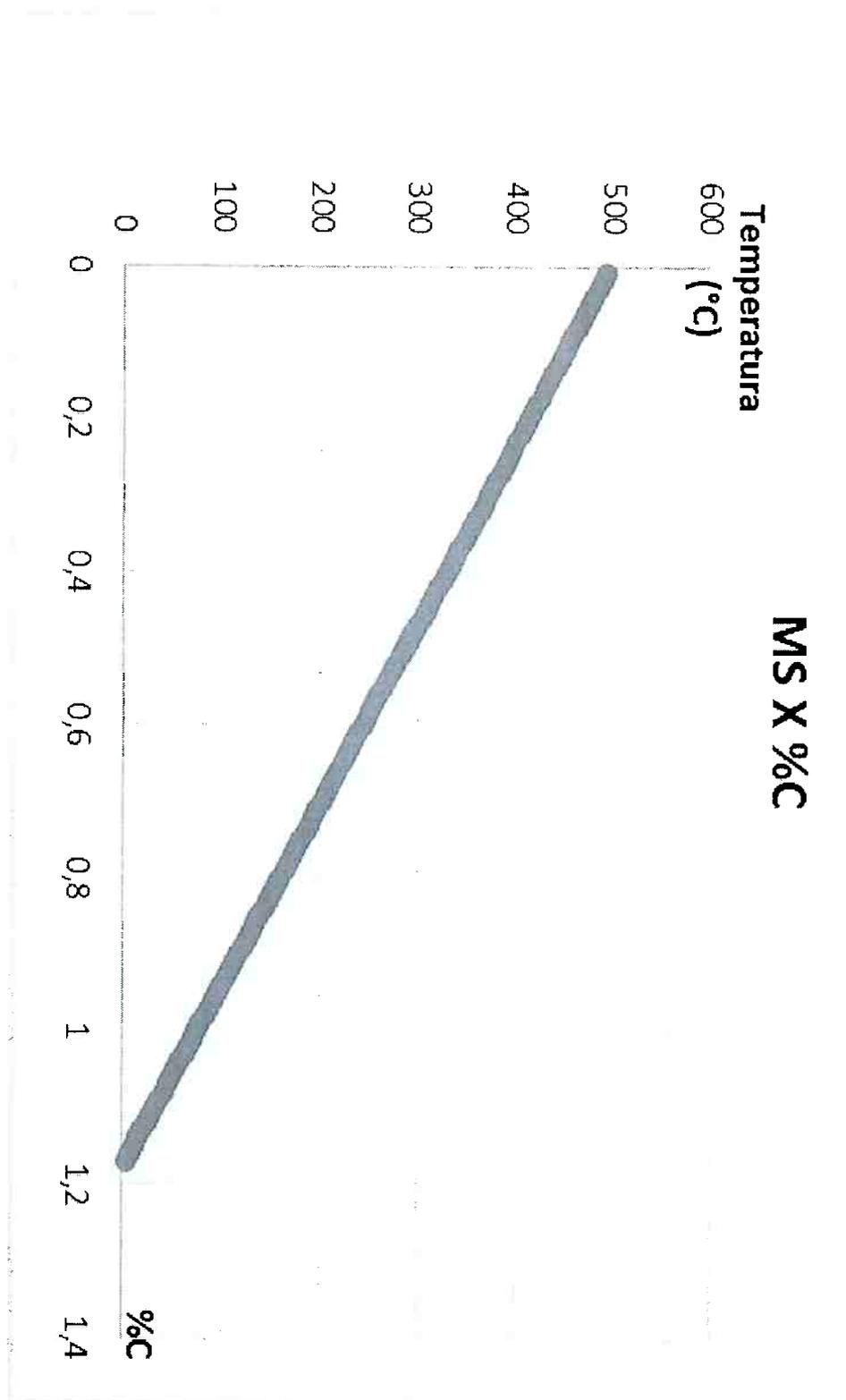


Figura 80 - Projeção do comportamento da temperatura M_s (calculada pela Equação de Andrews) com relação ao teor de Carbono. Projeção realizado sobre o aço SAE 5160 assumindo fixação do teor de todos os demais elementos na liga.

