

GRAZIELE FERNANDES MIGNOTO

Caracterização e construção do diagrama TTT para o aço SAE1080

São Paulo  
2019

GRAZIELE FERNANDES MIGNOTO

Caracterização e construção do diagrama TTT para o aço SAE1080

Trabalho de formatura apresentado à Escola  
Politécnica da Universidade de São Paulo

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Franco de  
Monlevade

São Paulo  
2019

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte

## AGRADECIMENTOS

À minha família que me proporcionou educação e suporte para a realização dos meus sonhos e conclusão da graduação. Agradeço em especial à minha mãe Maria Albina Fernandes Mignoto que é meu exemplo de mulher, caráter e superação.

A todos os professores que cruzaram o meu caminho e fizeram parte do meu aprendizado. Agradeço principalmente aos professores do curso Etapa pelo empenho e dedicação que tornaram as aulas pré-vestibular mais divertidas e encorajaram tantos alunos a nunca desistirem de seus objetivos.

À Escola Politécnica e seus professores, pela competência técnica e contribuição com minha formação acadêmica. Agradeço ao professor Hélio Goldenstein pela orientação durante a iniciação científica e ao CNPQ pela bolsa de estudos concedida, proporcionando a base para esse trabalho.

Ao meu orientador Prof. Dr. Eduardo Monlevade pela dedicação e auxílio que viabilizaram o aprofundamento do tema abordado na iniciação científica e permitiram a conclusão do trabalho de formatura.

Agradeço à MSc. Eng. Ana Paula Gonçalves Chaves pela disponibilização de dados e amostras, bem como o auxílio durante a iniciação científica.

Aos meus queridos amigos Henrique Capelas, Thiago Ralha, Rafael Imai, Marcelli Susaki e Mariana Tanaka que conheci no primeiro ano da graduação e levo comigo no fim dessa trajetória. Agradeço por todas as risadas, carinho e apoio principalmente nos momentos de dificuldade.

Aos demais colegas e técnicos do departamento que contribuíram diretamente ou indiretamente para a conclusão do curso.



## RESUMO

O objetivo deste trabalho é analisar 14 amostras de um aço SAE1080 após diferentes tratamentos térmicos realizados em dilatômetro com o intuito de construir experimentalmente seu diagrama TTT (tempo – temperatura – transformação) a partir de um número reduzido de amostras. Elementos que compõem a curva TTT, como dureza do material e temperaturas críticas da transformação austenítica e martensítica, também foram determinados e comparados com informações da literatura. Além disso, uma sequência de micrografias para diversas temperaturas de transformação isotérmica foi apresentada para confirmar as hipóteses adotadas quanto aos constituintes (perlita, bainita, martensita) formados no produto final. Por fim, amostras que sofreram tratamento de revenimento foram caracterizadas e comparadas com os exemplares que não passaram por essa etapa de tratamento com o intuito de verificar diferenças morfológicas e de dureza causadas pelo aquecimento. Para aços com composição eutetóide, o resfriamento sob condições termodinâmicas sugere apenas a formação de perlita, entretanto fora dessas condições é possível obter outras fases. Em algumas análises, as fases ferrita e cementita proeutetóide foram identificadas possivelmente por conta de heterogeneidades de composição da liga. O espaçamento interlamelar das amostras de perlita calculado pelo método de intersecção aleatória apresentou comportamento condizente com as temperaturas de transformação e a curva TTT experimental mostrou boas aproximações principalmente na região do “nariz” da curva, apesar de dificuldades na análise ocasionadas por oscilações de temperatura durante o ensaio.

Palavras-chave: aço carbono. Diagrama TTT. Espaçamento interlamelar da perlita. Transformações isotérmicas.

## ABSTRACT

The purpose of this study was to analyze 14 samples of SAE1080 steel alloy after different heat treatments in a dilatometer to build a TTT diagram with a reduced number of samples. To build a TTT diagram was crucial to analyze the microhardness of the samples as well as critical temperatures of austenitic and martensitic transformations and to compare them with previous studies in the literature. Metallographic preparation and microscopy were also performed in all samples after isothermal transformations to prove the hypothesis about the constituent phases (pearlite, bainite, and martensite). Finally, the samples that underwent tempering treatment were characterized and compared with specimens without treatment in order to verify morphological and hardness differences caused by the heating. For eutectoid steels, the cooling under thermodynamic conditions foresees just pearlitic transformation. However, it is possible to obtain other phases outside these conditions. Proeutetoid ferrite and proeutetoid cementite phases were identified due to heterogeneities in chemical composition. Interlamellar spaces of pearlite were calculated by the aleatory intersection method, and the results were consistent with the transformation temperatures. The experimental TTT curve showed good approximations mainly in the nose of the curve, although difficulties in the analysis caused by temperature oscillations during the test.

Keywords: steel. TTT diagram. Interlamellar spaces of pearlite. Isothermal transformations

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - (a) Estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC) e (b) Estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) [4].	15
Figura 2 - Diagrama de fases ferro-grafita [5].	17
Figura 3 - Diagrama de fases ferro-cementita [5].	18
Figura 4 - Diagrama esquemático Fe-C apresentando as estruturas finais para cada faixa de composição dos aços [5].	19
Figura 5 - Mecanismos de decomposição da austenita. Adaptado de [5].	22
Figura 6 – Esquema ilustrativo das morfologias da ferrita [5].	23
Figura 7 - Ilustração esquemática da ferrita acicular. Adaptado de [9].	25
Figura 8 - Nucleação e crescimento da perlita segundo Mehl. Adaptado de [5].	26
Figura 9 - Perlita em aço eutetóide. Ataque: Nital 2%. Adaptado de [4].	28
Figura 10 - Célula unitária tetragonal compacta (TCC) destacada a partir de duas células unitárias de austenita (CFC). Adaptado de [4].	29
Figura 11 - Efeito do teor de carbono no tipo de martensita e na quantidade de austenita retida nas ligas Fe-C [6].	31
Figura 12 - Morfologia esquemática da bainita superior e inferior. Adaptado de [9].	33
Figura 13 - Curva TTT esquemática para aços com composição eutetóide. Adaptado de [5].	34
Figura 14 - Curvas TTT esquemáticas para aços carbono e aços ligados com destaque na região de formação de perlita e bainita [5].	35
Figura 15 - Curvas TTT esquemáticas para aços hipoeutetóides e hipereutetóides [5].	36
Figura 16 - Representação esquemática do dilatômetro [5].	38
Figura 17 - Método de construção das curvas TTT [5].	39
Figura 18 - Representação esquemática dos tratamentos de têmpera e revenimento [5].	40
Figura 19 - Esquematização dos ciclos térmicos das amostras A50 até A700 com algumas temperaturas de referência.	45
Figura 20 - Esquematização do ciclo térmico da amostra AR50.	46
Figura 21 - Esquematização do ciclo térmico da amostra AR300.	46
Figura 22 - Embutidora metalográfica modelo EM30D [1].	49
Figura 23 - Amostras após processo de desbaste da superfície.	49
Figura 24 - Microdurômetro Shimadzu HVM – 2TQDW [1].	50
Figura 25 - Representação do espaçamento lamelar. Adaptado [5].	52
Figura 26 - Curva TTT para aços 1080 [22].	53

Figura 27 - Diagrama Fe-C esquemático com as temperaturas $A_{c1}$ , $A_{cm}$ e $A_3$ . Adaptado de [5] .....	55
Figura 28 - Determinação das temperaturas críticas para ensaio seguindo a norma ASTM A1033 .....	55
Figura 29 - Curvas de dilatométrica dos corpos na região entre 710°C e 800°C para aquecimento com taxa de 10°C/s.....	58
Figura 30 - Curva de dilatométrica do corpo de prova AR50 para taxa de resfriamento de 150°C/s. ....	59
Figura 31 - Variação do comprimento da amostra A300 na região de transformação do patamar isotérmico.....	61
Figura 32 - Recalescência da amostra A300 na região de transformação do patamar isotérmico.....	62
Figura 33 - Diagrama TTT experimental obtido com dados de dilatométrica para o aço SAE1080 .....	63
Figura 34 - MO da amostra de aço 0,8%C como recebida. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	67
Figura 35 - MEV da amostra de aço 0,8%C como recebida. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita e ferrita proeutetóide 20.000x (d) perlita média 40.000x.....	68
Figura 36 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) martensita 500x (b) martensita com colônias de perlita (escuras) 1.000x.....	69
Figura 37 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) ripas e agulhas de martensita (b) martensita com austenita retida (c) martensita com colônia de perlita (b) destaque na colônia de perlita. ....	70
Figura 38 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) martensita revenida 500x (b) martensita revenida 1000x. ....	71
Figura 39 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) martensita revenida 5.000x (b) martensita revenida 10.000x (c) martensita revenida 20.000x (d) martensita revenida 40.000x. ....	72
Figura 40 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) bainita 500x (b) bainita 1.000x.....	73
Figura 41 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) bainita 5.000x (b) bainita 10.000x (c) bainita inferior 20.000x (d) bainita – destaque nos carbonetos (claros) no interior e ao redor das agulhas escuras de ferrita 40.000x.....	74
Figura 42 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) bainita revenida 500x (b) bainita revenida 1000x. ....	75

Figura 43 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) bainita revenida 5.000x (b) bainita revenida 10.000x (c) bainita revenida 20.000x (d) bainita revenida 40.000x. ....	76
Figura 44 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 475°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	77
Figura 45 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 475°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita fina 20.000x (d) perlita fina e perlita degenerada 40.000x. ....	78
Figura 46 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 500°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	79
Figura 47 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 500°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita fina 20.000x (d) perlita fina 40.000x. ....	80
Figura 48 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 525°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	81
Figura 49 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 525°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) perlita fina 10.000x (c) perlita com cementita proeutetóide 20.000x (d) perlita fina 40.000x. ....	82
Figura 50 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 550°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	83
Figura 51 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 550°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) perlita com cementita proeutetóide 10.000x (c) perlita média 20.000x (d) perlita média 40.000x. ....	84
Figura 52 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 575°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	85
Figura 53 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 575°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) perlita com cementita proeutetóide 10.000x (c) perlita média 20.000x (d) perlita com cementita proeutetóide 40.000x. ....	86
Figura 54 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 600°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	87
Figura 55 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 600°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita e ferrita proeutetóide 20.000x (d) perlita média 40.000x. ....	88

Figura 56 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 625°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	89
Figura 57 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 625°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) perlita e ferrita proeutetóide 10.000x (c) colônias de perlita 20.000x (d) perlita média 40.000x. ....	90
Figura 58 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 650°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	91
Figura 59 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 650°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita média 20.000x (d) perlita média 40.000x. ....	92
Figura 60 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 700°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x. ....	92
Figura 61 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 700°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita grossa 20.000x (d) perlita grossa 40.000x. ....	93
Figura 62 - Variação da dureza da perlita com o espaçamento interlamelar em aços com 0,8% C. Adaptado de [27].....	95
Figura 63 - Espaçamento interlamelar em função da temperatura de transformação de aços 0,8%C. Adaptado de [27].....	95

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço estudado .....	42
Tabela 2 - Códigos das amostras analisadas com seus respectivos tratamentos térmicos.....	43
Tabela 3 - Tempo de tratamento dentro do patamar isotérmico e as possíveis microestruturas resultantes .....	54
Tabela 4 - Temperaturas críticas AC1 e ACM obtidas pela dilatométrica .....	58
Tabela 5 - Temperaturas críticas medidas por dilatométrica e método numérico.....	60
Tabela 6 - Resultados do ensaio de dureza e prováveis microestruturas .....	65
Tabela 7 - Diferença percentual de microdureza [HV] entre os valores medidos e os apresentados por Chaves (2017) [2]. .....	66
Tabela 8 - Espaçamento interlamelar médio e dureza .....	94

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
2.1	Sistema ferro-carbono .....	15
2.1.1	Ligas hipoeutetóides e hipereutetóides .....	20
2.2	Processo de austenitização.....	20
2.3	Decomposição da austenita .....	21
2.3.1	Ferrita .....	22
2.3.2	Cementita .....	25
2.3.3	Perlita .....	25
2.3.3.1	Espaçamento interlamelar da perlita.....	28
2.3.4	Martensita.....	29
2.3.5	Bainita.....	32
2.4	Curvas TTT (tempo - temperatura - transformação).....	33
2.4.1	Fatores que afetam o comportamento das curvas TTT .....	36
2.4.2	Construção experimental das curvas TTT .....	37
2.5	Tratamentos Térmicos.....	39
2.5.1	Têmpera e Revenimento .....	39
3	MATERIAIS E MÉTODOS .....	42
3.1	Materiais .....	42
3.2	Métodos.....	43
3.2.1	Dilatometria [2] .....	43
3.2.1.1	Determinação das temperaturas críticas (feito pela autora).....	46
3.2.1.2	Curva TTT (feita pela autora).....	48
3.2.2	Preparação das amostras (feita pela autora a partir de amostras anteriormente preparadas).....	48
3.2.3	Dureza (feita pela autora) .....	49
3.2.4	Microscopia ótica (feita pela autora).....	50
3.2.5	Microscopia eletrônica de varredura (feita pela autora).....	50
3.2.5.1	Espaçamento interlamelar da perlita (feito pela autora).....	51
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	53
4.1	Dilatometria .....	53
4.1.1	Determinação das temperaturas críticas .....	54
4.2	Curva TTT .....	60
4.3	Dureza .....	64



4.4	Microestruturas .....	66
4.5	Espaçamento interlamelar da perlita .....	93
5	CONCLUSÕES .....	97
	REFERÊNCIAS .....	98

## 1 INTRODUÇÃO

Fatores como composição do material e condições de processamento são de fundamental importância para as propriedades dos materiais e, conseqüentemente, suas aplicações. Assim, para verificar como essas condições afetam a microestrutura, esse estudo aborda amostras de aço SAE1080 que são amplamente utilizados em trilhos ferroviários em decorrência do teor de carbono estar próximo à composição eutetóide (0,77% C) [1,2,3].

A formação de fases ou constituintes varia conforme o tempo e a temperatura em que as transformações ocorrem, alterando as propriedades do produto final. Visando caracterizar as fases presentes na microestrutura após os ensaios de dilatométrica, técnicas como microscopia eletrônica de varredura e ótica são comumente empregadas.

No caso de transformações originadas por processos isotérmicos, as curvas TTT (tempo - temperatura - transformação) podem ser usadas para prever a microestrutura formada dados certos super resfriamentos em que surgem constituintes como martensita e bainita. Nas curvas disponíveis na literatura são previstos longos tempos até o término das transformações para determinados constituintes. Nas normas usadas para construção do diagrama TTT a partir de métodos experimentais também são previstos longos tempos até a conclusão das transformações.

Como os processos industriais envolvem gastos energéticos associados à elevadas temperaturas, deseja-se obter uma curva com tempos mais curtos de transformação que viabilizem a aplicação tecnológica desse aço, mesmo que a transformação total do material prevista pela literatura não tenha sido atingida.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Sistema ferro-carbono

Diagramas binários do sistema Fe-C são comumente usados para simplificar o estudo de diversas famílias de ligas compostas essencialmente por ferro e carbono, apesar da grande quantidade de elementos aos quais o ferro pode combinar-se. Os aços são classificados como ligas de ferro-carbono cuja composição varia entre 0,008 e 2,14%p C (em peso). Acima desse teor de carbono, o material é classificado como ferro fundido, podendo alcançar uma composição máxima de 6,70%C em peso [3].

Os aços e as ligas ferrosas, por sua vez, possuem propriedades e desempenho definidos pela composição química e estrutura. Considerando as condições em que a pressão equivale à atmosférica, o ferro no equilíbrio pode assumir duas estruturas cristalinas distintas como fase sólida, sendo elas a cúbica de corpo centrado (CCC) e cúbica de faces centradas (CFC) que estão representadas nas Figura 1(a) e (b), respectivamente.

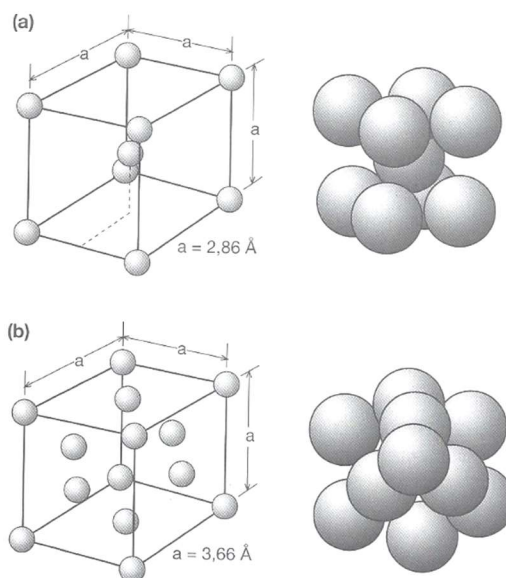


Figura 1 - (a) Estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC) e (b) Estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) [4].

A forma estável do ferro puro à temperatura ambiente, chamada de ferrita (ferro  $\alpha$ ), possui estrutura cristalina CCC. Sob aquecimento, uma alteração ocorre à  $912^\circ\text{C}$  dando origem à austenita (ferro  $\gamma$ ) que assume uma estrutura cristalina CFC e

ao atingir 1394°C, a estrutura retorna ao tipo CCC caracterizando a formação da ferrita  $\delta$ . Pelo diagrama de fases Fe-C, o ferro se apresenta na forma fundida a partir de 1538°C [5].

Além das fases ferrita e austenita serem determinadas conforme a temperatura, elas também interferem na solubilidade do carbono no ferro. Isso ocorre, pois, os átomos de carbono atuam como impurezas intersticiais que devem se acomodar na estrutura cristalina do ferro formando uma solução sólida [3,5]. Como o limite de solubilidade se relaciona diretamente com o formato e tamanho das posições intersticiais, para a fase ferrita  $\alpha$ , em que o raio de interstícios tetraédricos é 0,36Å, a solubilidade máxima é de 0,022%p C a 727°C [5].

No caso da ferrita  $\delta$ , o raciocínio é análogo ao da ferrita  $\alpha$ , entretanto sua estabilidade ocorre apenas em temperaturas relativamente elevadas. Para a austenita, a solubilidade máxima de carbono é 2,14% em peso e ocorre numa temperatura de 1147°C, em vista que as posições intersticiais octaédricas da estrutura CFC apresentam um raio de 0,53Å, impondo menor deformação aos átomos de ferro vizinhos [5].

O diagrama Fe-C representado pela Figura 2 mostra as temperaturas necessárias para as transformações de fase mencionadas anteriormente conforme equilíbrio termodinâmico. Contudo, em alguns casos, a região correspondente aos teores entre 6,70 e 100%p C (grafita pura) não é representada, dado que ferros fundidos comerciais possuem teores inferiores a 6,7%p C [4].

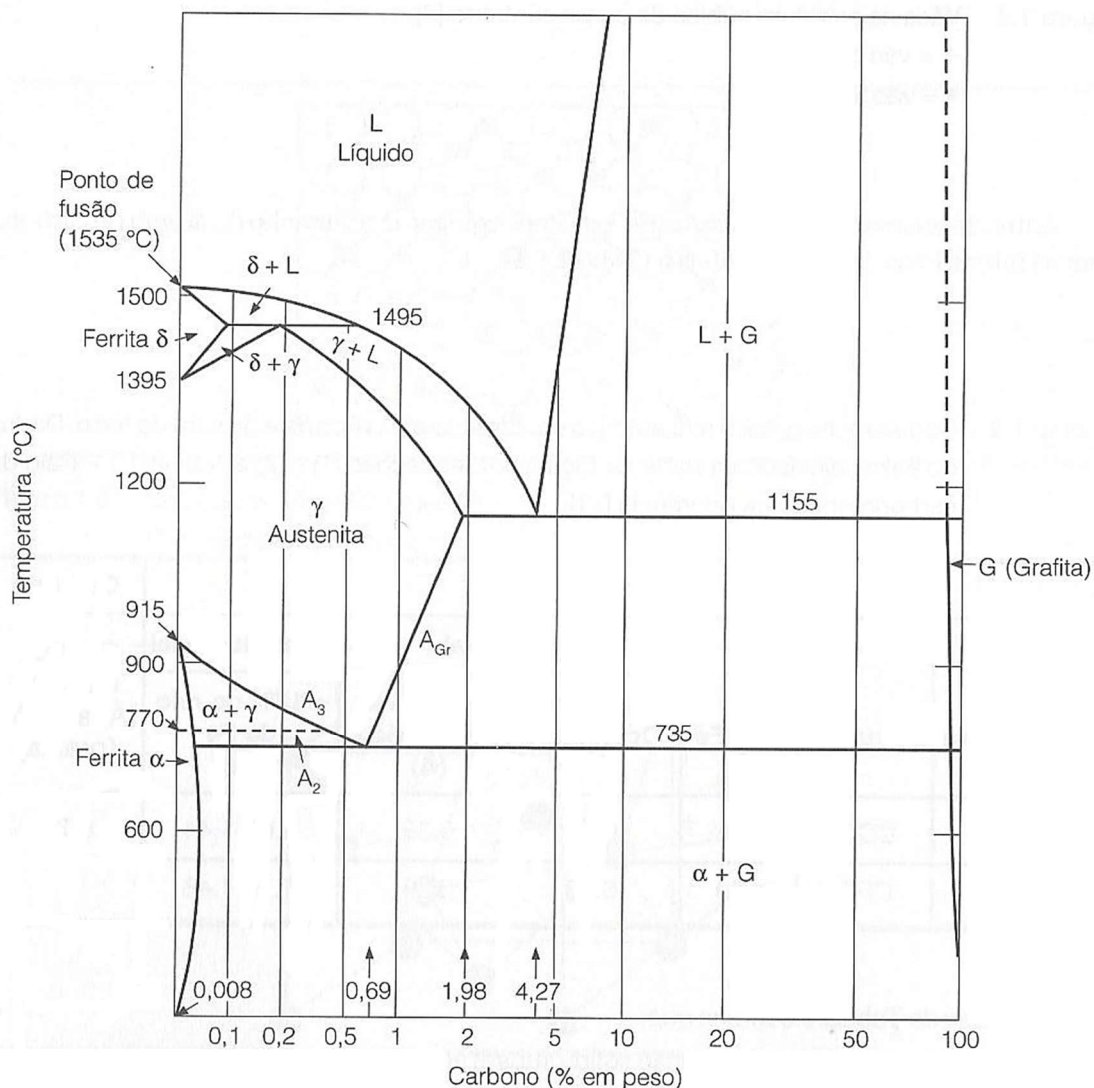


Figura 2 - Diagrama de fases ferro-grafita [5].

Durante a solidificação dos aços, as condições termodinâmicas de uma fase ou combinação de fases faz com que estas adquiram maior estabilidade em relação às outras, provocando alterações nas energias das fases envolvidas no processo. Essa diferença de energia se configura como a força motriz para que uma transformação ocorra a partir das etapas de nucleação e crescimento da nova fase. Próximo ao equilíbrio termodinâmico as fases formadas são as indicadas no diagrama, apresentando uma identificação mais simplificada [4].

Como os processos industriais ocorrem em velocidades muito mais rápidas que a condição de equilíbrio, em aplicações práticas a fase metaestável de carboneto de ferro (cementita) é formada no lugar da grafita. Dessa maneira, a formação da cementita é favorecida podendo ser considerada uma fase estável, dado que a

transformação em grafita não ocorre à temperatura ambiente, embora essa seja termodinamicamente mais estável [5]. A Figura 3 mostra o diagrama de fases ferro-cementita.

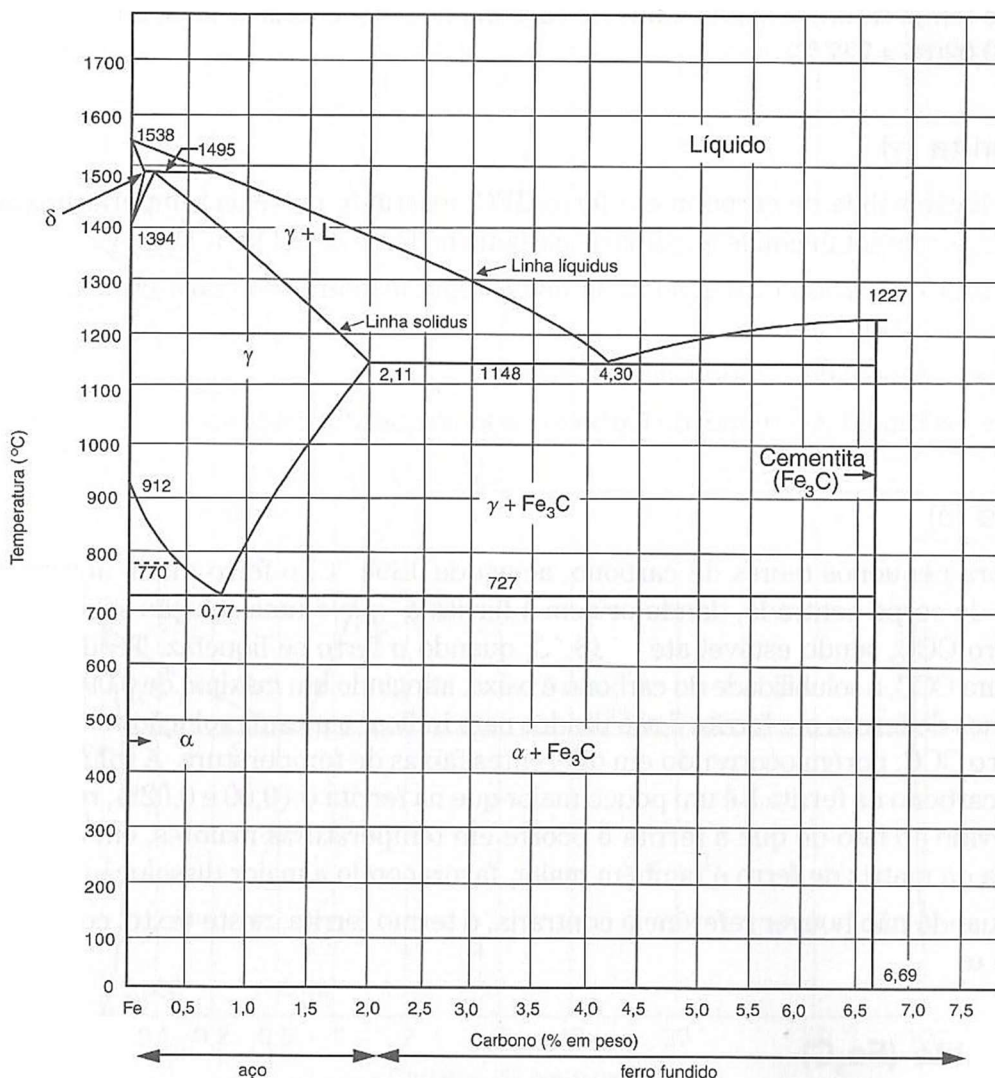


Figura 3 - Diagrama de fases ferro-cementita [5].

Quando as transformações acontecem fora das condições de equilíbrio, cujas taxas de resfriamento são demasiadamente lentas, podem ocorrer mudanças e transformações de fases em temperaturas diferentes das indicadas pelas linhas de fronteira entre os campos dos diagramas. Outro fator que pode ser observado nos processos que não seguem o equilíbrio termodinâmico é a existência de fases que não estão previstas nos diagramas na temperatura ambiente.

Um ponto importante no diagrama de equilíbrio Fe-C corresponde à reação eutetóide na qual a austenita  $\gamma$ , que é uma fase sólida, se decompõe originando duas

outras fases sólidas distintas: ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Assim, o diagrama prevê que um resfriamento da austenita ocorrendo na composição eutetóide resultaria numa transformação totalmente perlítica (P). A formação de uma fase proeutetóide, ou seja, uma fase que se forma anteriormente à eutetóide é prevista nos casos em que a composição diverge da eutetóide, como é o caso das ligas hipoeutetóides e hipereutetóides cujo diagrama está representado na Figura 4.

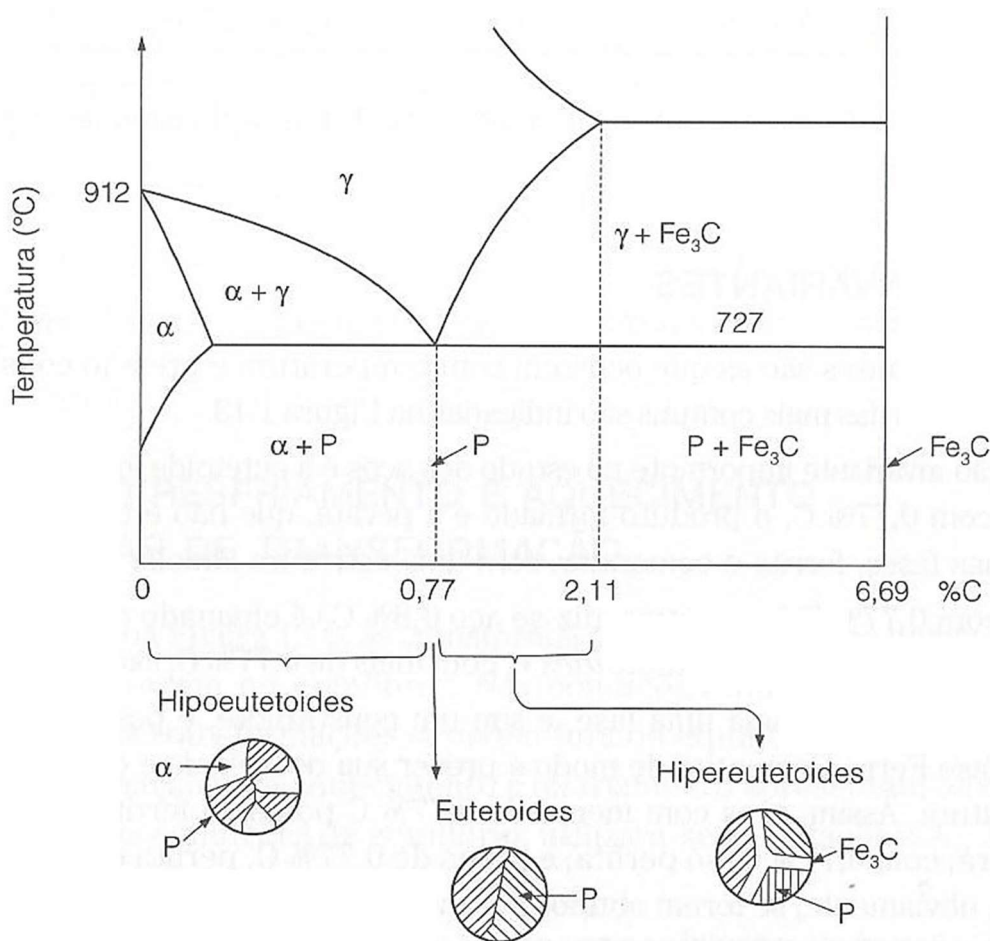


Figura 4 - Diagrama esquemático Fe-C apresentando as estruturas finais para cada faixa de composição dos aços [5].

De acordo com a composição do aço e sua velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico, podem ser formados constituintes como: perlita (agregado de ferrita e cementita), martensita e bainita, que serão discutidos adiante.

### **2.1.1 Ligas hipoeutetóides e hipereutetóides**

Em aços hipoeutetóides, ou seja, quando a composição de carbono está entre 0,022 e 0,76%p C (composição abaixo da eutetóide), forma-se ferrita como fase proeutetóide durante o resfriamento da austenita. Seguindo as condições de equilíbrio, a transformação da austenita durante o resfriamento atravessa o campo ( $\alpha + \gamma$ ) no qual a ferrita e a austenita coexistem na microestrutura do material.

A formação da ferrita ocorre ao longo dos contornos de grão originais de austenita alterando a composição da austenita remanescente que, posteriormente, será transformada em perlita na temperatura e composição eutetóide. A partir desse ponto, não haverá qualquer mudança na fase  $\alpha$  proeutetóide que será mantida como uma fase matriz contínua ao redor das colônias de perlita [4].

Para aços hipereutetóides, ou seja, quando o teor de carbono está entre 0,76 e 2,14%p C (composição acima da eutetóide), o raciocínio é análogo ao descrito anteriormente. Nestes casos, a cementita se forma como fase proeutetóide durante o resfriamento da austenita. Mantidas as condições de equilíbrio, a transformação da austenita atravessa o campo ( $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ ) no qual a cementita e a austenita coexistem na microestrutura do material.

A cementita se forma ao longo dos contornos de grão originais de austenita e também resulta na alteração de composição da austenita remanescente. Ao atingir a temperatura e composição eutetóide, o restante de austenita presente na microestrutura sofre transformação originando colônias de perlita [4].

