

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO SAE 4118H
MODIFICADO SUBMETIDO A DIFERENTES TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS

Selauco Vurobi Júnior

Ponta Grossa
2007

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO SAE 4118H
MODIFICADO SUBMETIDO A DIFERENTES TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS

Selauco Vurobi Júnior

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em
Engenharia e Ciência de Materiais como
requisito parcial à obtenção do título de
MESTRE EM ENGENHARIA E CIÊNCIA
DE MATERIAIS.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho

Agência Financiadora: Capes

Ponta Grossa
2007

Ficha Catalográfica Elaborada pelo Setor de Processos Técnicos BICEN/UEPG

V994c

Vurobi Júnior, Selauco

Caracterização microestrutural de um aço SAE 4118H
modificado submetido a diferentes tratamentos isotérmicos./
Selauco Vurobi Júnior. Ponta Grossa, 2007.
165f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de
Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho

1.Aço carbono baixa-liga. 2. Tratamentos isotérmicos
3. Elementos de liga. 4. Diagrama TTT. 5. Metalografia
colorida I. Cintho Osvaldo Mitsuyuki. II. T.

CDD: 672

Ao meu pai:
Selauco Vurobi
(in memoriam)

Por ele cheguei até aqui, por ele seguirei em frente...

VITAE DO CANDIDATO

Graduado em Engenharia de Materiais pela UEPG/PR (2004)

Premiado como melhor aluno de Engenharia da Região Sul do Brasil pelo
CONFEA/CREA (2004)

Premiado com o 3º lugar no V Concurso METMAT de Fotomicrografias de
Metalurgia e Materiais pela EPUSP/SP (2006)

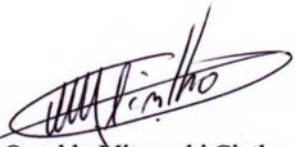
TERMO DE APROVAÇÃO

SELAUCO VUROBI JÚNIOR

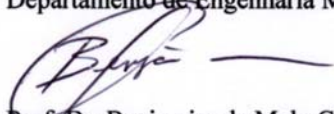
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO SAE 4118H MODIFICADO SUBMETIDO A DIFERENTES TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS

Dissertação aprovada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, pela seguinte banca examinadora:

Orientador:


Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho
Departamento de Engenharia de Materiais, UEPG/PR


Prof. Titular Dr. Hélio Goldenstein
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, EPUSP/SP


Prof. Dr. Benjamim de Melo Carvalho
Departamento de Engenharia de Materiais, UEPG/PR

Ponta Grossa, 13 de dezembro de 2007.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho pela orientação, amizade, colaboração, paciência, e principalmente confiança no meu trabalho.

A CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – pela Bolsa de Mestrado.

À Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos – pela doação de materiais utilizados no desenvolvimento deste trabalho.

À Tramontin Tratamento Térmico Ltda. pela doação de materiais para a construção dos fornos utilizados neste trabalho.

Ao meu grande amigo Thiago Fontoura de Andrade por ter intermediado a doação das amostras e ter sido um dos idealizadores deste trabalho.

Ao meu grande amigo Evaldo Toniolo Kubaski pelos artigos conseguidos.

Aos alunos e amigos João Ricardo Gastl pela ajuda nas metalografias iniciais e Conrado Köppen pela ajuda nas simulações computacionais.

Ao Prof. Dr. Moisés Meza Pariona pela permissão para utilizar o laboratório de simulação computacional.

À minha Família pelo carinho, pela dedicação e pelo incentivo para que eu chegasse até aqui.

A todos os amigos que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

Um aço SAE 4118H Modificado foi submetido a tratamentos isotérmicos entre 700 e 400°C a cada 50°C de intervalo, com a intenção de se avaliar a decomposição da austenita sob temperatura constante. Para tanto, o aço foi austenitizado sob vácuo de aproximadamente 10^{-2} atm durante 15 minutos. Na seqüência, transferiu-se cada amostra para um banho isotérmico estabilizado na temperatura de interesse. Variou-se o tempo de permanência sob tratamento isotérmico de 15 a 28800 segundos em função da temperatura de tratamento. Após o período de tratamento isotérmico cada amostra foi temperada em salmoura agitada para que fossem interrompidas as transformações. Após preparação metalográfica padrão, as amostras foram atacadas com reagentes de metalografia colorida. Com estes reagentes, conseguiu-se excelente contraste entre os diferentes microconstituintes do aço SAE 4118H Modificado, obtidos após cada tratamento isotérmico. As frações volumétricas dos microconstituintes formados foram determinadas por meio da contagem sistemática manual de pontos. Entre as temperaturas de 700 e 550°C o aço SAE 4118H Modificado apresentou microestrutura composta por ferrita e perlita. Entre 500 e 400°C a microestrutura bainítica foi formada. As velocidades de transformação do aço SAE 4118H Modificado foram comparadas com aquelas apresentadas pelo aço DIN 25CrMo4, utilizado para a comparação devido à similaridade de composição. O aço SAE 4118H Modificado apresentou transformação perlítica mais rápida que o aço DIN 25CrMo4 e transformação bainítica a mais baixas temperaturas. A redução da temperatura de tratamento proporcionou microestruturas mais refinadas, o que elevou os níveis de dureza do aço SAE 4118H Modificado.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF A MODIFIED SAE 4118H STEEL SUBMITTED TO DIFFERENT ISOTHERMAL TREATMENTS

ABSTRACT

A Modified SAE 4118H steel was submitted to different isothermal treatments, between 700 and 400°C for each 50°C range, in order to evaluate the decomposition of austenite under constant temperature. The austenitization was conducted under vacuum air pressure of 10^{-2} atm during 15 minutes. Then, each sample was transferred to an isothermal bath stabilized in the temperature of interest. The time of each treatment was varied from 15 to 28800 seconds depending on the temperature of treatment. After each time of treatment specimens were quenched in stirred brine in order to stop transformation. After standard metallographic preparation, samples were etched with color etchants. With these reagents, the different microconstituents of Modified SAE 4118H steel obtained after each isothermal treatment had excellent contrast. The volumetric fractions of microconstituents were determined by systematic manual point count. For heat treated samples between 700 and 550°C, the Modified SAE 4118H steel presented microstructure consisting of ferrite and pearlite. The bainitic microstructure formation was detected in 500 and 400°C range. The rate of transformation of Modified SAE 4118H steel was compared with the DIN 25CrMo4 steel, because of the similarity of composition. The Modified SAE 4118H steel presented pearlite transformation faster than the DIN 25CrMo4 steel and bainitic reaction at lowest temperatures. Reducing the temperature of treatment more refined microstructures was provided, which raised the hardness levels of the Modified SAE 4118H steel.

PUBLICAÇÕES

VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Utilização de metalografia colorida e contraste por interferência diferencial (DIC) na caracterização microestrutural de um aço SAE 4118H Modificado. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: CBECiMat, 2006, p. 4652-4663.

NEVES, E. M.; ALBANI, J.; VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Caracterização metalográfica de um aço AISI H13 por meio de metalografia convencional e contraste por interferência diferencial (DIC). In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: CBECiMat, 2006, p. 4808-4818.

GASTL, J. R.; KRAMBECK JR.; VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Caracterização metalográfica por meio de metalografia convencional e contraste por interferência diferencial (DIC) de um aço AISI D2. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Resumos...** Foz do Iguaçu: CBECiMat, 2006. 1 CD ROM.

CINTHO, O. M.; FECHNER, E.; RIBEIRO, N. C. C.; VUROBI JR., S; CAPOCCHI, J. D. T. Estudo da sinterização de um aço inoxidável de estrutura dúplex obtido por meio da moagem de alta energia. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Resumos...** Foz do Iguaçu: CBECiMat, 2006. 1 CD ROM.

VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Metallographic characterization of a modified SAE 4118H steel by differential interference contrast (DIC). In: ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 5., 2006, Florianópolis. **Resumos...** Florianópolis: SBPMat, 2006, p. 138.

VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Determination of physical heterogeneity in the microstructure of a modified SAE 4118H steel by color etching. In: ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 5., 2006, Florianópolis. **Resumos...** Florianópolis: SBPMat, 2006, p. 138.

VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Técnicas metalográficas para a caracterização microestrutural dos aços. In: ENCONTRO DE ENGENHARIA E TECNOLOGIA DOS CAMPOS GERAIS, 2., 2006, Ponta Grossa. **Anais...** Ponta Grossa: AEAPG, 2006. 1 CD ROM.

VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Caracterização metalográfica de um aço SAE 4118H Modificado. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62., 2006, Rio de Janeiro. **Anais...** São Paulo: ABM, 2006. 1 CD ROM. p. 3670-3678.

VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Projeto e construção de um sistema para estudo de transformações isotérmicas em aços. In: ENCONTRO DE PESQUISA DA UEPG, 5., 2005, Ponta Grossa. **Resumos...** Ponta Grossa: UEPG, 2005. 1 CD ROM.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	22
2	REVISÃO DE LITERATURA.....	24
2.1	Alotropia do Ferro Puro	24
2.2	O Sistema Ferro-Carbono	26
2.3	Constituintes Microestruturais dos Aços	33
2.3.1	Austenita.....	33
2.3.2	Ferrita	36
2.3.3	Cementita	37
2.3.4	Perlita	38
2.3.5	Bainita.....	40
2.3.6	Martensita	42
2.4	Diagramas de Transformação	46
2.4.1	Diagramas TTT	46
2.4.2	Diagramas CCT	52
2.4.3	Influência dos elementos de liga nas curvas TTT	54
2.5	Propriedades Mecânicas dos Aços	59
2.6	Aço SAE 4118H Modificado	62
2.7	Metalografia dos Aços	65
2.7.1	Metalografia colorida	65
2.7.2	Metalografia quantitativa.....	70
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	72
3.1	Material.....	72
3.2	Equipamentos.....	74
3.2.1	Equipamento para corte das amostras	74
3.2.2	Sistema de tratamentos térmicos	74
3.2.3	Equipamentos para preparação metalográfica das amostras.....	78
3.2.4	Microscopia óptica	78
3.2.5	Microscopia eletrônica de varredura	79
3.2.6	Medidas de dureza	79
3.2.7	Programas Computacionais	79
3.3	Métodos e Procedimentos	80
3.3.1	Tratamentos térmicos	80
3.3.2	Determinação do tempo de estabilização da amostra no banho	83
3.3.3	Caracterização metalográfica	85
3.3.4	Determinação da proporção de fases.....	86
3.3.5	Determinação do tamanho de grão austenítico	88
3.3.6	Medidas de dureza Vickers	90
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	93
4.1	Caracterização Metalográfica Inicial.....	93
4.2	Austenitização e Tamanho de Grão Austenítico	102
4.3	Avaliação dos Resfriamentos	107
4.4	Tratamentos Isotérmicos	114

4.4.1	Tratamentos realizados a 700°C	116
4.4.2	Tratamentos realizados a 650°C	121
4.4.3	Tratamentos realizados a 600°C	125
4.4.4	Tratamentos realizados a 550°C	130
4.4.5	Tratamentos realizados a 500°C	133
4.4.6	Tratamentos realizados a 450°C	139
4.4.7	Tratamentos realizados a 400°C	143
4.5	Análise Geral dos Tratamentos Isotérmicos.....	146
5	CONCLUSÕES.....	155
6	REFERÊNCIAS	156

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Curva de aquecimento e resfriamento do ferro puro [5].	24
Figura 2.2	Células unitárias: (a) Ferro- α e Ferro- δ ; (b) Ferro- γ . O índice a acima das células representa o seu parâmetro de rede [5].	25
Figura 2.3	Diagrama de equilíbrio Fe-C. As linhas sólidas representam o equilíbrio Fe-Fe ₃ C; as linhas tracejadas representam o equilíbrio Fe-Grafite [1,3].	26
Figura 2.4	Efeito do teor de manganês sobre o campo austenítico [2].	28
Figura 2.5	Efeito do teor de cromo sobre o campo austenítico [2].	30
Figura 2.6	Efeito do teor de molibdênio sobre o campo austenítico [2].	31
Figura 2.7	Efeito do teor de silício sobre o campo austenítico [2].	31
Figura 2.8	Efeito dos elementos de liga na composição e na temperatura eutetóide [2].	32
Figura 2.9	Imagem de microscopia óptica apresentando os grãos de austenita de um aço inoxidável austenítico [14].	33
Figura 2.10	Diagrama esquemático mostrando como pode ser determinado o tempo de austenitização a uma temperatura fixa [24].	35
Figura 2.11	Efeito da temperatura e do tempo de austenitização na homogeneização da austenita [19].	36
Figura 2.12	Imagem de microscopia óptica apresentando os grãos de ferrita de um aço com baixíssimo teor de carbono [14].	37
Figura 2.13	Imagem de microscopia óptica apresentando a rede de cementita pró-eutetóide ao longo das colônias de perlita, e as lamelas de cementita dentro das colônias de perlita. Microestrutura revelada por ataque com reagente Nital 2% [14].	38
Figura 2.14	Mecanismo de formação da perlita proposto por Mehl [32].	39
Figura 2.15	Mecanismo de formação da perlita proposto por Hillert [5].	40
Figura 2.16	Microestruturas de um aço eutetóide: (a) Perlita formada a 720° C; (b) Bainita obtida a 290° C; (c) Bainita obtida a 180° C; (d) Martensita obtida por meio de têmpera [2].	41
Figura 2.17	Comparação esquemática dos mecanismos de formação e das morfologias da perlita e da ferrita [13,30,39].	42
Figura 2.18	Diagrama esquemático da transformação martensítica [3,4].	43
Figura 2.19	(a) Célula unitária da austenita CFC; (b) Relação entre a austenita CFC e a martensita TCC [13].	43
Figura 2.20	Influência do teor de carbono nas temperaturas M_s e M_f , e no tipo de martensita formada [5].	44
Figura 2.21	Variação do volume de austenita retida à temperatura ambiente após têmpera, em função do teor de carbono [5].	45
Figura 2.22	Curva em S representando a transformação isotérmica da austenita para um aço eutetóide, apresentada por Davenport e Bain em 1930 [37].	47