Apêndice B – Análise Química Desenvolvida pelo MEV

EDS 1 - Amostra aço SAE 6150 a 500°C

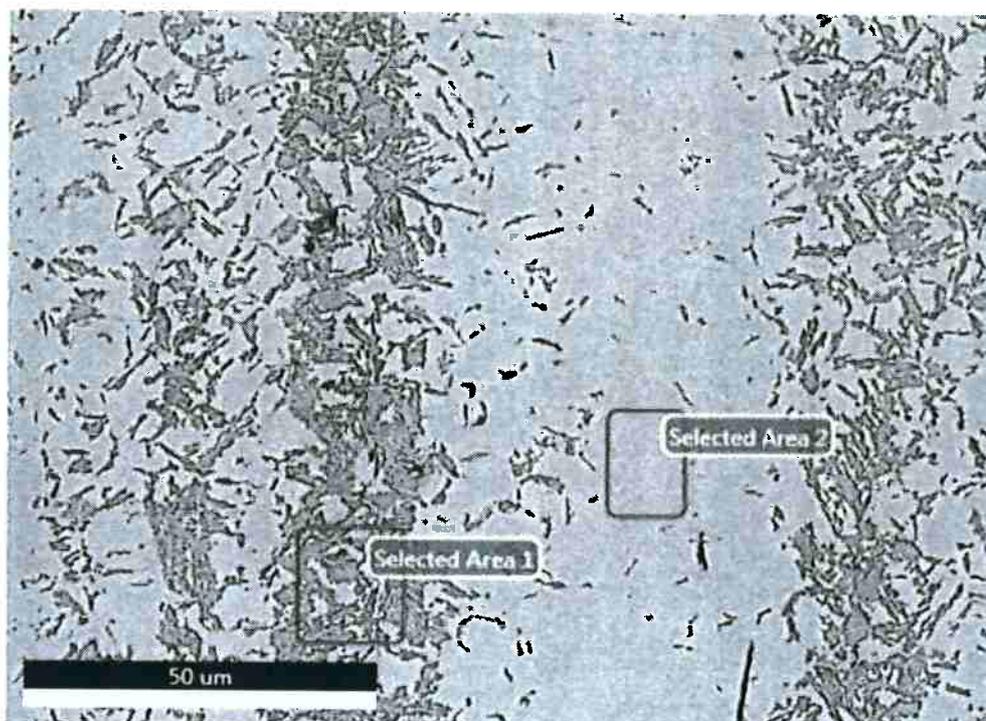


Figura 81 - Representação das regiões da amostra analisadas no MEV (EDS 1).

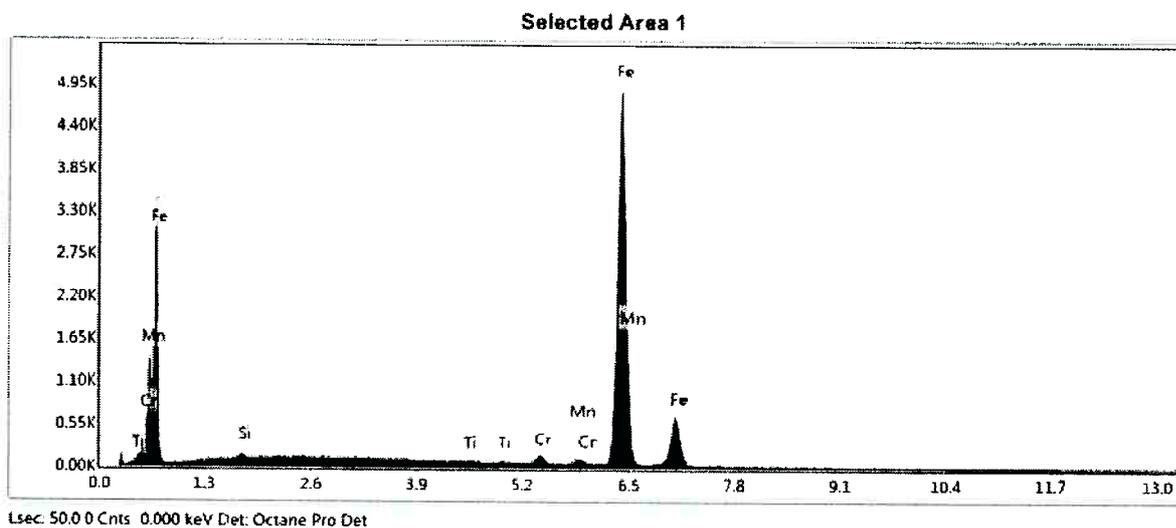


Figura 82 - Análise Química (EDS 1) da amostra aço 6150 Realizada pelo MEV.