## **2.2 Processo de austenitização**

O processo de austenitização consiste no aquecimento da liga metálica até uma temperatura na qual o material sofra transformação total resultando em austenita como única fase. Cada liga possui uma temperatura de austenitização característica que é chamada de  $A_3$ . Ela aparece nos diagramas de fase como um ponto ou temperatura crítica, indicando a transformação da fase  $\gamma$  para  $\alpha$ . De acordo com Honeycombe (1985), a mudança ocorre em torno de 910°C no ferro puro, entretanto, essa temperatura diminui progressivamente com a adição de carbono [6].



A austenita resultante do processo caracteriza-se como uma fase metálica sólida que possui estrutura cúbica de face centrada (CFC) com capacidade de solubilizar homogeneamente diversos elementos de liga. Além disso, ela pode se transformar térmica e mecanicamente em outras fases e, por esse motivo, os tratamentos térmicos têm o campo austenítico como ponto de origem, justificando a relevância do processo de austenitização [4,5].

### **2.3 Decomposição da austenita**

Após o processo de austenitização em que o material deve ser mantido numa temperatura acima de  $A_3$  por um tempo suficiente com a finalidade de que a estrutura final seja composta inteiramente por austenita, outras fases podem ser formadas a partir do processo de decomposição da austenita. O resultado dessas transformações varia de acordo com a velocidade de resfriamento e a composição de carbono do aço [7,8].

Quando o resfriamento prossegue lentamente, as fases formadas são aquelas previstas pelo diagrama (ferrita, cementita e perlita). Nesta situação, os mecanismos envolvidos na transformação são difusivos e requerem a movimentação e rearranjo de átomos para a formação da nova fase. Por outro lado, se a velocidade de resfriamento é elevada, constituintes que não estão presentes no diagrama (martensita e bainita) surgem como resultado de uma transformação que ocorre por mecanismos de cisalhamento e deformam a rede cristalina [4].

A Figura 5 mostra que além dos mecanismos de difusão e cisalhamento, as transformações também podem ser geradas pela mistura de ambos.

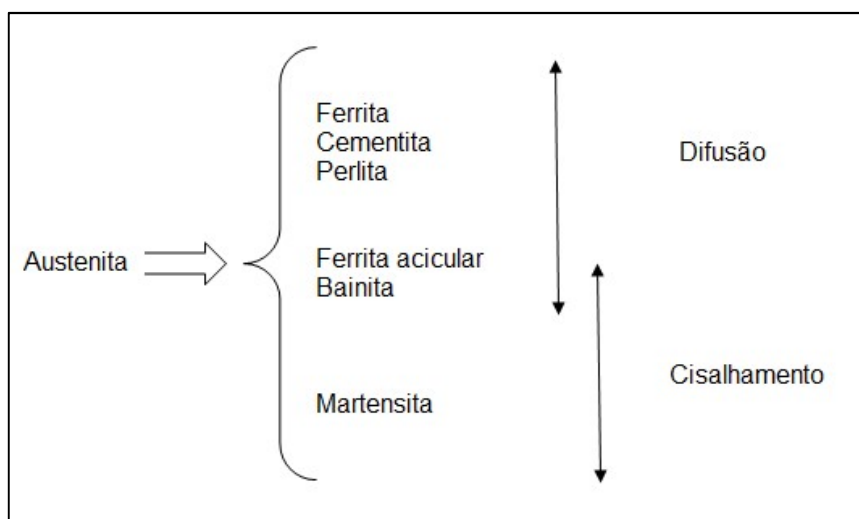


Figura 5 - Mecanismos de decomposição da austenita. Adaptado de [5].

### 2.3.1 Ferrita

A ferrita é uma fase que possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) formada por mecanismos de difusão através do resfriamento do material a partir do campo austenítico. Quando esse resfriamento é lento, sua forma é constituída por grãos equiaxiais, entretanto, é possível verificar a forma de agulhas (ferrita acicular) nos casos em que a taxa de resfriamento é mais rápida [5].

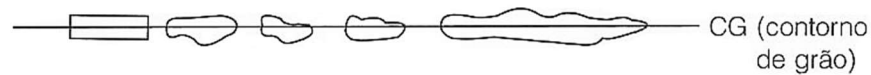
Para condições de resfriamento lento, os grãos ferríticos são nucleados preferencialmente nos contornos de grão austenítico, embora a nucleação também possa ocorrer em seu interior. O aumento na taxa de resfriamento permite a formação de ferrita em ambas as regiões dos grãos austeníticos. Neste caso, a ferrita formada é chamada de ferrita de Widmanstätten apresentando um formato alongado ou em ripas [5].

Estudos de Dubé resultaram na classificação de quatro morfologias bem definidas de ferrita que posteriormente foram modificadas por Aaronson. Elas estão representadas no esquema ilustrativo de Costa e Silva (2010) (Figura 6), que podem ser distinguidas a partir da diminuição da temperatura da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ :

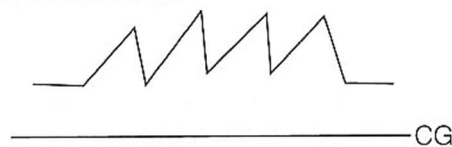
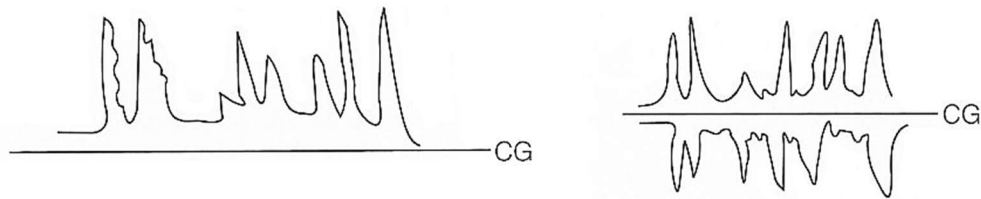
- a. Alotriomorfos de contorno de grão: são verificadas entre 800°C e 850°C que é a faixa de temperatura mais elevada. Apresentam interfaces curvas e formato equiaxial ou lenticular. A nucleação ocorre nos limites dos grãos de austenita e

conforme a temperatura decresce, os cristais se desenvolvem em apenas um lado do contorno de grão austenítico, ou em ambos os lados.

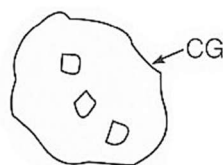
- b. Ferrita de Widmanstätten de contorno de grão: são lamelas ou ripas de ferrita nucleadas no limite dos grãos austeníticos e que crescem em planos bem definidos. Sua nucleação também pode prosseguir a partir da ferrita alotriomorfa pré-existente.
- c. Ferrita idiomorfa: são cristais com fronteiras irregulares e aproximadamente equiaxiais que nucleiam dentro dos grãos de austenita (intragranular).
- d. Ferrita de Widmanstätten intragranular: são lamelas que nucleiam no interior dos grãos de austenita [6].



(a) Alotriomorfos de contorno de grão



(b) Ferrita de Widmanstätten de contorno de grão



(c) Ferrita idiomorfa (equiaxial – formada no interior do grão austenítico)



(d) Ferrita de Widmanstätten intragranular (formada no interior do grão austenítico)

Figura 6 – Esquema ilustrativo das morfologias da ferrita [5].

No caso da ferrita de Widmanstätten, seu crescimento é favorecido por grandes tamanhos de grão da austenita, evitando o contato entre contornos de grão ferríticos que resultaria num crescimento através desses grãos. As ripas de ferrita podem ser acompanhadas por efeitos no relevo superficial e seu crescimento lateral decorre da movimentação de degraus ao longo das interfaces planas.

Um outro tipo de ferrita pode ser formado quando o resfriamento do material ocorre rapidamente. Nessa situação, a presença de inclusões não metálicas são o mecanismo de nucleação da ferrita acicular, que cresce radialmente em forma de agulhas. De acordo com Costa e Silva (2010), essa morfologia de ferrita apresenta cerca de  $1\mu\text{m}$  de largura por  $10\mu\text{m}$  de comprimento e seu mecanismo de formação se assemelha ao da bainita, o qual será discutido posteriormente [5].

Segundo Honeycombe e Bhadeshia (2006), as placas de ferrita acicular são nucleadas de forma heterogênea em pequenas inclusões não metálicas, e irradiam em diversas direções a partir do ponto de nucleação. Com isso, rachaduras de clivagem têm sua propagação desviada quando encontram uma microestrutura de ferrita acicular com muitas orientações diferentes. Esse fato propicia o aumento de tenacidade, fazendo com que essa microestrutura seja amplamente desejável [9].

Durante a nucleação da ferrita acicular existe a possibilidade do efeito de autocatálise, no qual uma placa de ferrita pode estimular a nucleação de outras assim que é formada. Desse modo, uma fração das placas não possui associação direta à nucleação por partículas não metálicas. No decorrer da transformação, a ferrita acicular é gerada por uma deformação da austenita, de modo que o ferro e os solutos substitucionais são incapazes de se difundir durante o curso da transformação [9].

Além disso, a ferrita acicular não pode se formar a temperaturas acima da temperatura de início da bainita e sua reação termina quando a concentração de carbono da austenita remanescente torna impraticável a decomposição sem difusão [5,6]. Uma representação esquemática da ferrita acicular é mostrada na Figura 7.

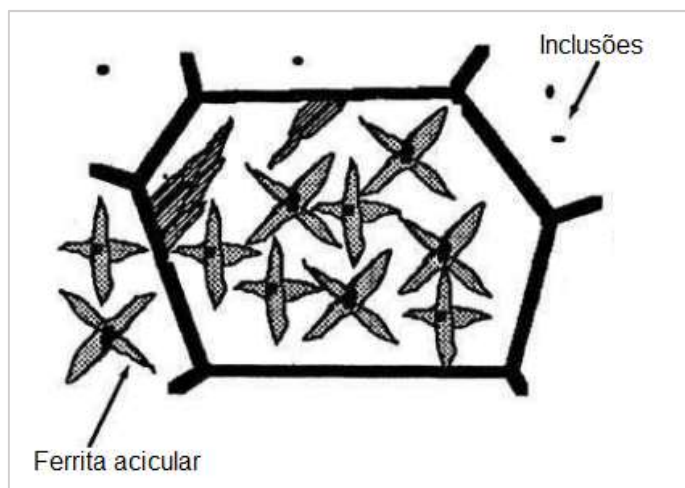


Figura 7 - Ilustração esquemática da ferrita acicular. Adaptado de [9].

### 2.3.2 Cementita

A cementita compõe outra fase que pode ser formada durante a transformação da austenita. Ela se caracteriza por ser um carboneto de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) muito duro e frágil. Esse carboneto apresenta estrutura ortorrômbica, que é estável à temperatura ambiente, e não se decompõe nessa condição [5].

Para Honeycombe (1985), as lamelas de cementita possuem uma forma cristalográfica mais precisa que a ferrita. Entretanto, a classificação criada por Dubé também pode ser aplicada ao estudo da cementita para temperaturas de transformação progressivamente menores [6].

### 2.3.3 Perlita

A perlita caracteriza-se por uma mistura entre duas fases cuja morfologia apresenta-se como lamelas alternadas de ferrita e cementita. Os primeiros metalógrafos que observaram a estrutura notaram certa semelhança com a madrepérola, explicando assim a origem de seu nome. Sob resfriamento nas condições de equilíbrio, aços com composição eutetóide (0,77% C) que partem do campo austenítico formam uma estrutura totalmente perlítica a  $727^\circ\text{C}$  [5].

Como já mencionado anteriormente, nos casos em que a composição de carbono difere da eutetóide, o diagrama prevê a formação de uma fase proeutetóide de ferrita ou cementita para aços hipoeutetóides e hipereutetóides, respectivamente

[4]. Durante o passar do tempo foram criadas algumas teorias com o intuito de explicar a formação das colônias de perlita.

A Figura 8 ilustra o mecanismo proposto por Mehl (1941) no qual a nucleação de cementita ocorre nos contornos de grão austeníticos e ocasiona a redução de carbono nas regiões vizinhas. Sendo a cementita uma fase rica em carbono, seu crescimento provoca remoção de carbono da austenita situada ao seu redor e essas regiões com menor teor possibilitam a nucleação de ferrita [10].

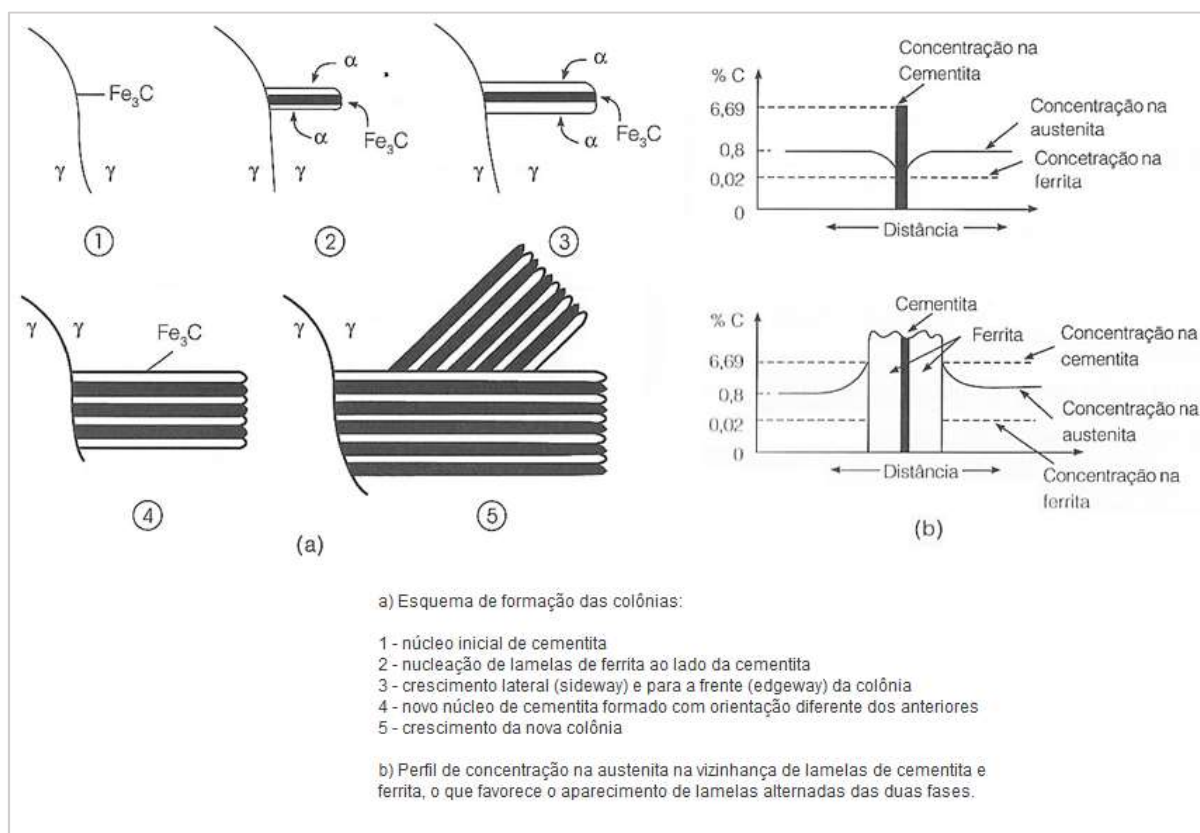


Figura 8 - Nucleação e crescimento da perlita segundo Mehl. Adaptado de [5].

Dessa forma, o crescimento das colônias perlíticas é cooperativo entre as fases ferrita e cementita, sucedendo da alternância entre regiões com diferentes teores de carbono. O processo proposto por Mehl em que a nucleação de uma fase é originada nos contornos de grão de uma matriz é chamado de nucleação “simpatética” e permite o crescimento para frente (*edgewise growth*) e para as laterais (*sidewise growth*) das colônias [5].

De acordo com Benedicks, tanto a ferrita quanto a cementita proeutetóide poderiam atuar como núcleos ativos para a formação da chamada “troostite”, ou seja, a estrutura de perlita fina. Por outro lado, essa conclusão foi aceita somente quando outros pesquisadores comprovaram experimentalmente a hipótese de Benedicks proposta no início do século XX. Em 1962, Hillert usou técnicas metalográficas que mostraram a orientação de colônias perlíticas oriundas da ferrita proeutetóide, propondo um mecanismo no qual cada nódulo de perlita é um único cristal de cada fase que cresce por ramificação. Dessa forma, o mecanismo proposto por Hillert foi aceito refutando as hipóteses estabelecidas por Mehl [11].

Ao mesmo tempo, experimentos com luz polarizada realizados por Modin indicaram que as colônias de perlita apresentavam a mesma orientação de rede que grãos adjacentes de cementita proeutetóide. Esses resultados foram novamente testados e comprovados por Hultgren e Öhlin corroborando a hipótese que em aços hipereutetóides a cementita, em geral, se forma primeiramente e então fornece condições para a nucleação da perlita. Da mesma maneira que em aços hipoeutetóides, as colônias de perlita sofrem nucleação a partir da ferrita primária [11].

A Figura 9 mostra diferentes colônias de perlita em aço eutetóide observadas com microscópio de força atômica. Na imagem a cementita apresenta-se em relevo (região clara), enquanto a ferrita constitui a fase escura formando lamelas alternadas.

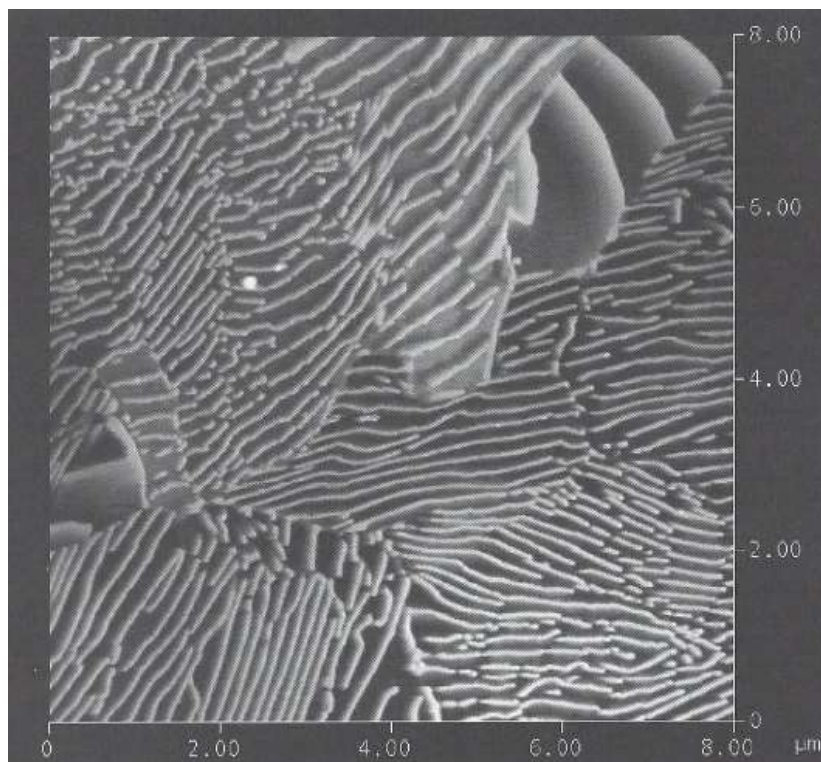


Figura 9 - Perlita em aço eutetóide. Ataque: Nital 2%. Adaptado de [4].

#### **2.3.3.1 Espaçamento interlamelar da perlita**

As lamelas de ferrita e cementita com mesma orientação cristalográfica constituem uma colônia perlítica e o espaçamento entre essas lamelas pode variar de acordo com a temperatura de processamento. Em temperaturas elevadas os processos difusivos são mais intensos ocasionando maior mobilidade dos átomos de carbono e resultando num espaçamento interlamelar maior. Nos casos em que a temperatura de resfriamento é baixa, este ocorre com maior velocidade e forma-se uma perlita fina.

Apesar da redução de temperatura diminuir a mobilidade dos átomos de carbono, fazendo com que as lamelas sejam formadas com maior proximidade, o espaçamento interlamelar também se associa ao modo como ocorre o crescimento das colônias perlíticas. Quando a nucleação para a formação de perlita é mais intensa o tamanho das colônias tende a diminuir. Além disso, quando as temperaturas são elevadas a distância interlamelar é maior, pois economizam-se gastos energéticos com energia interfacial [4].



### 2.3.4 Martensita

A formação da martensita está associada aos processos que ocorrem com resfriamento brusco, suprimindo as transformações difusivas. Assim, qualquer mecanismo de difusão que venha a ocorrer resultará na formação de fases ferrita e cementita. A transformação ocorre por mecanismos de cisalhamento e não está associada à mudança de composição química, então, a martensita formada apresenta a mesma composição da austenita que a originou [4].

Como a modificação procede fora das condições de equilíbrio, a martensita caracteriza-se por ser uma fase metaestável que apresenta estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) representada na Figura 10. Isso significa que a estrutura martensítica apresenta distorções em relação à cubica de corpo centrado, pois em temperaturas baixas, os átomos possuem pouca mobilidade e verifica-se um movimento coordenado para que haja deslocamento [5].

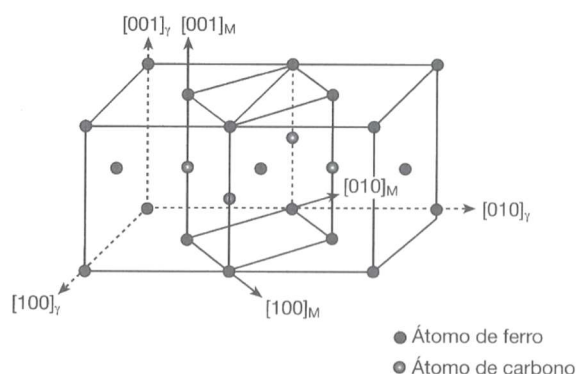


Figura 10 - Célula unitária tetragonal compacta (TCC) destacada a partir de duas células unitárias de austenita (CFC). Adaptado de [4].

A presença de carbono no aço é a principal responsável por distorcer a rede cristalina, e as deformações envolvidas na sua formação propiciam a essa fase elevada dureza. Durante o processo de têmpera verifica-se expansão no volume do material, em vista que a austenita é ligeiramente mais densa que a martensita. Por esse motivo, defeitos como trincas podem surgir nas peças em decorrências das tensões internas provocadas pela alteração da estrutura cristalina [4].

Apesar das mudanças provocadas na estrutura cristalina, os átomos de carbono permanecem como impurezas intersticiais que constituem uma espécie de solução sólida supersaturada. Com um ligeiro aquecimento do material os

mecanismos difusivos são facilitados e a estrutura rapidamente pode se transformar e originar outras fases [5].

Como esse é um fenômeno particular para cada liga, a transformação de austenita em martensita procede quando atinge-se uma temperatura inferior ao que chamamos de *Martensite Start* ( $M_s$ ) que é a temperatura de início da formação martensítica. Nessa condição é fornecida energia elástica suficiente para a transformação prosseguir a partir das deformações da estrutura cristalina.

Se tratando de uma variação praticamente instantânea, ou seja, um procedimento independente do tempo e que ocorre exclusivamente em função da temperatura, o processo se caracteriza como atérmico. Por conta disso, a transformação martensítica aparece nos diagramas TTT como linhas horizontais com temperaturas definidas de início e porcentagem de conversão de austenita para martensita, que serão abordadas a diante com mais detalhes [12].

A posição de tais linhas nos diagramas é alterada pela quantidade de carbono e pela presença de outros elementos de liga. O aumento do teor de carbono reduz as temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  (início e término da transformação) fazendo com que exista austenita retida na estrutura à temperatura ambiente. A Figura 11 mostra uma relação entre a austenita retida conforme o teor de carbono das ligas Fe-C [5,6].

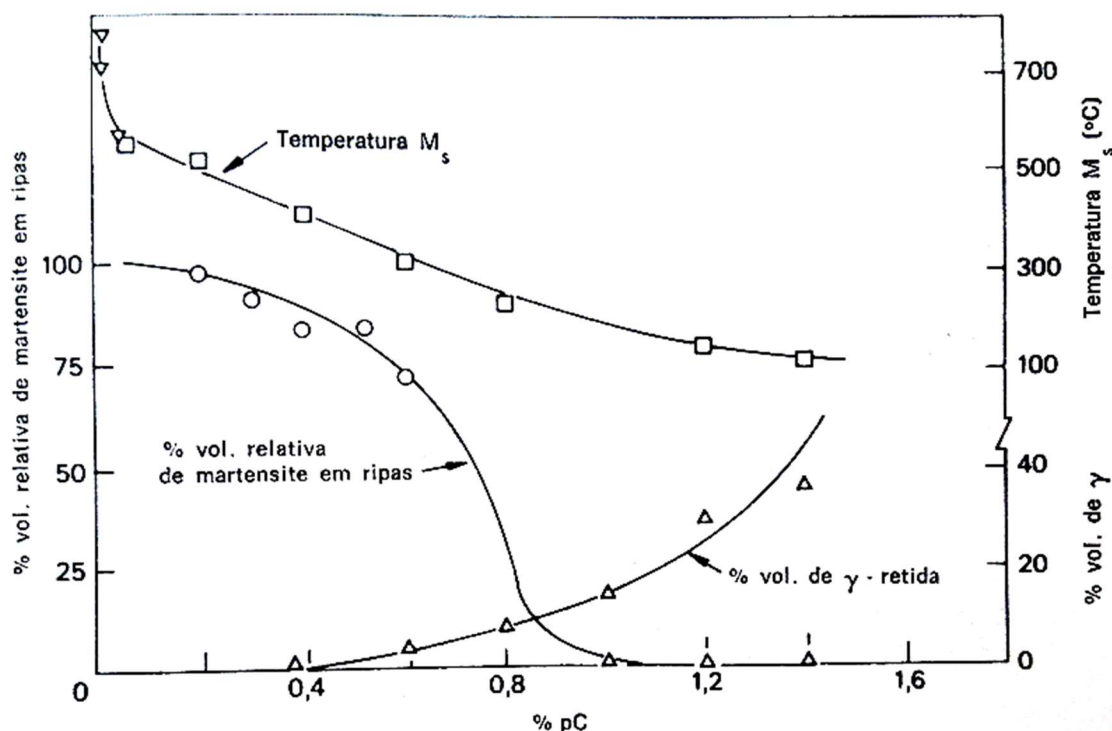


Figura 11 - Efeito do teor de carbono no tipo de martensita e na quantidade de austenita retida nas ligas Fe-C [6].

Como a quantidade de austenita transformada depende da temperatura, ao final do processo, podem existir frações de austenita retida que interferem na dureza do material. Outra característica da martensita é o elevado nível de tensões residuais decorrentes de sua formação. Assim, tratamentos térmicos de revenimento são empregados com a finalidade de aliviar tensões e, conseqüentemente, reduzir sua dureza e fragilidade [12].

O revenimento consiste num tratamento de reaquecimento do aço martensítico até uma temperatura abaixo da eutetóide. Normalmente, as temperaturas utilizadas para o processo variam entre 250°C e 650°C, permitindo que por processos difusivos sejam formadas as fases ferrita e cementita. Propriedades como ductilidade e tenacidade podem ser substancialmente melhoradas, dada a formação de uma fase contínua de ferrita, a qual já apresenta essas características. Não obstante, a dureza e resistência do material podem ser praticamente mantidas, pois a cementita fornece reforço à matriz [3].

### 2.3.5 Bainita

A bainita é um agregado de ferrita e cementita (ou outros carbonetos) que se forma em temperaturas intermediárias entre a de reação eutetóide e de início da transformação martensítica. Segundo experimentos com raios-X realizados por Hull e Mehl durante a década de 1930, os núcleos ativos para a formação da bainita eram decorrentes da fase ferrita [11].

Essa teoria foi proposta a partir do estudo das orientações cristalográficas onde percebeu-se que a ferrita tinha a mesma relação de orientação com a “austenita mãe” tanto na bainita quanto na ferrita de Widmanstätten, que é a forma mais comum de ferrita proeutetóide nos aços hipoeutetóides. Os mecanismos indicados por Mehl para a formação da perlita e da bainita apresentavam certa simetria, funcionando como imagens de um espelho [11].

A ferrita é a fase principal no crescimento da bainita, o que é possível graças a uma interface coerente entre ferrita e austenita, que requer uma relação de orientação especial. Entretanto, Hillert propôs uma terceira microestrutura eutetóide chamada de bainita inversa. Essa estrutura seria o resultado de uma interface coerente de cementita/austenita, que permitiria que a cementita fosse a fase principal durante o crescimento [13].

A natureza da bainita muda de acordo com a temperatura de transformação, podendo se formar a bainita superior ou inferior. Cada uma delas apresenta morfologia e propriedades mecânicas distintas. Na bainita superior ocorre inicialmente a formação de agulhas de ferrita, elevando os teores de carbono da austenita circundante. Posteriormente, as regiões ricas em carbono propiciam a precipitação de cementita, ou outro carboneto, entre as agulhas. O crescimento desse agregado envolve mecanismos de difusão e tensões de cisalhamento que causam deformações na estrutura de forma semelhante à transformação martensítica [5].

No caso da bainita inferior os carbonetos são formados entre as agulhas de ferrita e também em seus interiores. Essa morfologia ocorre, pois em baixas temperaturas a difusão diminui e o carbono não é totalmente segregado para a austenita, ocasionando a presença de carbonetos mais finos dentro das agulhas. Em relação às propriedades, a bainita inferior apresenta melhor tenacidade, em vista que os carbonetos grosseiros da bainita superior facilitam a nucleação de trincas [5]. A

Figura 12 é uma representação esquemática da formação dos tipos de bainita descritos anteriormente.

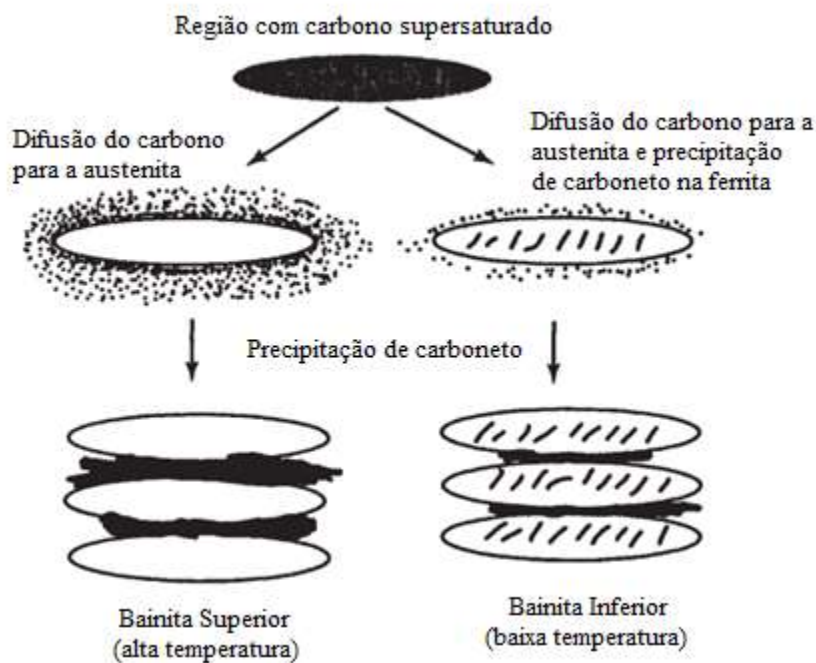


Figura 12 - Morfologia esquemática da bainita superior e inferior. Adaptado de [9].

Em alguns aços, a separação entre a região de formação da bainita superior e inferior não é totalmente clara, podendo ocorrer as duas morfologias ao final das transformações.

## 2.4 Curvas TTT (tempo - temperatura - transformação)

Os diagramas de curvas TTT permitem descrever a evolução microestrutural de um dado material tratado isotermicamente. Cada aço possui uma curva TTT característica, permitindo que a formação das fases e constituintes seja acompanhada mediante o tempo empregado numa transformação isotérmica. Em geral, o diagrama dos aços eutetóides apresentam duas curvas com um formato semelhante à letra "C". As curvas (I) e (II) correspondem, respectivamente, ao início e término das transformações, como mostra a Figura 13.

Para regiões cujas temperaturas de transformação estão próximas à temperatura de austenitização, as curvas são mais afastadas do eixo das ordenadas. Entretanto, com a diminuição gradativa dessa temperatura, atinge-se o "nariz" da

curva que corresponde ao ponto no qual o início das transformações acontece mais rapidamente, ou seja, as curvas (I) e (II) possuem a menor distância em relação ao eixo das ordenadas.