Figura 2.23	Diagrama TTT de um aço eutetóide, mostrando a temperatura de início, de 50% e de 90% de formação de martensita [14].	48
Figura 2.24	Representação esquemática do método metalográfico de construção de um diagrama de transformação isotérmica [6,18].	49
Figura 2.25	Demonstração de como o diagrama TTT é gerado a partir dos dados de transformação isotérmica obtidos pelo método metalográfico [4,14].	50
Figura 2.26	Gráfico de deformação linear e temperatura em função do tempo obtido, através de ensaio dilatométrico à temperatura constante [48].	51
Figura 2.27	Gráfico de deformação linear em função da temperatura, obtido através de ensaio dilatométrico à taxa de resfriamento constante [48].	53
Figura 2.28	Diagrama CCT para o aço SAE 4340. As letras M, B, F e P representam respectivamente martensita, bainita, ferrita e perlita [14].	54
Figura 2.29	Diagrama ilustrando a influência do manganês na posição das curvas TTT. À esquerda estão representadas as linhas de início de transformação e à direita estão as linhas de fim [6].	56
Figura 2.30	Diagrama ilustrando a influência do níquel na posição das curvas TTT [6].	56
Figura 2.31	Diagrama ilustrando a influência do cromo na posição da curva TTT [6].	57
Figura 2.32	Diagrama ilustrando a influência do molibdênio na posição da curva TTT [6].	58
Figura 2.33	Diagrama TTT do aço SAE 4340 com 0,42% de carbono; 0,78% de manganês; 1,79% de níquel; 0,80% de cromo e 0,33% de molibdênio [17].	59
Figura 2.34	Influência do teor de carbono nas propriedades mecânicas do aço, após laminação a quente e resfriamento ao ar [2].	60
Figura 2.35	Influência do teor de carbono na dureza, em três condições microestruturais diferentes. Completamente martensítico, perlítico com a presença dos constituintes pró-eutetóides e ferrítico com a presença de carbeto esferoidizados [1,2].	61
Figura 2.36	Influência da temperatura de tratamento isotérmico na dureza de alguns aços [6,37].	62
Figura 2.37	Curvas de temperabilidade Jominy para os aços SAE 4118H [62] e 4118HM.	64
Figura 2.38	Representação esquemática do sistema de interferência formado entre ar-filme-metal [8,71].	66
Figura 2.39	Coloração variada dos grãos de ferrita de um aço baixo carbono, devido as diferentes orientações cristalográficas [8].	67
Figura 2.40	Formação de linhas de ataque nos grãos de ferrita de um aço SAE 1006, causado por um reagente composto por	

	uma solução aquosa de tiosulfato de sódio e metabissulfito de potássio [8].	68
Figura 2.41	Representação esquemática do sistema de Contraste por Interferência Diferencial (DIC) [79].	69
Figura 2.42	Representação esquemática da determinação da fração volumétrica pela contagem manual sistemática de pontos [22].	71
Figura 3.1	Curva de temperabilidade padrão do aço SAE 4118HM e curva de temperabilidade do aço SAE 4118HM das amostras [61].	73
Figura 3.2	Dimensões dos corpos-de-prova submetidos aos tratamentos isotérmicos.	73
Figura 3.3	Sistema para acondicionamento das amostras durante austenitização [84]: (a) tubo de quartzo; (b) posição onde foram colocadas as amostras; (c) manômetro; (d) conexão para a bomba de vácuo; (e) válvula de controle do vácuo.	75
Figura 3.4	Amostra presa ao suporte para a realização do tratamento térmico.	75
Figura 3.5	Equipamentos do sistema de tratamento térmico: (a) forno tubular; (b) forno poço; (c) cadinho de porcelana Chiarotti A-100; (d) multímetro digital Protek-506; (e) termopar sonda tipo K; (f) varetas da liga Sn60-Pb40.	77
Figura 3.6	Diagrama CCT do aço SAE 4118HM determinado pela Gerdau Aços Especiais Piratini, e fornecido pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos.	81
Figura 3.7	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 [89], similar ao SAE 4118 [54], que foi utilizado para a determinação dos tempos de tratamento isotérmico.	83
Figura 3.8	Rede de 100 pontos utilizada para determinar a fração volumétrica das fases formadas em uma microestrutura transformada isotermicamente a 650°C durante 15 segundos. Microestrutura revelada com o reagente metabissulfito de sódio 10%.	88
Figura 3.9	Círculo de 250 mm sobreposto na microestrutura revenida do aço SAE 4118 HM para a determinação do tamanho de grão da austenita anterior. Microestrutura revelada com o reagente de Winstead.	90
Figura 3.10	Microdentação realizada por meio do ensaio de dureza Vickers, no aço SAE 4118HM em seu estado normalizado. O aumento em (b) é o dobro de (a), como indica as barras nas imagens.	92
Figura 4.1	Fotomicrografias do aço SAE 4118 HM normalizado, atacado com: a) Nital 2% (15 s); b) Picral 4% (2 min); c) Na ₂ S ₂ O ₅ 10% (2 min); d) Beraha (1 min).	94
Figura 4.2	Fotomicrografias do aço SAE 4118 HM normalizado, atacado com Nital 2% durante 15 s. A imagem (b) é uma ampliação da região central da imagem (a).	95

Figura 4.3	Micrografias do aço SAE 4118HM normalizado, atacado durante diferentes intervalos com o reagente Beraha. (a) 1 min; (b) 4 min; (c) 10 min; (d) 15 min.....	96
Figura 4.4	Fotomicrografias do aço SAE 4118HM tratado a 400°C após aquecimento a 840°C, atacado com: (a) Nital 2% (15 s); (b) Picral 4% (2 min); (c) Na ₂ S ₂ O ₅ 10% (5 min); (d) Le Pera (30 s).....	98
Figura 4.5	Fotomicrografias do aço SAE 4118HM tratado a 400°C após austenitização a 930°C, atacado com: (a) Na ₂ S ₂ O ₅ 10% (5 min); (b) Le Pera (30 s).	99
Figura 4.6	Micrografias do aço SAE 4118HM após têmpera, atacado com: (a) Nital 2% (15 s); (b) Picral 4% (2 min); (c) Beraha (1 min); (d) Na ₂ S ₂ O ₅ 10% (5 min).	100
Figura 4.7	Fotomicrografias do aço SAE 4118HM tratado isotermicamente a 700°C durante 15 segundos, seguido de têmpera. Em (a) ataque com nital 2% (15 s); em (b) metabissulfito de sódio 10% (5 min).	101
Figura 4.8	Curva média de aquecimento e permanência a 930°C, seguida de têmpera durante ciclo de austenitização.	102
Figura 4.9	Microestrutura revelada pelo reagente de Winstead (10 min), para a determinação do tamanho de grão da austenita anterior do aço SAE 4118 HM. A magnificação em (b) é o dobro da magnificação em (a).	105
Figura 4.10	Microestruturas evidenciando o crescimento anormal de grão da austenita, ocorrido em algumas amostras. Microestruturas reveladas com: (a) reagente de Winstead (10 min); (b) Na ₂ S ₂ O ₅ 10% (5 min); (c) filtro Nomarski com a amostra apenas polida; (d) filtro Nomarski após leve ataque com nital 2% (5 s).	106
Figura 4.11	(a) Geometria referente ao banho de resfriamento, amostra do aço resfriado e a malha de pontos discretos ; (b) Detalhe do perfil da amostra e do refinamento da rede de pontos.	109
Figura 4.12	(a) Taxas de resfriamento experimentais; (b) Taxas de resfriamento simuladas; (c) Curvas de resfriamento experimentais e simuladas.	110
Figura 4.13	Curvas de resfriamentos experimentais e simulados, sobrepostas no diagrama CCT do aço SAE 4118 HM. As linhas coloridas verticais representam os tempos de 10, 15 e 21 segundos.	112
Figura 4.14	Curvas de gradiente térmico entre a superfície e o centro das amostras, durante a etapa de resfriamento. Estas curvas foram montadas a partir dos resultados obtidos por meio da simulação computacional.	114
Figura 4.15	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 700°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.	117

Figura 4.16	Microestruturas obtidas após tratamentos isotérmicos a 700°C durante: (a) 15 segundos; (b) 180 segundos; (c) 600 segundos; (d) 1800 segundos; (e) 3600 segundos; (f) 10800 segundos. Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.	118
Figura 4.17	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 700°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada a 700°C.	120
Figura 4.18	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 650°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.	121
Figura 4.19	Microestruturas obtidas após tratamentos isotérmicos a 650°C durante: (a) 15 segundos; (b) 35 segundos; (c) 75 segundos; (d) 180 segundos; (e) 600 segundos; (f) 900 segundos. Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.	122
Figura 4.20	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 650°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada a 650°C.	125
Figura 4.21	Microestruturas obtidas após tratamentos isotérmicos a 600°C durante: (a) 15 segundos; (b) 75 segundos; (c) 180 segundos; (d) 600 segundos; (e) 1800 segundos; (f) 3600 segundos. Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.	126
Figura 4.22	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 600°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.	128
Figura 4.23	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 600°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.	129
Figura 4.24	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 550°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.	130
Figura 4.25	Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 550°C durante: (a) 15 segundos; (b) 75 segundos; (c) 600 segundos; (d) 1800 segundos; (e) 10800 segundos; (f) 28800 segundos. Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.	131
Figura 4.26	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 550°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.	133
Figura 4.27	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 500°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.	134

Figura 4.28	Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 500°C durante: 15 segundos (a) e (b); 35 segundos (b) e (c); 75 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).	135
Figura 4.29	Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 500°C durante: 180 segundos (a) e (b); 600 segundos (b) e (c); 10800 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).	137
Figura 4.30	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 500°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.....	138
Figura 4.31	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 450°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.....	139
Figura 4.32	Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 450°C durante: 15 segundos (a) e (b); 35 segundos (b) e (c); 180 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).	141
Figura 4.33	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 450°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.....	142
Figura 4.34	Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 400°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.....	143
Figura 4.35	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 400°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.....	144
Figura 4.36	Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 400°C durante: 15 segundos (a) e (b); 35 segundos (c) e (d); 180 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).	145
Figura 4.37	(a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total em função do tempo, em todas as temperaturas; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada, em todas as temperaturas.	146

Figura 4.38	Fração transformada em função do tempo para: (a) Ferrita a 700, 650, 600 e 550°C; (b) Perlita a 700, 650, 600 e 550°C; (c) Bainita a 500, 450 e 400°C.....	149
Figura 4.39	Variação dos índices de dureza em função da temperatura de tratamento isotérmico.	150
Figura 4.40	Microestruturas finais para após os tratamentos térmicos a: (a) 700°C – 10800 segundos; (b) 650°C – 900 segundos; (c) 600°C – 3600 segundos; (d) 550° – 28800 segundos; (e) 500°C – 10800 segundos; (f) 400°C – 180 segundos. Ataque realizado com solução de metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.....	151
Figura 4.41	Imagens de microscopia eletrônica de varredura, obtidas por meio de elétrons secundários para: (a) 700°C – 1800 segundos; (b) 650°C – 180 segundos; (c) 600°C – 600 segundos;(d) 550°C – 600 segundos; (e) 500°C – 1800 segundos; (f) 400°C 180 segundos; Ataque realizado com solução de nital 2% durante 30 segundos.	153

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1	Principais elementos de liga do aço, suas solubilidades máximas no Fe- α e no Fe- γ e o tipo de solução sólida formada. As concentrações são dadas por % em peso [22].	29
Tabela 2.2	Comparação entre a composição química dos aços SAE 4118, 4118H e 4118HM [54-58,61].	63
Tabela 3.1	Composição química das amostras utilizadas e composição padrão para o aço SAE 4118HM [61].	72
Tabela 3.2	Tempos de permanência das amostras em cada patamar utilizado nos tratamentos isotérmicos.	82
Tabela 3.3	Propriedades termofísicas utilizadas na simulação.	84
Tabela 3.4	Reagentes metalográficos utilizados e as respectivas composições [7-12,31,66-78,97,].	85
Tabela 4.1	Resultados da determinação do tamanho de grão austenítico do aço SAE 4118 HM, após o ciclo de austenitização.	104
Tabela 4.2	Valores das propriedades termofísicas que foram utilizadas na simulação.	108
Tabela 4.3	Tempo de estabilização da amostra com o banho para cada temperatura de tratamento isotérmico.	111
Tabela 4.4	Faixa de composição química dos aços SAE 4118, 4118 H e 4118 HM; composição química das amostras tratadas e do aço DIN 25CrMo4, referente ao diagrama TTT consultado [54,61,89].	116
Tabela 4.5	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 700°C em função do tempo.	119
Tabela 4.6	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 650°C em função do tempo.	123
Tabela 4.7	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 600°C em função do tempo.	127
Tabela 4.8	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 550°C em função do tempo.	132
Tabela 4.9	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 500°C em função do tempo.	136
Tabela 4.10	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 450°C em função do tempo.	140
Tabela 4.11	Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 400°C em função do tempo.	143

ABREVIações E SÍMBOLOS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Cúbica de corpo centrado
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
CFC	Cúbica de faces centradas
DIC	<i>Differential interference contrast</i>
FEA	Fator de empacotamento atômico
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TCC	Tetragonal de corpo centrado
TTT	<i>Time-temperature-transformation</i>
a	Parâmetro de rede [Å]
A ₁	Mínima temperatura em que a austenita é estável
A ₃	Limite mínimo de temperatura do campo austenítico para os aços hipoeutetóides
A _{cm}	Limite mínimo de temperatura do campo austenítico para os aços hipereutetóides
C _p	Calor específico [J/kg.K]
d	Diâmetro dos grãos [μm]
G	Número de tamanho de grão ASTM
k	Condutividade térmica [W/m.K]
L	Comprimento total de uma linha teste [mm]
M	Magnificação ou ampliação de uma imagem
M _f	Martensita <i>finish</i> [°C]
M _s	Martensita <i>start</i> [°C]
n	Número de campos
N _i	Número de interceptos
N _L	Número de interceptos por comprimento da linha teste [mm ⁻¹]
P _i	Total de pontos incididos
P _P	Porcentagem de pontos incididos
P _T	Total de pontos de uma rede

R_{tc}	Resistência térmica de contato
s	Desvio padrão
t	Fator multiplicativo proporcional ao número de campos
V_v	Fração volumétrica de uma fase [%]
ρ	Densidade ou massa específica [kg/m^3]

1 INTRODUÇÃO

Os aços podem exibir grande variedade de propriedades em função da sua composição química, assim como das fases e microconstituintes presentes, que por sua vez dependem do tratamento térmico aplicado [1].