Tabela 22 - Tabela com os valores quantitativos dos elementos Químicos (EDS 1) analisados com o MEV.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
SiK	0.23	0.46	12.29	42.58	0.0012	1.1677	0.9184	0.4411	1.0087
TiK	0.21	0.25	12.66	49.56	0.0028	1.0099	0.9774	0.9655	1.2727
CrK	1.04	1.11	56.43	16.20	0.0158	1.0024	0.9895	0.9881	1.5404
MnK	0.91	0.92	31.81	22.48	0.0103	0.9826	0.9951	0.9948	1.1501
FeK	97.61	97.26	2678.40	1.82	0.9970	0.9997	1.0004	0.9975	1.0243

EDS 2 - Amostra aço SAE 6150 a 500°C

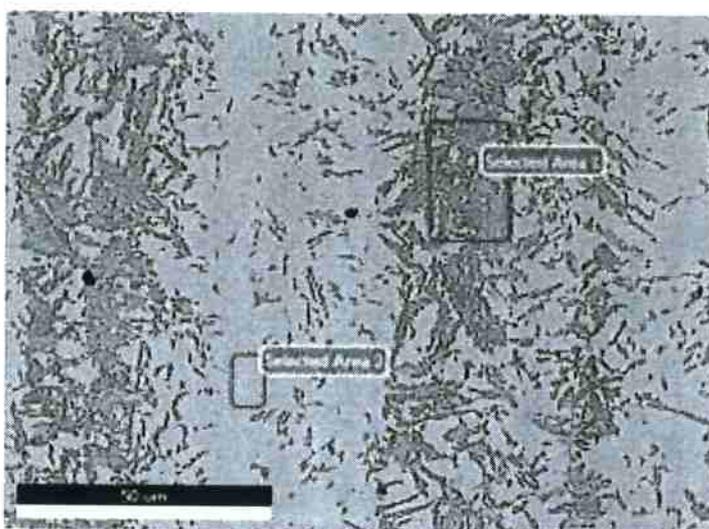


Figura 83 – Representação das regiões da amostra analisadas no MEV (EDS 2).

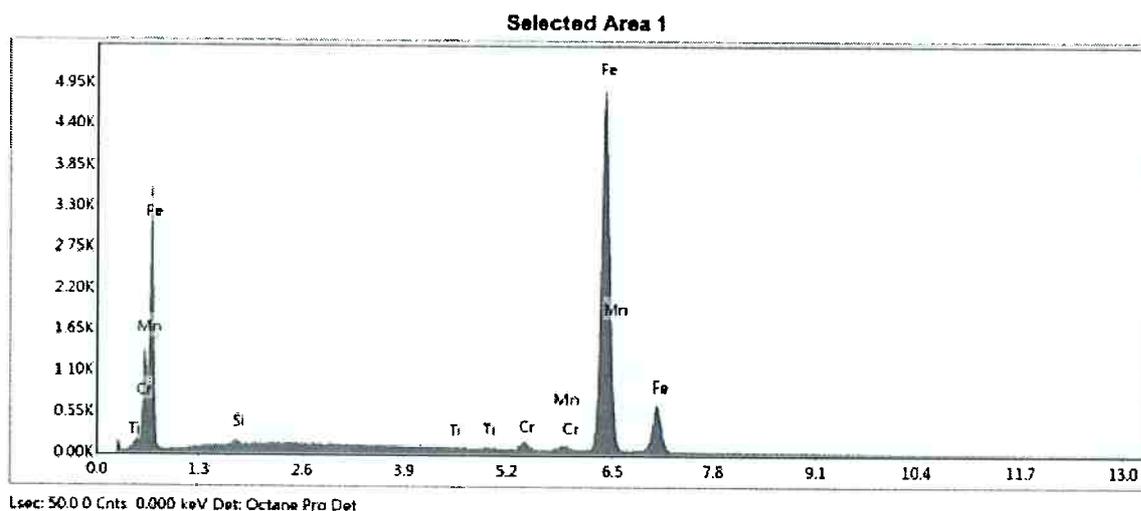


Figura 84 – Análise Química (EDS 2) da amostra aço 6150 Realizada pelo MEV.