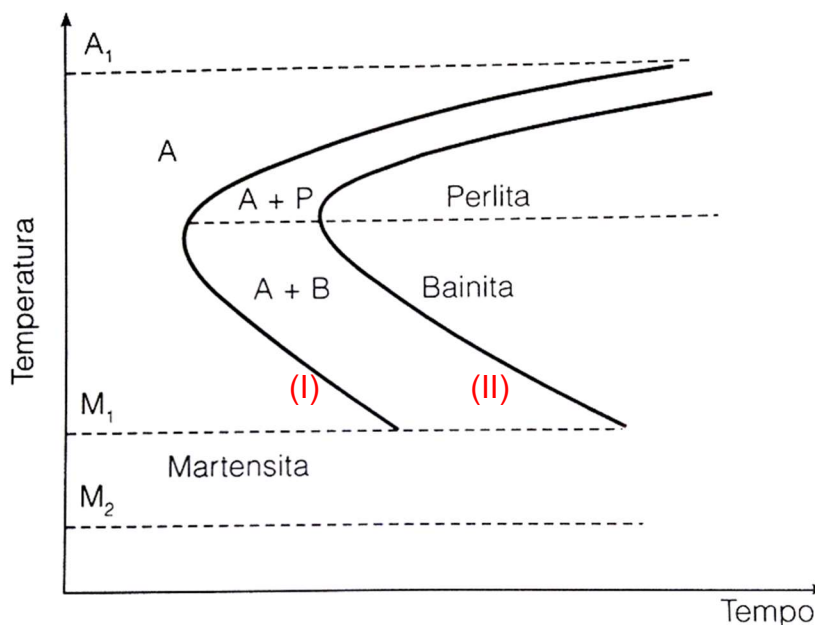


Figura 13 - Curva TTT esquemática para aços com composição eutetóide. Adaptado de [5].

Passada a região do “nariz” das curvas TTT, estas voltam a se afastar do eixo das abscissas indicando que o tempo para início da transformação é mais prolongado. Esse efeito ocorre, pois, a redução da temperatura a partir do campo austenítico provoca aumento na supersaturação ( $\Delta T = T_{\text{eutetóide}} - T_{\text{transformação}}$ ), atuando como força motriz para a decomposição da austenita. Assim, a transformação prossegue mais rapidamente. Como os processos ocorrem pelo mecanismo de difusão, a redução da temperatura para valores abaixo do “nariz” da curva dificulta a movimentação dos átomos e retarda a formação da nova fase [5]. Para os aços carbono, as reações para temperaturas abaixo do “nariz” da curva são dificultadas pela baixa difusividade do carbono que atua como elemento controlador da velocidade [6].

As regiões apresentadas nessas curvas são dependentes da taxa de nucleação e da velocidade de crescimento das fases em condições isotérmicas. Para avaliar a microestrutura formada pode-se usar como auxílio a curva TTT do aço estudado, entretanto, não há uma separação clara entre alguns constituintes, existindo regiões de transição. Diferentemente de aços com elevados teores de elementos de liga, em

aços carbono verifica-se uma região mista entre a perlita e a bainita, como mostram as curvas esquemáticas da Figura 14.

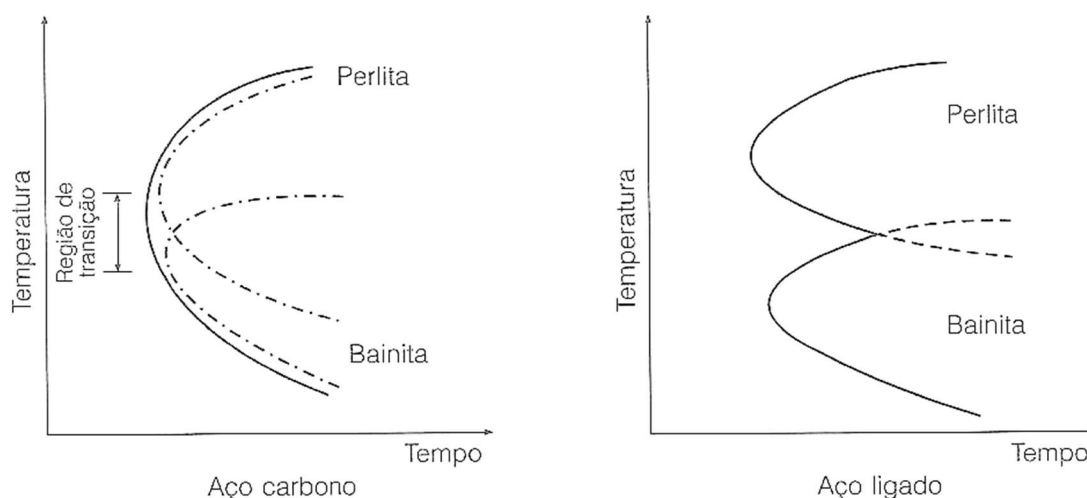


Figura 14 - Curvas TTT esquemáticas para aços carbono e aços ligados com destaque na região de formação de perlita e bainita [5].

Para uma análise correta do diagrama, algumas considerações devem ser feitas. As transformações por difusão que ocorrem ao longo de linhas paralelas ao eixo dos tempos são irreversíveis mesmo que posteriormente o tratamento passe pela região martensítica. Enquanto isso, a martensita será formada somente quando existir austenita disponível e a reação se completar abaixo da temperatura  $M_F$  [5].

Informações importantes fornecidas por alguns diagramas são as temperaturas críticas de transformação. A temperatura crítica inferior ( $A_1$ ) indica ponto de reação eutetóide  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ . Esta temperatura permanecerá invariante enquanto a reação não se completar e, teoricamente, a fase austenítica não está presente na estrutura abaixo de  $A_1$ . As temperaturas críticas superiores ( $A_3$ ) e ( $A_{cm}$ ) indicam as reações de transformação da austenita em ferrita e cementita, respectivamente. Assim, nos aços hipoeutetóides, a temperatura crítica superior é chamada de  $A_3$ , enquanto que nos aços hipereutetóides esse mesmo ponto é designado por  $A_{cm}$ . Em temperaturas acima da  $A_3$  ou  $A_{cm}$ , a única fase sólida presente na microestrutura é a austenita. Para a transformação martensítica, o início e término da reação são indicados pelas temperaturas  $M_i$  (ou  $M_s$ ) e  $M_F$  [4,5].

É importante ressaltar que para aços hipoeutetóides e hipereutetóides, as curvas TTT apresentam uma região de formação da fase proeutetóide (ferrita ou

cementita) antes da formação das colônias de perlita. A ilustração esquemática dessas curvas com as temperaturas críticas  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $A_{cm}$ ,  $M_i$  e  $M_F$  está representada na Figura 15.

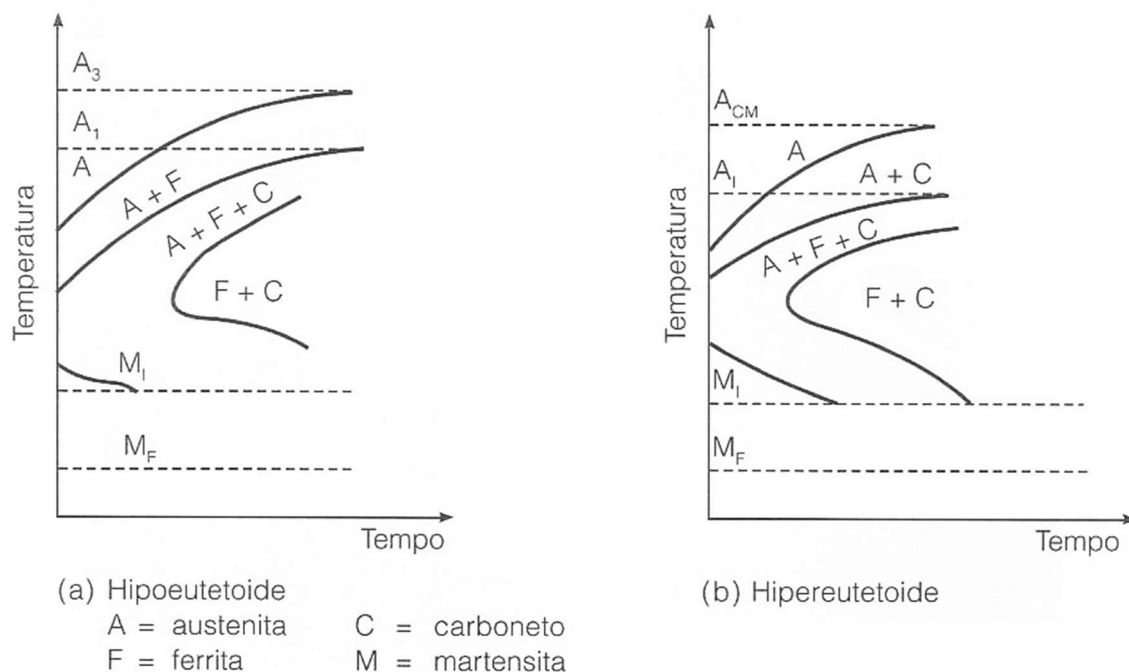


Figura 15 - Curvas TTT esquemáticas para aços hipoeutetóides e hipereutetóides [5].

#### 2.4.1 Fatores que afetam o comportamento das curvas TTT

Como mencionado anteriormente, os aços são ligas compostas essencialmente por ferro e carbono. Entretanto, o ferro tem a capacidade de se combinar a uma grande quantidade de outros elementos que podem estar presentes na composição dos aços sob a forma de impurezas, ou então, serem adicionados intencionalmente visando a melhoria de suas propriedades. Desse modo, a composição química é um dos fatores que afeta a posição das curvas do diagrama, em vista que a presença de elementos de liga altera as fases e constituintes presentes na condição de equilíbrio, bem como a velocidade com que eles se formam [3].

Esses elementos podem funcionar como estabilizadores da austenita ou da ferrita e quando dissolvidos na fase austenítica podem atrasar tanto a nucleação quanto o crescimento da perlita. A adição de estabilizadores da ferrita induz à restrição do campo austenítico e elevação da temperatura eutetóide, enquanto o inverso é observado para os estabilizadores da austenita. Embora o efeito desses elementos



seja notado, apenas a alteração da composição de carbono já é capaz de afetar sensivelmente a posição das curvas [14].

Alguns elementos de liga como o alumínio, silício e o níquel tendem a ficar dissolvidos no ferro sob a forma alotrópica  $\alpha$  enquanto outros elementos, dentre eles: titânio, vanádio, molibdênio e etc., são propensos a formar carbonetos. Na prática, a presença desses elementos retarda o início e o término das transformações, deslocando as curvas TTT para a direita [14].

Além disso, a maioria dos elementos de liga que entram em solução na austenita reduzem as temperaturas de início e término da transformação martensítica, com exceção do cobalto e do alumínio. Outras propriedades que podem ser influenciadas pela presença desses elementos são a dureza da martensita e a temperabilidade do aço, ou seja, sua capacidade de endurecimento durante o resfriamento rápido (têmpera) [12,14]

Outro fator que pode ser associado ao deslocamento das curvas do diagrama TTT é o tamanho dos grãos da austenita. Nessa situação, grandes tamanhos deslocam as curvas para a direita. Isso pode ser explicado pelo fato de a perita se formar nos contornos de grão da austenita, logo o tempo de transformação será maior quanto maior o grão. Além disso, quando os grãos são menores a quantidade de contornos de grão é elevada, permitindo que a nucleação da perlita ocorra simultaneamente em mais pontos da estrutura [12,14]

#### **2.4.2 Construção experimental das curvas TTT**

O estudo da decomposição da austenita pode ser feito a partir de ensaios experimentais de dilatometria, difração de raios-X, medição da resistência elétrica e permeabilidade magnética, ou então, por softwares no ramo da ciência de materiais, dentre eles o SteCal. Como o presente trabalho utiliza a técnica de dilatometria para a determinação da curva do aço SAE1080, será dado enfoque apenas nesse método [15].

O dilatômetro consiste num equipamento capaz de medir variações nas dimensões do corpo de prova em decorrência de transformações de fases ou mudanças na temperatura. Uma representação esquemática do equipamento é mostrada na Figura 16. Através de espiras, o material é aquecido buscando a

austenitização total de sua estrutura e a temperatura é medida por um termopar. Nesta etapa temos que a temperatura e o comprimento do corpo ensaiado são, respectivamente,  $T_A$  e  $L_A$ . Posteriormente, é realizado um resfriamento até a temperatura de tratamento isotérmico ( $T_1$ ) que por razões térmicas provoca a contração do material até o novo comprimento  $L_{1,1}$  [5].

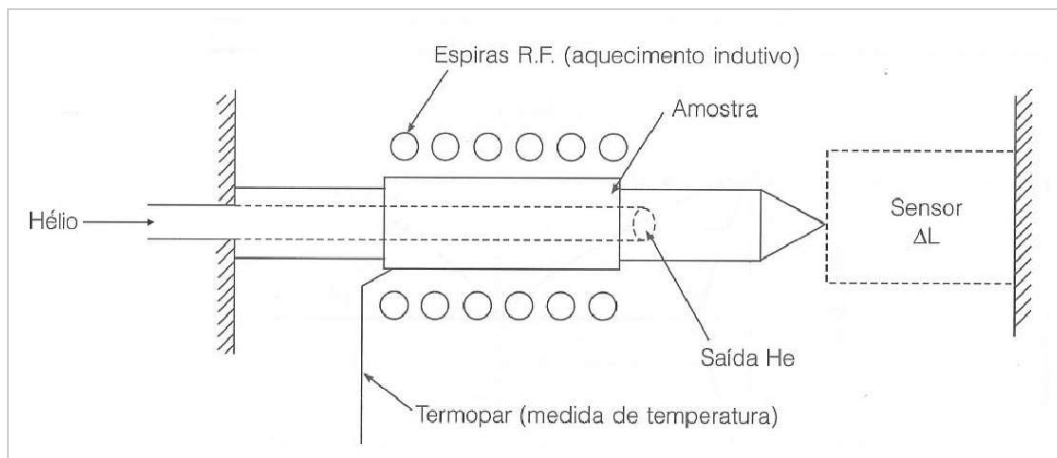


Figura 16 - Representação esquemática do dilatômetro [5].

Como as estruturas cristalinas possuem diferentes densidades, isso acarreta mudanças nas dimensões dos corpos de prova. Essas mudanças de comprimento ( $\Delta L$ ) são detectadas por um extensômetro ligado a uma das extremidades da amostra. Assim, os dados obtidos em ensaios de dilatométrica indicam o término da transformação quando o comprimento do corpo de prova se torna estável novamente ( $L_{F,1}$ ). Esse procedimento é repetido para diversas temperaturas e aliado aos tempos de início e término das transformações constrói-se a curva TTT [5,16,17].

As Figura 17(a) e (b) ilustram a evolução da temperatura e do comprimento da amostra para um tratamento isotérmico realizado em  $T_1$  e  $T_2$ , respectivamente, enquanto a construção da curva TTT é representada nas imagens (c) e (d).

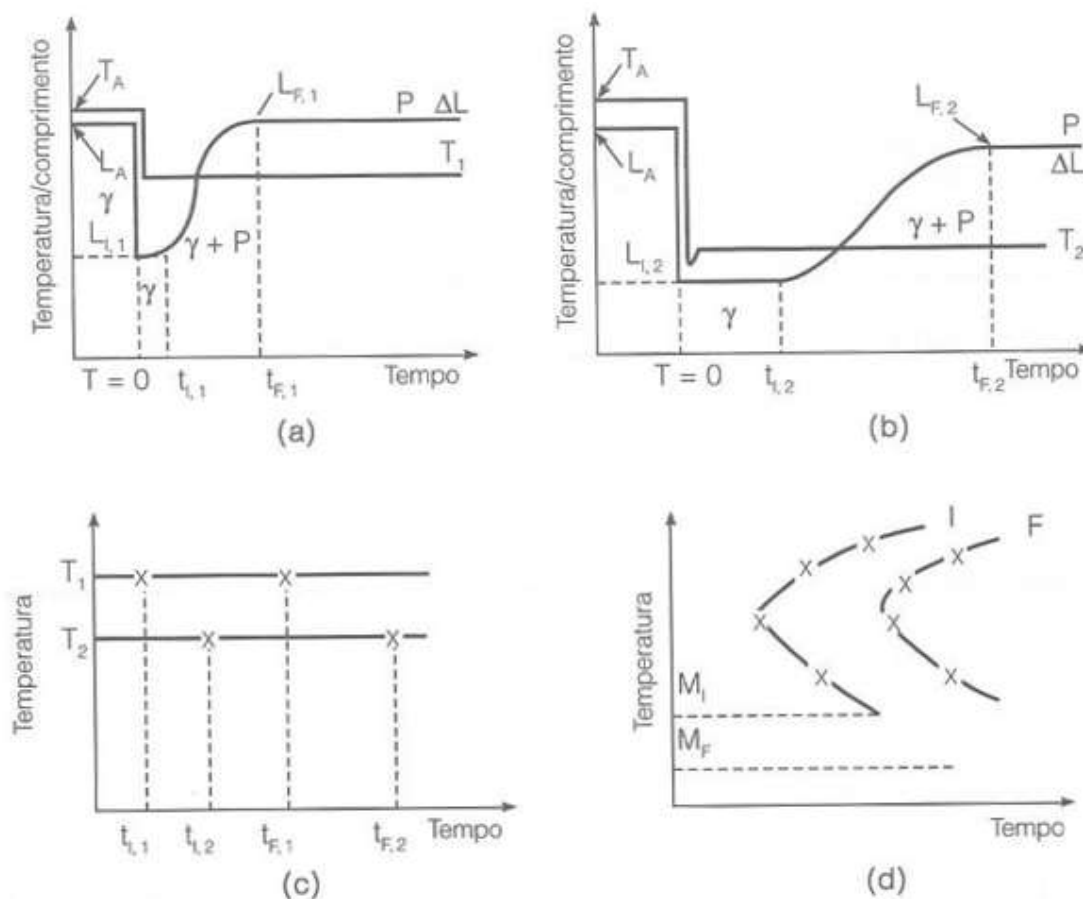


Figura 17 - Método de construção das curvas TTT [5].

## 2.5 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos são operações de aquecimento e resfriamento controlados cujo objetivo é alterar as características do material visando a otimização de suas propriedades. Dentre os principais tratamentos aplicados aos aços e suas ligas estão: recozimento, normalização, têmpera e revenimento, os quais englobam uma ampla faixa de temperaturas que podem ser aplicadas. Apesar da variedade de tratamentos, apenas as operações de têmpera e revenimento serão abordadas para o entendimento desse trabalho [4,5]

### 2.5.1 Têmpera e Revenimento

A têmpera é um artifício usado para o endurecimento de aços através do qual a austenita sofre transformação de fase sem que ocorra processo de difusão. Para isso, a austenita deve ser resfriada com velocidade suficientemente elevada até que

se atinja um superresfriamento muito alto. Com a inibição dos mecanismos de difusão de carbono, este permanece em solução na nova fase [12].

A martensita virgem, que é o produto dessa transformação, é caracterizada pela elevada dureza e fragilidade quando associada à presença de solutos intersticiais. Essa dureza é tanto maior quanto mais elevado o teor de carbono e a expansão volumétrica da estrutura, a qual pode atingir até 4%, ocasiona tensões residuais que inviabilizam sua aplicação tecnológica sem tratamentos térmicos prévios [12].

O revenimento consiste no tratamento térmico empregado logo após a têmpera com o intuito de alcançar valores adequados às propriedades de resistência mecânica e tenacidade. Este processo consiste em aquecer uniformemente o material abaixo da temperatura de austenitização por um tempo suficiente até que o carbono saia da supersaturação e precipite em forma de carbonetos. A Figura 18 ilustra um ciclo esquemático para os tratamentos de têmpera e revenimento [4,5].

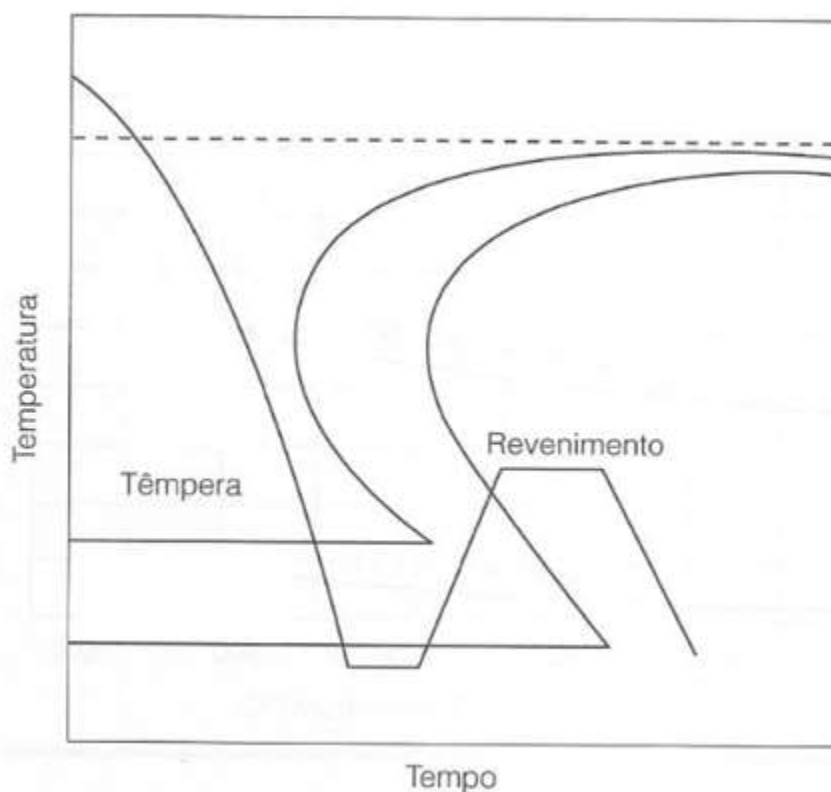


Figura 18 - Representação esquemática dos tratamentos de têmpera e revenimento [5].

As alterações nas propriedades variam conforme a temperatura e o tempo de duração do tratamento térmico e, de acordo com Costa e Silva (2010), a redução na

dureza é mais pronunciada nos primeiros minutos do processo. Como o material sofre um reaquecimento permitindo a ativação de mecanismos difusionais antes suprimidos pela têmpera, novas morfologias são observadas na microestrutura final.

Nos revenimentos entre 200°C e 300°C, as fases cementita e ferrita oriundas da decomposição da austenita retida surgem na microestrutura com características de bainita. Para temperaturas ligeiramente superiores de até 350°C, a martensita perde sua tetragonalidade enquanto a cementita precipita em forma de barras [5].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Apesar de a autora ter realizado trabalho de iniciação científica sob orientação do Prof. Dr. Hélio Goldenstein, e voltado ao tema neste trabalho de formatura, nenhum resultado obtido no período sob orientação do Prof. Hélio está apresentado aqui. Todas as análises de dilatometria foram inicialmente realizadas pela MSc. Eng. Ana Paula Gonçalves Chaves em seu trabalho de mestrado [2]. Porém, o tratamento de dados aqui apresentado foi inteiramente feito pela autora deste trabalho. A Msc. Eng. Chaves gentilmente cedeu os conjuntos de dados brutos dos ensaios de dilatometria em formato ASCII, e a amostras usadas nestes ensaios, que foram novamente submetidas a preparação e observação metalográfica. A divisão de trabalhos experimentais efetivos é a seguinte: A Msc. Eng. Chaves supervisionou a confecção dos corpos de prova de dilatometria, executou os ensaios dilatométricos e realizou uma preparação metalográfica das amostras, lixando-as até seu centro e posteriormente preparando para observação no microscópio. Estas amostras foram novamente polidas e atacadas para este trabalho. Apesar de os procedimentos da confecção de amostras e ensaios dilatométricos estar descrita no trabalho da Msc. Eng. Chaves, essa informação é repetida aqui, acrescida do número da referência bibliográfica para identificar o trabalho previamente realizado.

#### 3.1 Materiais

Para a análise da microestrutura foi utilizado um aço carbono da série SAE1080, cuja composição em massa está descrita na Tabela 1. O material e a composição química foram fornecidos pela empresa ArcelorMittal.

Tabela 1 - Composição química do aço estudado

Elemento químico	S	C	Mn	P	Si	Al	N
% em massa	0,0062	0,8010	0,5111	0,0073	0,1780	0,0002	0,0029

Dentre as características desse material estão a boa resistência mecânica e empregabilidade de diversos tratamentos térmicos, assim, seus usos comuns estão

associados à fabricação de serras, rolamentos, cutelaria e indústria automobilística. O material em questão foi recebido na forma de fio máquina que é comumente trefilado para uso estrutural em pneus [1,2].

Foram confeccionados 14 corpos de prova maciços em geometria cilíndrica com diâmetro de 4mm e 10mm de comprimento. Posteriormente ao processo de usinagem, as amostras foram submetidas à diferentes programas de tratamentos térmicos executados em dilatômetro [2]. As amostras utilizadas são parte integrante do trabalho da M Sc. Ana Paula Chaves.

## 3.2 Métodos

### 3.2.1 Dilatometria [2]

Os corpos de prova analisados neste estudo passaram por tratamentos térmicos no dilatômetro Bähr modelo DIL805A. Os ensaios foram executados no Laboratório de Transformações de Fases (PMT-POLI USP) pela M Sc. Ana Paula Chaves.

As variações no comprimento das amostras em função do tempo e da temperatura permitem comparar os efeitos que diferentes taxas de aquecimento e resfriamento exercem nas transformações de fases. Além disso, é possível avaliar a energia de ativação referente às transformações e também o efeito de elementos de liga na composição química do aço [14].

Os ciclos térmicos empregados caracterizam-se pelo aquecimento das amostras à uma taxa de 10°C/s até a temperatura de 800°C para a austenitização do aço. Durante 5 minutos, os corpos de prova permaneceram nessa temperatura e posteriormente foram resfriados com fluxo de gás hélio a uma taxa de 150°C/s.

Na Tabela 2 encontram-se as designações das amostras estudadas que serão utilizadas no decorrer do relatório, assim como seus respectivos tratamentos térmicos.

Tabela 2 - Códigos das amostras analisadas com seus respectivos tratamentos térmicos

<b>Amostra</b>	<b>Tratamento Térmico</b>
<b>A50</b>	Isotérmico a 50°C
<b>A300</b>	Isotérmico a 300°C

<b>A475</b>	Isotérmico a 475°C
<b>A500</b>	Isotérmico a 500°C
<b>A525</b>	Isotérmico a 525°C
<b>A550</b>	Isotérmico a 550°C
<b>A575</b>	Isotérmico a 575°C
<b>A600</b>	Isotérmico a 600°C
<b>A625</b>	Isotérmico a 625°C
<b>A650</b>	Isotérmico a 650°C
<b>A700</b>	Isotérmico a 700°C
<b>AR50</b>	Isotérmico a 50°C e revenimento a 500°C (30 minutos)
<b>AR300</b>	Isotérmico a 300°C e revenimento a 500°C (30 minutos)
<b>ACR</b>	Não sofreu tratamento – amostra como recebida

As amostras que foram resfriadas e permaneceram num patamar isotérmico sem tratamento térmico posterior estão designadas apenas pela inicial A e com a numeração sequencial crescente de acordo com a temperatura. Os corpos de prova que sofreram tratamento de revenimento estão designados por AR (amostra revenida) enquanto o material que não passou por nenhuma alteração está denominado como ACR (amostra como recebida). Na Figura 19 encontram-se representações esquemáticas das 11 amostras que foram tratadas em patamar isotérmico e resfriamento ao ar.



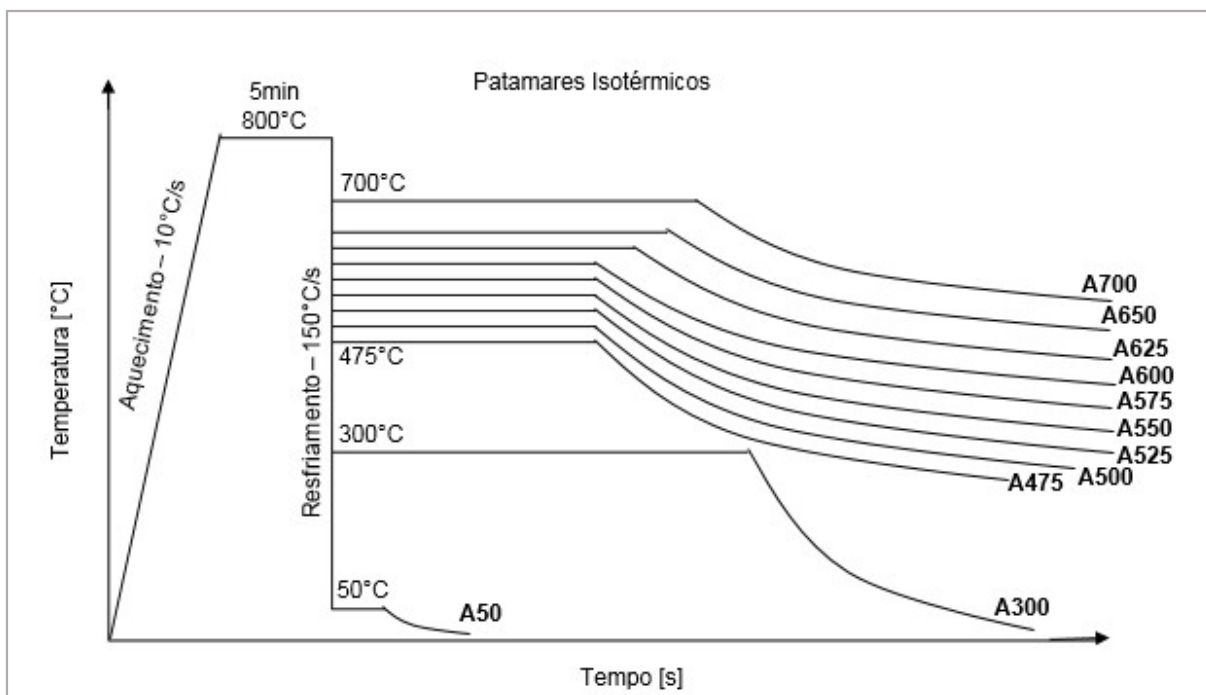


Figura 19 - Esquematização dos ciclos térmicos das amostras A50 até A700 com algumas temperaturas de referência.

Duas outras amostras foram resfriadas até os patamares de 300°C e 50°C e, em seguida, houve uma etapa de revenimento. Para isso, as amostras foram novamente aquecidas com taxa de 10°C/s. Um novo patamar isotérmico foi estabelecido na temperatura de 500°C, no qual as amostras permaneceram durante 30 minutos. Os ciclos térmicos dos corpos de prova AR50 e AR300, que passaram por tratamento térmico de revenimento, estão esquematizados respectivamente nas Figura 20 e 21.

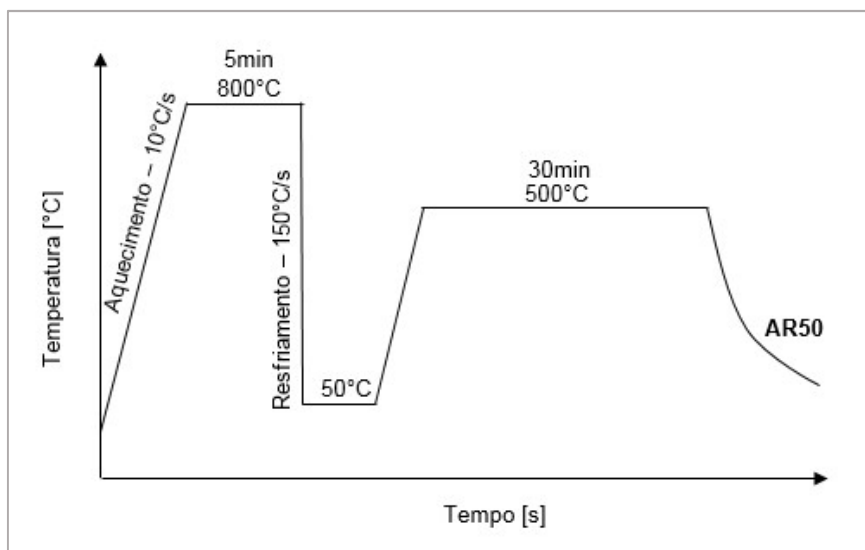


Figura 20 - Esquematização do ciclo térmico da amostra AR50.