O elemento majoritário dos aços é o ferro, que apresenta duas formas alotrópicas abaixo de seu ponto de fusão. Uma delas é a cúbica de corpo centrado (CCC), estável desde a temperatura ambiente até 912°C (ferrita ou ferro- α), e também de 1394°C até o ponto de fusão a 1530°C (ferrita- δ ou ferro- δ). A segunda forma alotrópica apresentada é a cúbica de face centrada (CFC) entre 912°C e 1394°C (austenita ou ferro- γ) [1-5].

A interferência do carbono e de outros elementos de liga na alotropia do ferro possibilita a realização de diversos tratamentos térmicos que proporcionam a incomparável variedade de propriedades mecânicas nos aços.

Os vários elementos de liga possuem diferentes solubilidades em cada uma das estruturas cristalinas. Quando a solubilidade destes elementos é excedida, novas fases são formadas para acomodar o aumento de concentração desses elementos, como é o caso da cementita formada nas ligas Fe-C [2,4].

O aço pode apresentar diferentes microestruturas em função do modo como ele é resfriado até a temperatura ambiente após ser aquecido a uma temperatura dentro do campo austenítico do diagrama Fe-C. Ele pode ser submetido a transformações isotérmicas ou transformações sob resfriamento contínuo.

As transformações isotérmicas são descritas pelos diagramas TTT (*time-temperature-transformation*), enquanto que as transformações sob resfriamento contínuo são apresentadas pelos diagramas CCT (*continuous cooling transformation*) [1,3-5].

Apesar da maior parte dos tratamentos térmicos utilizados industrialmente estarem baseados em situações de resfriamento contínuo, o conhecimento das transformações isotérmicas é fundamental para a determinação da cinética de transformação dos aços em função da

temperatura. Amostras submetidas a transformações sob resfriamento contínuo possuem microestrutura formada em diferentes faixas de temperatura, tornando complexa a análise da cinética de transformação.

Quanto menor a temperatura de tratamento térmico em que o aço é submetido, mais refinada torna-se sua microestrutura, causando aumento na dureza e resistência mecânica, e redução nos valores de ductilidade. O conhecimento do diagrama TTT em conjunto com o diagrama CCT, pode auxiliar na escolha do ciclo de resfriamento que deve ser aplicado para a obtenção da microestrutura de interesse [6].

A microestrutura resultante do tratamento térmico aplicado pode ser revelada através da metalografia convencional, realizada com reagentes de ataque comuns, tais como nital e picral. A fim de melhor revelar as fases e conseguir maior precisão na identificação destas, podem ser utilizados métodos para obtenção de metalografias coloridas, que proporcionam a retirada de maiores informações sobre a microestrutura das amostras [7].

Um dos métodos é a deposição de filmes de interferência que são formados pela reação química entre a superfície da amostra e um reagente metalográfico adequado. Este método apresenta excelentes resultados na coloração seletiva dos grãos e pode ser realizado à temperatura ambiente [7-11,12].

O aço SAE 4118 H Modificado trata-se de um aço que foi desenvolvido para atender as especificações de produção da Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos. O aço SAE 4118H Modificado diferencia-se do aço SAE 4118H pelo maior teor de manganês. A principal aplicação deste aço está na produção de peças para sistemas de transmissões automotivas, como engrenagens e eixos principais.

O presente trabalho teve por objetivo estudar as transformações microestruturais sofridas por um aço SAE 4118 H Modificado, submetido a diferentes tratamentos isotérmicos, utilizando-se principalmente a microscopia óptica com metalografia colorida para a caracterização dos resultados.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Alotropia do Ferro Puro

O ferro puro ao ser aquecido desde a temperatura ambiente até o seu ponto de fusão sofre algumas transformações estruturais e exibe duas formas alotrópicas diferentes. Quando o ferro muda de uma forma para a outra há uma energia envolvida, chamada calor latente de transformação. Como consequência, ao se aquecer uma amostra de ferro puro a uma taxa constante, a elevação de sua temperatura cessa no momento em que se inicia uma transformação, fazendo com que a temperatura permaneça constante até que ela se complete. Durante o resfriamento, as transformações acontecem na ordem inversa e aproximadamente na mesma temperatura em que ocorreram sob aquecimento, desde que seja aplicada a mesma taxa de transferência de calor. A Figura 2.1 apresenta as transformações do ferro nas respectivas temperaturas em que ocorrem durante aquecimento e resfriamento em função do tempo [5].

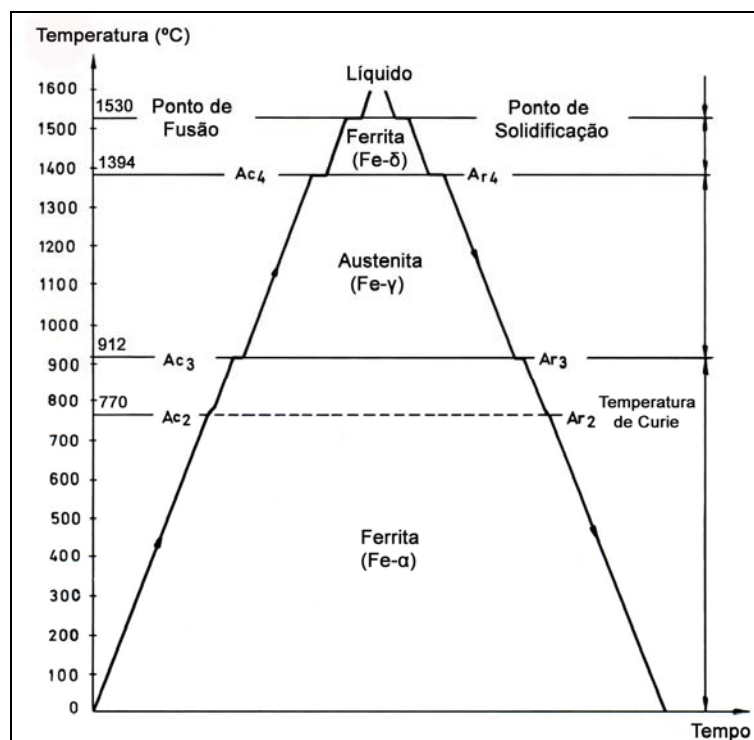


Figura 2.1 Curva de aquecimento e resfriamento do ferro puro [5].

As duas formas alotrópicas do ferro são a ferrita e a austenita, como mostra a Figura 2.1. A ferrita apresenta-se estável abaixo de 912°C e, entre 1394°C e o ponto de fusão a 1530°C, recebendo os nomes de ferro- α e ferro- δ respectivamente. Já a austenita é estável entre 912°C e 1394°C e recebe o nome de ferro- γ , [1-5]. Até a década de 1920 as mudanças de propriedades que ocorrem na temperatura de Curie, 770°C, eram erroneamente atribuídas à existência de outra transformação alotrópica, de ferro- α para ferro- β . Porém, o que ocorre é a mudança da propriedade magnética da ferrita, que passa de ferromagnética para paramagnética, e não uma transformação alotrópica [13].

A ferrita possui estrutura cristalina do tipo CCC (cúbica de corpo centrado) enquanto que a austenita é do tipo CFC (cúbica de face centrada) [2,4,14,15]. A Figura 2.2 mostra as células unitárias da ferrita e da austenita respectivamente [5].

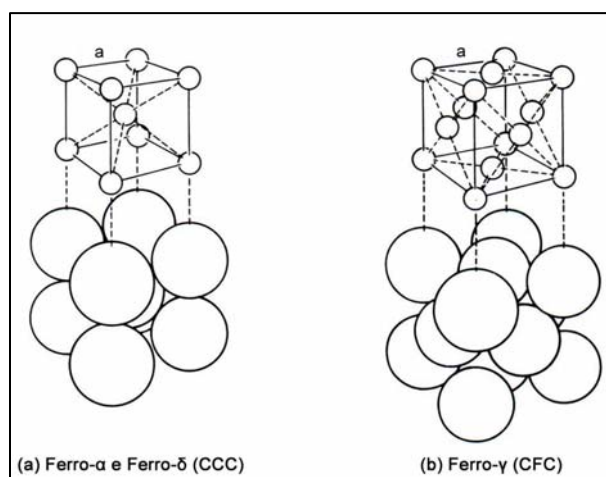


Figura 2.2 Células unitárias: (a) Ferro- α e Ferro- δ ; (b) Ferro- γ . O índice a acima das células representa o seu parâmetro de rede [5].

A célula unitária da austenita possui parâmetro de rede maior que a célula unitária das ferritas α e δ ($a_{\text{austenita}}=3,57 \text{ \AA}$ a 20°C; $a_{\text{ferrita-}\alpha}=2,87 \text{ \AA}$ a 20°C e $a_{\text{ferrita-}\delta}=2,93 \text{ \AA}$ a 1394°C). A austenita também apresenta maior valor de densidade que as ferritas ($\rho_{\text{austenita}}=8,22 \text{ kg/m}^3$ a 20°C; $\rho_{\text{ferrita-}\alpha}=7,93 \text{ kg/m}^3$ a 20° C e $\rho_{\text{ferrita-}\delta}=7,41 \text{ kg/m}^3$), pois as estruturas CFC possuem maior fator de empacotamento atômico do que as estruturas CCC ($\text{FEA}_{\text{CFC}}=0,74$; $\text{FEA}_{\text{CCC}}=0,68$) [5,14,16].

2.2 O Sistema Ferro-Carbono

A Figura 2.3 mostra o diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono (Fe-C) e as mudanças que o carbono causa nas fases de equilíbrio do ferro puro. Na verdade, o diagrama apresentado é um diagrama Ferro-Carbeto de Ferro ou Ferro-Cementita ($\text{Fe-Fe}_3\text{C}$), pois sua extremidade direita corresponde a 6,69% de carbono, teor da composição química da cementita (Fe_3C) [1,3,17].

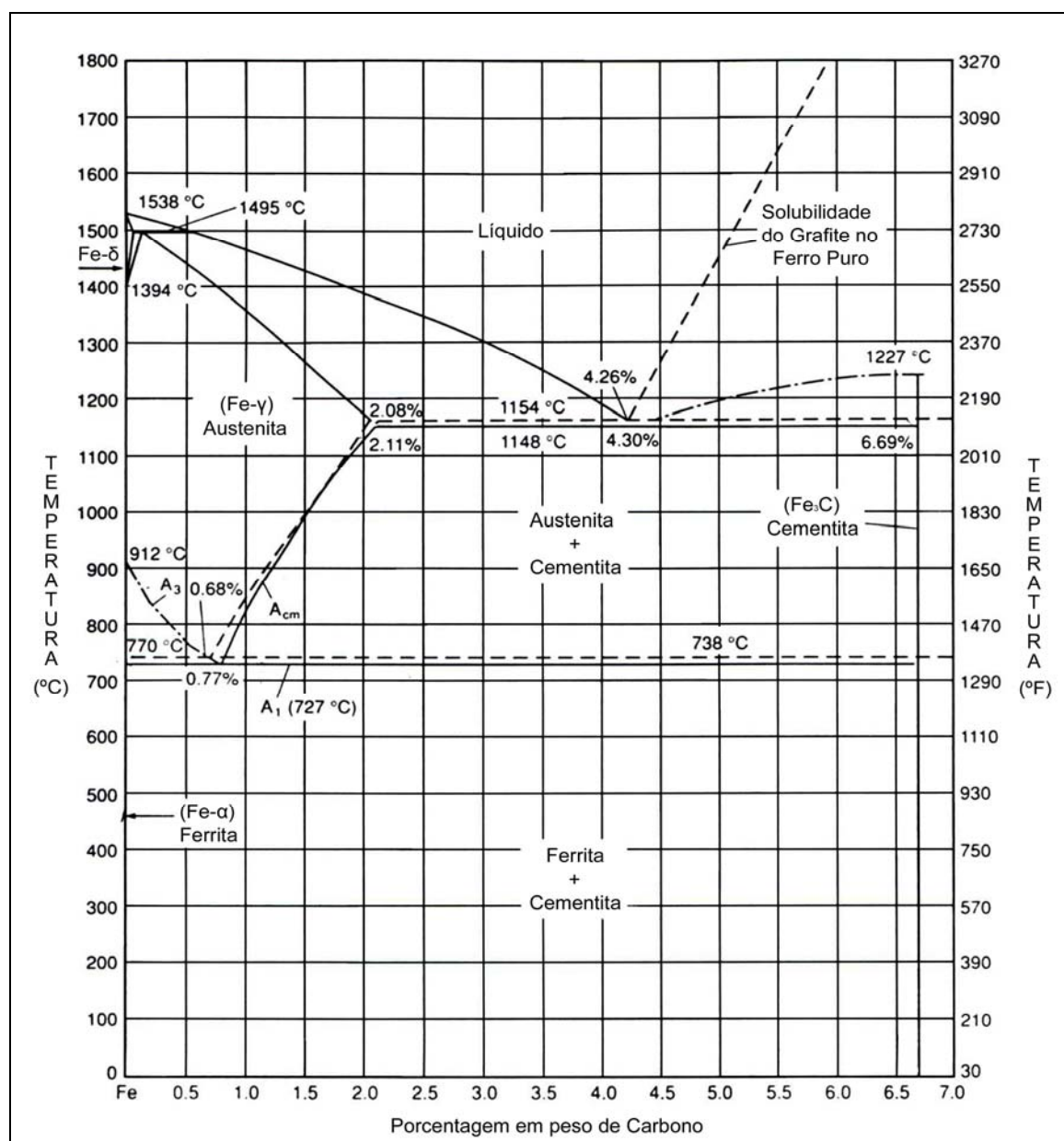


Figura 2.3 Diagrama de equilíbrio Fe-C. As linhas sólidas representam o equilíbrio Fe- Fe_3C ; as linhas tracejadas representam o equilíbrio Fe-Grafite [1,3].