Tabela 23 – Tabela com os valores quantitativos dos elementos Químicos (EDS 2) analisados com o MEV.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
SuK	0.36	0.70	19.17	28.31	0.0018	1.1876	0.9186	0.4419	1.0087
TiK	0.40	0.47	24.13	16.22	0.0050	1.0097	0.9775	0.9655	1.2682
CaK	1.26	1.35	69.88	18.63	0.0191	1.0022	0.9997	0.9876	1.5273
MnK	1.07	1.08	37.53	16.80	0.0120	0.9824	0.9953	0.9944	1.1460
FeK	96.91	96.40	2682.89	1.82	0.9889	0.9995	1.0005	0.9968	1.0243

EDS 3 - Amostra aço SAE 6150 a 500°C

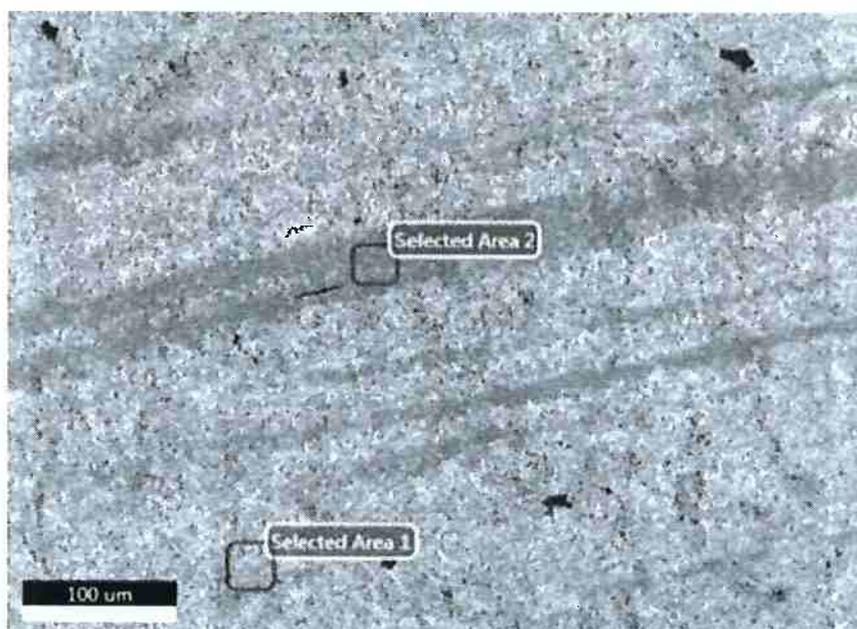


Figura 85 - Representação das regiões da amostra analisadas no MEV (EDS 3).

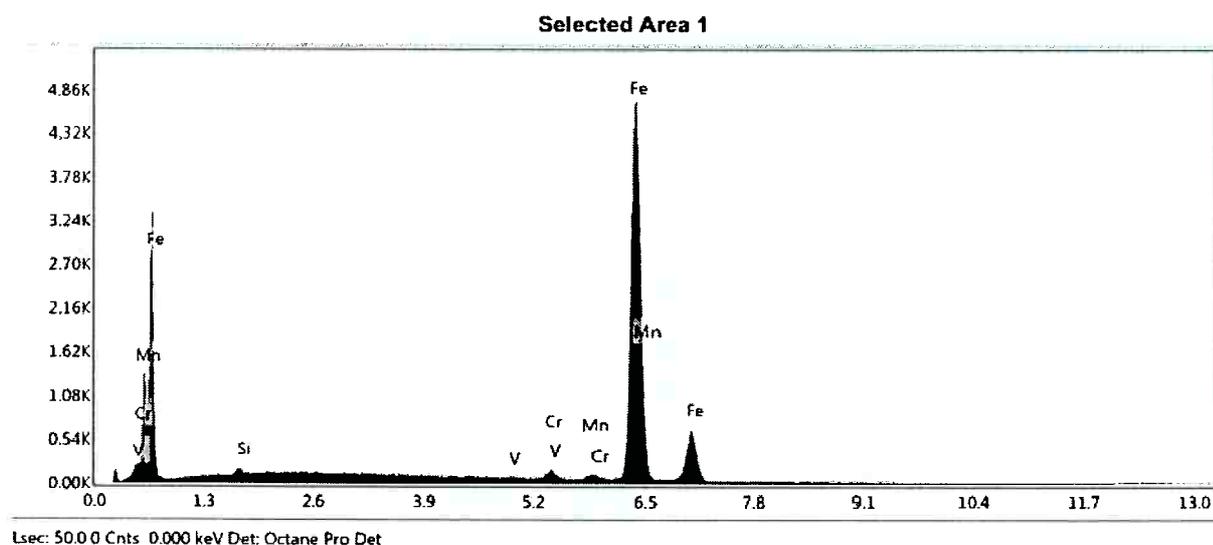


Figura 86 - Análise Química (EDS 3) da amostra aço 6150 Realizada pelo MEV.