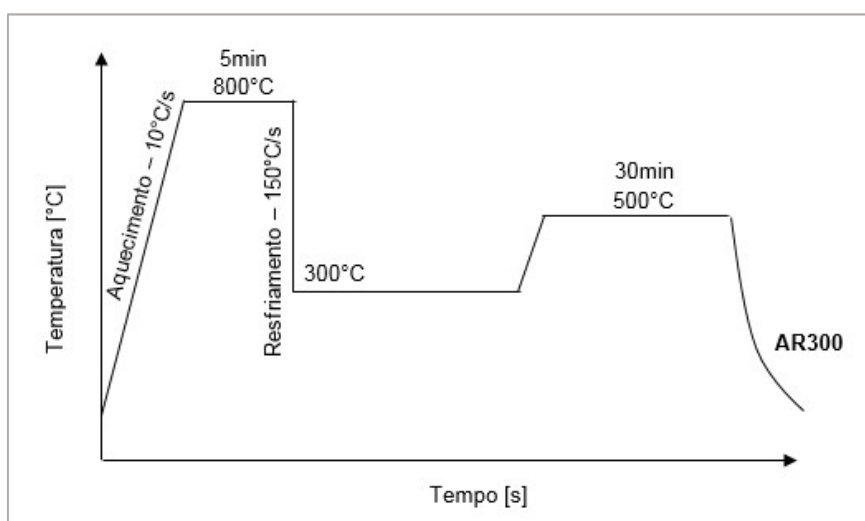


Figura 21 - Esquematização do ciclo térmico da amostra AR300.

O tempo de permanência em cada patamar variou conforme o decorrer das transformações indicadas no diagrama TTT (temperatura, tempo, transformação) correspondente ao aço ASTM1080, para o caso de transformações isotérmicas.

### 3.2.1.1 Determinação das temperaturas críticas (feito pela autora)

Para aços hipoeutetóides as temperaturas críticas  $A_{C1}$  e  $A_3$  correspondem, respectivamente, ao início e término da transformação austenítica, de modo que a determinação deve ser feita com base na norma ASTM A1033 [18]. A norma determina que durante o ensaio dilatométrico, o corpo de prova sofra aquecimento à uma taxa

de 10 °C/s a partir da temperatura ambiente até a temperatura de 700 °C. Posteriormente, uma nova taxa de aquecimento correspondente à 28 °C/h deve ser estabelecida até que a transformação seja observada [18].

Durante o aquecimento de um aço hipoeutetóide, o material sofre dilatação por conta da temperatura, mas ao atingir o ponto  $A_{C1}$  inicia-se uma transformação de fase para a formação da austenita e verifica-se um ponto de inflexão na curva de dilatação versus temperatura. Quando a transformação é finalizada, uma nova inflexão é observada na curva e o corpo de prova volta a apresentar dilatação linear [6].

Neste trabalho, o aço estudado possui composição ligeiramente hipereutetóide 17e o princípio descrito na norma também pode ser aplicado para a determinação das temperaturas  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$  (início e término da transformação). Para isso, foi utilizado um método gráfico semelhante ao descrito na norma ASTM A1033 [18], e foi feita uma comparação dos resultados para um ciclo térmico dentro e fora das condições recomendadas. Nas amostras, as taxas de aquecimento empregadas foram superiores ao estabelecido, o que sabidamente desloca as temperaturas a valores mais altos. Segundo Martín et al. (2008), a redução na taxa de aquecimento do material é importante, pois torna possível aferir as temperaturas críticas com maior precisão, em vista que o fator cinético das transformações é eliminado e aproxima-se do equilíbrio termodinâmico [19].

A determinação dessas temperaturas foi realizada graficamente com base no ciclo térmico descrito na seção 3.2.1., utilizando o princípio de alteração nas dimensões do corpo de prova. Para aços hipereutetóides, verifica-se que quando o material passa a sofrer uma nova dilatação, a inclinação da curva é alterada até que esta retome um comportamento linear em relação à temperatura. O ponto em que ocorre essa mudança de inclinação corresponde à temperatura  $A_{CM}$ , pois a amostra apresenta-se completamente austenitizada.

Outra temperatura relevante é a  $M_s$  que indica o início de formação da martensita. Sua medição ocorreu no ponto em que se identificou a inflexão da curva de dilatação a partir da têmpera do aço, numa taxa de resfriamento de 150 °C/s. Neste caso, a determinação da temperatura crítica foi realizada através da análise dos resultados do corpo de prova AR50.

### **3.2.1.2 Curva TTT (feita pela autora)**

O procedimento para montar a curva TTT a partir dos dados de dilatométrica foi feito com o auxílio da ferramenta Excel. Para isso deve-se identificar, na curva dilatação-tempo, se há indícios sólidos da conclusão da transformação. Isso pode ser visto pela estabilização dimensional da amostra, conforme indicado na norma ASTM A1033. Em seguida, determinou-se o ponto de início da transformação no patamar isotérmico, adotando esse valor como  $t=0$ .

Analogamente, atribui-se a esse ponto o valor de dilatação inicial ( $\Delta l=0$ ) e no ponto de dilatação máxima foi colocada a referência de 100% de transformação. Os valores de dilatação do intervalo foram convertidos em percentual da dilatação máxima. Por fim, para cada temperatura analisada foi obtido o tempo de progresso para 5%, 20%, 35%, 50%, 65%, 80% e 95% de transformação. O procedimento de construção das curvas foi esquematizado na Figura 17 apresentada na seção 2.4.2.

### ***3.2.2 Preparação das amostras (feita pela autora a partir de amostras anteriormente preparadas)***

Para a realização dos procedimentos de análise metalográfica, as amostras foram inicialmente embutidas em uma matriz de baquelite. Para isso, foi utilizada uma embutidora metalográfica do modelo EM30D, disponível no departamento de engenharia metalúrgica e de materiais (PMT-USP), como visto na Figura 22. Durante esse processo, as amostras foram cobertas com uma porção de baquelite e o programa de aquecimento usado foi de 6min30s até uma temperatura aproximada de 165°C, com resfriamento até 80°C. A pressão manteve-se controlada entre 100 -150 bar, respeitando os procedimentos de segurança adequados.



Figura 22 - Embutidora metalográfica modelo EM30D [1].

As amostras foram lixadas seguindo a ordem de grão: 180, 220, 320, 600 e 1200. O desbaste na lixa de granulometria mais grosseira ocorreu até que fosse possível a observação da região próxima ao centro da amostra metálica, conforme mostrado na Figura 23.

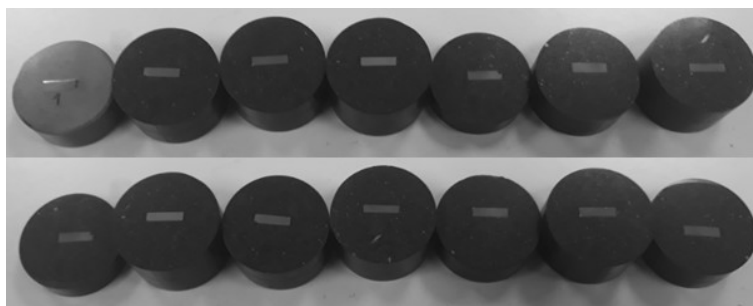


Figura 23 - Amostras após processo de desbaste da superfície

Posteriormente, polimentos foram realizados em panos e pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Por fim, as amostras foram polidas em sílica coloidal para melhores resultados.

Terminada a etapa de preparação das amostras, realizou-se o ataque em solução de Nital 2% (2 ml de  $\text{HNO}_3$  e 98 ml de álcool etílico 99%), para a revelação da microestrutura.

### **3.2.3 Dureza (feita pela autora)**

Para a análise de dureza foram realizadas 10 medidas de microdureza Vickers obtidas utilizando o microdurômetro Shimadzu HMV – 2TQDW disponível no LabMicro–USP, como visto na Figura 24.

No ensaio, aplicou-se uma carga de 100 gramas com período duração de 15 segundos seguindo a norma ASTM E384 (2012) [20].



Figura 24 - Microdurômetro Shimadzu HMV – 2TQDW [1].

#### **3.2.4 Microscopia ótica (feita pela autora)**

Para a caracterização dos materiais foram realizadas análises de microscopia ótica (MO). Nesse equipamento as imagens são formadas por um sistema composto de lentes ao longo de um tubo. A resolução obtida nas imagens e a profundidade de foco dependem do comprimento de onda da radiação utilizada. Como a profundidade de foco desses equipamentos é pequena (de 200nm a 8 $\mu$ m), é necessário que a amostra apresente boa planicidade para que sua observação seja totalmente em foco [4].

Para melhores resultados, diversas regiões dos corpos de prova foram analisadas através do microscópio ótico de modelo Olympus BX60M disponível no PMT-USP.

#### **3.2.5 Microscopia eletrônica de varredura (feita pela autora)**

As amostras foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo (MEV-FEG) FEI Inspect50 disponível no LabMicro – USP, de acordo com os seguintes aumentos: 5.000x, 10.000x, 20.000x e 40.000x.

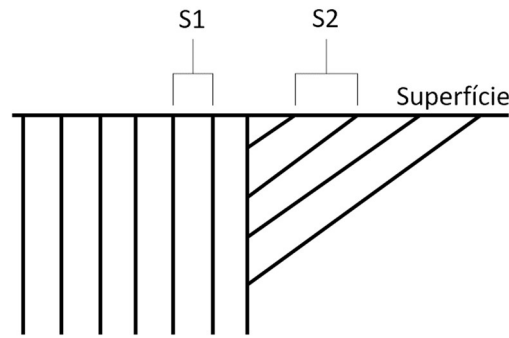
O funcionamento dessa técnica de caracterização microestrutural ocorre a partir da geração de imagens oriundas das interações elétrons-amostra. O equipamento, que contém uma coluna mantida sob vácuo, possui um canhão de elétrons capaz de emití-los sobre a amostra. A intensidade de corrente do feixe que incide na amostra é determinante para a intensidade de sinais que são emitidos e dentre os sinais detectados estão os elétrons secundários e os retroespalhados.

Os elétrons secundários permitem a visualização da topografia das amostras com elevada profundidade de foco, pois correspondem aos elétrons da camada de valência que emergem de sua superfície. Por outro lado, os elétrons retroespalhados possuem relação de dependência com o número atômico dos componentes da amostra, permitindo a individualização das fases através de variações nas tonalidades em escala cinza [4].

#### **3.2.5.1 Espaçamento interlamelar da perlita (feito pela autora)**

A partir do uso de imagens de microscopia eletrônica de varredura, a distância interlamelar da perlita, ou seja, o espaçamento entre as lamelas de ferrita e cementita foi calculado pelo método de interseção aleatória.

Esse procedimento consiste em traçar uma linha sobre a imagem, na qual a região perlítica apresente a menor distância interlamelar, e dividi-la de acordo com o número de intersecções com as lamelas de cementita. Esse fato permite avaliar a distância quando as lamelas se apresentam dispostas de forma perpendicular à superfície de observação da amostra (Figura 25). Segundo Krauss (2006), nos casos em que ocorre inclinação das lamelas, o espaçamento é maior que o valor real [21].



S1 – Espaçamento lamelar real

S2 – Espaçamento lamelar aparente  
maior que o real, devido à inclinação

Figura 25 - Representação do espaçamento lamelar. Adaptado [5].

O cálculo realizado para estimar o espaçamento interlamelar indicado por  $S_o$  foi feito de acordo com a Equação 1, onde  $C$  é o comprimento da linha traçada na região perlítica de menor espaçamento e  $p$  corresponde ao número de partições com as lamelas de cementita (região clara das microestruturas).

$$S_o = \frac{C}{p} \quad (1)$$

As amostras A475 até A700, e ACR tiveram sua região perlítica analisada pelo método descrito anteriormente e as microestruturas eletrônicas de varredura usadas para o cálculo correspondem aos aumentos de 40.000 vezes. O comprimento  $C$  está de acordo com a barra de escala das imagens. Em cada amostra foram executadas 5 medidas para a obtenção de uma média aritmética simples, cujo desvio padrão segue a Equação 2.

$$Desvio\ padrão = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (S_{oi} - \overline{S_o})^2}{n-1}} \quad (2)$$

Na equação mencionada anteriormente,  $S_{oi}$  refere-se ao valor de espaço interlamelar encontrado em cada medição, enquanto  $\overline{S_o}$  é a média aritmética simples do conjunto  $n$  valores.



## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Dilatometria

O ciclo térmico aplicado em cada corpo de prova é mostrado nas Figura 19, 20 e 21 e com as curvas de temperatura versus tempo mediu-se o tempo de permanência no patamar isotérmico para cada amostra, representando dessa forma o término das transformações de fase.

Através da comparação dos tempos de transformação fornecidos pela M Sc. Ana Paula Chaves [2] com a curva TTT do aço ASTM1080 disponível na literatura (Figura 26) foi feita uma hipótese quanto às microestruturas formadas, como indica a Tabela 3.

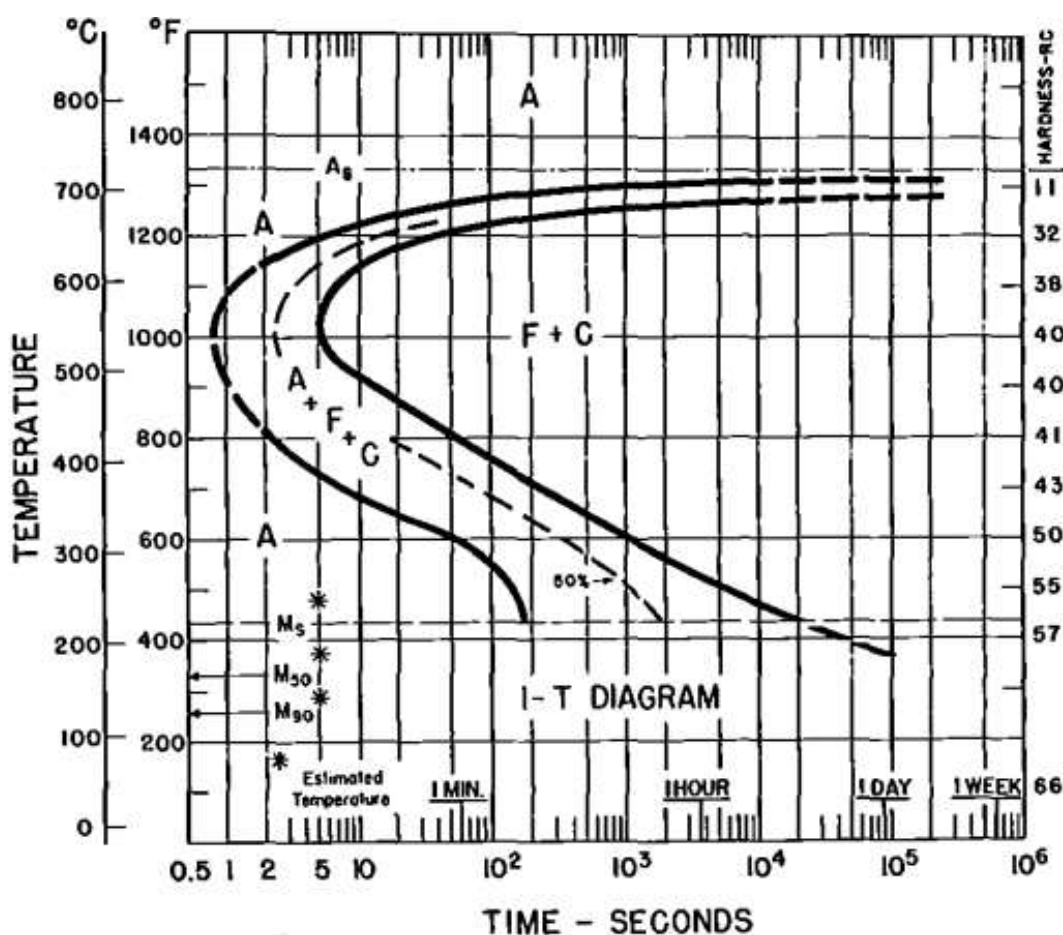


Figura 26 - Curva TTT para aços 1080 [22].

Tabela 3 – Tempo de tratamento dentro do patamar isotérmico e as possíveis microestruturas resultantes

<b>Amostra</b>	<b>Temperatura do patamar isotérmico [°C]</b>	<b>Tempo de duração das transformações [s]</b>	<b>Microestrutura provável</b>
<b>A50</b>	50	165	Martensita
<b>A300</b>	300	1.215	Bainita
<b>A475</b>	475	30	Bainita e perlita fina
<b>A500</b>	500	30	Bainita e perlita fina
<b>A525</b>	525	30	Perlita fina
<b>A550</b>	550	30	Perlita fina
<b>A575</b>	575	30	Perlita média
<b>A600</b>	600	30	Perlita média
<b>A625</b>	625	60	Perlita média
<b>A650</b>	650	100	Perlita grossa
<b>A700</b>	700	500	Perlita grossa
<b>AR50</b>	50	165	Martensita revenida
<b>AR300</b>	300	1.215	Bainita revenida

Através da análise dos resultados dos experimentos de microscopia e dureza será possível averiguar, no decorrer do documento, as hipóteses inicialmente adotadas quanto às microestruturas. A amostra ACR (amostra como recebida) não consta nessa análise, em vista que ela não passou por tratamento térmico.

#### **4.1.1 Determinação das temperaturas críticas**

Com o intuito de verificar a influência da taxa de aquecimento nas transformações, duas análises foram feitas para determinar as temperaturas críticas  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$ , que indicam o início e o término da transformação austenítica para aços hipereutetóides. A Figura 27 mostra um diagrama Fe-C esquemático na região da transformação austenítica em que as temperaturas críticas  $A_{C1}$ ,  $A_{CM}$  e  $A_3$  estão representadas nas linhas de separação entre campos com diferentes fases.

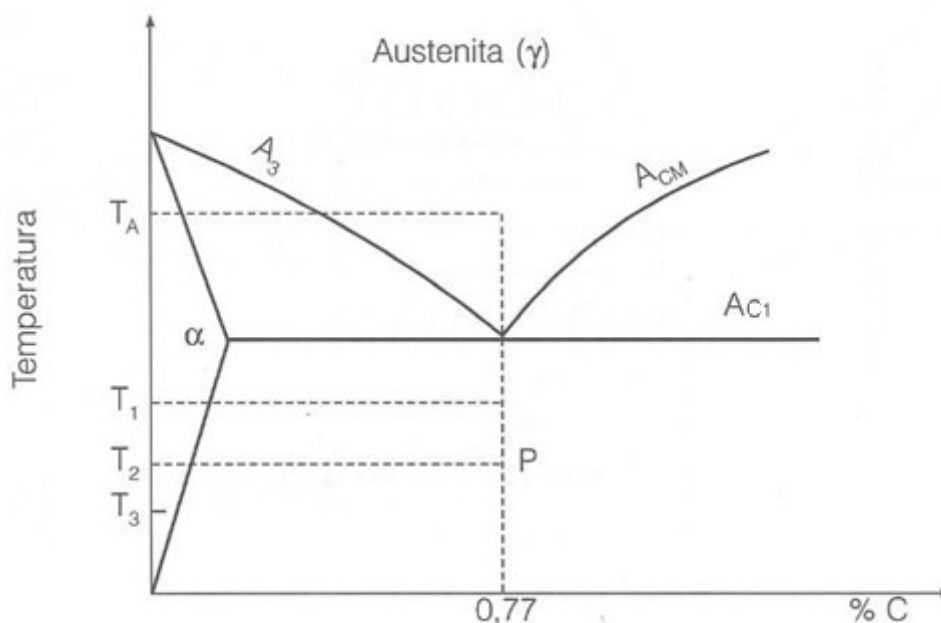


Figura 27 - Diagrama Fe-C esquemático com as temperaturas  $A_{C1}$ ,  $A_{CM}$  e  $A_3$ . Adaptado de [5].

No primeiro caso, uma amostra foi aquecida com base na norma A1033 [18] em que uma taxa lenta de aquecimento ( $28^\circ\text{C/h}$ ) é recomendada a partir de  $700^\circ\text{C}$ , pois é nessa região onde ocorrem as transformações de fase para a formação de austenita. A Figura 28 mostra a dilatação do material ( $\mu\text{m}$ ) em função da temperatura para um ensaio dentro da norma.

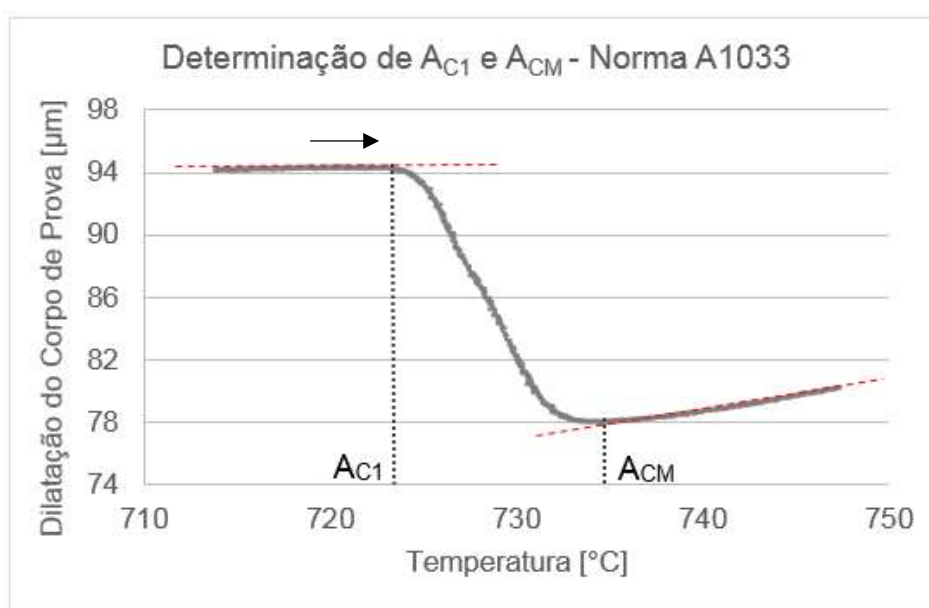
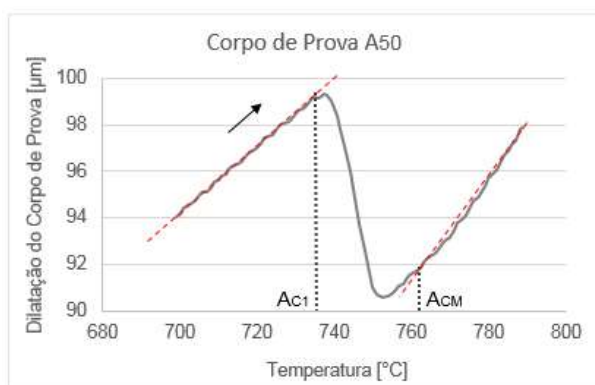
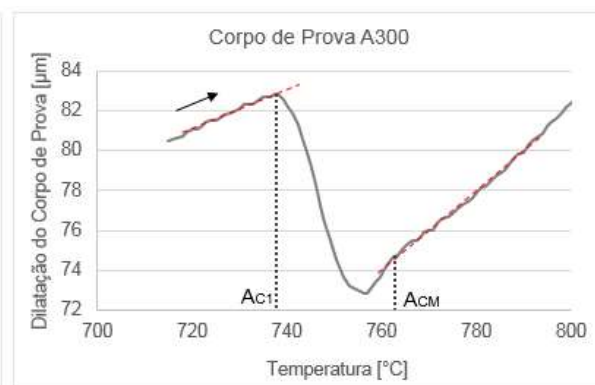
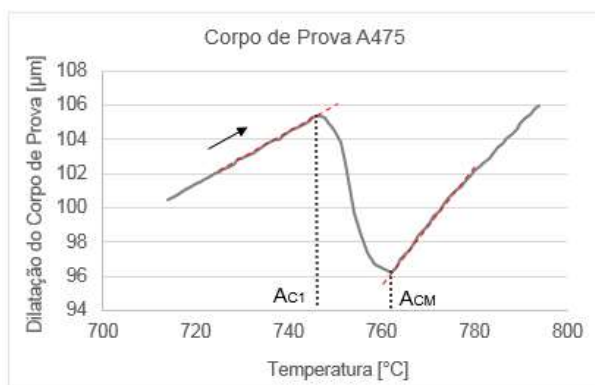
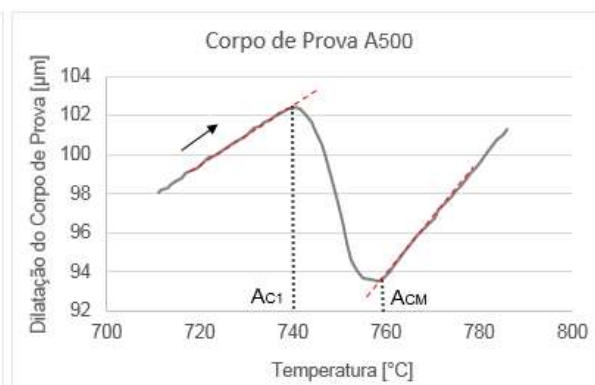
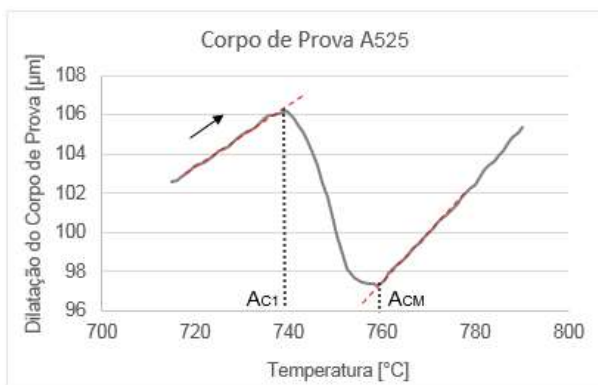


Figura 28 - Determinação das temperaturas críticas para ensaio seguindo a norma ASTM A1033

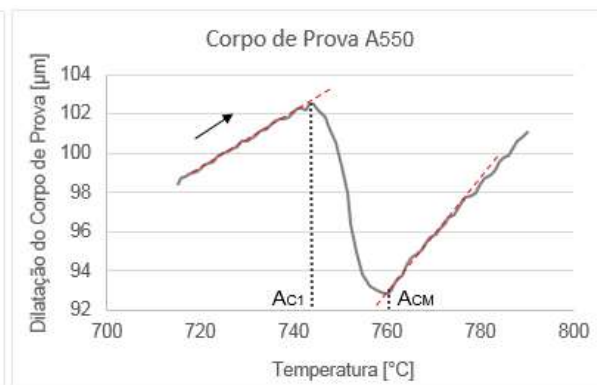
Seguindo a norma, os resultados obtidos para  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$  foram, respectivamente,  $723,6^{\circ}\text{C}$  e  $734,1^{\circ}\text{C}$ . No segundo caso, todas as amostras que sofreram tratamento térmico com patamar isotérmico em condições de aquecimento fora da norma passaram pela mesma metodologia de análise gráfica. Sabendo que os tratamentos ocorreram numa taxa mais elevada, deseja-se avaliar o efeito da velocidade de aquecimento nos valores de temperatura crítica.

Os gráficos de dilatação do material ( $\mu\text{m}$ ) em função da temperatura são mostrados na Figura 29, neles estão indicados os pontos de inflexão conforme mencionado na seção 3.2.1.1. [18,23]. Posteriormente, uma média aritmética dos valores de  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$  foi calculada para efeito de comparação com os demais métodos.

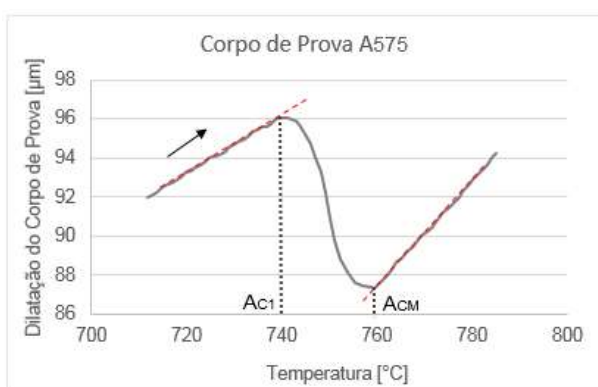
(a)  $50^{\circ}\text{C}$ (b)  $300^{\circ}\text{C}$ (c)  $475^{\circ}\text{C}$ (d)  $500^{\circ}\text{C}$



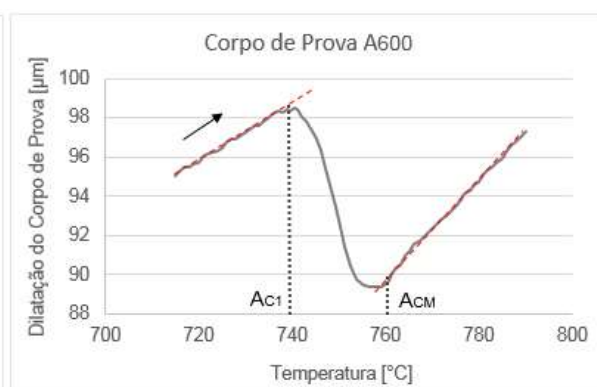
(e) 425°C



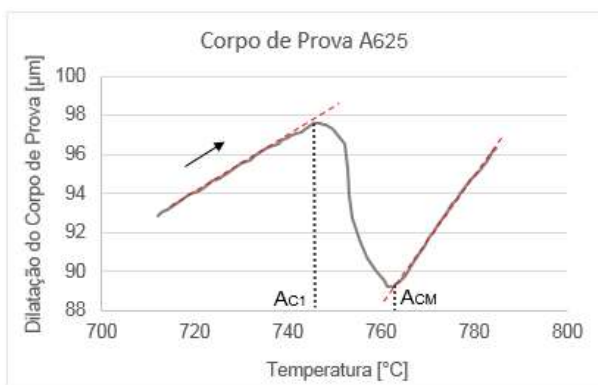
(f) 550°C



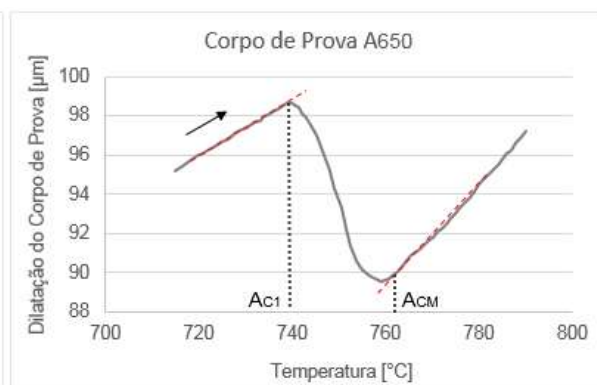
(g) 575°C



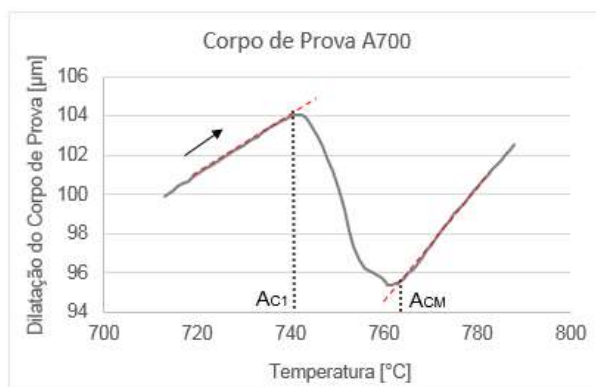
(h) 600°C



(i) 625°C



(j) 650°C



(k) 700°C

Figura 29 - Curvas de dilatométrica dos corpos na região entre 710°C e 800°C para aquecimento com taxa de 10°C/s

Os valores das temperaturas críticas de início e término da formação de austenita estão apresentados na Tabela 4 e partir dos resultados foi calculada uma média aritmética e o desvio padrão através da Equação 2.

Tabela 4 - Temperaturas críticas AC1 e ACM obtidas pela dilatométrica

<b>Corpo de Prova</b>	<b>Temperatura Ac1 [°C]</b>	<b>Temperatura Acm [°C]</b>
<b>A50</b>	736,6	762,3
<b>A300</b>	737,6	762,4
<b>A475</b>	746,2	762,2
<b>A500</b>	740,6	758,3
<b>A525</b>	739,6	758,8
<b>A550</b>	743,5	760,3
<b>A575</b>	740,7	759,2
<b>A600</b>	739,6	760,8
<b>A625</b>	746,2	762,1
<b>A650</b>	739,8	762,3
<b>A700</b>	741,7	763,3
<b>Média</b>	741,1 ± 3,1	761,1 ± 1,7

Para a determinação da temperatura de formação da martensita  $M_s$  utilizou-se o mesmo método aplicado ao corpo de prova AR50 na região de resfriamento com

taxa de 150°C/s entre as temperaturas de 300°C e 150°C. Neste caso, a inflexão da curva ocorreu em aproximadamente 225°C, como mostra a Figura 30.