Porém, este diagrama pode ser tratado como um diagrama de equilíbrio metaestável, pois mesmo ligas Fe-C relativamente puras mantidas a temperaturas na ordem de 700°C, pode ocorrer a decomposição da cementita em ferro e carbono na forma de grafita. As linhas sólidas do diagrama da Figura 2.3 representam o equilíbrio metaestável Fe-Fe₃C, enquanto que as linhas tracejadas representam o equilíbrio estável Fe-Grafite [1,3,17].

As ligas de ferro e carbono com teor de carbono em até 2,11% são classificadas como aço, enquanto que as ligas em que o teor de carbono excede este valor são chamadas de ferros fundidos. Como pode ser visto na Figura 2.3, o diagrama Fe-C mostra as fases que podem ser encontradas no equilíbrio (ou equilíbrio metaestável) para diferentes combinações entre a concentração de carbono e a temperatura. O carbono é um agente estabilizante da austenita, expandindo a faixa de temperatura em que ela é estável. Sua solubilidade é uma função da temperatura, sendo muito maior na austenita (máximo de 2,11% de C em peso a 1148° C) do que na ferrita (máximo de 0,0218% de C em peso a 727° C) [1,3].

Quando os átomos de carbono não podem se acomodar nos interstícios entre os átomos de ferro, uma nova fase que possa acomodar mais átomos de carbono em sua estrutura cristalina é formada. Esta fase é a cementita, que possui estrutura cristalina ortorrômbica e situa-se no lado rico em carbono do diagrama Fe-C (6,69% de C em peso), como visto anteriormente [1,3-5].

A linha A₁ do diagrama da Figura 2.3 é a mínima temperatura em que a austenita é estável, chamada de temperatura eutetóide. A linha A₃ representa o limite mínimo de temperatura do campo austenítico para os aços baixo carbono, enquanto que a linha A_{cm} representa o limite mínimo de temperatura deste campo para os aços de elevado teor de carbono. O teor de carbono em que a austenita atinge a menor temperatura em que ela é estável é de 0,77%, chamada composição eutetóide. A mistura entre as fases ferrita e cementita formada nesta composição, durante resfriamento lento, tem uma morfologia microestrutural característica e é chamada de perlita. A perlita trata-se de um agregado formado por lamelas alternadas de ferrita e cementita [1,3,4].

O campo austenítico é de grande importância para as operações de

tratamento térmico dos aços. Durante resfriamento de um aço após aquecimento dentro do campo austenítico, diferentes microestruturas podem ser obtidas em função da taxa de resfriamento empregada [3,4]. Se o resfriamento aplicado for lento, ou seja, um resfriamento próximo das condições de equilíbrio termodinâmico, a austenita se transforma numa mistura entre ferrita e cementita, através de mecanismos de nucleação e crescimento. Se for aplicada uma taxa de resfriamento que dificulte a difusão dos átomos, como no caso da têmpera, os mecanismos de nucleação e crescimento não ocorrem e a austenita se transforma em martensita através de um mecanismo de cisalhamento de sua estrutura cristalina [3,18-20].

Além do ferro e do carbono os aços podem conter outros elementos de liga. Os elementos de liga quando são adicionados ao aço modificam a posição das linhas A_1 , A_3 , A_{cm} e, mudam também a posição da composição eutetóide do diagrama Fe-C. Alguns elementos são estabilizadores da austenita, ampliando o campo austenítico, enquanto que outros elementos estabilizam a ferrita, reduzindo o campo austenítico [1-3,21]. Alguns diagramas clássicos do efeito dos elementos de liga sobre o campo austenítico dos aços foram introduzidos por Bain em 1939 [2]. A Figura 2.4 mostra o efeito causado pelo manganês.

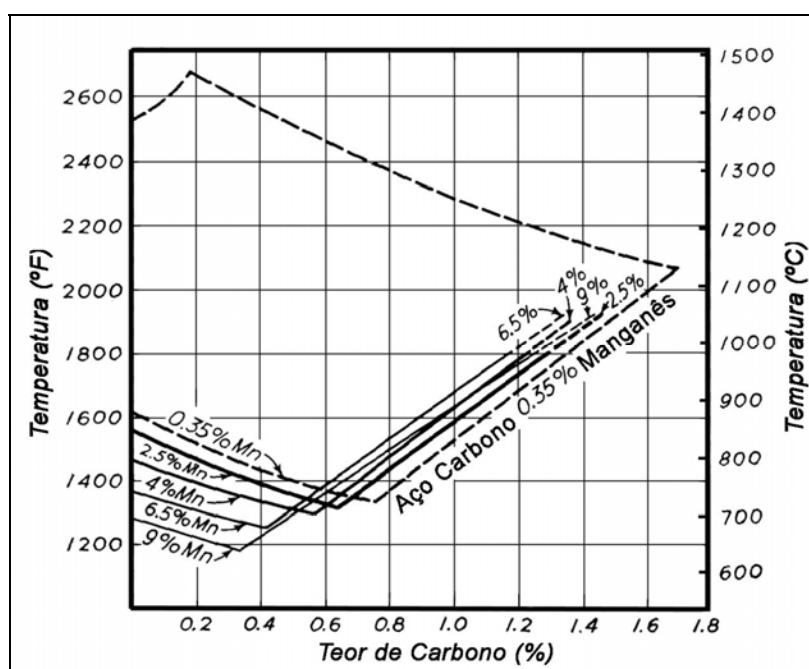


Figura 2.4 Efeito do teor de manganês sobre o campo austenítico [2].

O comportamento do manganês apresentado pela Figura 2.4 é típico também para o níquel. Com o aumento do teor de manganês, a mínima temperatura necessária para a completa formação da austenita (temperatura eutetóide) é reduzida, assim como o teor de carbono da composição eutetóide. Este comportamento pode ser explicado a partir dos dados da Tabela 2.1, onde as diferentes solubilidades apresentadas podem ser entendidas com o auxílio das regras de Hume-Rothery (regras para a formação de soluções sólidas) [2,5,21,22].

Por exemplo, consultando a Tabela 2.1, observa-se que a máxima solubilidade do manganês na austenita é de 100%, enquanto que na ferrita é de apenas 3,5%. Isto ocorre porque apesar do ferro e o manganês possuírem o mesmo raio atômico (1,26 Å), existe a diferença de estrutura cristalina. O manganês assim como a austenita (Fe- γ) possui estrutura do tipo CFC, sendo, portanto um elemento estabilizador da austenita. Isto que provoca a ampliação do campo austenítico a temperaturas mais baixas, mostrada na Figura 2.4 [2,5,17,22].

Tabela 2.1 Principais elementos de liga do aço, suas solubilidades máximas no Fe- α e no Fe- γ e o tipo de solução sólida formada. As concentrações são dadas por % em peso [22].

Elemento	Raio atômico (Å)	Estrutura	Peso atômico (g)	Solubilidade máxima (%)		Tipo de solução sólida
				Fe- α (CCC)	Fe- γ (CFC)	
Fe	1,26	CCC/CFC	55,85	-	-	-
C	0,77	C. Diam.	12,01	0,02	2,06	Intersticial
Mn	1,26	CFC	54,94	3,5	100	Substitucional
Si	1,11	C. Diam.	28,09	14,5	2,15	Substitucional
Cr	1,27	CCC	52,00	100	12,5	Substitucional
Ni	1,24	CFC	58,71	8,0	100	Substitucional
Mo	1,39	CCC	95,94	37,5	1,6	Substitucional
W	1,39	CCC	183,85	33,0	3,2	Substitucional
Nb	1,46	CCC	92,91	1,8	1,4	Substitucional
Ti	1,47	HC/CCC	47,90	7,0	0,65	Substitucional

Por sua vez, o aumento do teor de cromo no aço eleva a temperatura eutetóide e reduz o campo austenítico. Teores de cromo acima de 19% são suficientes para eliminar o campo austenítico, como mostra a Figura 2.5 [2].

Novamente examinando a Tabela 2.1, observa-se que o cromo possui a mesma estrutura cristalina da ferrita ($\text{Fe-}\alpha$), o que explica a redução do campo austenítico e a elevação da temperatura eutetóide com o aumento do teor de cromo [2,5,21,22].

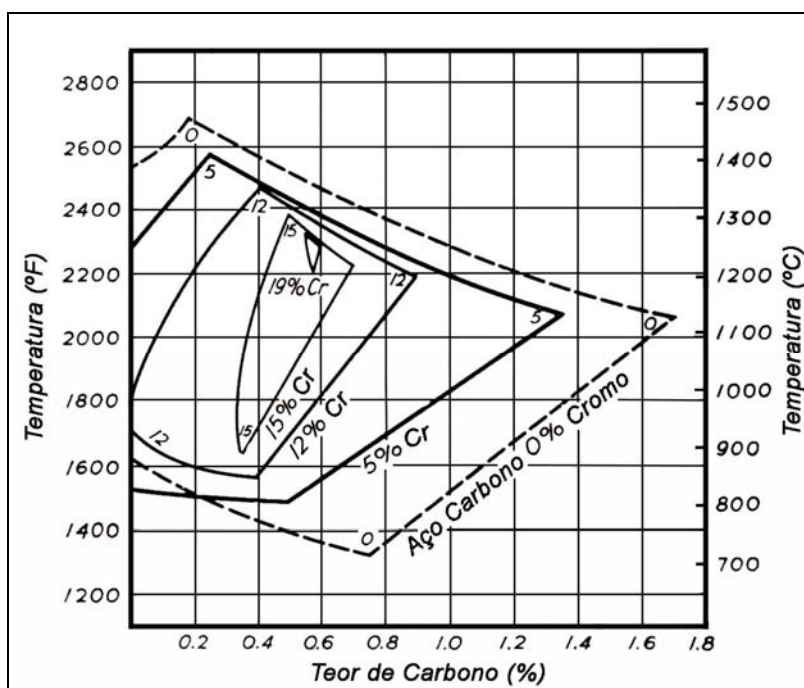


Figura 2.5 Efeito do teor de cromo sobre o campo austenítico [2].

A Figura 2.6 ilustra o efeito do molibdênio no campo austenítico, onde a temperatura de transformação da austenita é uniformemente elevada a maiores valores por qualquer adição de molibdênio. O efeito do molibdênio é similar ao do tungstênio, com exceção de que pequenas concentrações de molibdênio já são suficientes para causar grandes restrições ao campo austenítico. Este comportamento é típico dos elementos de liga formadores de carbeto [2,5,17].

Examinando-se a Tabela 2.1, percebe-se que mesmo na ferrita ambos possuem menor extensão de solubilidade, pois apesar de possuírem estrutura CCC assim como a ferrita, possuem raio atômico relativamente maior que o ferro, restringindo a capacidade de formação de solução sólida [2,21,22].

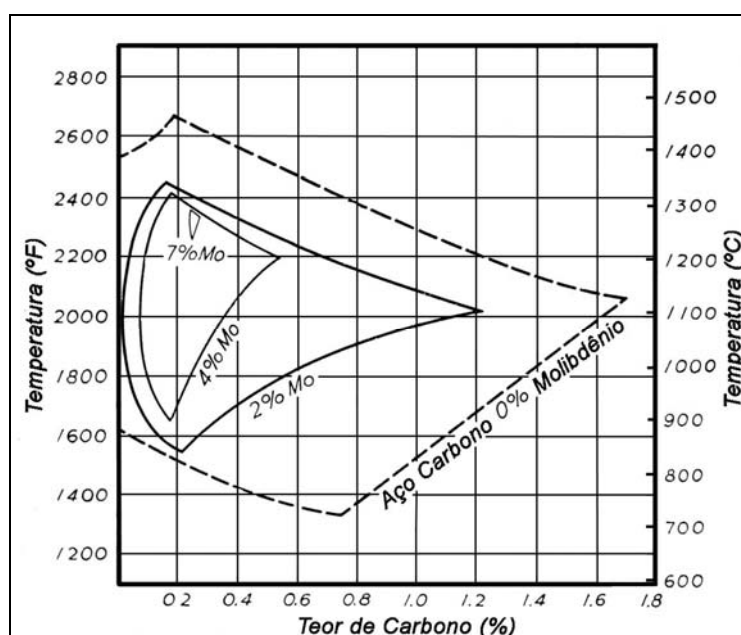


Figura 2.6 Efeito do teor de molibdênio sobre o campo austenítico [2].

A Figura 2.7 mostra o efeito causado pelo silício sobre o campo austenítico. O silício não é um elemento formador de carbeto como molibdênio, tungstênio e cromo, entretanto, ele também restringe o campo austenítico rapidamente em função do aumento de seu teor no aço. Cerca de 8,5% de silício já é suficiente para eliminar o campo austenítico, já que este possui solubilidade maior na ferrita do que na austenita [2].

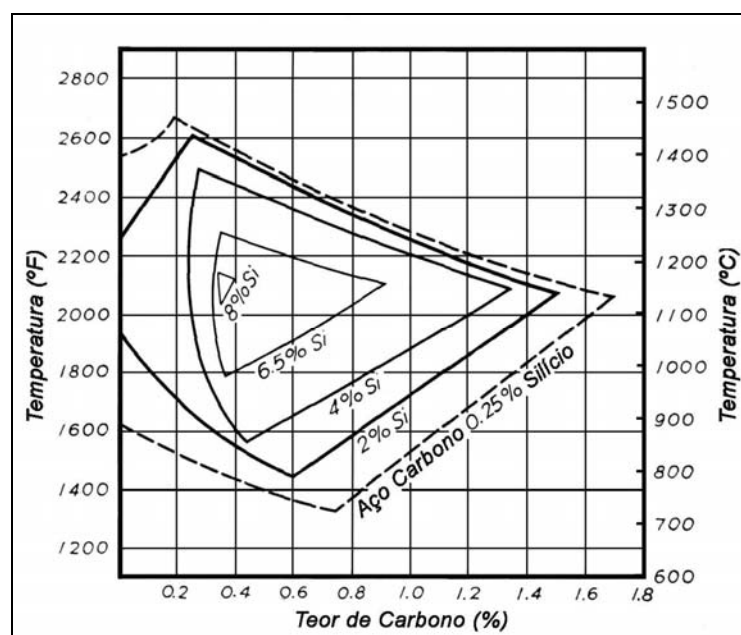


Figura 2.7 Efeito do teor de silício sobre o campo austenítico [2].