Tabela 24 - Tabela com os valores quantitativos dos elementos Químicos (EDS 3) analisados com o MEV.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
SiK	0.24	0.47	12.36	39.41	0.0012	1.1677	0.9183	0.4409	1.0088
VK	0.19	0.21	10.21	57.79	0.0026	0.9863	0.9835	0.9791	1.3915
CrK	0.89	0.95	47.53	17.87	0.0138	1.0024	0.9894	0.9885	1.5456
MnK	0.74	0.75	25.46	25.20	0.0084	0.9826	0.9951	0.9948	1.1525
FeK	97.94	97.62	2637.92	1.82	1.0007	0.9997	1.0003	0.9978	1.0242

Apêndice C – Maiores detalhes gráficos sobre o Software do Dilatômetro

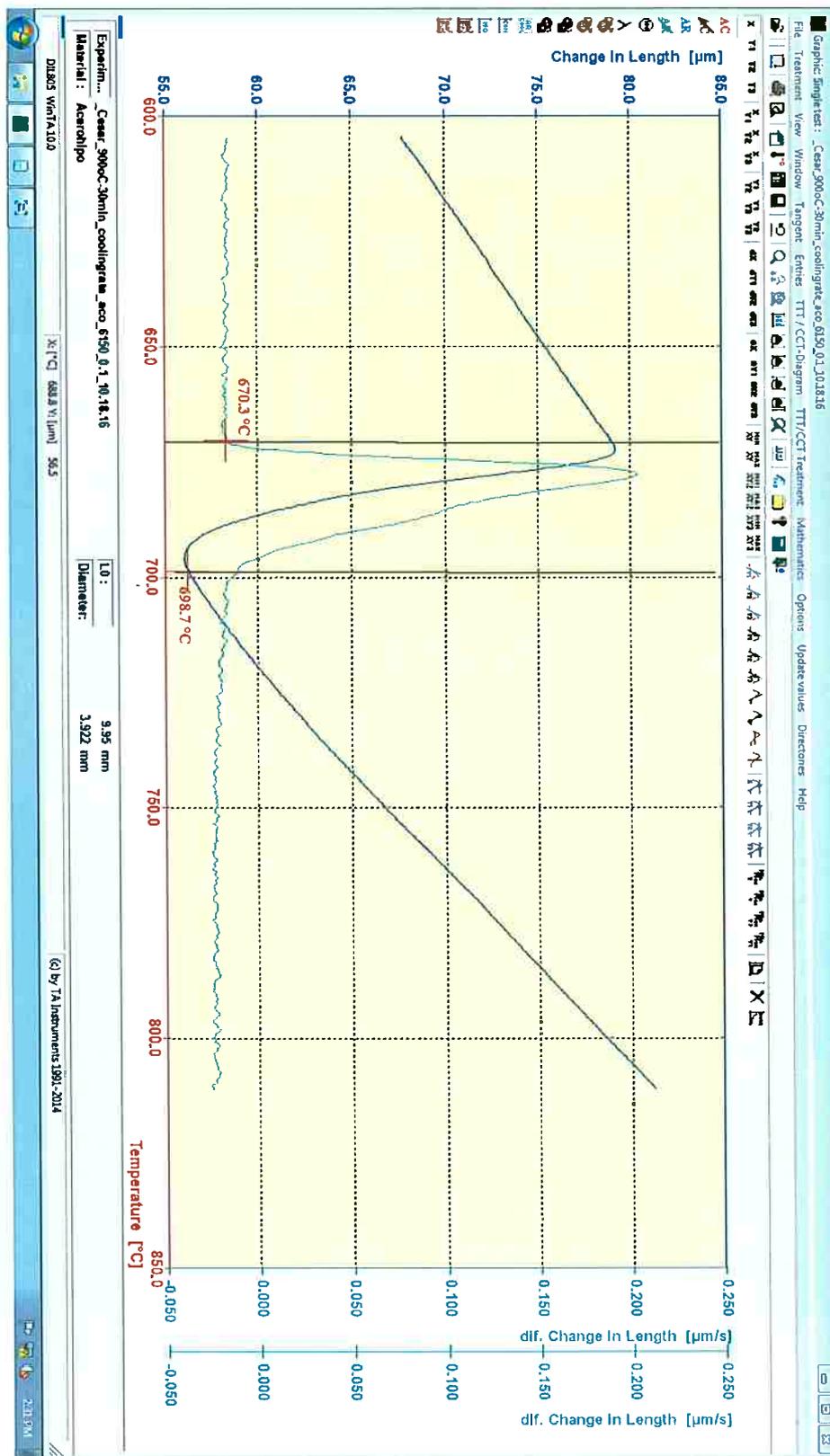


Figura 87 - Tela de utilização da Ferramenta Gráfica par obtenção das Temperaturas M_s e A_{R3} . Na figura a temperatura aferida é a A_{R3} para aço SAE 6150