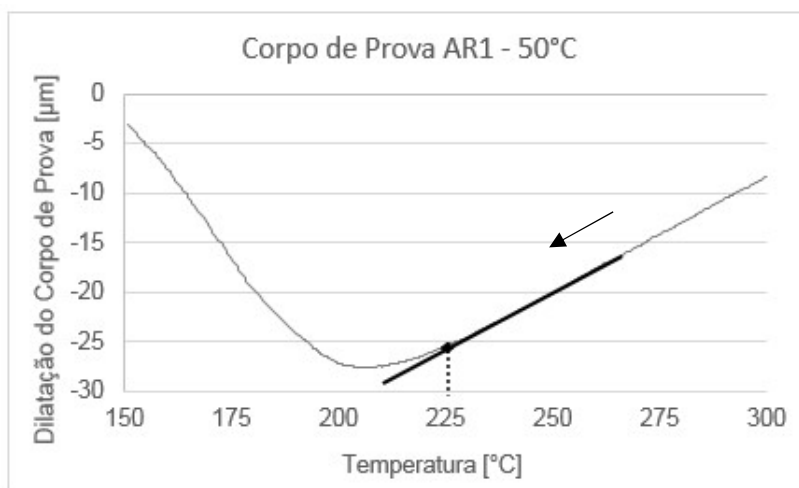


Figura 30 - Curva de dilatométrica do corpo de prova AR50 para taxa de resfriamento de 150°C/s.

De acordo com a literatura é possível determinar as temperaturas críticas através de equações empíricas que levam em consideração a fração mássica em porcentagem dos elementos do aço estudado. Para o cálculo de  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$  as Equações 3 e 4 de Trzaska e Dobrza (2007) [24] podem ser usadas com alguma ressalva, enquanto o valor de temperatura  $M_s$  usualmente é calculado pela Equação 5 (equação de Trzaska) [4].

$$A_{C1} = 739,3 - 22,8 \cdot C - 6,8 \cdot Mn + 18,2 \cdot Si + 11,7 \cdot Cr - \quad (3)$$

$$15 \cdot Ni - 6,4 \cdot Mo - 5 \cdot V - 28 \cdot Cu$$

$$A_{CM} = 737,3 - 224,5 \cdot C^{0,5} - 17 \cdot Mn + 34 \cdot Si - 14 \cdot Ni + \quad (4)$$

$$21,6 \cdot Mo + 41,8 \cdot V - 20 \cdot Cu$$

$$M_s = 532,6 - 396,7 \cdot C - 33 \cdot Mn - 18 \cdot Ni - 14 \cdot Cr - 11 \cdot Mo - \quad (5)$$

$$1,4 \cdot Si + 49,7 \cdot V + 31 \cdot Cu$$

A partir da estimativa numérica pode-se fazer uma comparação com os resultados de  $A_{C1}$ ,  $A_{CM}$  e  $M_s$  que foram obtidos dentro e fora das condições adequadas de aquecimento. Na Tabela 5 estão os resultados das temperaturas críticas provenientes de cada método.

Tabela 5 - Temperaturas críticas medidas por dilatométrica e método numérico.

<b>Temperatura Crítica</b>	<b>Ensaio de Dilatometria</b>	<b>Ensaio de Dilatometria – Norma A1033</b>	<b>Estimativa Numérica</b>
<b><math>A_{C1}</math></b>	741,1°C	723,6°C	720,8°C
<b><math>A_{CM}</math></b>	761,1°C	734,1°C	733,7°C
<b><math>M_s</math></b>	-	225,0°C	197,7°C

Para os resultados de  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$  estimados por dilatométrica com ciclos térmicos fora da norma era esperado que os valores encontrados fossem superiores aos reais, pois as amostras sofreram aquecimento com uma taxa muito superior ao valor recomendado. Logo, as condições de equilíbrio termodinâmico não foram simuladas principalmente na região entre 700°C e 800°C em que se encontram as transformações, causando maior discrepância nas estimativas.

Quando comparado ao método numérico, os valores de  $A_{C1}$  e  $A_{CM}$  obtidos por dilatométrica dentro da norma apresentam boa aproximação mesmo sabendo que o aço em questão possui um teor de carbono ligeiramente superior (cerca de 0,03%C) ao da gama de aços usados para a determinação das equações empíricas [24]. Além disso, esses valores estão próximos aos indicados pela curva TTT da literatura (Figura 26) em que  $A_{C1}$  e  $M_s$  são em torno de 721,7°C e 222,2°C, respectivamente

## 4.2 Curva TTT

A construção experimental da curva TTT do aço SAE1080 foi possível através dos dados de tempo, temperatura e  $\Delta L$  (variação do comprimento do corpo de prova) fornecidos pelo ensaio de dilatométrica para as amostras tratadas isotermicamente. Todas as amostras passaram por austenitização completa e posteriormente foram resfriadas rapidamente até o patamar isotérmico onde as transformações são iniciadas.



Como mencionado anteriormente, as amostras sofrem variação no seu comprimento em decorrência de dois fatores: temperatura e transformações de fases. A Figura 31 corresponde a região onde a amostra A300 sofre resfriamento a partir do campo austenítico e entra na temperatura do patamar isotérmico. As demais amostras apresentam comportamento semelhante.

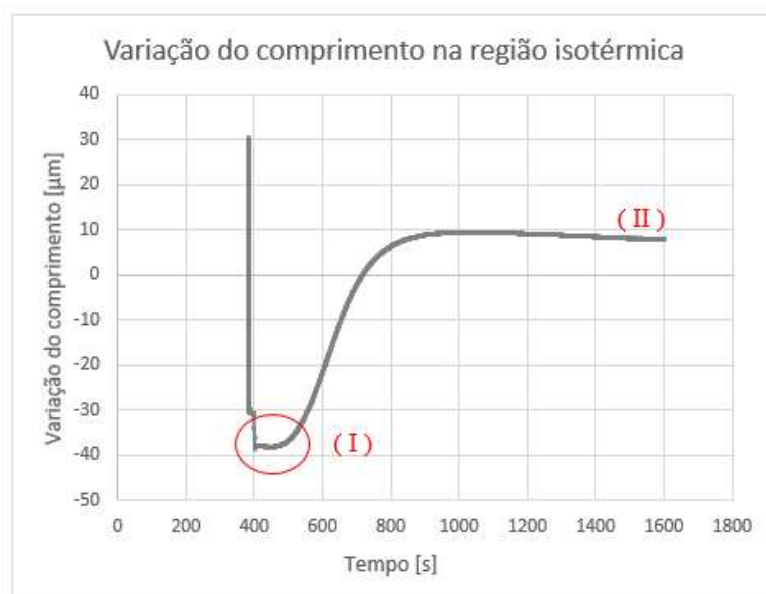


Figura 31 - Variação do comprimento da amostra A300 na região de transformação do patamar isotérmico.

Com a redução da temperatura, ocorre contração do comprimento e através do gráfico é possível notar que no ponto (I) o corpo de prova volta a dilatar indicando o início da transformação de fase. No ponto (II), a amostra atinge estabilidade dimensional e o processo encontra-se finalizado. Esse método descrito na norma ASTM A1033 [18] foi usado em todas as amostras tratadas isotermicamente para a obtenção dos tempos de início e fim das transformações.

Nos conjuntos de dados utilizados, observou-se, logo ao início dos patamares isotérmicos, uma recalescência da amostra, durando tipicamente cerca de 8 segundos. Um exemplo desse fenômeno está representado na Figura 32. Essa recalescência pode ser explicada pela homogeneização da temperatura da amostra ao longo de seu volume. Uma vez que no ensaio de dilatometria o termopar é soldado na superfície do corpo de prova, seu núcleo demora um pouco mais para atingir a temperatura programada [16,18].

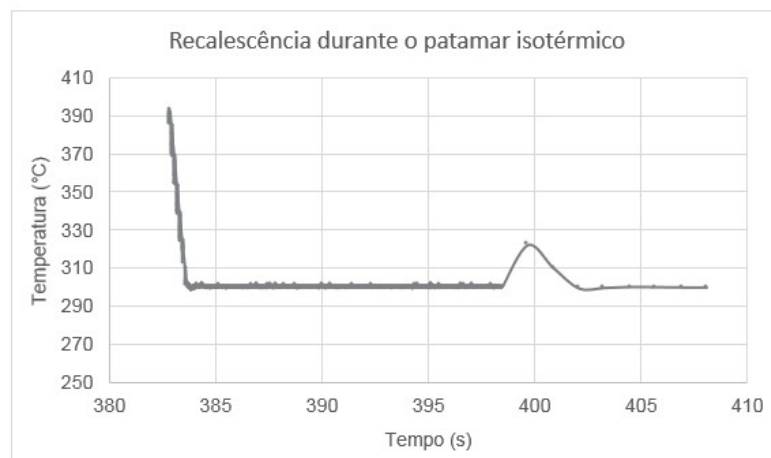


Figura 32 - Recalescência da amostra A300 na região de transformação do patamar isotérmico.

Além disso, a decomposição da austenita é exotérmica, o que pode contribuir para essa recalescência. No entanto, espera-se que o dilatômetro consiga compensar essa liberação de energia no controle de temperatura da amostra se a reação não for demasiadamente rápida. A partir dessas considerações foi feito um procedimento de correção na tentativa de eliminar o efeito térmico na região do pico.

- I. Na curva de aquecimento da amostra, foi escolhida uma faixa de temperatura que englobasse a temperatura de tratamento e o máximo do pico de recalescência. Para essa região, a temperatura inicial do intervalo e sua respectiva dilatação foram consideradas 0, e trabalhou-se com o  $\Delta T$  e  $\Delta L$ .
- II. Adotou-se um ajuste linear para obter a dilatação em função da temperatura na curva de aquecimento.
- III. Numa segunda região, a de tratamento isotérmico, calculou-se a dilatação térmica causada pela recalescência usando novamente o  $\Delta T$  e “zerando” a temperatura inicial. Este valor de  $\Delta T$  foi aplicado na equação da reta para obter a dilatação provocada pelo efeito térmico.
- IV. A dilatação “puramente térmica” foi descontada da dilatação observada na região de início da transformação. Dessa forma, espera-se que a dilatação calculada tenha a parcela térmica eliminada, onde:  $L_{\text{transformação}} = L_{\text{total}} - L_{\text{térmico}}$ .
- V. Feita a correção descrita anteriormente, aplicou-se procedimento descrito na seção 3.2.1.2 para traçar a curva TTT.

A Figura 33 ilustra a curva TTT experimental obtida a partir dos dados de dilatometria seguindo o procedimento mencionado anteriormente. Para sua construção as temperaturas de 500°C, 575°C e 700°C foram desconsideradas por apresentarem comportamento anômalo após a correção dos dados.

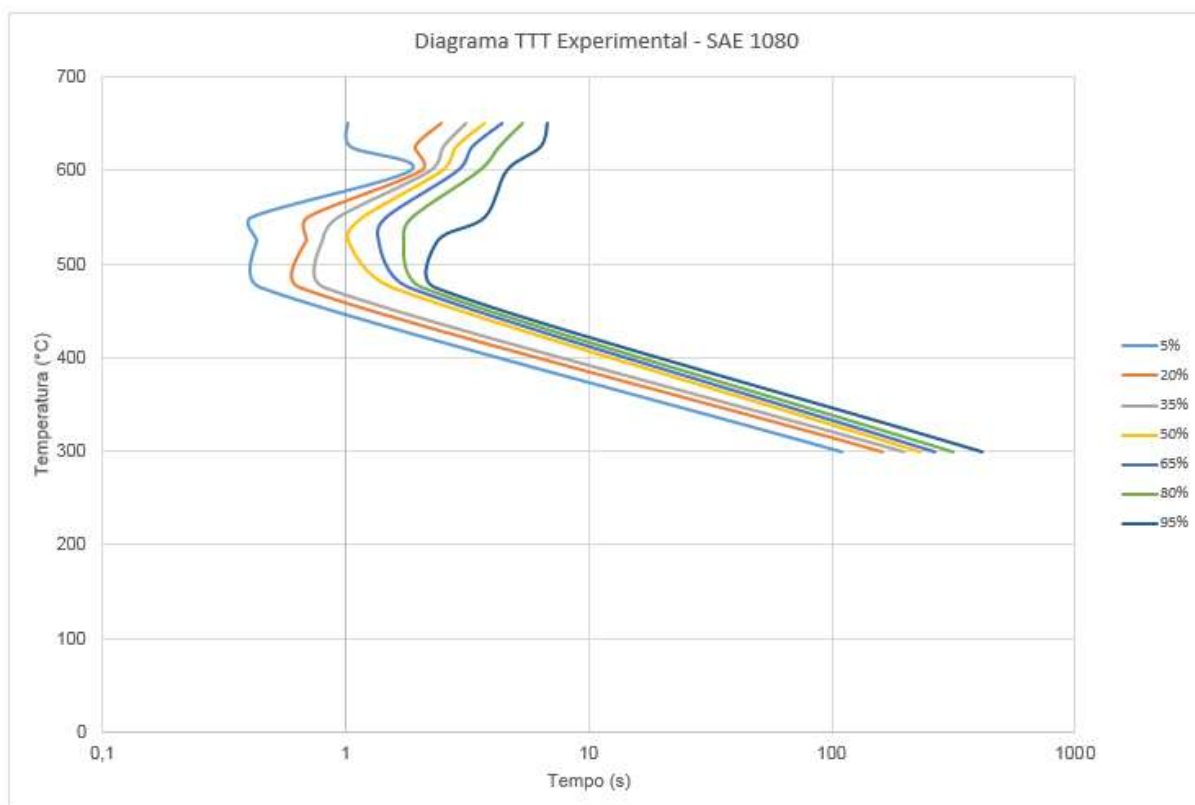


Figura 33 - Diagrama TTT experimental obtido com dados de dilatometria para o aço SAE1080

Um ponto importante a ser considerado é que, uma vez que a transformação ocorre em poucos segundos, a recalescência é capaz de acelerar e retirar da transformação seu caráter isotérmico, de forma que a curva TTT pode apresentar aspectos incomuns. Algumas semelhanças com o diagrama fornecido pela literatura [22] são percebidas principalmente na região do “nariz” da curva localizado numa temperatura de aproximadamente 537,8°C. Nessa região, a previsão de início da transformação ocorre para um tempo de 0,7s com duração de 4,3s. No presente trabalho, os valores obtidos pela curva experimental foram:

- Temperatura no “nariz” da curva: 550°C
- Início da transformação: 0,4s
- Duração da transformação: 3,3s

### 4.3 Dureza

Os resultados obtidos no ensaio de microdureza Vickers [HV] foram convertidos para a modalidade Rockwell C, de acordo com a Equação 6 descrita na norma ASTM E140, 2002 [25].

$$RC = 31,49 + 0,0796683 \cdot (HV) - 3,55432 \cdot 10^{-5} \cdot (HV)^2 - 6.728,16 \cdot (HV)^{-1} \quad (6)$$

A partir da curva TTT para aços 1080 ilustrada na Figura 26, verifica-se na escala à direita os valores de dureza em Rockwell C para as transformações correspondentes. Assim, através da conversão dos resultados é possível compará-los para verificar se as durezas obtidas estão em conformidade com o diagrama teórico para as temperaturas de tratamento aplicadas.

Alguns autores usaram uma faixa de dureza para definir as fases formadas na transformação de um aço eutetóide. Segundo Chiaverini (1955), a martensita possui durezas entre 65 e 67 RC, enquanto a bainita inferior apresenta valores que vão de 50 a 60 RC. Para ele, as estruturas perlíticas possuem durezas de 5 RC até aproximadamente 40 RC e quando os espaçamentos entre lamelas são grosseiros, atinge-se cerca de 20 RC [14,26].

Com a escala de dureza apresentada na literatura é possível fazer uma previsão quanto às microestruturas formadas após os tratamentos térmicos feitos no dilatômetro. Conforme a correlação entre os valores dureza obtidos e a curva TTT demonstrada na seção 4.1, os resultados do experimento e as possíveis microestruturas estão indicadas na Tabela 6.

Tabela 6 - Resultados do ensaio de dureza e prováveis microestruturas

<b>Amostra</b>	<b>Microdureza Vickers [HV]</b>	<b>Dureza Rockwell C [RC]</b>	<b>Microestrutura Provável</b>
<b>A50</b>	881 ± 15	66,4 ± 0,4	Martensita
<b>A300</b>	620 ± 12	56,4 ± 0,7	Bainita inferior
<b>A475</b>	383 ± 3	39,3 ± 0,3	Perlita fina
<b>A500</b>	380 ± 6	38,9 ± 0,7	Perlita fina
<b>A525</b>	407 ± 4	41,5 ± 0,4	Perlita fina
<b>A550</b>	351 ± 6	35,9 ± 0,6	Perlita média
<b>A575</b>	349 ± 12	35,6 ± 1,3	Perlita média
<b>A600</b>	344 ± 10	35,1 ± 1,2	Perlita média
<b>A625</b>	346 ± 4	35,4 ± 0,5	Perlita média
<b>A650</b>	329 ± 5	33,3 ± 0,6	Perlita média
<b>A700</b>	232 ± 11	19,0 ± 2,0	Perlita grossa
<b>AR50</b>	459 ± 13	45,9 ± 1,0	Martensita revenida
<b>AR300</b>	359 ± 7	36,8 ± 0,7	Bainita revenida
<b>ACR</b>	329 ± 16	33,3 ± 1,8	Perlita média

As amostras A50 e A300 possuem o mesmo ciclo térmico que as amostras AR50 e AR300, exceto pela etapa de revenimento. Assim, suas microestruturas prováveis são as mesmas de A50 e A300, porém, revenidas. Como esse tratamento térmico altera as propriedades mecânicas dos materiais, dentre elas os valores de dureza, as microestruturas de AR50 e AR300 não foram previstas levando em consideração essa propriedade.

Os resultados obtidos estão próximos aos valores teóricos fornecidos pela curva TTT da Figura 26 e a previsão das microestruturas será analisada nas próximas seções com o uso de outras técnicas metalográficas. Além disso, o aço SAE1080 também foi estudado por outros pesquisadores permitindo uma checagem entre os resultados de dureza realizados sob as mesmas condições. A Tabela 7 mostra uma comparação entre os valores adquiridos nesse trabalho e os apresentados por Chaves em 2017 [2].

Tabela 7 - Diferença percentual de microdureza [HV] entre os valores medidos e os apresentados por Chaves (2017) [2].

<b>Amostra</b>	<b>Microdureza Vickers [HV]</b>	<b>Microdureza Vickers [HV] CHAVES, A.P.G</b>	<b>Diferença (%)</b>
<b>A475</b>	383 ± 3	391 ± 11	-2,05
<b>A500</b>	380 ± 6	412 ± 6	-7,77
<b>A525</b>	407 ± 4	407 ± 9	0
<b>A550</b>	351 ± 6	381 ± 11	-7,87
<b>A575</b>	349 ± 12	352 ± 10	-0,85
<b>A600</b>	344 ± 10	340 ± 11	1,18
<b>A625</b>	346 ± 4	320 ± 11	8,13
<b>A650</b>	329 ± 5	313 ± 9	5,11
<b>A700</b>	232 ± 11	224 ± 9	3,57

Neste caso é possível verificar que existem poucas diferenças entre os valores apresentados, sendo a amostra A650 (tratada a 650°C) aquela que apresentou a maior variação. As diferenças observadas podem ser oriundas da aleatoriedade e da quantidade de medidas realizadas, mas os valores encontrados em ambos os trabalhos estão condizentes com literatura.

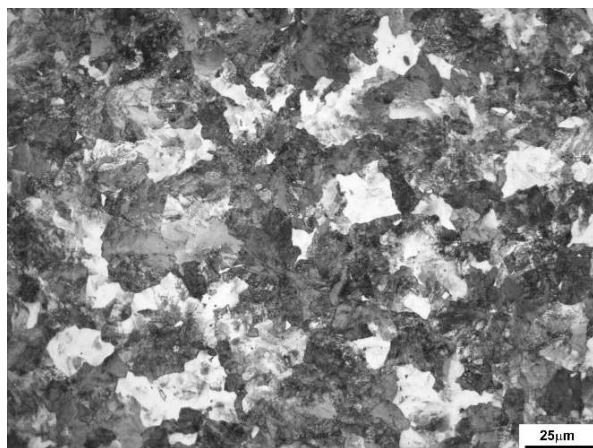
#### 4.4 Microestruturas

##### Amostra ACR

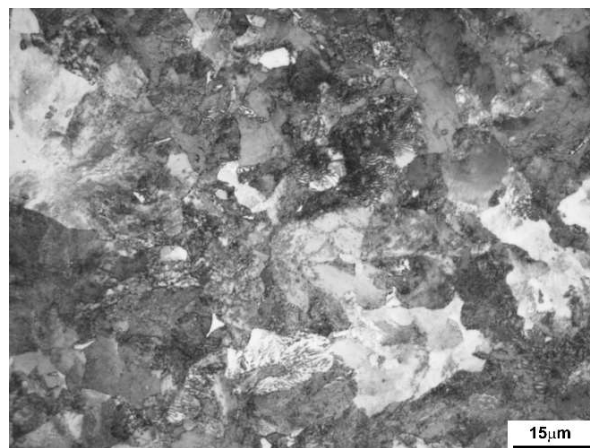
As Figura 35 e 36 revelam que a microestrutura de ACR (amostra como recebida) é predominantemente perlítica. Contudo, as Figura 35(a) e (c) também mostram a presença de uma fase ferrítica em algumas partes da estrutura.

Apesar do aço em estudo apresentar composição com aproximadamente 0,8% de carbono em massa, pode ter ocorrido uma heterogeneidade local de composição durante sua fabricação, fazendo com que a amostra analisada tenha teor de carbono divergente do esperado e não seja representativa da liga. Para aços com composição hipoeutetóide verifica-se a formação de ferrita a partir da austenita e posteriormente

forma-se perlita, explicando a presença de uma segunda fase como visto nas imagens.

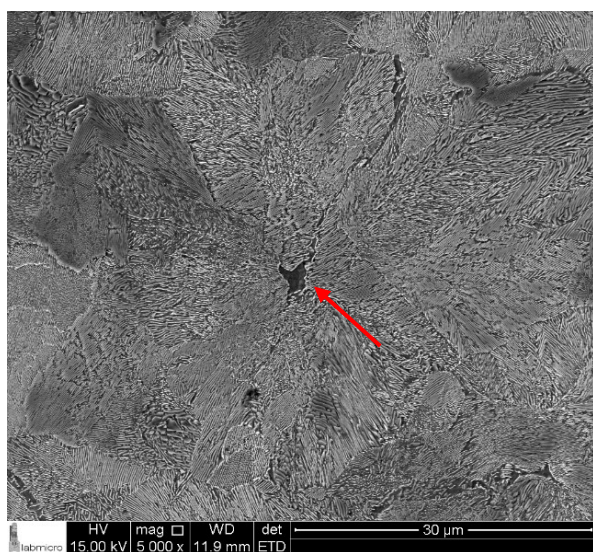


(a) 500x

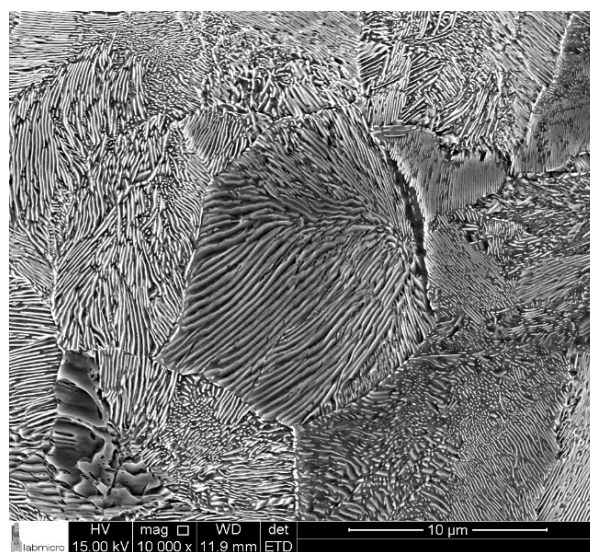


(b) 1.000x

Figura 34 - MO da amostra de aço 0,8%C como recebida. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x



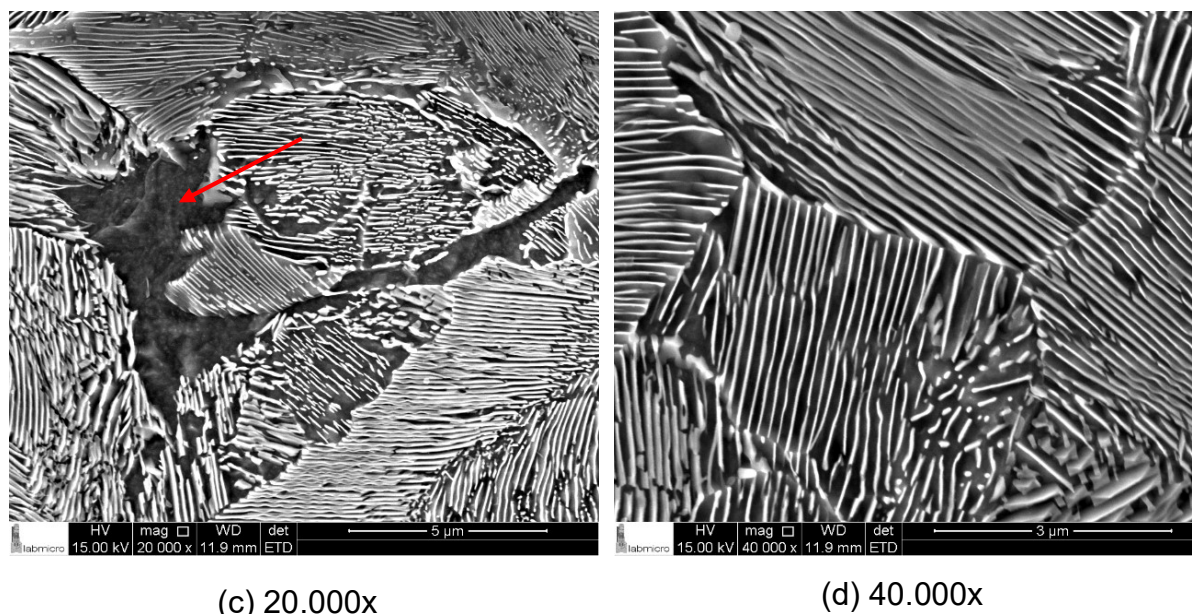


Figura 35 - MEV da amostra de aço 0,8%C como recebida. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita e ferrita proeutetóide 20.000x (d) perlita média 40.000x.

### Amostra A50

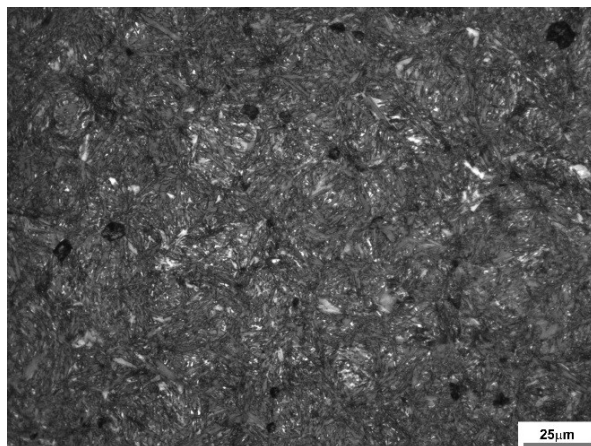
As Figura 36(a) e (b) sugerem que a amostra possui formas aciculares, além da presença de uma segunda fase mais arredondada de coloração escura. A partir da Figura 37 observa-se, de fato, que o corpo de prova A50 possui morfologia de agulhas e ripas de martensita. Sua formação foi viável em decorrência da temperatura isotérmica de tratamento ( $50^{\circ}\text{C}$ ) ser inferior à temperatura de formação da martensita ( $M_s$ ). Além disso, a martensita é uma estrutura metaestável que ocorre mediante o resfriamento brusco da austenita e de acordo com a análise dos dados de seu ciclo térmico, essa condição também foi respeitada.

A transformação martensítica ocorre por cisalhamento da estrutura sem que haja difusão. Apesar da elevada taxa de resfriamento, a Figura 37(c) mostra a formação de uma estrutura perlítica que se caracteriza pela difusão dos átomos de carbono. Assim, pelo uso de microscopia eletrônica de varredura, a segunda fase mostrada na Figura 36 (b) foi distinguida como nódulos de perlita.

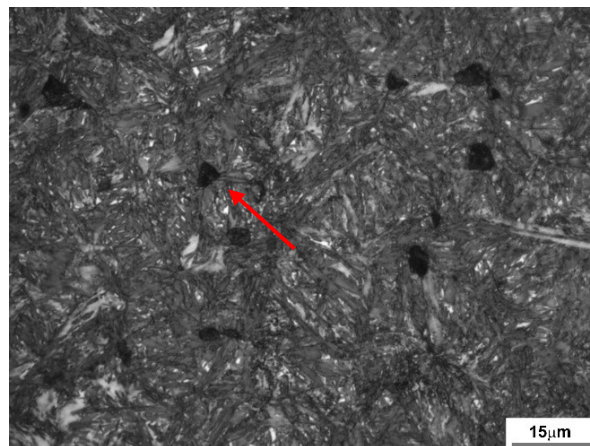
As colônias de perlita da amostra A50 foram formadas uma vez que a velocidade de resfriamento não foi rápida o suficiente. Em alguns aços, especialmente os de baixo carbono, a obtenção de uma estrutura totalmente martensítica é dificultada [12]. Para a amostra A50, a taxa de resfriamento de  $150^{\circ}\text{C/s}$  não foi



suficiente para suprimir totalmente as transformações difusivas. Assim, houve um início de formação perlítica durante o resfriamento.

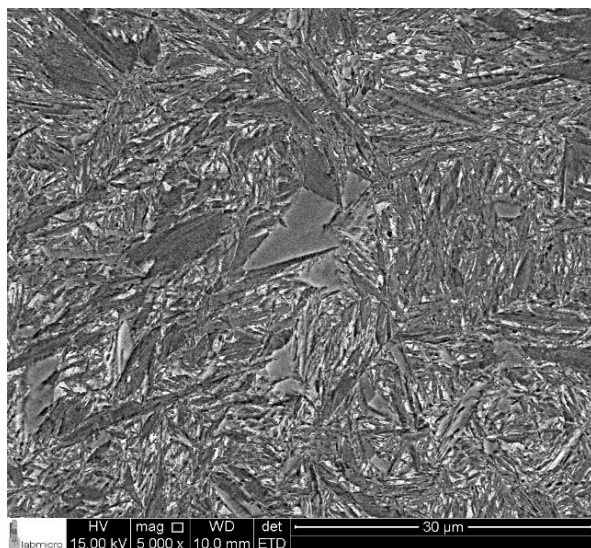


(a) 500x

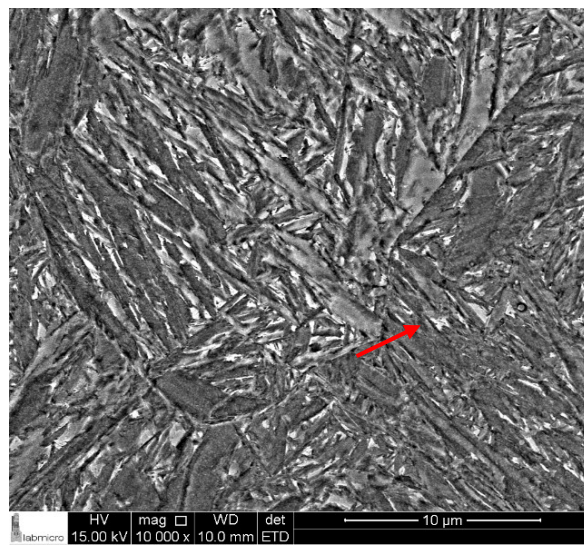


(b) 1.000x

Figura 36 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) martensita 500x (b) martensita com colônias de perlita (escuras) 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

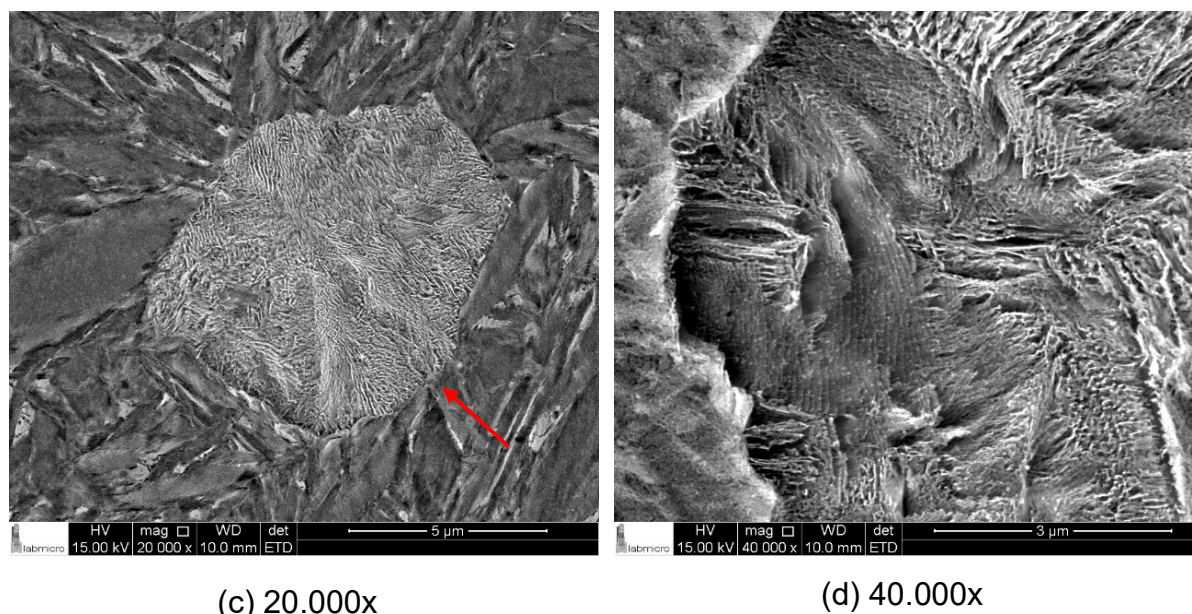


Figura 37 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) ripas e agulhas de martensita (b) martensita com austenita retida (c) martensita com colônia de perlita (b) destaque na colônia de perlita.