As Figuras 2.4 a 2.7, mostram ainda que a adição de elementos de liga ao aço faz com que a composição eutetóide seja modificada para menores teores de carbono. Entretanto, examinando-se estas figuras, nota-se que a forma com que os elementos de liga influenciam na temperatura eutetóide depende se o elemento é um estabilizador da austenita ou da ferrita. Os elementos estabilizadores da austenita diminuem a temperatura eutetóide, enquanto que os estabilizadores da ferrita aumentam [1,2,5,21].

O efeito individual de vários elementos de liga na composição e na temperatura eutetóide é apresentado pela Figura 2.8.

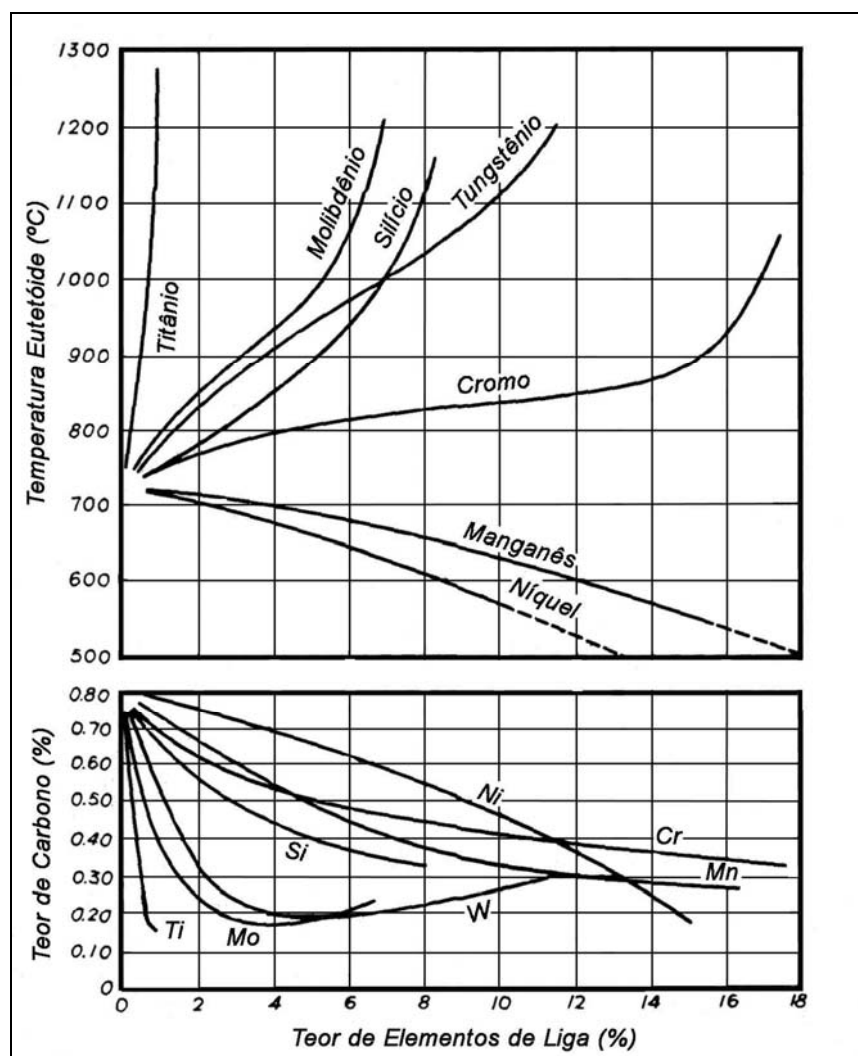


Figura 2.8 Efeito dos elementos de liga na composição e na temperatura eutetóide [2].

A maioria dos elementos de liga eleva a temperatura eutetóide,

enquanto o níquel e o manganês a reduzem. Nota-se também, que todos os elementos de liga reduzem a porcentagem de carbono da composição eutetóide, comprovando o que foi exposto pelas Figuras 2.4 a 2.7. Observa-se também que há grande diferença de intensidade de atuação dos elementos nos dois gráficos, diferença esta que pode ser explicada também com o auxílio da Tabela 2.1 [1,2,3,5,17,22].

2.3 Constituintes Microestruturais dos Aços

2.3.1 Austenita

A austenita tendo somente carbono como elemento de liga, não é estável a uma temperatura inferior a 727°C , como pode ser visto na Figura 2.3. A adição de elevados teores de elementos estabilizadores da austenita, como níquel e manganês, pode torná-la estável à temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis austeníticos, em que os teores de níquel são da ordem de 6 a 20%, apresentam microestrutura completamente austenítica à temperatura ambiente [2,4,5,8,14]. A Figura 2.9 abaixo apresenta uma microestrutura formada por grãos de austenita.

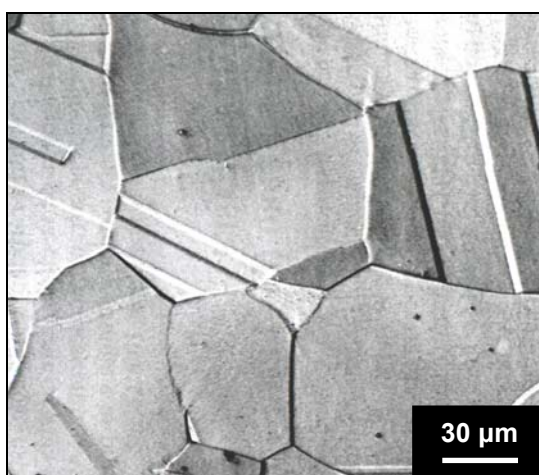


Figura 2.9 Imagem de microscopia óptica apresentando os grãos de austenita de um aço inoxidável austenítico [14].

As regiões presentes no interior dos grãos, que possuem laterais

relativamente retas e paralelas, correspondem as maclas de recozimento. As maclas são um tipo de defeito cristalino comum em metais com estrutura cristalina CFC [4,14,22].

Mesmo que a presença de austenita estável à temperatura ambiente nos aços carbono e aços baixa liga não seja possível, esta não deixa de ser igualmente importante para os aços. A estrutura austenítica é a base para a trabalhabilidade a quente e para os tratamentos térmicos dos aços [3,4,23].

Antes de qualquer tratamento térmico que vise têmpera, recozimento, normalização, austêmpera, entre outros, os aços precisam ser aquecidos dentro do campo austenítico durante um determinado tempo. Durante esta etapa do tratamento, tempo e temperatura de austenitização são fatores importantes, visto que a transformação em austenita a partir dos agregados de ferrita e cementita segue um mecanismo de nucleação e crescimento [5,19,23-25].

Na escolha da temperatura e do tempo de austenitização, deve-se levar em conta alguns fatores como: o tempo que uma amostra ou peça leva para atingir a temperatura desejada em toda a sua extensão, o tempo necessário para início e fim da completa transformação em austenita e o tempo necessário para que a austenita formada torne-se completamente homogênea. Além disto, o crescimento dos grãos austeníticos formados durante a austenitização deve ser monitorado, visto que longos tempos e/ou elevadas temperaturas causam o crescimento excessivo dos grãos [19,23,24,26,27].

A Figura 2.10 apresenta um diagrama esquemático mostrando como pode ser determinado o tempo necessário para a completa formação da austenita a partir de uma microestrutura perlítica, em uma temperatura fixa. Como mostra a figura, o estudo da formação da austenita pode ser feito através do aquecimento de amostras até a temperatura de austenitização escolhida, permanência destas amostras a esta temperatura por diferentes tempos, e resfriamento rápido das amostras até a temperatura ambiente. Após resfriamento as amostras devem ser preparadas metalograficamente, sendo posteriormente atacadas com um reagente metalográfico adequado para revelar a microestrutura formada em cada caso [24].

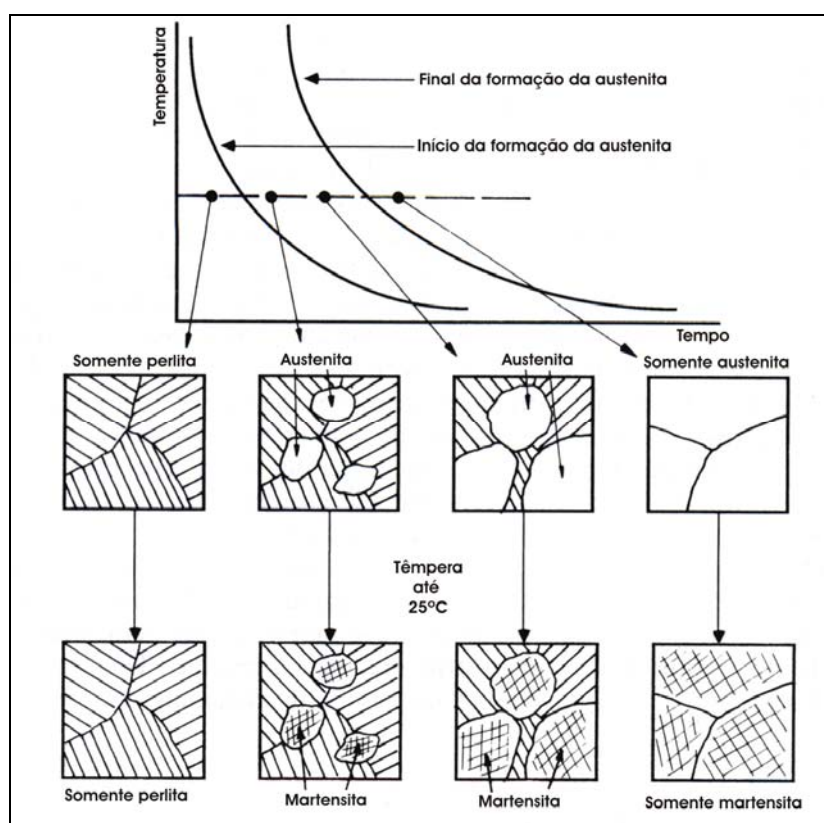


Figura 2.10 Diagrama esquemático mostrando como pode ser determinado o tempo de austenitização a uma temperatura fixa [24].

O tempo de permanência que proporcionar a obtenção de uma microestrutura completamente martensítica, após têmpera, deve ser adotado como o tempo de austenitização. Além do exame metalográfico, pode-se medir a dureza das amostras para avaliar-se o tempo de transformação ou ainda realizar análises dilatométricas em amostras do aço [23-27].

Somando-se às linhas de início e fim de transformação apresentadas pela Figura 2.10, existem outras linhas que representam as etapas de homogeneização da austenita formada, em função da temperatura e do tempo de austenitização. A Figura 2.11 ilustra o diagrama que descreve o efeito da temperatura e do tempo na homogeneização da austenita para um aço eutetóide. Neste diagrama, a primeira curva à esquerda representa o tempo necessário para o início da formação de 0,5% de austenita em função da temperatura, ou seja, trata-se da linha de início mostrada anteriormente na Figura 2.10. A segunda curva exibe o tempo necessário para a formação de 99,5% de austenita, representando a linha de fim de transformação. Porém,

esta austenita não se encontra completamente homogênea e apresenta carbeto não dissolvidos, como mostra a região delimitada pela segunda e pela terceira curva [19,24,25].

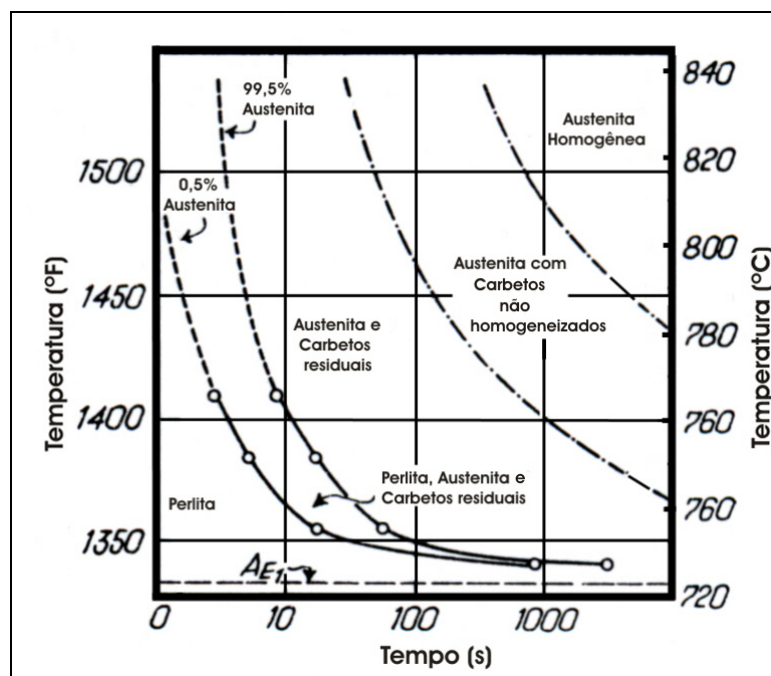


Figura 2.11 Efeito da temperatura e do tempo de austenitização na homogeneização da austenita [19].

A terceira curva estima o tempo necessário para a dissolução dos carbeto, enquanto que a quarta curva apresenta o tempo que se leva para eliminar os gradientes de concentração de carbono e obter-se a austenita de forma homogênea. No entanto, a quarta curva é difícil de ser determinada, sendo muito mais esquemática do que quantitativa [19,24].

2.3.2 Ferrita

Nos aços hipoeutetóides, a ferrita é o primeiro constituinte a nuclear-se nos contornos de grão da austenita durante resfriamento. A ferrita compõe 100% da microestrutura do ferro puro e dos aços de baixíssimo teor de carbono (0,004% de C, por exemplo), abaixo da temperatura de decomposição da austenita. A Figura 2.12 ilustra uma microestrutura formada por grãos de ferrita, livre da presença de carbeto [3,4,14,28].

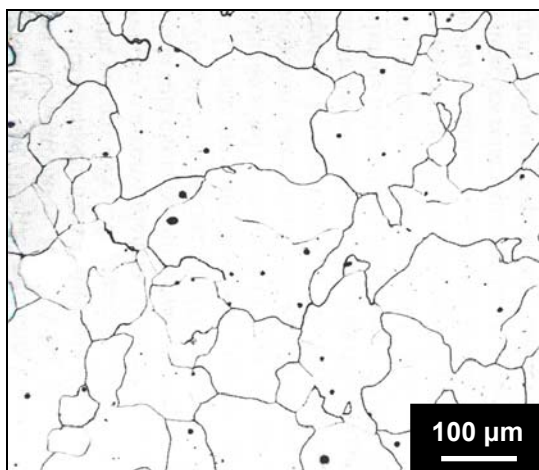


Figura 2.12 Imagem de microscopia óptica apresentando os grãos de ferrita de um aço com baixíssimo teor de carbono [14].