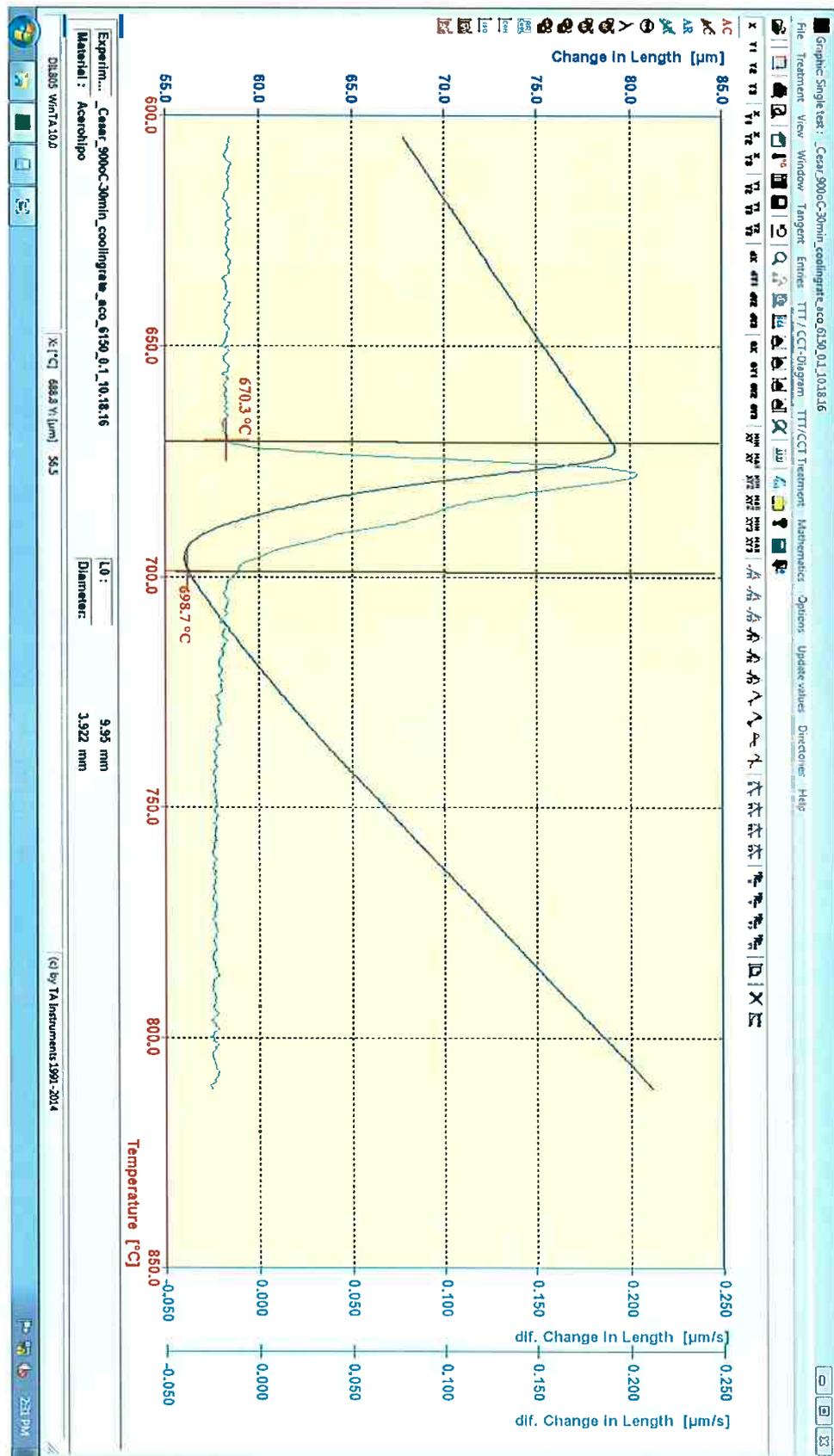


Figura 88 - Tela de utilização da Ferramenta Gráfica para obtenção das Temperaturas M_s e A_{R3} . Na figura a temperatura aferida é a A_{R3} para aço SAE 6150.