As regiões claras nas imagens de microscopia ótica da amostra A50 permitem identificar a presença de austenita retida, ou seja, nem toda austenita sofreu transformação após o término do processo. Esse fato está associado ao teor de carbono do aço e conforme seu aumento, maior a quantidade de austenita retida. Além disso, a elevação no teor de carbono também altera a temperatura de início de formação martensítica e sua morfologia, que passa de ripas para agulhas, e na composição eutetóide formam-se ambas, de acordo com Costa e Silva (2010) [5]. Uma relação entre teor de carbono, morfologia da martensita e quantidade de austenita retida foi mostrada na Figura 11.

### Amostra AR50

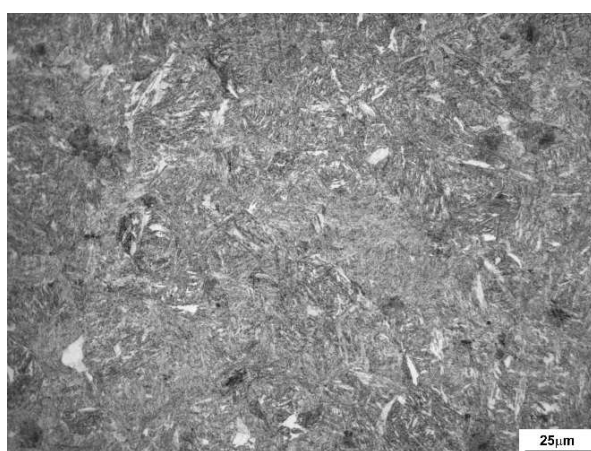
A amostra AR50 pode ser classificada como martensita revenida, em vista que seu ciclo térmico foi semelhante ao do corpo de prova A50, entretanto, após o patamar isotérmico de 50°C houve um tratamento térmico de revenimento. Uma morfologia acicular é observada na Figura 38.

Neste caso, a estrutura martensítica foi formada e com o aquecimento até uma temperatura abaixo daquela de austenitização, novas características foram adquiridas. Este tratamento é usado, pois a martensita é dura e frágil apresentando grande risco de trincar e inviabilizando seu emprego em aplicações práticas. A

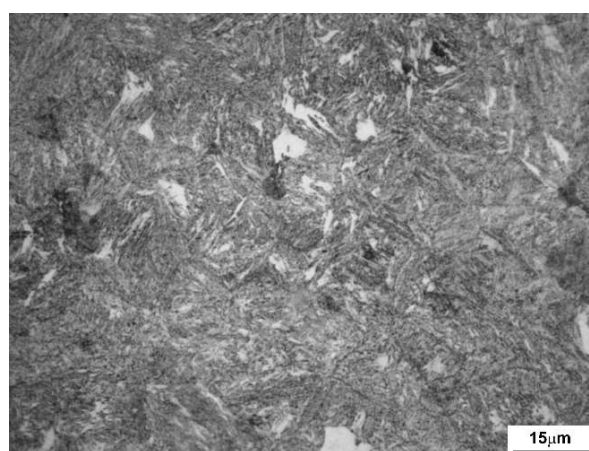


redução da dureza observada nos experimentos em relação à amostra A50 indica uma das mudanças provocadas pelo revenimento.

Com o aumento de temperatura a austenita retida é decomposta em ferrita e cementita. A martensita perde sua tetragonalidade, transformando-se em ferrita. Entre 350°C e 700°C a cementita adquire morfologia esferoidal e a ferrita apresenta os contornos das antigas ripas de martensita [5]. Como a temperatura de revenimento empregada foi 500°C, algumas semelhanças da morfologia descrita podem ser observadas na Figura 39.

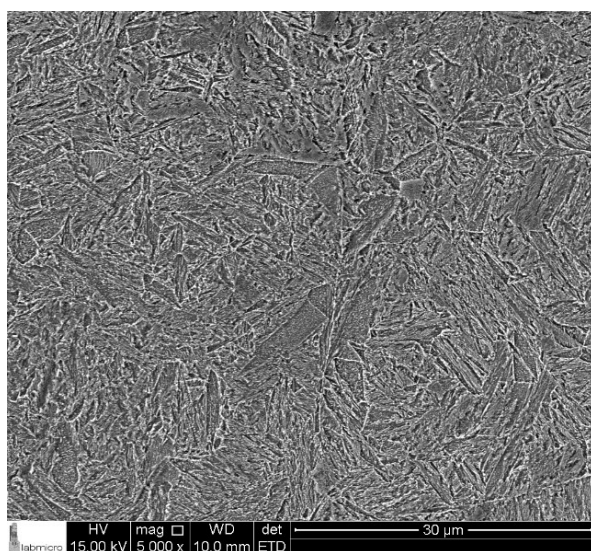


(a) 500x

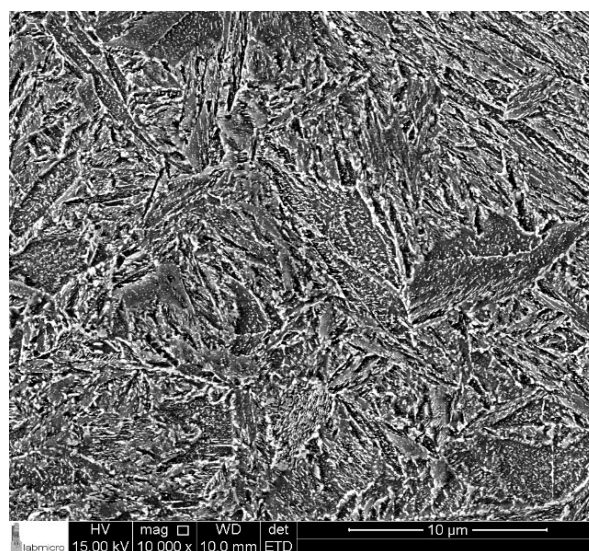


(b) 1.000x

Figura 38 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) martensita revenida 500x (b) martensita revenida 1000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

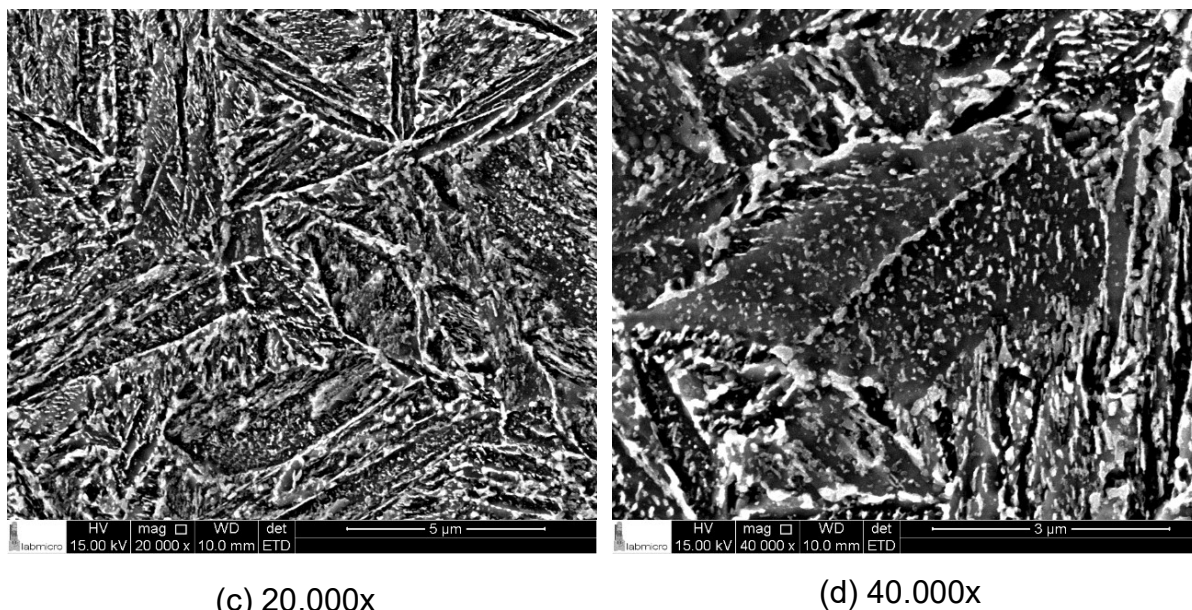


Figura 39 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado is termicamente a 50°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) martensita revenida 5.000x (b) martensita revenida 10.000x (c) martensita revenida 20.000x (d) martensita revenida 40.000x.

### Amostra A300

As imagens de microscopia ótica (Figura 40) mostram morfologia acicular e através da Figura 41, a microestrutura do corpo de prova A300 é classificada por bainítica. A bainita é descrita como um agregado de ferrita e carbonetos que pode ser originado numa faixa de temperatura intermediária entre a formação da perlita e martensita. De acordo com a temperatura de formação há duas classificações possíveis para a microestrutura bainítica, sendo elas a superior e a inferior.

De acordo com Colpaert (2008), a distinção entre a bainita e a martensita pelo uso de microscopia ótica pode ser difícil, pois ambas estão no limite de resolução dessa técnica [4]. Entretanto, as imagens de microscopia por varredura indicam a presença de longas agulhas de ferrita (região escura) com precipitados de cementita (região clara) no interior e ao redor das agulhas. Essa morfologia identificada é particular da bainita inferior, ou seja, daquela formada em temperaturas mais baixas.

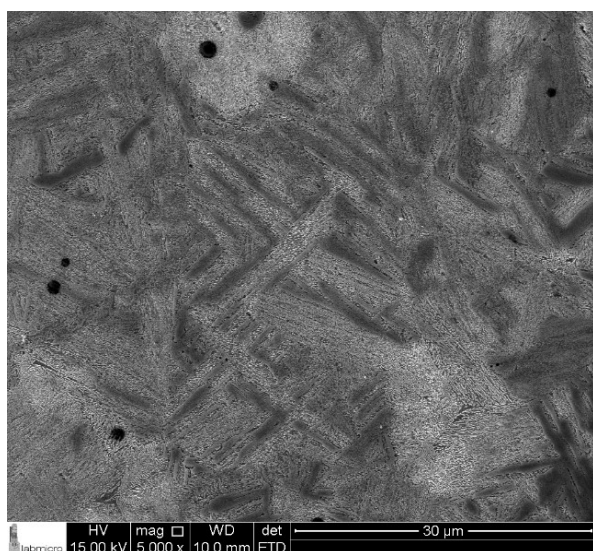


(a) 500x

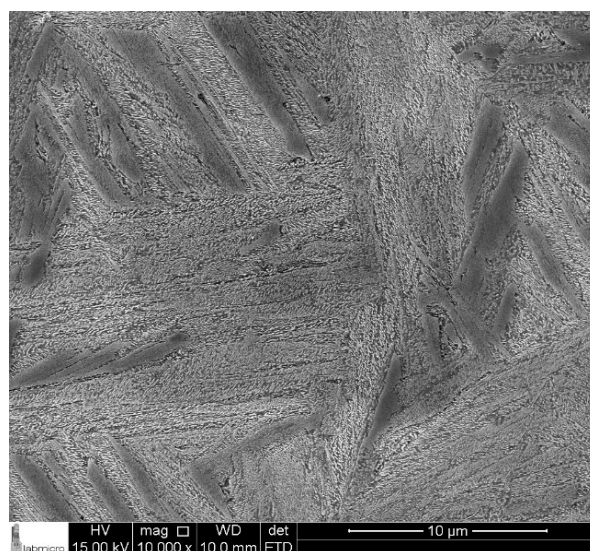


(b) 1.000x

Figura 40 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) bainita 500x (b) bainita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

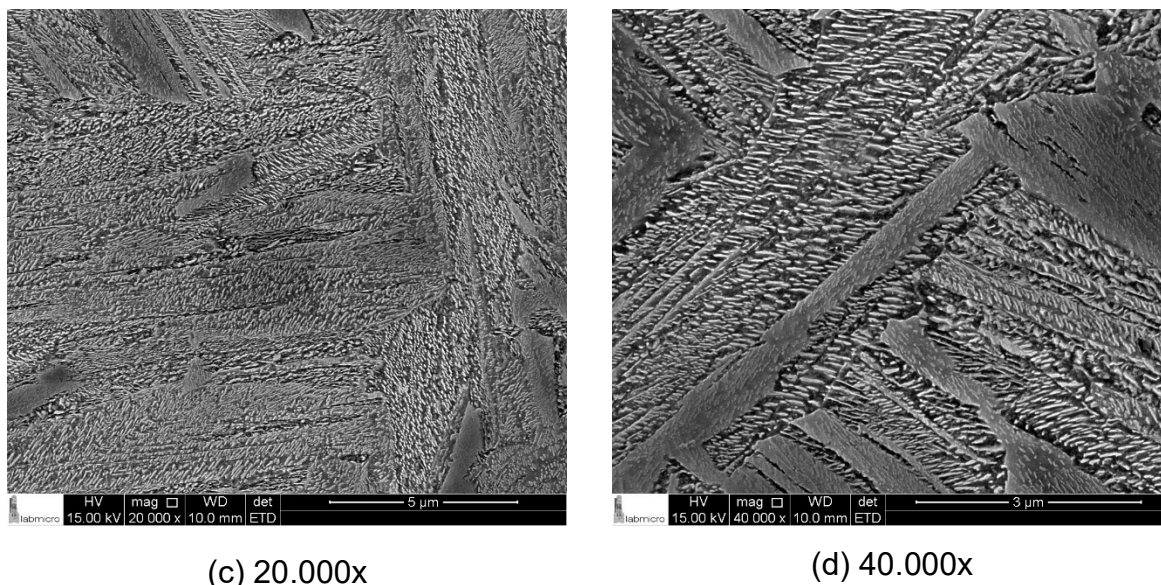


Figura 41 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) bainita 5.000x (b) bainita 10.000x (c) bainita inferior 20.000x (d) bainita – destaque nos carbonetos (claros) no interior e ao redor das agulhas escuras de ferrita 40.000x.

### Amostra AR300

A amostra AR300 possui características de bainita revenida, pois seu ciclo térmico apresenta semelhanças ao do corpo de prova A300. Até a temperatura de 300°C, onde ocorreu o patamar isotérmico, os processos foram análogos e a morfologia observada é acicular, de acordo com a Figura 42. Entretanto, a amostra AR300 foi submetida ao tratamento térmico de revenimento, provocando mudanças na morfologia das fases.

Com o aquecimento da amostra até um valor abaixo da temperatura de austenitização, foi observada a redução da dureza em relação à amostra A300. Quanto à morfologia, percebe-se que os carbonetos possuem formatos mais esferoidais quando comparados à bainita, como visto na Figura 43(d). Esse fato ocorre devido ao aumento de temperatura que favorece a difusão e as fases alongadas tomam uma forma arredondada por conta do relaxamento das interfaces.

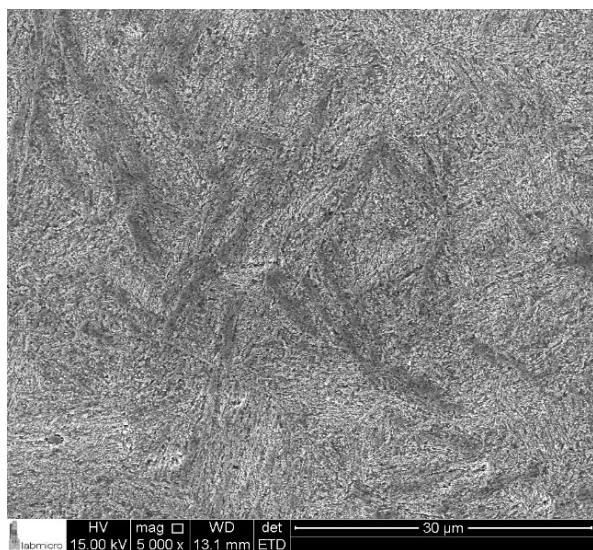


(a) 500x

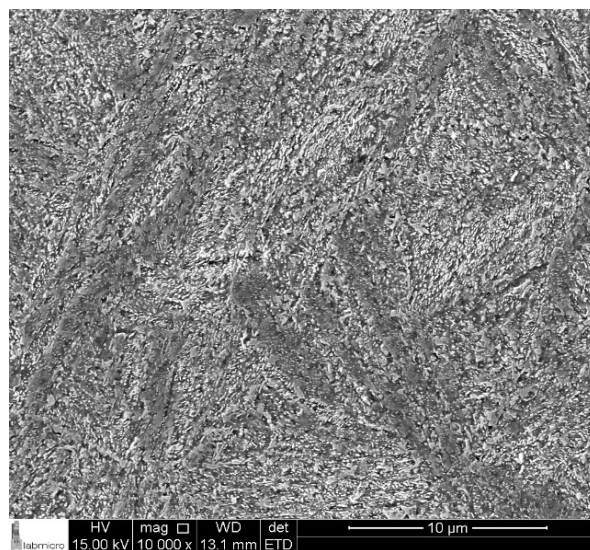


(b) 1.000x

Figura 42 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) bainita revenida 500x (b) bainita revenida 1000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x



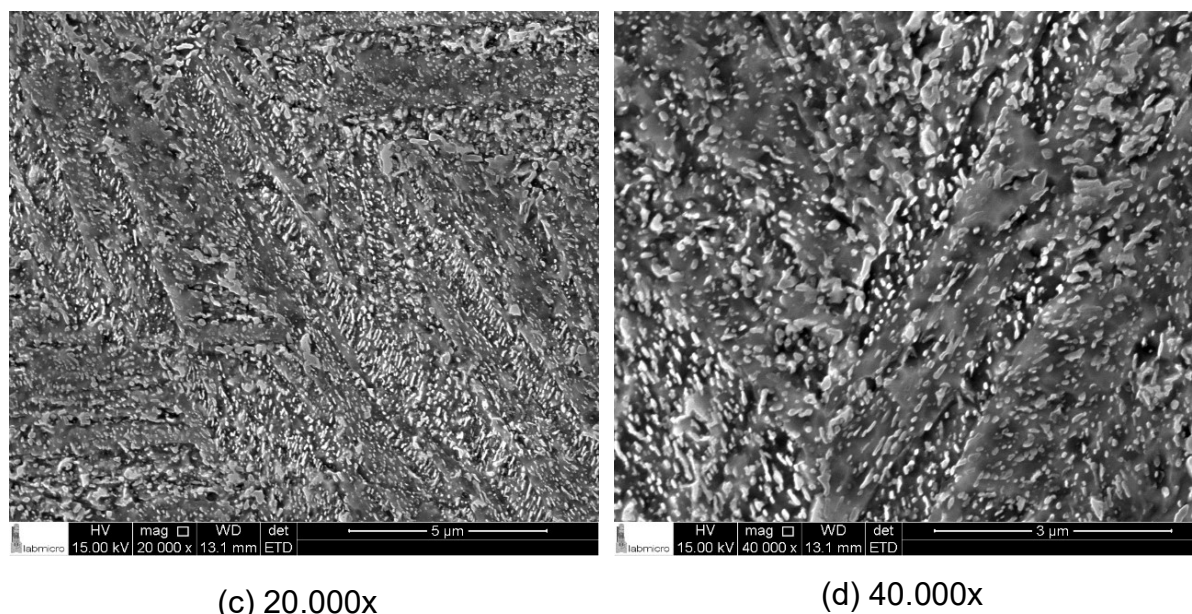


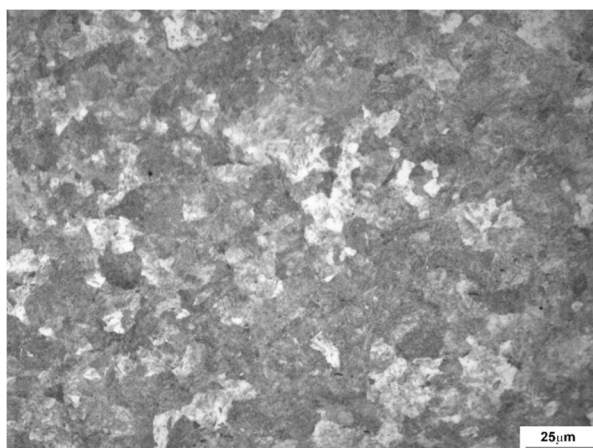
Figura 43 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 300°C após 5 minutos de austenitização a 800°C e revenida durante 30min a 500°C. (a) bainita revenida 5.000x (b) bainita revenida 10.000x (c) bainita revenida 20.000x (d) bainita revenida 40.000x.

### Amostra A475

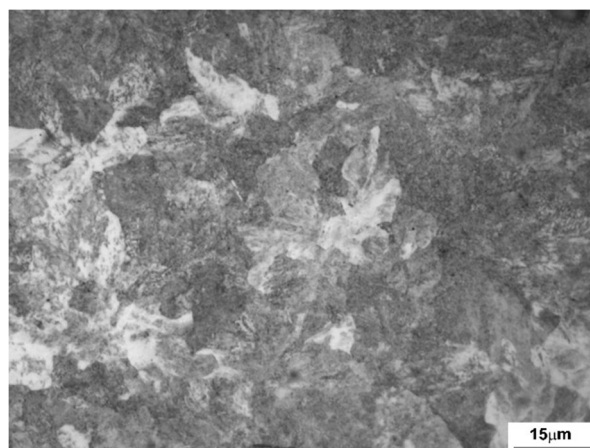
A partir das imagens obtidas por microscópio ótico nota-se uma alteração na morfologia das fases presentes em relação aos demais corpos de prova analisados. Segundo Honeycombe (1985), a morfologia idealizada da perlita é constituída por nódulos hemisféricos, de modo que uma comparação entre as imagens da amostra tratada a 300°C (Figura 40) e a 475°C (Figura 44) sugere a formação de interfaces mais arredondadas ao invés de estruturas aciculares, possivelmente pela presença de nódulos de perlita [6].

Essa hipótese é confirmada pela Figura 45(d), na qual visivelmente encontram-se lamelas de perlita fina com diferentes orientações. Além disso, em algumas regiões ocorre a presença de perlita degenerada, ou seja, a cementita perde sua continuidade e deixa de exibir a geometria lamelar definida.



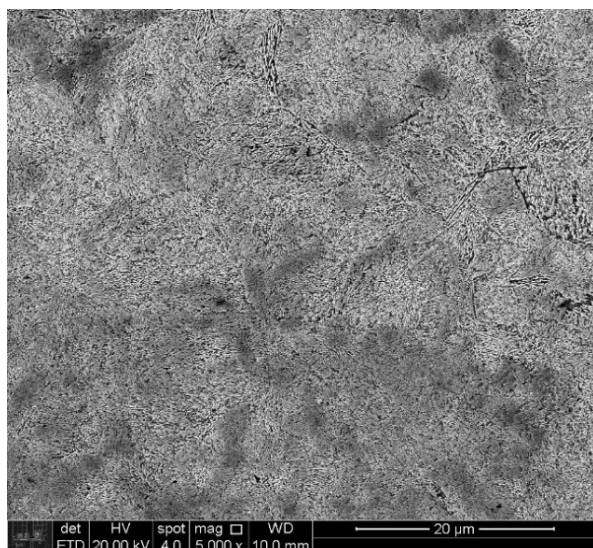


(a) 500x

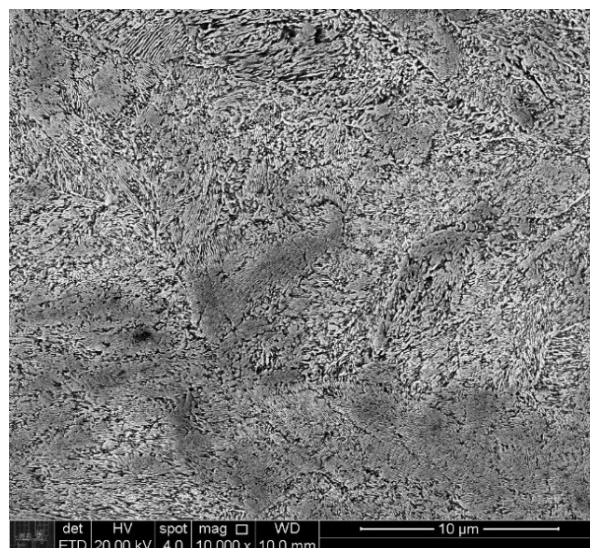


(b) 1.000x

Figura 44 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado is termicamente a 475°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

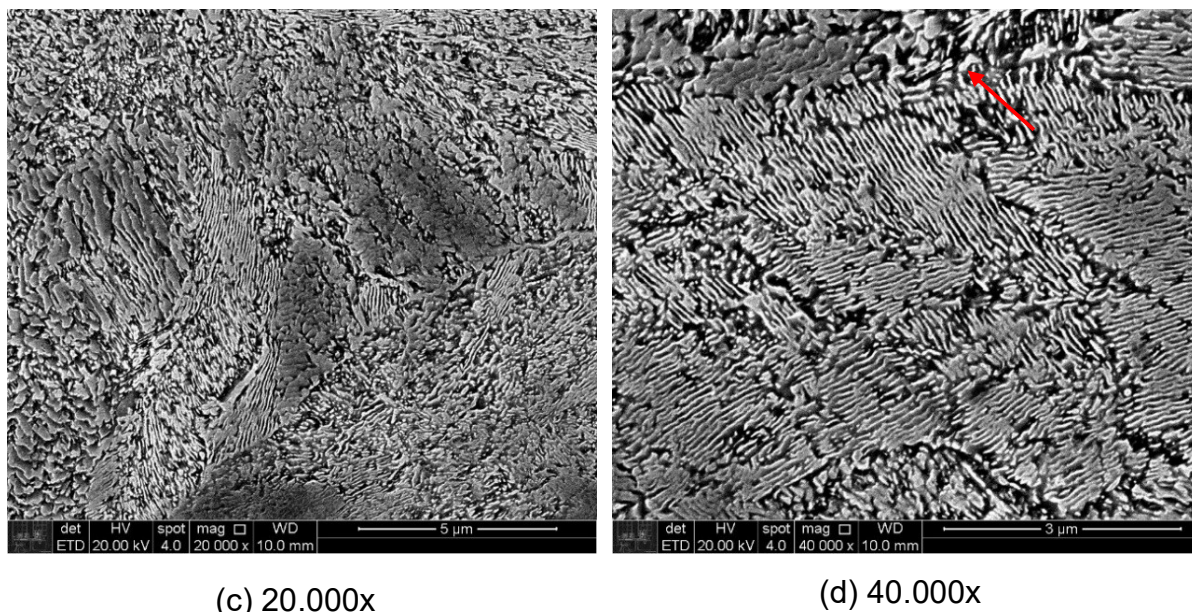
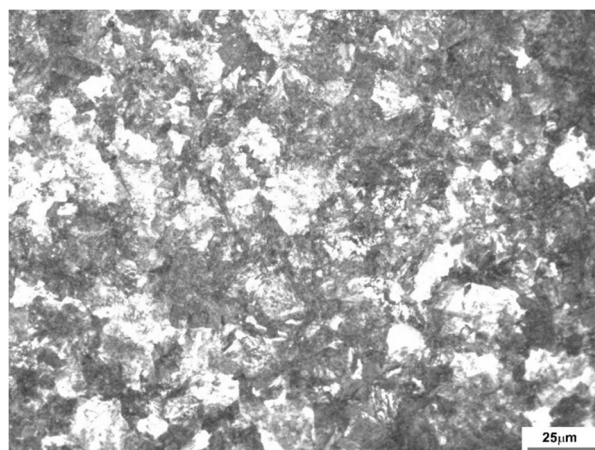


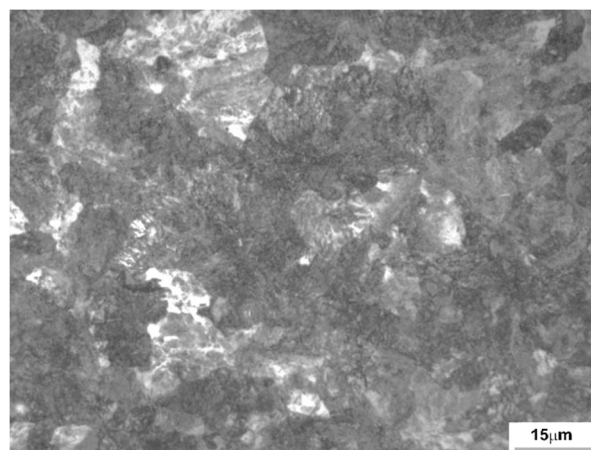
Figura 45 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 475°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita fina 20.000x (d) perlita fina e perlita degenerada 40.000x.

#### Amostra A500

Para a amostra A500, cujo tratamento isotérmico ocorreu a 500°C, as imagens obtidas por microscopia ótica (Figura 46) apresentam as mesmas características que o corpo de prova A475, sugerindo a presença de nódulos de perlita. Através da Figura 47, as colônias de perlita são visualizadas, principalmente nos maiores aumentos. De acordo com a literatura, era esperado que as lamelas fossem muito finas nessa temperatura por conta de processos difusivos serem menos intensos e ocasionarem menor mobilidade dos átomos de carbono.