Quando a temperatura do aço atinge a linha A_3 do diagrama Fe-C durante o resfriamento, a ferrita inicia a sua transformação. Os grãos de ferrita nucleados no contorno de grão da austenita crescem através dos rearranjos sofridos pelos átomos de ferro, causados pela mudança de estrutura cristalina $\text{CFC} \rightarrow \text{CCC}$. Devido à baixa solubilidade dos átomos de carbono na ferrita, estes são rejeitados dentro da austenita não transformada. Quando o aço atinge a temperatura A_1 , uma parte da microestrutura transformada consiste de ferrita pró-eutetóide. A austenita residual não transformada atinge o teor de carbono da composição eutetóide e posteriormente transforma-se em perlita [3,6,13,29,30].

2.3.3 Cementita

Nos aços hipereutetóides a cementita pró-eutetóide forma-se como uma fina rede ao longo das colônias de perlita, durante o resfriamento lento abaixo da linha A_{cm} do diagrama ferro carbono. A Figura 2.13 ilustra a presença dessa rede de cementita ao redor dos grãos de perlita em um aço hipereutetóide. Além disso, a cementita é encontrada também na microestrutura dos aços hipoeutetóides, eutetóides e hipereutetóides na forma de lamelas dentro das colônias de perlita. Na Figura 2.13, a cementita presente na perlita pode ser observada na forma de lamelas escuras, alternadas com as lamelas claras de

ferrita [3,5,14,17].

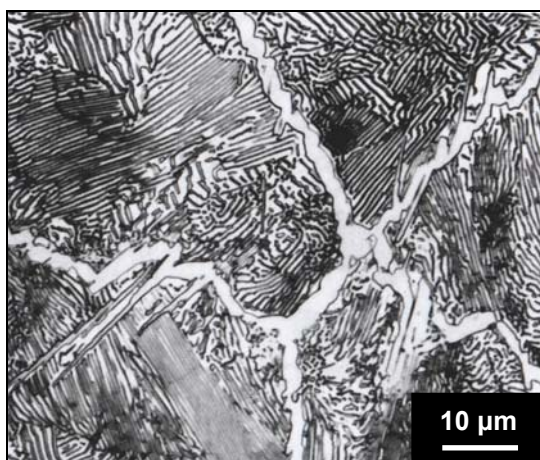


Figura 2.13 Imagem de microscopia óptica apresentando a rede de cementita pró-eutetóide ao longo das colônias de perlita, e as lamelas de cementita dentro das colônias de perlita. Microestrutura revelada por ataque com reagente Nital 2% [14].

A cementita não é atacada pela maioria dos reagentes metalográficos comuns, tais como nital e picral, como mostra a rede de cementita ao redor das colônias de perlita. O fato de ela aparecer na forma de lamelas escuras na perlita, em uma imagem de microscopia óptica, não contradiz esta afirmação. Na verdade, o que ocorre é o ataque entre as interfaces ferrita-cementita. Como a lamela de cementita é muito fina, de 7 a 8 vezes mais fina que a lamela de ferrita, a resolução do microscópio óptico não permite que os dois lados do contorno da cementita sejam observados separadamente, fazendo com que a lamela apareça escura na imagem [3,5,12,31].

2.3.4 Perlita

Perlita é um componente microestrutural dos aços, que se forma durante o resfriamento lento da austenita abaixo da linha A_1 do diagrama Fe-C. Durante este resfriamento ocorre uma reação em que uma fase sólida (austenita) dá origem a outras duas fases (ferrita+cementita), chamada reação eutetóide [3,5,14,17,31-33].

A perlita é formada por lamelas alternadas de ferrita e cementita, como

visto na Figura 2.13, sendo que o espaçamento entre estas lamelas é função da temperatura de transformação. Quanto menor a temperatura, menor o espaçamento interlamelar. Por sua vez, menores espaçamentos entre as lamelas proporcionam maior dureza à perlita [2-5,32-36].

A formação da perlita inicia-se nos contornos de grão da austenita ou em alguma região de desordem no interior dos grãos austeníticos. Mehl [32] propôs um modelo de formação da perlita, a partir da nucleação de uma lamela de cementita no contorno de grão da austenita. O crescimento desta lamela de cementita causa o empobrecimento de carbono na austenita adjacente, induzindo a formação de uma lamela de ferrita paralela à cementita. Este processo alternado continua e origina a estrutura lamelar da perlita. Na seqüência, ocorre a nucleação de uma nova lamela de cementita no contorno da colônia de perlita formada, e o mesmo processo se repete. A Figura 2.14 ilustra o mecanismo proposto por Mehl [5,32-34].

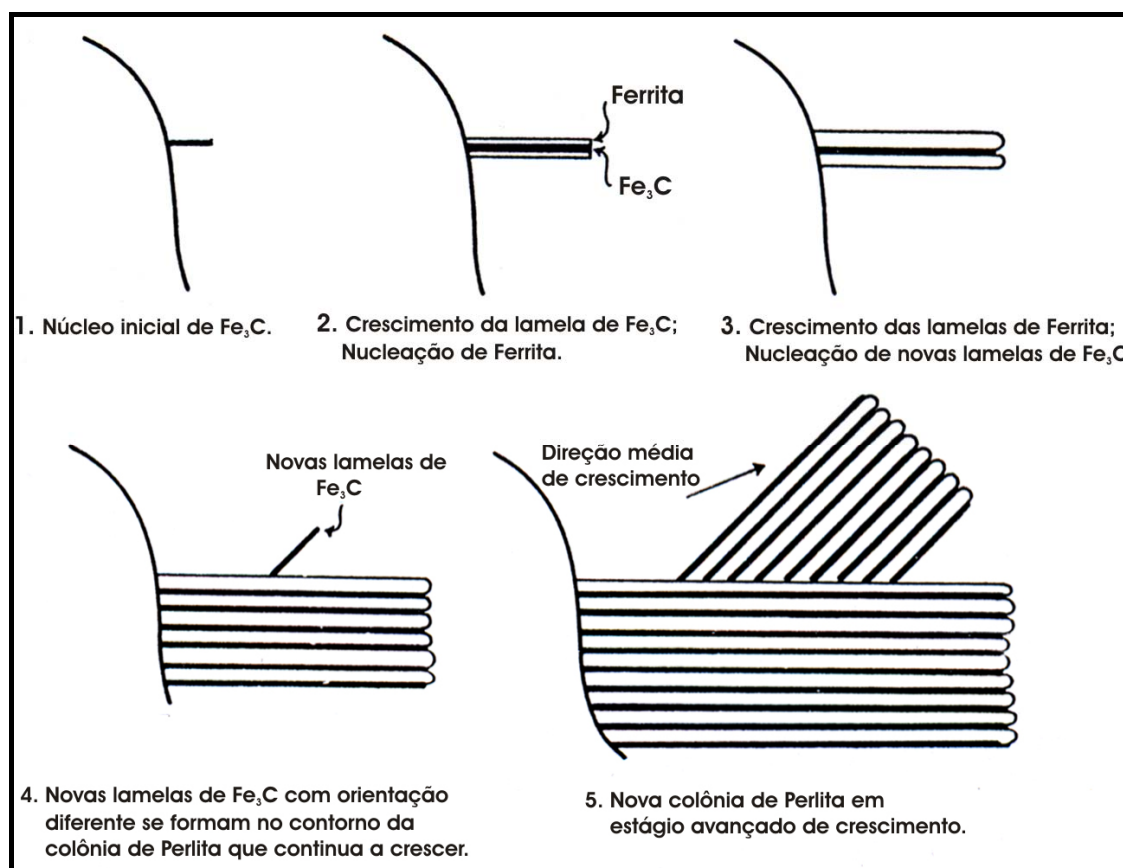


Figura 2.14 Mecanismo de formação da perlita proposto por Mehl [32].

Porém, de acordo com Thelning [5], Hillert em 1962 estudou detalhadamente a formação da perlita e concluiu que ela pode ser formada a partir da ferrita ou da cementita. Segundo ele, as lamelas de cementita e ferrita crescem ao mesmo tempo, desde que a difusão do carbono da austenita para as bordas das lamelas de cementita cause um empobrecimento simultâneo de carbono nas bordas das lamelas de ferrita. A Figura 2.15 mostra o modelo proposto por Hillert [5].

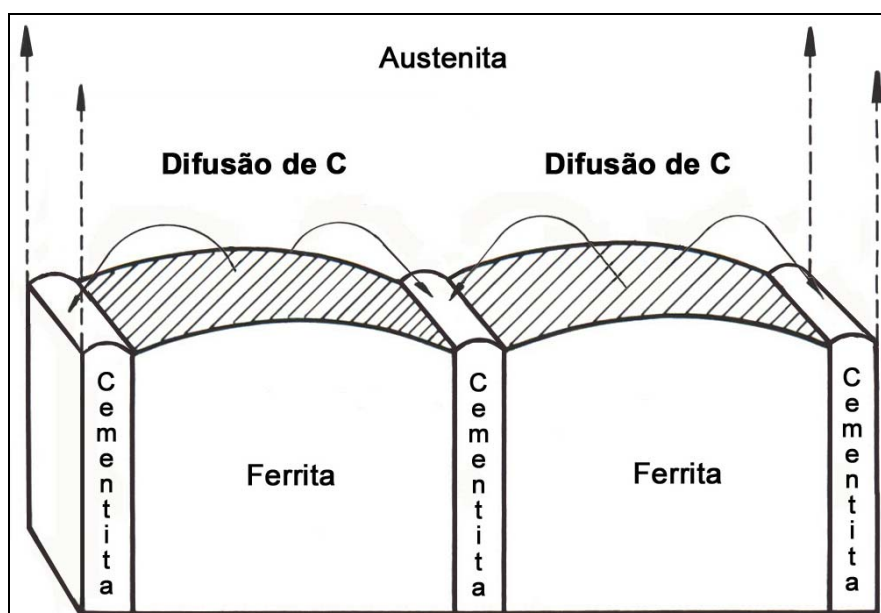


Figura 2.15 Mecanismo de formação da perlita proposto por Hillert [5].

2.3.5 Bainita

Enquanto realizavam os estudos pioneiros a respeito da transformação isotérmica da austenita, Davenport e Bain [37] descobriram uma nova microestrutura consistindo de um agregado acicular com uma aparência mais escura que a martensita, e relativamente diferente da perlita fina obtida no mesmo aço após ataque metalográfico. Eles obtinham esta microestrutura em temperaturas acima daquelas em que se formava a martensita e abaixo daquelas em que se formava a perlita [13,38]. A Figura 2.16 apresenta as microestruturas referentes à perlita, bainita e martensita obtidas por meio de diferentes tratamentos térmicos, publicadas por Bain em 1939 [2].

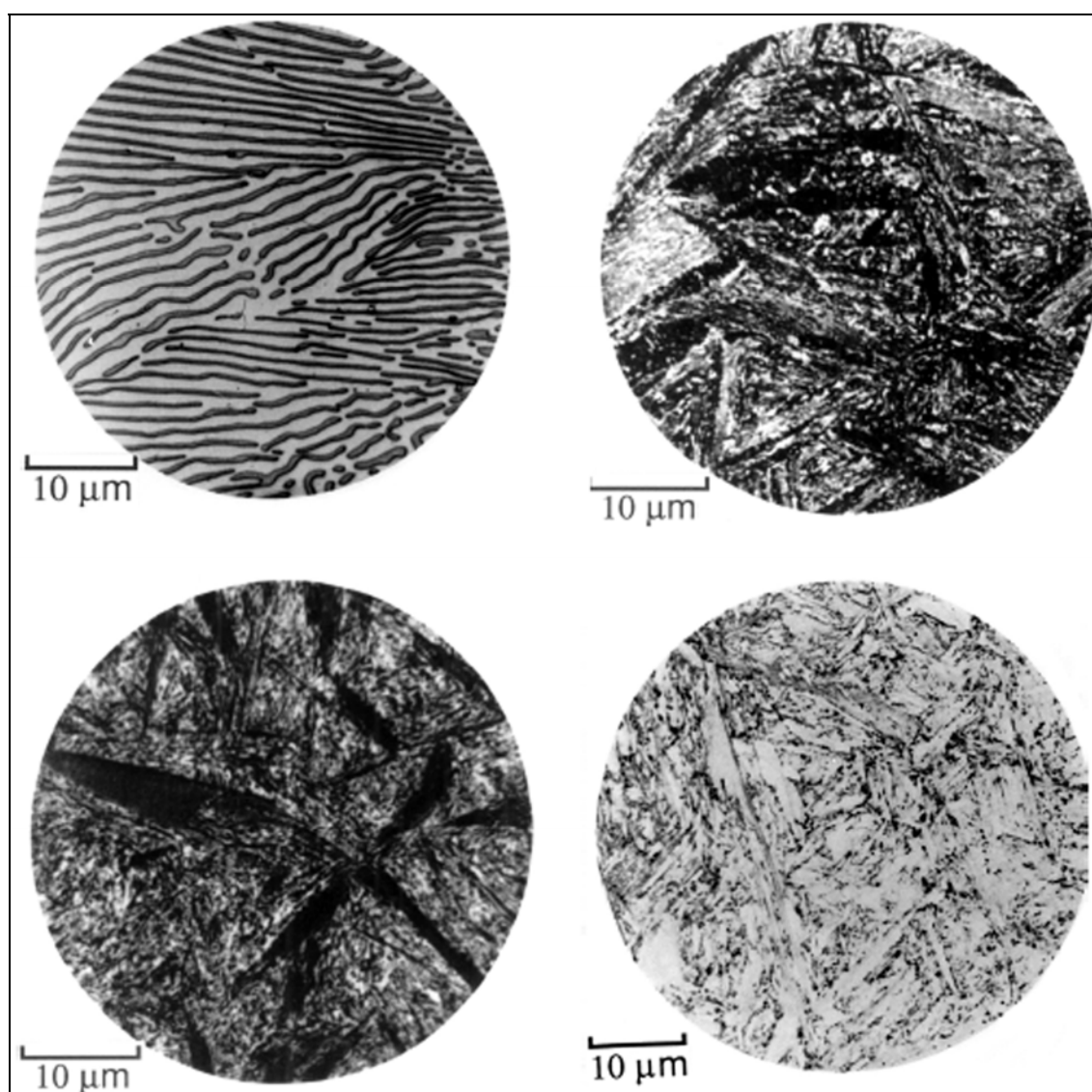


Figura 2.16 Microestruturas de um aço eutetóide: (a) Perlita formada a 720° C; (b) Bainita obtida a 290° C; (c) Bainita obtida a 180° C; (d) Martensita obtida por meio de têmpera [2].