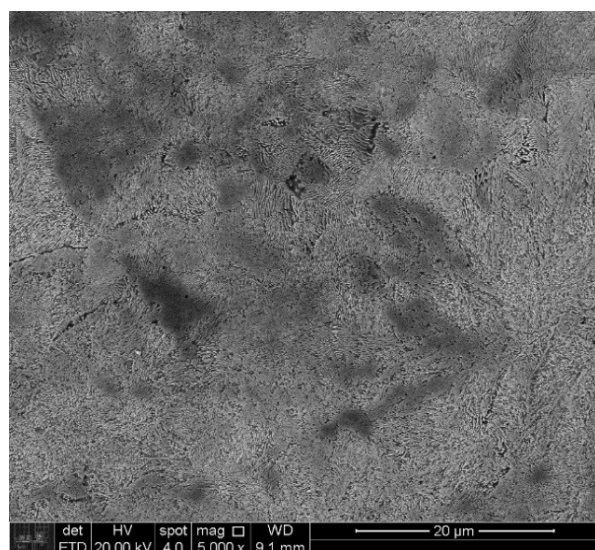


(a) 500x

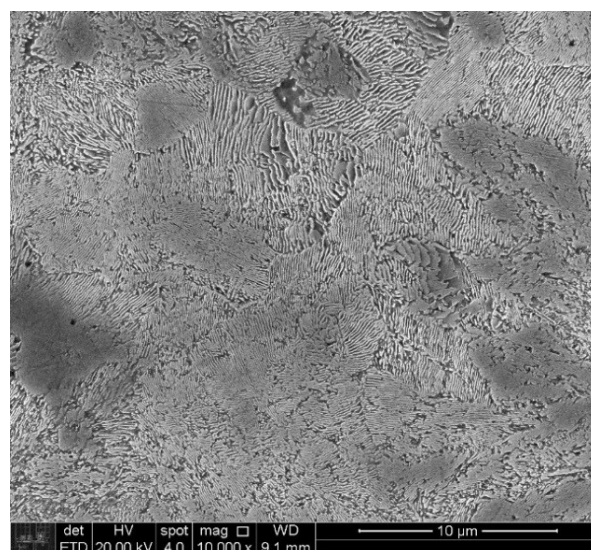


(b) 1.000x

Figura 46 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 500°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

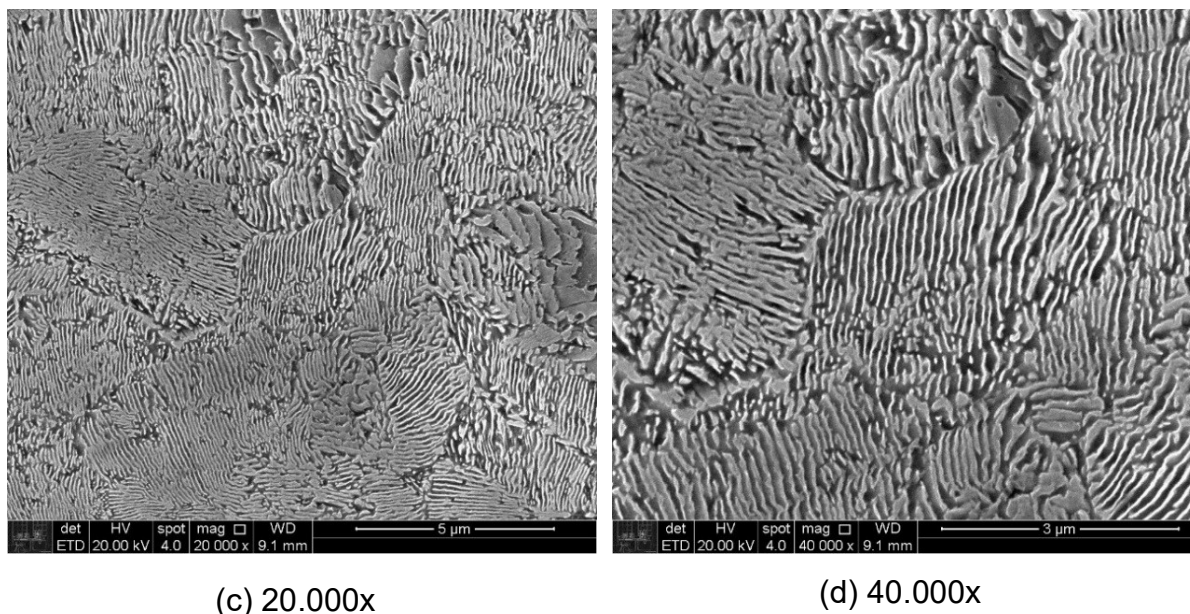


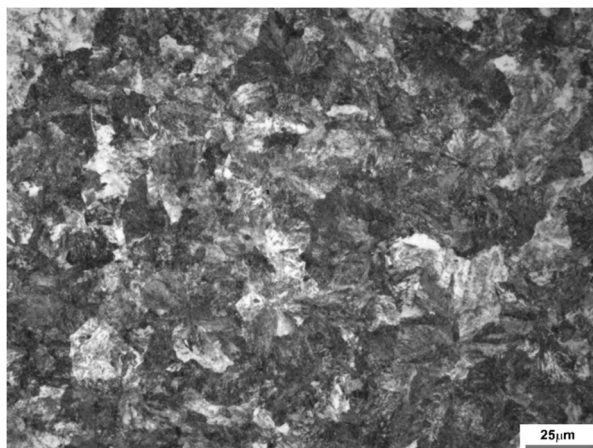
Figura 47 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 500°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita fina 20.000x (d) perlita fina 40.000x.

### Amostra A525

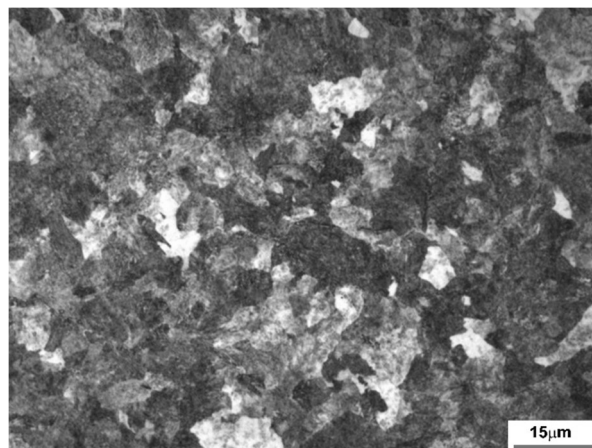
A amostra A525 tratada na temperatura isotérmica de 525°C apresenta microestrutura predominantemente perlítica, como sugere a Figura 48 e as Figura 49(c) e (d). Entretanto, com um exame minucioso nas Figura 49(b) e (c) é possível perceber que os contornos de grão originais da austenita estão destacados pela presença de cementita (região clara). Esse resultado é considerado admissível visto que a composição química do aço se mostra ligeiramente hipereutetóide.

Como mencionado na literatura, aços com teor de carbono acima de 0,76% em peso apresentam a cementita como fase proeutetóide durante o resfriamento da austenita e ambas as fases coexistem na microestrutura final do material [5].



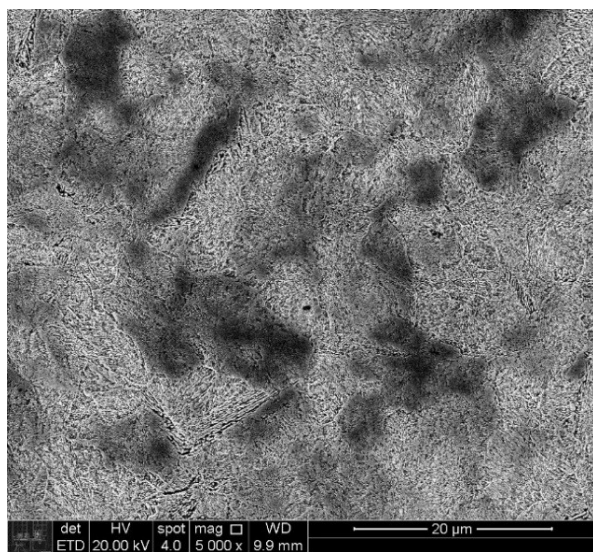


(a) 500x

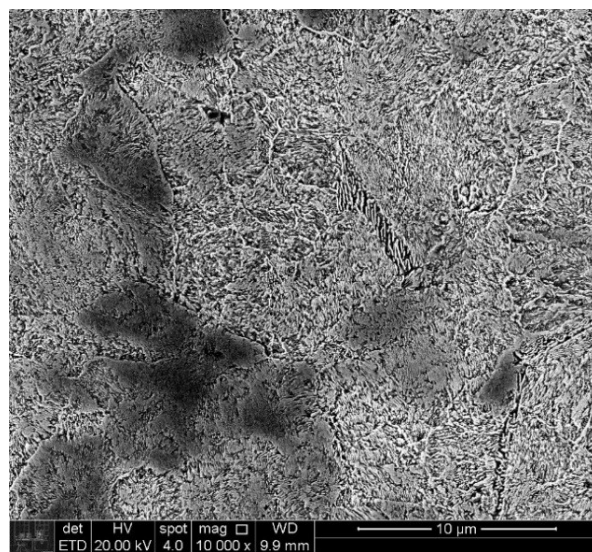


(b) 1.000x

Figura 48 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado is termicamente a 525°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

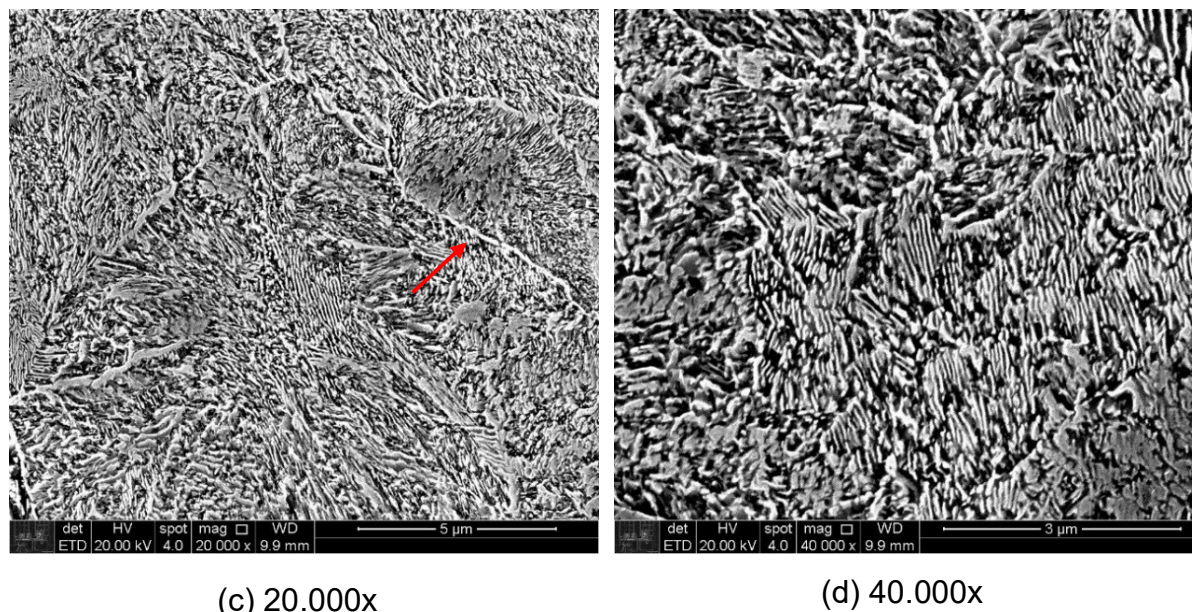
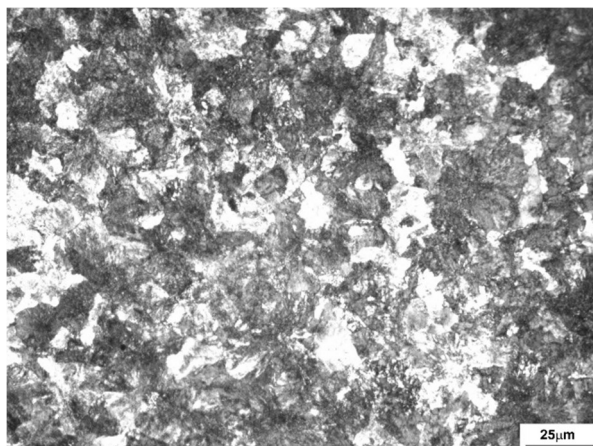


Figura 49 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 525°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) perlita fina 10.000x (c) perlita com cementita proeutetóide 20.000x (d) perlita fina 40.000x.

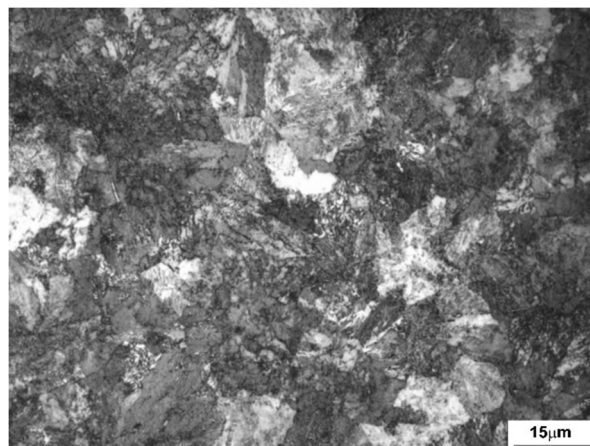
#### Amostra A550

A amostra A550, tratada a 550°C, apresenta microestrutura majoritariamente perlítica, assim como a amostra A525. Através das imagens de microscopia eletrônica de varredura (Figura 51), é perceptível que além das colônias de perlita também houve a formação de cementita proeutetóide, regiões claras nos antigos contornos de grão austeníticos, em decorrência da composição do aço. Neste caso, a visualização da cementita não foi feita pelas imagens obtidas por microscopia ótica (Figura 50) devido ao baixo aumento e resolução do equipamento.



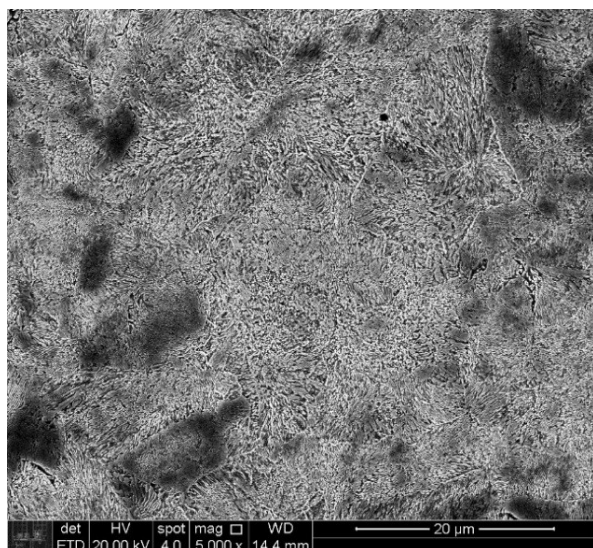


(a) 500x

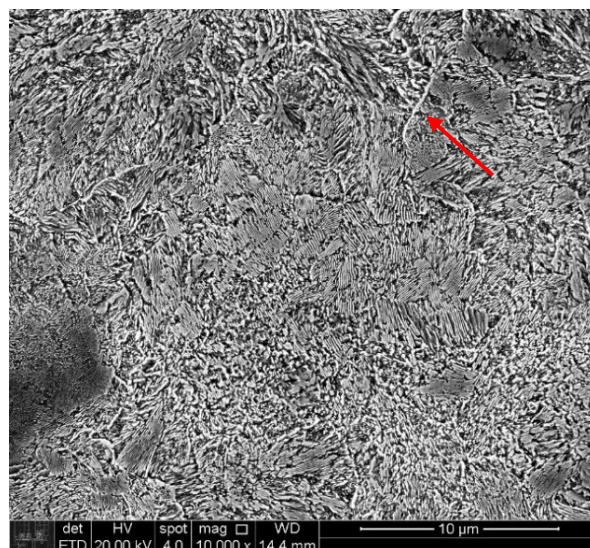


(b) 1.000x

Figura 50 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 550°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

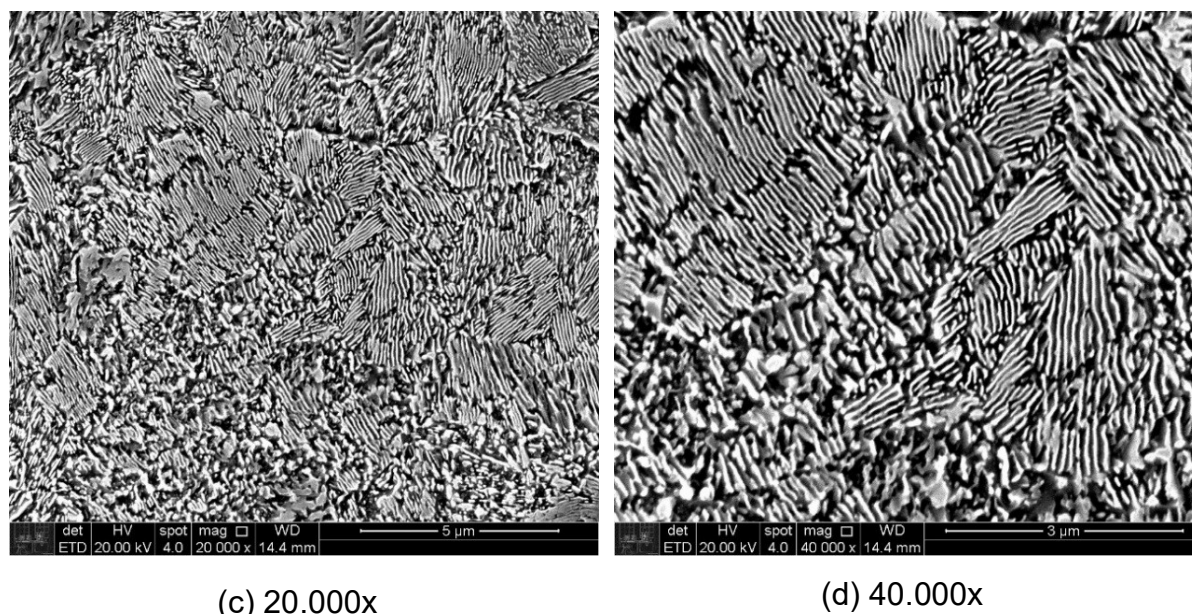
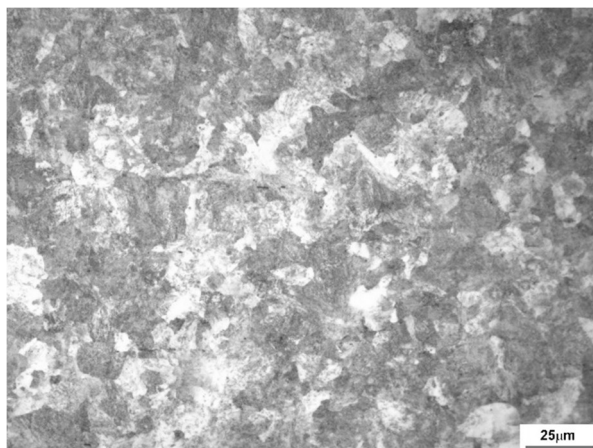


Figura 51 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 550°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) perlita com cementita proeutetóide 10.000x (c) perlita média 20.000x (d) perlita média 40.000x.

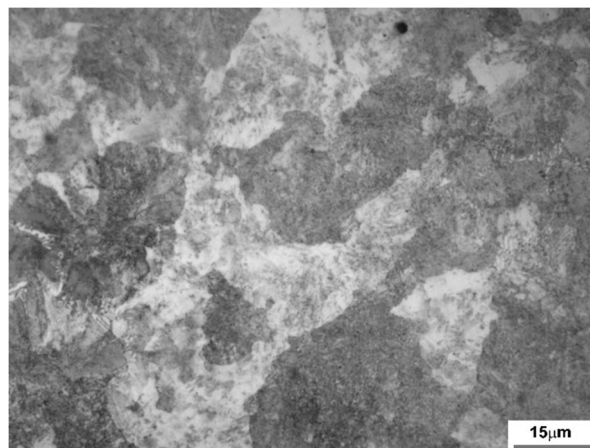
### Amostra A575

A Figura 52 apresenta o mesmo padrão que as demais imagens obtidas para estruturas perlíticas. Baixos aumentos, como os das Figura 52(a) e (b) pouco contribuem para a identificação da microestrutura da amostra, entretanto, a partir das imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura, novamente, verifica-se a existência de cementita proeutetóide (região clara) nos antigos contornos de grão austeníticos. Diferentemente da amostra A550, a cementita proeutetóide aparece com maior evidência principalmente na imagem com aumento de 40.000x. O restante da amostra é constituído por lamelas médias de perlita, como já era previsto pelos resultados de dureza e dilatométrica.



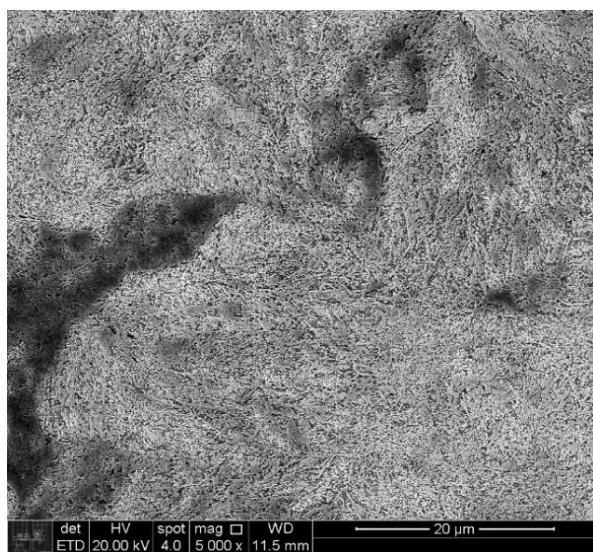


(a) 500x

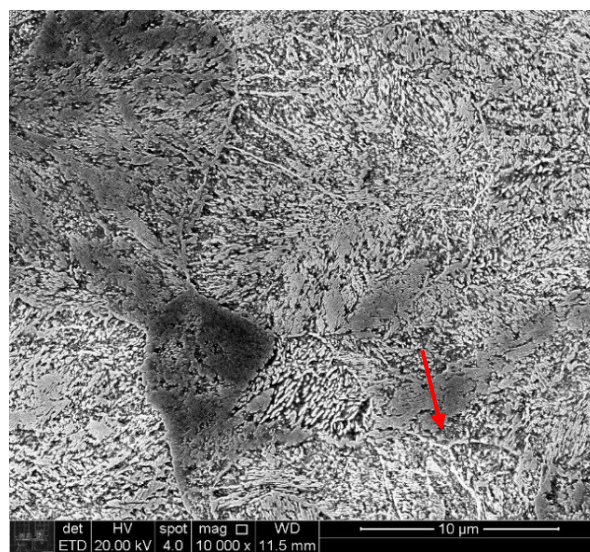


(b) 1.000x

Figura 52 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 575°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

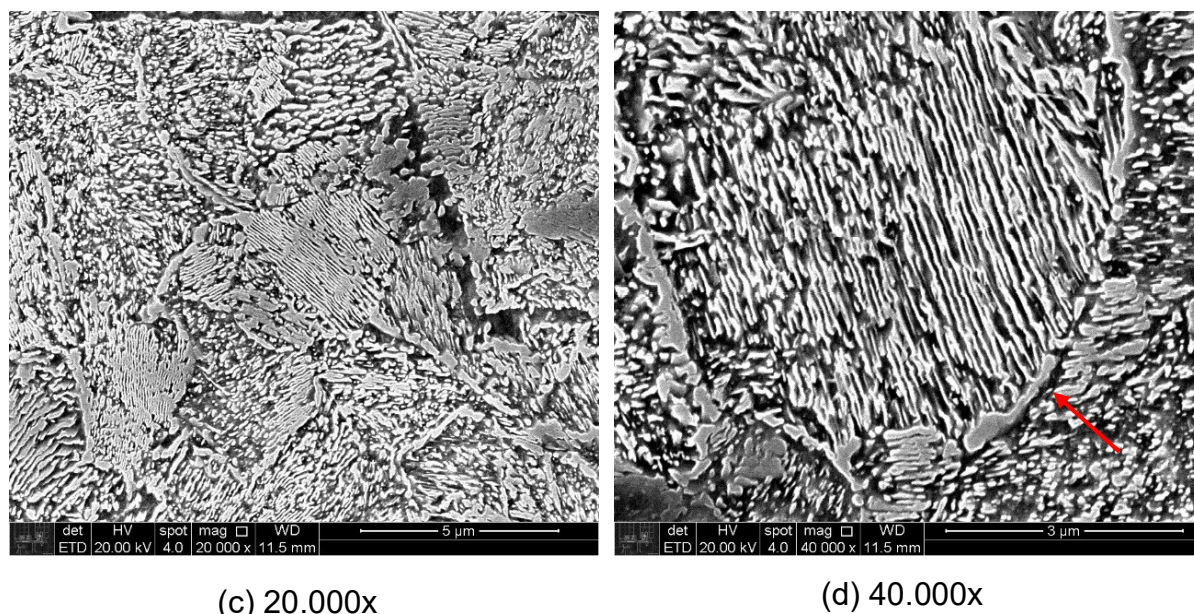


Figura 53 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 575°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) perlita com cementita proeutetóide 10.000x (c) perlita média 20.000x (d) perlita com cementita proeutetóide 40.000x.

### Amostra A600

As Figura 54 e 55 sugerem uma microestrutura predominantemente perlítica, mediante a facilidade de visualização de suas lamelas. Por outro lado, as Figura 55(a) e (c) apresentam regiões escurecidas cujo padrão de crescimento cooperativo e alternado entre cementita e ferrita não é observado. Como a morfologia da fase na Figura 55(c) apresenta diferenças em relação ao restante da estrutura, as possíveis microestruturas para essa região são ferrítica ou bainítica.

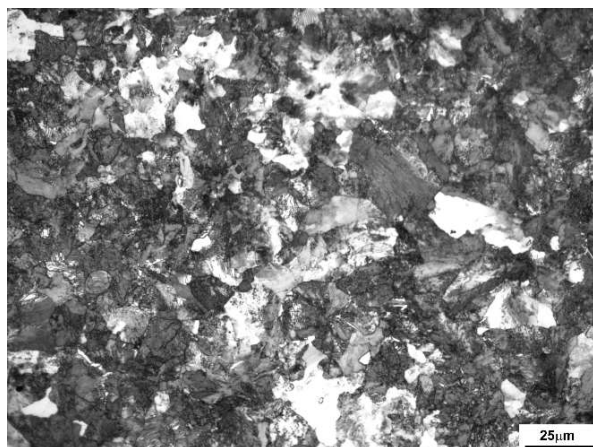
Nos diagramas TTT de aços carbono verifica-se que as curvas de nucleação e crescimento da formação de perlita e bainita se superpõem para determinadas temperaturas, sendo essa uma das razões que poderia explicar a formação de uma estrutura bainítica [5].

Como a bainita se forma numa região intermediária entre a perlita e a martensita, e sua presença foi constatada apenas na amostra tratada a 300°C, provavelmente a fase em questão é caracterizada como ferrita proeutetóide. Esse resultado destoa das demais micrografias já apresentadas, em vista que o aço possui composição ligeiramente hipereutetóide e a fase cementita era prevista.

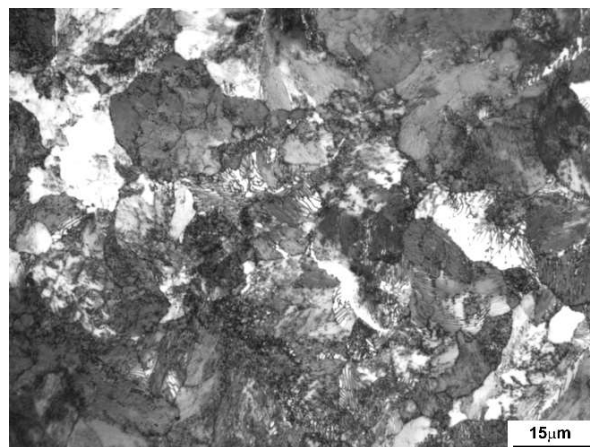
Observando que a estrutura apresenta morfologia ferrítica formada nos antigos contornos de grão austeníticos (Figura 55(a)), sua presença pode ser explicada pela



ocorrência de uma heterogeneidade local na composição, fazendo com que o aço apresente composição hipoeutetóide em algumas regiões. Assim, durante o resfriamento, parte da austenita ocasiona a formação de ferrita e, posteriormente, perlita.

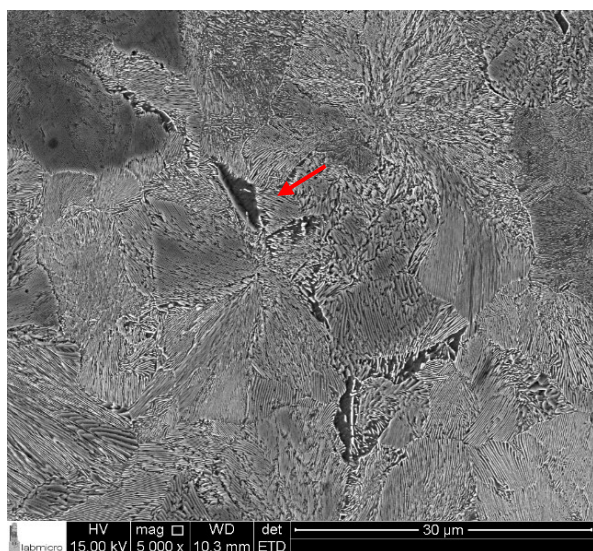


(a) 500x

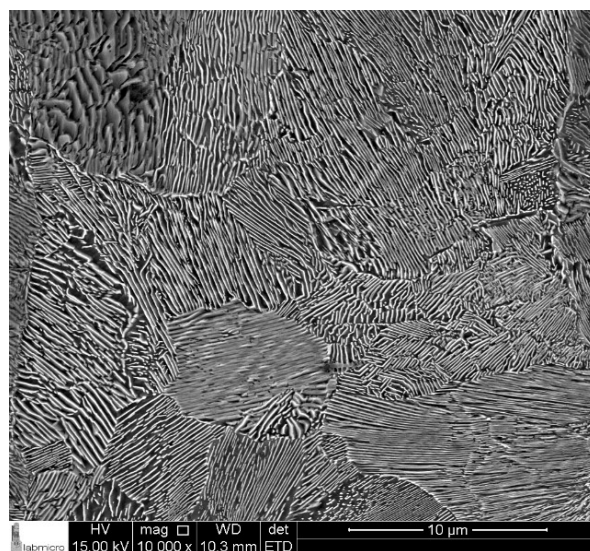


(b) 1.000x

Figura 54 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado is termicamente a 600°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

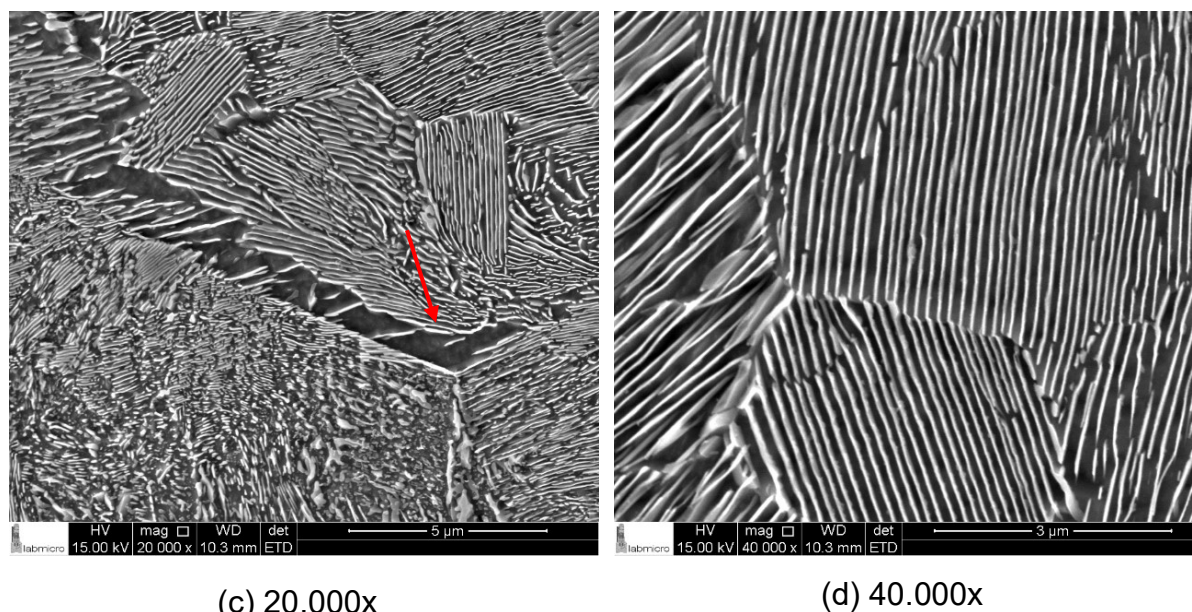


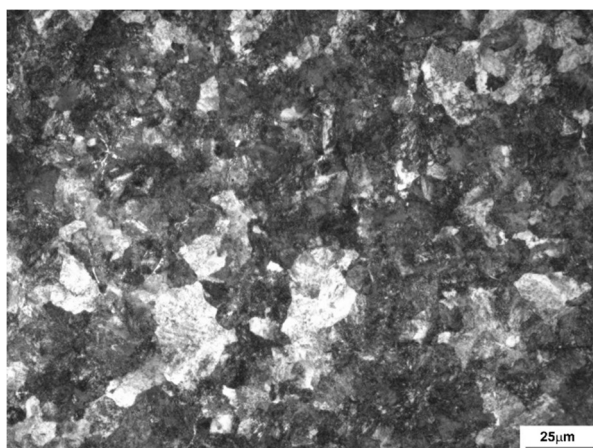
Figura 55 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 600°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita e ferrita proeutetóide 20.000x (d) perlita média 40.000x.