Nota-se claramente a partir da Figura 2.16, que a bainita sofre um ataque metalográfico mais escuro que a martensita, devido à presença de carbeto muito finos em sua microestrutura [13]. O mecanismo de formação da bainita foi sugerido como sendo iniciado por um núcleo de ferrita que cresce na forma de ripa no contorno de grão da austenita. O teor de carbono da austenita adjacente aumenta continuamente até que ocorra a precipitação de ripas de cementita em adição à ferrita. A ferrita cresce transversalmente dentro da austenita pobre em carbono, interrompendo o crescimento das ripas de

cementita. Na sequência, novas ripas de cementita precipitam a uma determinada distância das anteriores. Em contraste com a perlita, onde a cementita assume o formato de lamelas, na bainita a cementita adota o formato de ripas descontínuas e finas partículas [5,13,28,30,38,39]. A Figura 2.17 compara esquematicamente os mecanismos de formação e as morfologias da perlita e da bainita [13,30,39].

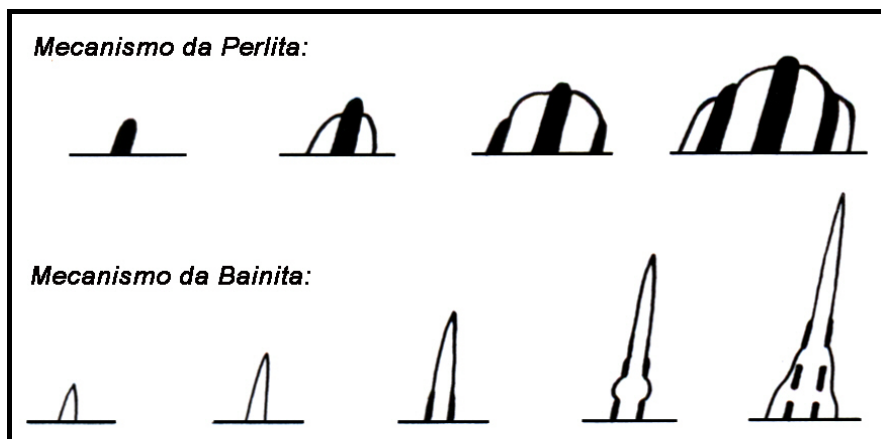


Figura 2.17 Comparação esquemática dos mecanismos de formação e das morfologias da perlita e da ferrita [13,30,39].

Dependendo da temperatura de formação a bainita é classificada como superior ou inferior. Bainita superior é o nome dado à microestrutura obtida numa faixa de temperaturas logo abaixo da faixa de formação da perlita, enquanto que bainita inferior é aquela que se forma num faixa logo acima da temperatura de início de transformação da martensita [5,13,28-30,38-41].

2.3.6 Martensita

A transformação martensítica dos aços é um processo que ocorre sob rápidas taxas de resfriamento que evitam o processo de difusão, responsável pela transformação da austenita em ferrita, perlita ou bainita. A transformação ocorre através do cisalhamento ou movimento cooperativo de um grande número de átomos [2-4,20,30,42,43]. A Figura 2.18 mostra esquematicamente a formação da martensita [3,4].

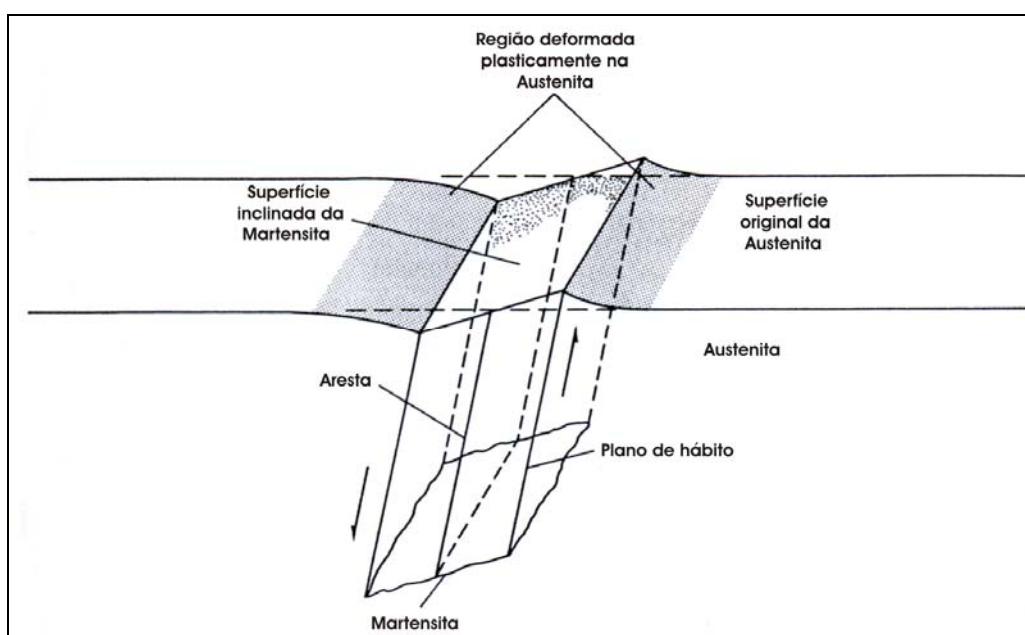


Figura 2.18 Diagrama esquemático da transformação martensítica [3,4].

O cisalhamento proporciona o escorregamento de um plano cristalográfico específico, chamado plano de hábito. Este escorregamento produz uma superfície inclinada na superfície livre da microestrutura. Para acomodar o deslocamento causado pelo cisalhamento que produz a estrutura martensítica, a austenita adjacente sofre certa deformação plástica [3,4]. Durante este evento, a austenita CFC sofre uma transformação polimórfica para uma martensita TCC (tetragonal de corpo centrado), que consiste em um cubo de corpo centrado que teve uma de suas dimensões alongada devido à presença de carbono em interstício octaedral [4,14,43]. A Figura 2.19 mostra a correspondência entre a austenita CFC e a martensita TCC [13].

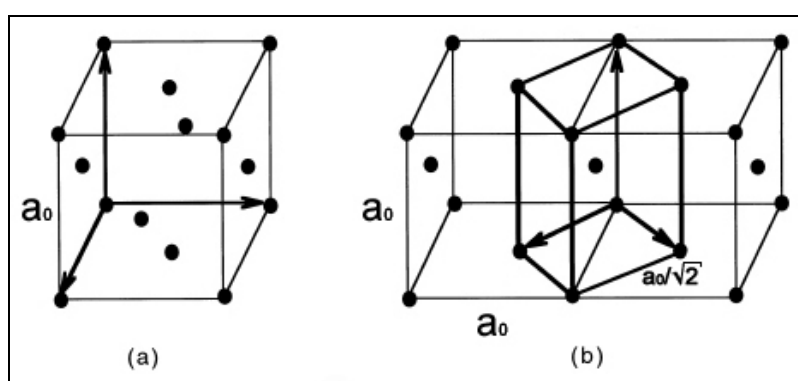


Figura 2.19 (a) Célula unitária da austenita CFC; (b) Relação entre a austenita CFC e a martensita TCC [13].

Até meados da década de 1940 os metalurgistas tinham dúvidas quanto à formação da martensita. Os metalurgistas americanos acreditavam que a transformação ocorria em função do tempo de permanência a uma determinada temperatura. Já os metalurgistas europeus defendiam a tese de que a martensita se formava durante o resfriamento a partir do momento em que se atingia uma determinada temperatura [20]. Hoje sabemos que a tese defendida pelos metalurgistas europeus estava correta.

A temperatura a partir da qual a martensita começa a se transformar é denominada M_s (martensita *start*), e a fração transformada aumenta conforme temperatura decresce abaixo de M_s até atingir-se M_f (martensita *finish*), onde a transformação se encerra. As temperaturas M_s e M_f são funções do teor de carbono e elementos de liga, seus valores decrescem com o aumento destes teores [3-5,14,20,29,30,42]. A Figura 2.20 demonstra a influência do teor de carbono nas temperaturas M_s e M_f , e no tipo de martensita formada [5].

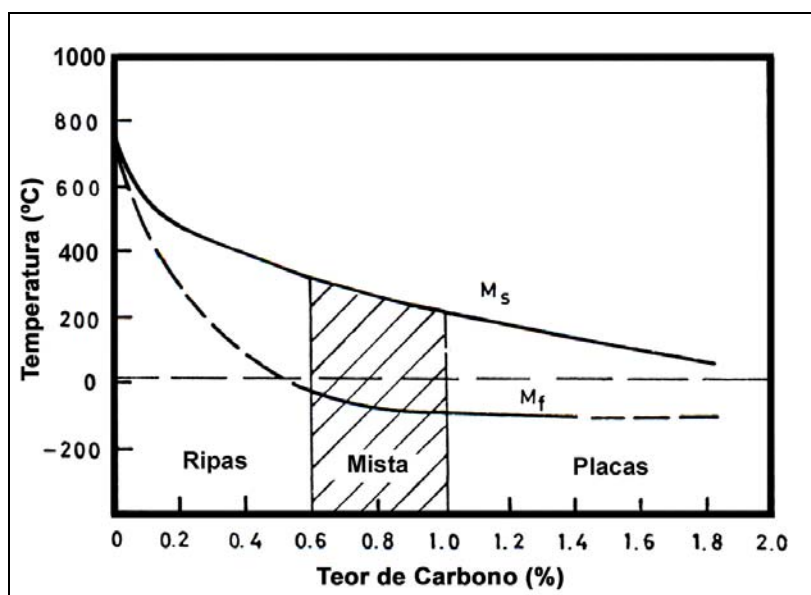


Figura 2.20 Influência do teor de carbono nas temperaturas M_s e M_f , e no tipo de martensita formada [5].

Como mostra a Figura 2.20, aços com teores de carbono em até 0,6% produzem martensita em forma de ripas ou agulhas. A martensita em forma de placas é formada nos aços com teores de carbono acima de 1,0%. Entre os teores de 0,6 e 1,0% de carbono, os dois tipos de martensita são encontrados [3-5].

Ainda analisando a Figura 2.20, nota-se que a partir de um determinado valor de teor de carbono a temperatura M_f encontra-se abaixo da temperatura ambiente chegando a atingir valores abaixo de 0 °C. Isto faz com que haja alguma fração de austenita não transformada após têmpera até a temperatura ambiente. A austenita não transformada é chamada de austenita retida e sua fração é função dos teores de carbono e elementos de liga [3-5,20,29,30,42]. A Figura 2.21 mostra como varia o volume de austenita retida à temperatura ambiente após têmpera, em função do teor de carbono [5].

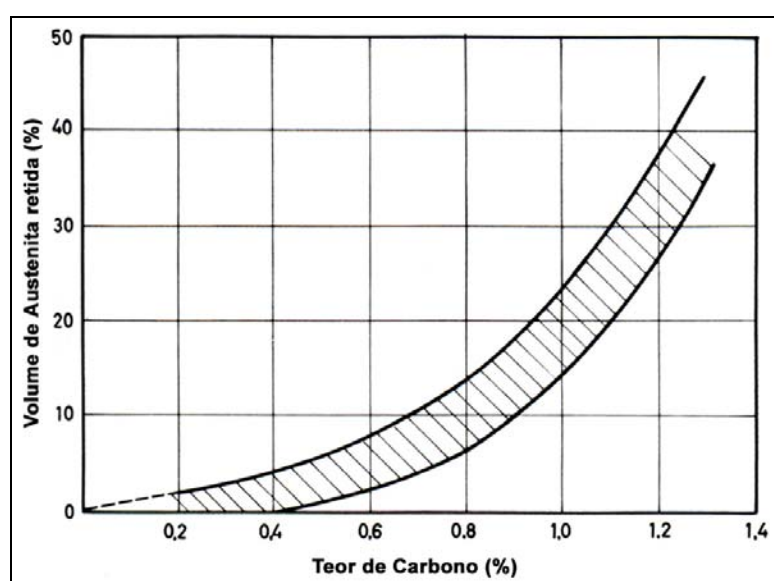


Figura 2.21 Variação do volume de austenita retida à temperatura ambiente após têmpera, em função do teor de carbono [5].

A Figura 2.21 mostra que com o aumento do teor de carbono há um aumento na fração de austenita retida à temperatura ambiente após têmpera. Se a temperatura da peça tratada for reduzida a valores abaixo da ambiente, a transformação martensítica prossegue até que se atinja o valor de M_f . Este é o chamado tratamento sub-zero, que pode ser aplicado aos aços para reduzir ou eliminar a quantidade de austenita retida [3,5,29].

A martensita formada após a têmpera dos aços tem elevada resistência mecânica e dureza, porém é frágil. Por isso, praticamente todos os aços após têmpera devem ser aquecidos a uma temperatura inferior a A_1 , a fim de aumentar sua tenacidade. O aumento da tenacidade geralmente é acompanhado pela queda dos níveis de dureza [3,4,44].

Este processo é chamado de revenido e envolve a segregação de carbono nos defeitos cristalinos, a precipitação de carbeto, a decomposição da austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica. Nos aços que possuem elementos de liga formadores de carbeto ocorre a dureza secundária, que representa um aumento nos índices de dureza do aço após a queda de dureza inicial. A queda de dureza proporcionada pelo revenimento é função da temperatura e do tempo de revenido e em algumas situações, mais do que uma operação de revenimento pode ser aplicada ao aço [1-5,44].