### Amostra A625

A amostra tratada na temperatura isotérmica de 625°C também é marcada pela existência de colônias perlíticas, fato esse confirmado com a Figura 56(a) e (b) obtida por microscópio ótico e pela Figura 57. Nesta temperatura, as lamelas formadas são mais espaçadas que no caso anterior. Como a tratamento térmico ocorreu numa temperatura ligeiramente superior, era esperado que as lamelas fossem mais afastadas devido à maior difusividade de carbono.

O corpo de prova também apresentou grande quantidade de fase ferrítica nos contornos de grão com morfologia alongada, mostrada na Figura 57(a), sendo considerada uma ferrita alotriomorfa de acordo com a classificação de Dubé e Aaronson [6].





(a) 500x

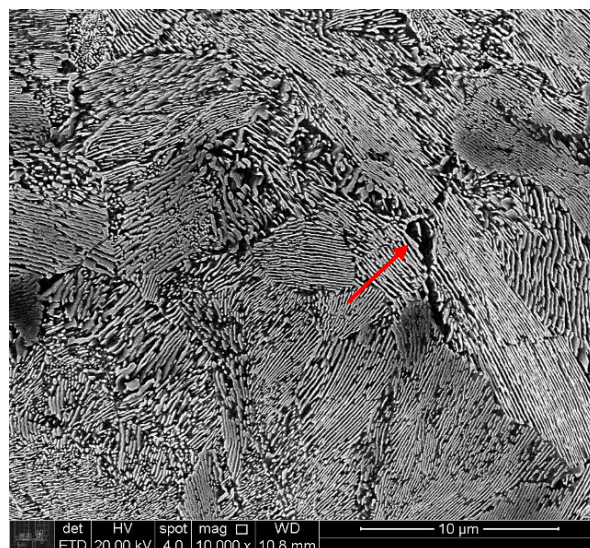


(b) 1.000x

Figura 56 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 625°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x

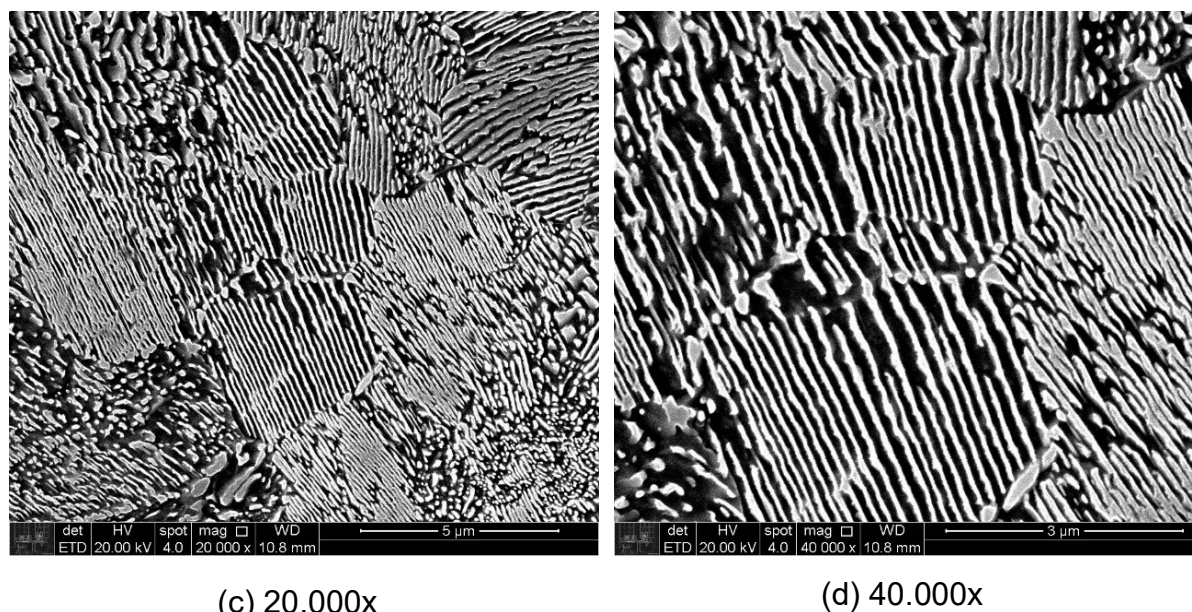


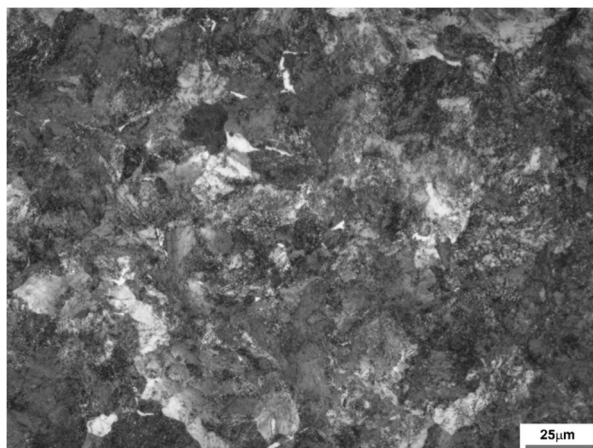
Figura 57 – MEV da amostra de aço 0,8%C tratado is termicamente a 625°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) perlita e ferrita proeutetóide 10.000x (c) colônias de perlita 20.000x (d) perlita média 40.000x.

### Amostra A650

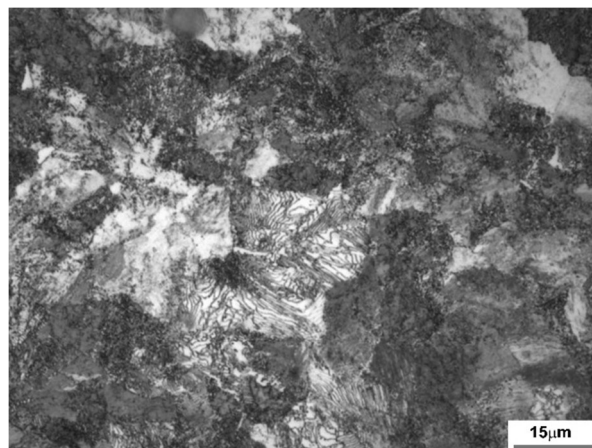
As Figura 58(a) e (b) obtidas com aumento de 500x e 1.000x, respectivamente, mostram que a microestrutura possui colônias de perlita, pois é possível observar lamelas no interior de algumas regiões claras. Como já era esperado pela sequência de tratamento isotérmico, as imagens realizadas por microscopia eletrônica de varredura confirmam a hipótese de formação de perlita com lamelas grosseiras e médias, como mostram as Figura 59(c) e (d).

Além disso, a Figura 59(a) revela que a estrutura é majoritariamente perlítica, mas houve a formação de ferrita proeutetóide em antigos contornos de grão austeníticos, como visto anteriormente em outras temperaturas de tratamento.



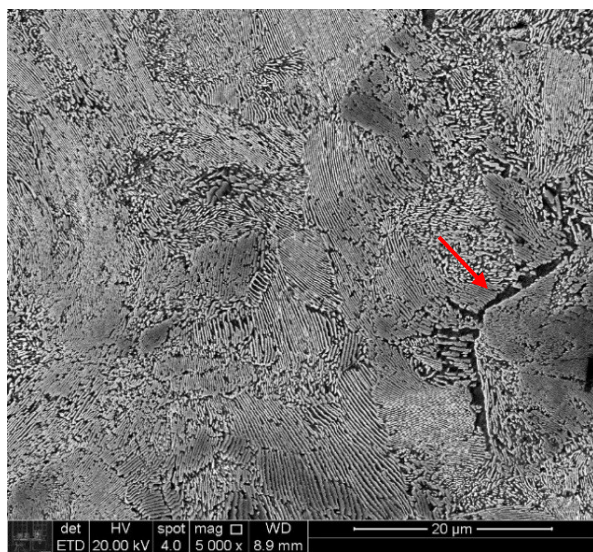


(a) 500x

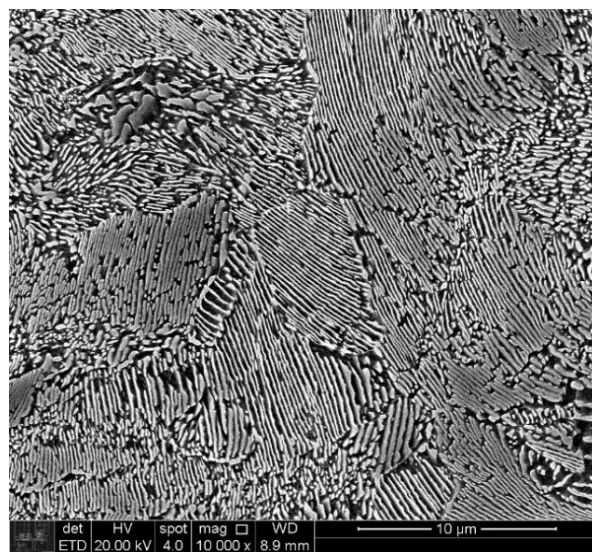


(b) 1.000x

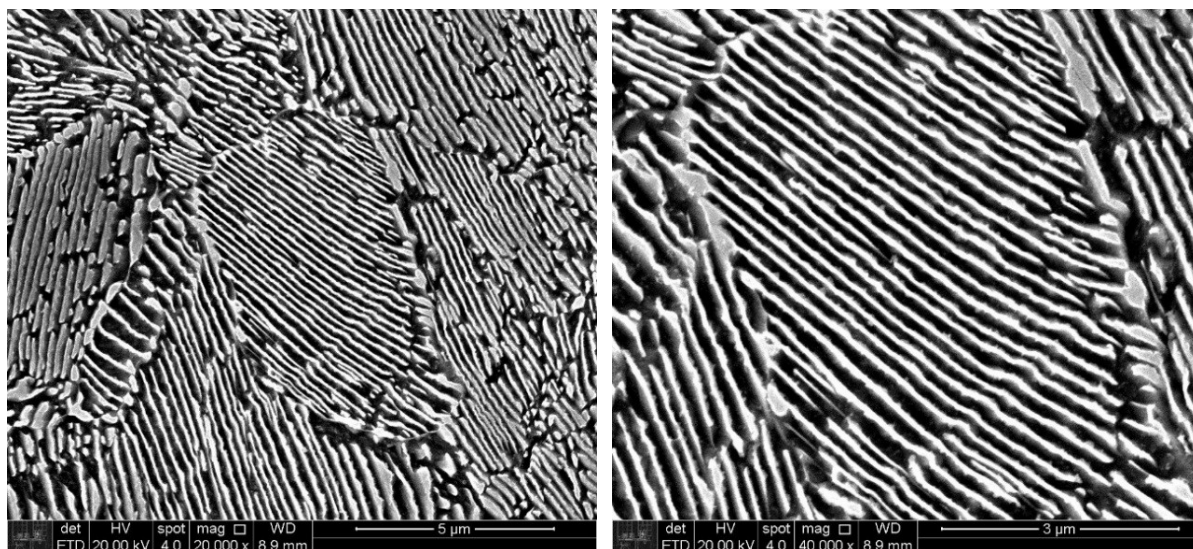
Figura 58 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 650°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.



(a) 5.000x



(b) 10.000x



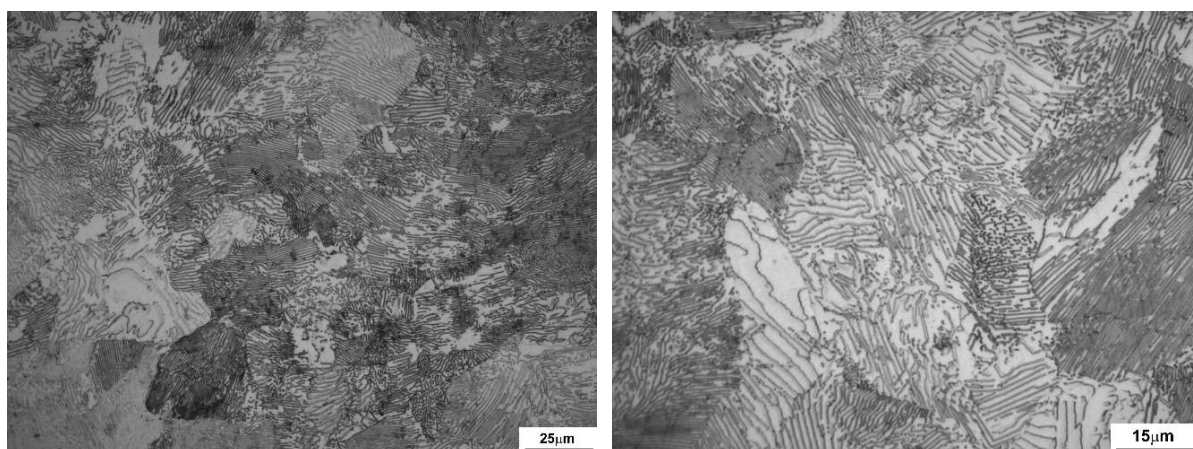
(c) 20.000x

(d) 40.000x

Figura 59 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 650°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) perlita e ferrita proeutetóide 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita média 20.000x (d) perlita média 40.000x.

### Amostra A700

De acordo com as Figura 60 e 61, a microestrutura formada é totalmente perlítica, dado que nas imagens resultantes da microscopia eletrônica de varredura existe um conjunto de lamelas alternadas de ferrita (região escura) e cementita (região clara). O crescimento das colônias de perlita ocorre através de processos de difusão do carbono quando as taxas de resfriamento são lentas e a austenita deixa de ser uma fase estável.

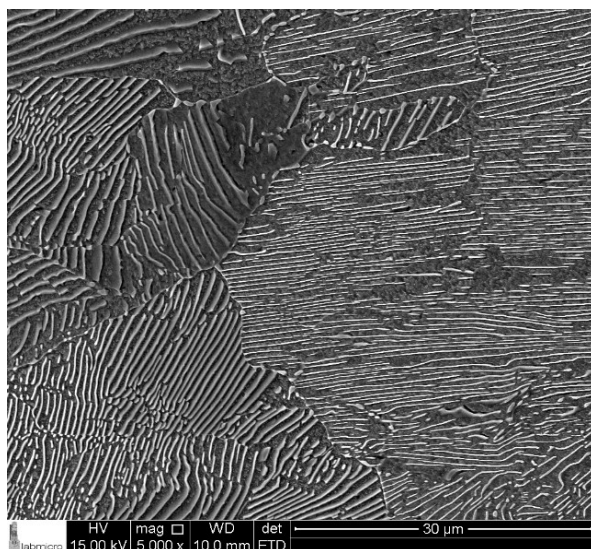


(a) 500x

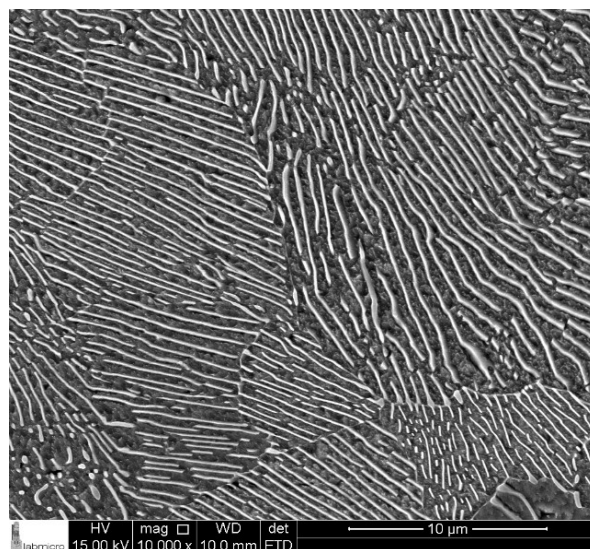
(b) 1.000x

Figura 60 - MO da amostra de aço 0,8%C tratado isotermicamente a 700°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 500x (b) colônias de perlita 1.000x.

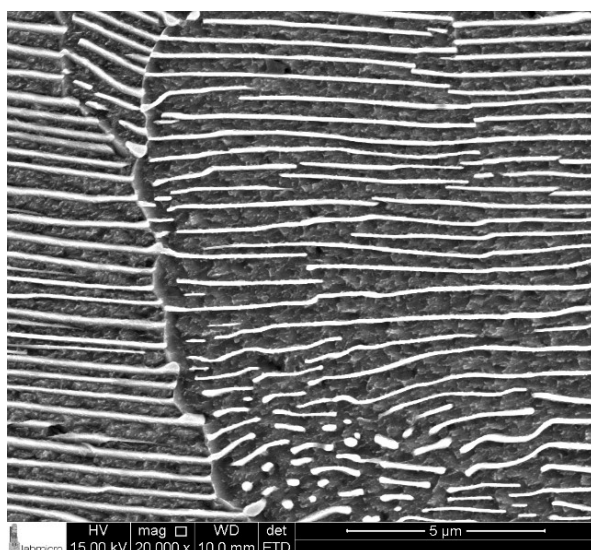




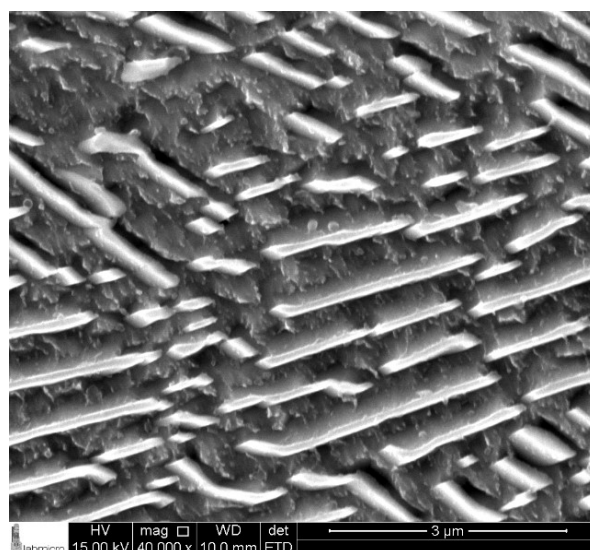
(e) 5.000x



(f) 10.000x



(g) 20.000x



(h) 40.000x

Figura 61 - MEV da amostra de aço 0,8%C tratado is termicamente a 700°C após 5 minutos de austenitização a 800°C. (a) colônias de perlita 5.000x (b) colônias de perlita 10.000x (c) perlita grossa 20.000x (d) perlita grossa 40.000x.

#### 4.5 Espaçamento interlamelar da perlita

Os resultados de espaçamento interlamelar das amostras A475 até A700, e ACR obtidos pelo método de intersecção aleatória com auxílio do software Image J estão mostrados na Tabela 8.

Tabela 8 - Espaçamento interlamelar médio e dureza

<b>Amostra</b>	<b>Temperatura Isotérmica [°C]</b>	<b>Espaçamento interlamelar da perlita [nm]</b>	<b>Microdureza Vickers [HV]</b>
<b>A475</b>	475	69 ± 3	383 ± 3
<b>A500</b>	500	72 ± 5	380 ± 6
<b>A525</b>	525	73 ± 6	407 ± 4
<b>A550</b>	550	75 ± 12	351 ± 6
<b>A575</b>	575	90 ± 13	349 ± 12
<b>A600</b>	600	129 ± 3	344 ± 10
<b>A625</b>	625	130 ± 11	346 ± 4
<b>A650</b>	650	152 ± 5	329 ± 5
<b>A700</b>	700	404 ± 10	232 ± 11
<b>ACR</b>	-	129 ± 6	329 ± 16

A perlita consiste numa estrutura formada mediante o crescimento entre as fases de ferrita e cementita na forma de placas paralelas. O espaçamento entre essas placas, chamadas de lamelas, é afetado conforme a velocidade ou temperatura em que ocorre a transformação da estrutura austenítica em perlítica. A austenita deixa de ser uma estrutura estável abaixo de 727°C em aços carbono com teor de aproximadamente 0,77%C, iniciando a transformação para a fase perlítica.

Em resfriamentos lentos, ou seja, quando a temperatura de transformação é elevada, o espaçamento interlamelar é maior. Segundo Colpaert (2008), para os casos de resfriamento rápido (temperatura de transformação mais baixa) observa-se uma perlita fina. Esse fato ocorre, pois com a redução da temperatura os átomos de carbono perdem mobilidade e a distância de difusão diminui, fazendo com que lamelas sejam formadas com maior proximidade. Assim, os resultados obtidos mostram-se coerentes com a teoria [4].

Para averiguar os resultados dos ensaios de dureza e espaçamento interlamelar foi feita uma comparação com os valores obtidos por Mei (1983) para aços 0,8% C, como indica a Figura 62. Outra comparação com os resultados de Mei e Sellars foi feita para examinar a relação entre o recíproco do espaçamento interlamelar e a temperatura de tratamento (Figura 63) [27].

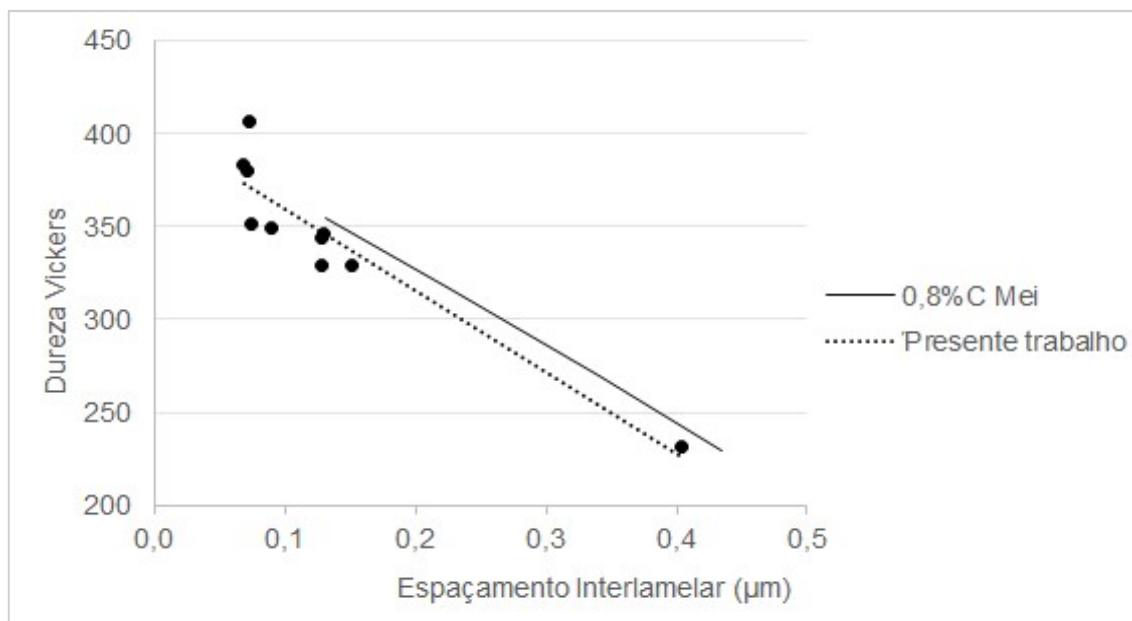


Figura 62 - Variação da dureza da perlita com o espaçamento interlamelar em aços com 0,8% C. Adaptado de [27].

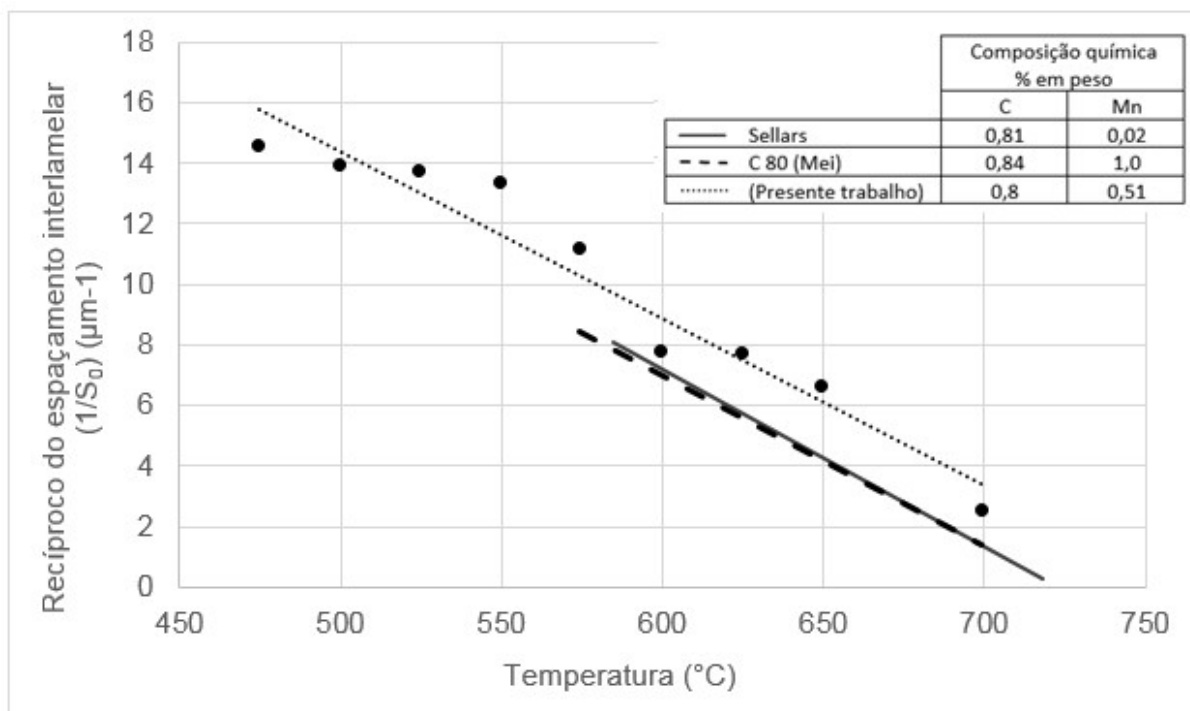


Figura 63 – Espaçamento interlamelar em função da temperatura de transformação de aços 0,8%C. Adaptado de [27].

Alguns pontos podem ser destacados para justificar a ligeira diferença nos resultados explicitados nos gráficos anteriores. Primeiramente, a análise feita pelos demais autores não engloba o intervalo de temperatura entre  $475^{\circ}\text{C}$  e  $575^{\circ}\text{C}$  considerados no presente trabalho (Figura 63). Além disso, o método de intersecção

aleatória adotado para calcular o espaçamento interlamelar requer o uso de imagens de microscopia com grandes aumentos para a visualização precisa das lamelas.

Nesse caso, também é necessário utilizar uma micrografia em que a perlita apresente lamelas perpendiculares à superfície de observação, indicando que o espaçamento interlamelar é o mínimo possível. Como esses requisitos são subjetivos e variam de acordo com a região analisada, os resultados estão sujeitos a erros. No entanto, a aplicação desse método permitiu acompanhar a redução do espaçamento com a diminuição da temperatura de tratamento, estando de acordo com as informações disponíveis na literatura.

## 5 CONCLUSÕES

A partir das técnicas metalográficas utilizadas nesse estudo foi possível atingir o objetivo de determinação das microestruturas das amostras fornecidas. Os resultados dos ensaios de dureza e microscopia (ótica e eletrônica de varredura) aliados aos dados dilatométricos comprovaram as hipóteses feitas quanto às possíveis microestruturas.

Em relação aos corpos de prova perlíticos, as amostras resfriadas isotermicamente em elevadas temperaturas apresentaram espaçamento interlamelar maior, como previsto pela teoria.

Quanto à análise de microdureza, os valores encontrados então de acordo com o esperado. Amostras perlíticas com lamelas de maior espaçamento apresentaram dureza inferior aos corpos de prova com espaçamento fino, como sugere a curva TTT. A bainita manteve valores intermediários entre as estruturas perlíticas e a martensita, cuja dureza é a maior entre as estruturas observadas. Por fim, o revenimento mostrou efeito sobre as propriedades mecânicas, reduzindo a dureza dos materiais quando comparado às amostras que não sofreram esse tratamento térmico.

Para a determinação das temperaturas críticas de transformação austenítica e martensítica as amostras com aquecimento fora da norma apresentaram resultados superiores quando comparados aos valores empíricos e ao resultado obtido pelo tratamento nas condições dentro da norma. Em relação ao resultado obtido para a curva experimental, deve-se ressaltar que picos de temperatura (recalescência) durante o patamar isotérmico interferiram na análise dos dados e um tratamento de correção dos dados foi feito com o intuito de dissociar o efeito térmico da dilação provocada de fato pela transformação de fase.

De maneira geral, os resultados obtidos foram satisfatórios e estão em sua maioria de acordo com a literatura. Como sugestão de melhoria, é recomendável que o ensaio de dilatometria para determinação da curva TTT seja feito em triplicata com a finalidade de minimizar possíveis erros de medição, proporcionando resultados com maior confiabilidade.

## REFERÊNCIAS

- [1] MIGNOTO, Grazielle Fernandes. Análise microestrutural de amostras do aço SAE1080. 2017. Relatório de iniciação científica. Universidade de São Paulo.
- [2] CHAVES, Ana Paula Gonçalves. Rodas ferroviárias: análise, microestrutura e propostas de melhoria. 2017. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo.
- [3] CALLISTER, Jr., W.D. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução 7ª edição. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2008
- [4] COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos Processos Siderúrgicos Comuns. 4º Edição. Blücher. São Paulo, 2008.
- [5] COSTA e SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 3º Edição. Editora Edgard Blücher, 2010.
- [6] HONEYCOMBE, R. W. K. Aços: Microestruturas e Propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1985.
- [7] BAIN, E. C.; KEARNY, N. J. On the Rates of Reactions in Solid Steel. Trans. Am. Inst. Min. and Met. Eng, v. 100, p. 13-46, 1932.
- [8] DAVENPORT, E. S.; BAIN, Edgar C.; PAXTON, Harold W. Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. Metallurgical Transactions, v. 1, p. 3473-3530, 1930
- [9] BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: Microstructure and Properties. 3º Edição ed. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 2006.
- [10] MEHL, R.F. The structure and rate of formation of pearlite. Trans. ASM, v.29, Dec.1941.
- [11] HILLERT, M. Growth of pearlite: discussion. In: ZACKAY, V. ; AARONSON, H.I. Decomposition of austenite by diffusional processes. New York, Interscience Publishers, 1962. p. 289-294
- [12] Tschiptschin AP, Goldenstein H, Sinátora A. Metalografia dos Aços. São Paulo: ABM. 1988
- [13] DE GRAEF, M.; KRAL, M. V.; HILLERT, Mats. A modern 3-D view of an “old” pearlite colony. JOM, v. 58, n. 12, p. 25-28, 2006

[14] CHIAVERINI, V. Aços carbono e Aços Ligas: Constituição, Propriedades, Tratamento térmicos e Aplicações. São Paulo: Publicada por Centro Moraes Rego, 1955. 196p. Boletim 11. (Apostila do Curso de Engenharia Metalúrgica)

[15] SANTOS, Igor Miguel da Cunha. Elaboração de um Diagrama TAC para um Aço de Alta Tenacidade API X-70. 2013. Tese de Doutorado. Faculdade de Ciências e Tecnologia.

[16] CARVALHO, Leandro Gomes de. Estudo dilatométrico das transformações de fase em aços maraging M300 e M350. 2012. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

[17] ZHAO, J. Z.; MESPLONT, Christophe; DE COOMAN, B. C. Quantitative analysis of the dilatation during an isothermal decomposition of austenites. Materials Science and Engineering: A, v. 332, n. 1-2, p. 110-116, 2002.

[18] ASTM A1033-04. Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations. ASTM Standards, v. 4, p. 1–14, 2004.

[19] MARTÍN, S. D. et al. Effect of heating rate on reaustenitisation of low carbon niobium microalloyed steel, Materials Science and Technology, v. 24, n. 3, p. 266-272, 2008.

[20] ASTM E384. ASTM E384: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. ASTM Standards, p. 1–43, 2012.

[21] KRAUSS, G. Steels: processing, structure and performance. Ohio: ASM International, 2005

[22] VANDER VOORT, George F. (Ed.). Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels. ASM international, 1991.

[23] DE ANDRÉS, C. Garcia et al. Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. Materials Characterization, v. 48, n. 1, p. 101-111, 2002.

[24] TRZASKA, J.; DOBRZA, L. A. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels. Journal of Materials Processing Technology, v. 193, p. 504–510, 2007.

[25] ASTM E140-02. Standard Hardness Conversion Tables for Metals. Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness and Scleroscope Hardness. ASTM Standards, p. 1- 21, 2002.

[26] COSTA, Diego Salmin; RIBEIRO, Joshua Alyson Freitas; DA SILVA, Marcelo Jose Gomes. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 1080 APÓS DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS. Encontros Universitários da UFC, v. 1, n. 1, p. 974

[27] MEI, P.R. Efeito de adição do nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono. Tese de Doutorado - Universidade Estadual de Campinas, 1983, p.233-355