2.4 Diagramas de Transformação

As informações referentes aos ciclos térmicos necessários para a obtenção dos diferentes constituintes microestruturais descritos anteriormente, são apresentadas pelos diagramas de transformação. Os diagramas de transformação isotérmica, TTT (*time-temperature-transformation*), definem o tempo necessário para o início e o fim de uma determinada transformação à temperatura constante. Por sua vez, os diagramas de transformação sob resfriamento contínuo, CCT (*continuous cooling transformation*), descrevem a decomposição da austenita em função da taxa de resfriamento [1,4-6,29,45,46].

2.4.1 Diagramas TTT

Davenport e Bain [37] em 1930 foram os primeiros metalurgistas a apresentar resultados referentes à transformação isotérmica dos aços na forma de diagramas de transformação. Seus resultados foram apresentados através de curvas de porcentagem de transformação, montadas em um gráfico de temperatura em função do tempo, que na época foram denominadas curvas em S [20,30,46]. A curva em S para um aço eutetóide determinada por Davenport e Bain em 1930, está reproduzida na Figura 2.22. Nesta figura, a

primeira curva à esquerda representa o início da transformação da austenita, enquanto que a última curva à direita representa o fim [20,37].

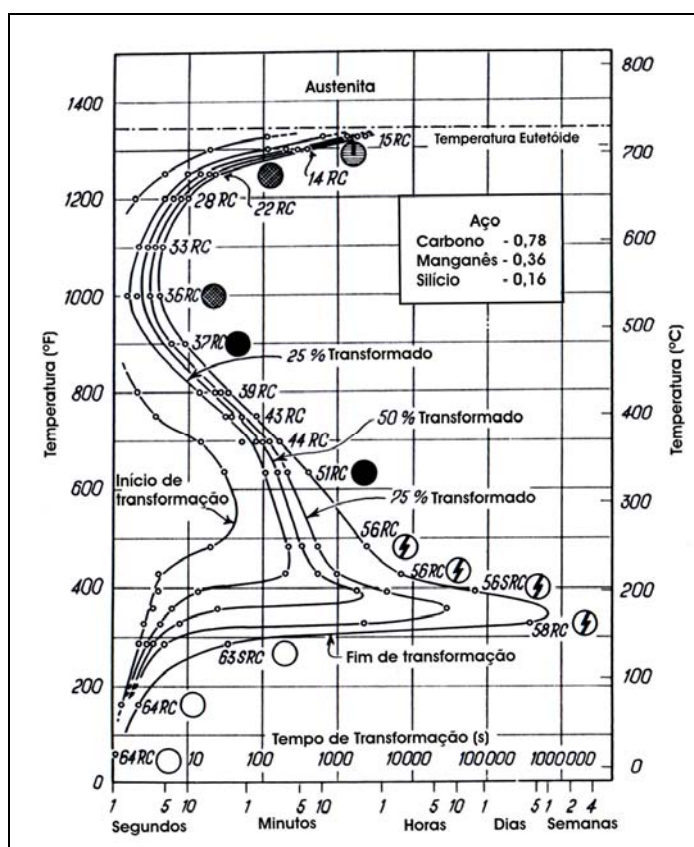


Figura 2.22 Curva em S representando a transformação isotérmica da austenita para um aço eutetóide, apresentada por Davenport e Bain em 1930 [37].

Entre as curvas de início e fim, encontram-se as curvas que representam 25, 50 e 75% de austenita transformada. A dureza obtida após o fim da transformação para algumas temperaturas de tratamento também foram determinadas, demonstrando que temperaturas mais baixas proporcionam maiores valores de dureza [20,37]. A escala de tempo logarítmica é convenientemente usada para que a ampla faixa de tempo que as transformações ocorrem não faça com que os detalhes dos períodos curtos sejam perdidos, como poderia acontecer em uma escala de tempo linear [6,18,37].

Quando comparamos o diagrama obtido por Davenport e Bain com o diagrama TTT que conhecemos atualmente para um aço eutetóide, notamos uma grande similaridade. A única diferença significativa fica por conta da

temperatura de início de formação da martensita, ausente na Figura 2.22 e presente na Figura 2.23 [14].

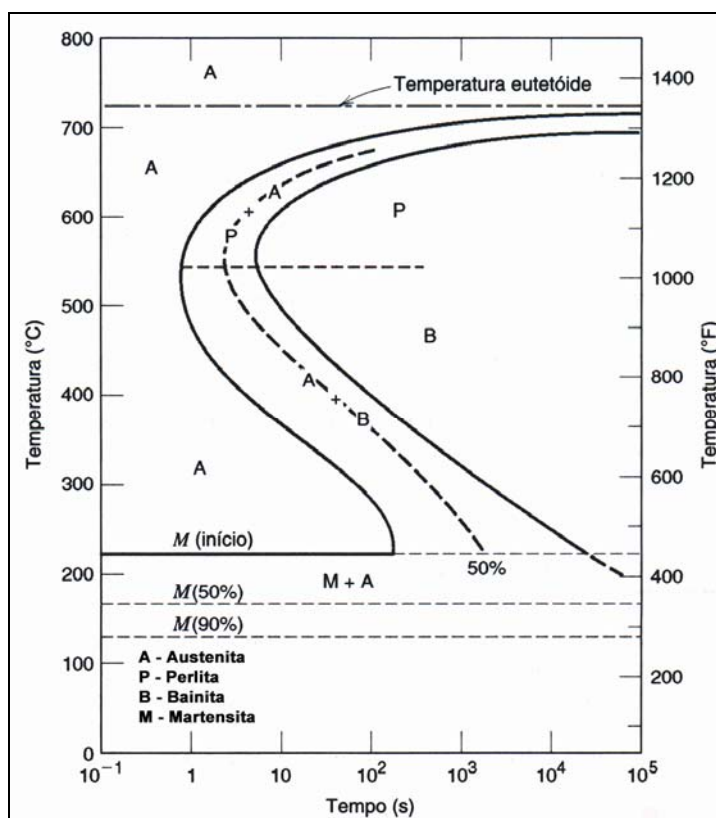


Figura 2.23 Diagrama TTT de um aço eutetóide, mostrando a temperatura de início, de 50% e de 90% de formação de martensita [14].

Como citado anteriormente até meados da década de 1940 existiam dúvidas com relação à formação da martensita, não se sabia se a transformação martensítica ocorria isotermicamente ou quando era atingida uma determinada temperatura durante resfriamento [20].

Diversos métodos de determinação dos diagramas de transformação foram desenvolvidos ao longo dos anos. Entre eles podemos citar os métodos metalográfico, dilatométrico, de medidas de dureza, magnético e de medidas de resistência elétrica. O método de medidas de resistência elétrica acompanha as transformações de fase de acordo com as variações dos valores de resistividade do aço em função das fases formadas. Da mesma forma, o método magnético acompanha as transformações em função das variações das características magnéticas do aço. Através das medidas de dureza, acompanha-se a queda de dureza em função do tempo de

transformação a uma dada temperatura. Quanto menores os índices de dureza, maior é a porcentagem de transformação ocorrida [6,47].

Os métodos dilatométrico e metalográfico são os de maiores destaque, o primeiro pela sua praticidade, e o segundo por ser o mais informativo. O uso dos dois métodos em conjunto torna-se interessante, visto que com o método dilatométrico não é possível o acompanhamento da evolução das microestruturas obtidas em função do tempo [6]. O princípio do método metalográfico é mostrado esquematicamente na Figura 2.24 [6,18].

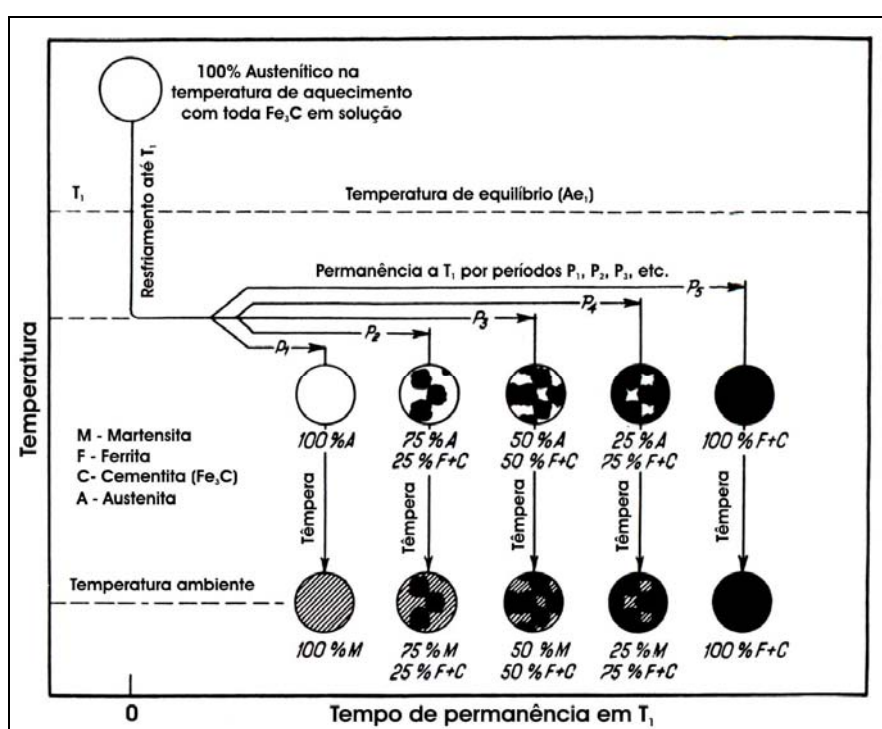


Figura 2.24 Representação esquemática do método metalográfico de construção de um diagrama de transformação isotérmica [6,18].

Amostras com dimensões reduzidas são aquecidas dentro do campo austenítico e após o tempo de austenitização adequado, são transferidas rapidamente para um banho de metal fundido mantido a uma temperatura constante T_1 . Durante permanência nesta temperatura constante por períodos pré-determinados (P_1, P_2, P_3 , etc.), a austenita se transforma em função do tempo. Ao término de cada período P_i , cada amostra é retirada do banho e resfriada rapidamente em água ou salmoura até a temperatura ambiente. Na seqüência, elas recebem a preparação metalográfica padrão e são examinadas

em um microscópio óptico para a determinação das porcentagens das fases transformadas. A essência deste método reside no fato de que qualquer austenita remanescente que não sofreu transformação durante o tratamento isotérmico, aparecerá como martensita após a têmpera. Quando toda a austenita transforma-se em alguns dos produtos de transformação que são obtidos acima de M_s , não há a presença de martensita após têmpera, caracterizando assim o fim da transformação [1,2,6,18,29,30,37,42,47]. A Figura 2.25 demonstra como os dados de porcentagem de transformação obtidos a partir do método descrito pela Figura 2.24 geram o diagrama TTT [4,14].

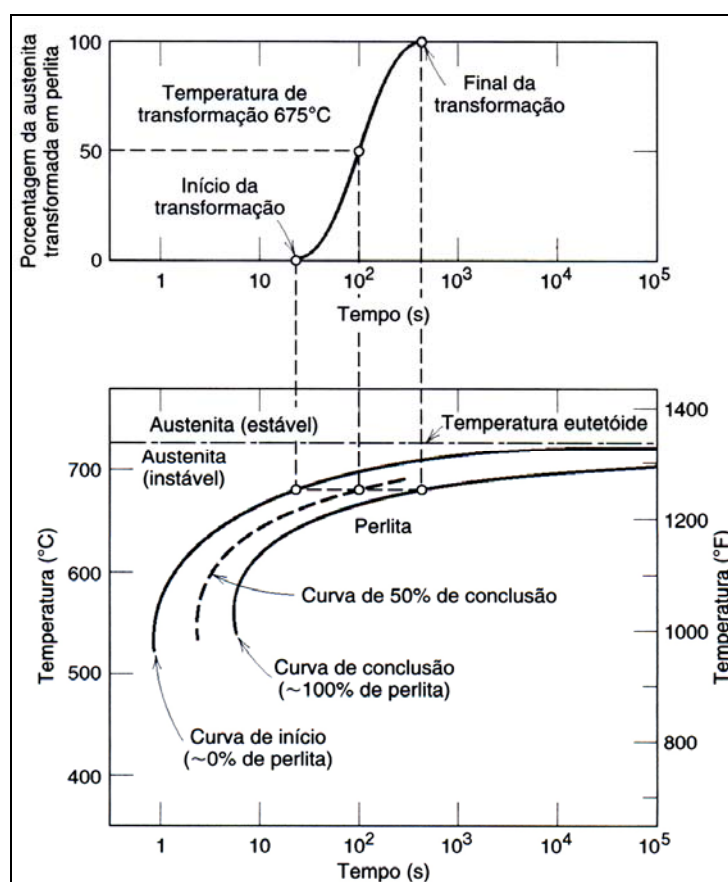


Figura 2.25 Demonstração de como o diagrama TTT é gerado a partir dos dados de transformação isotérmica obtidos pelo método metalográfico [4,14].

A partir dos dados obtidos pelo método metalográfico constrói-se um gráfico de porcentagem de transformação em função do tempo em escala logarítmica. A curva obtida deve ser projetada em um gráfico de temperatura

em função do tempo, com a mesma escala. Desta forma, gera-se uma linha que representa a evolução da transformação em função do tempo na temperatura de transformação utilizada, como mostra a Figura 2.25. Os procedimentos apresentados pelas Figuras 2.24 e 2.25 devem ser repetidos em outras temperaturas para que o diagrama TTT seja completamente construído [4,6,14,18,37].

As transformações sofridas pela austenita abaixo da faixa de temperatura em que ela é estável, acarretam em mudanças dimensionais no aço. O método dilatométrico utiliza-se deste princípio para determinar as transformações da austenita em função do tempo para uma determinada temperatura [1,4,6,18,20,21,29,30,47,48].

No método dilatométrico, cada ciclo térmico consiste em aquecer a amostra até a sua temperatura de austenitização durante o tempo necessário, seguido do resfriamento rápido até o patamar de temperatura desejado. A amostra é mantida nessa temperatura e suas variações dimensionais são medidas pelo dilatômetro continuamente, até que se complete a transformação. A Figura 2.26 apresenta um exemplo do gráfico obtido durante o ensaio dilatométrico, à temperatura constante [48].

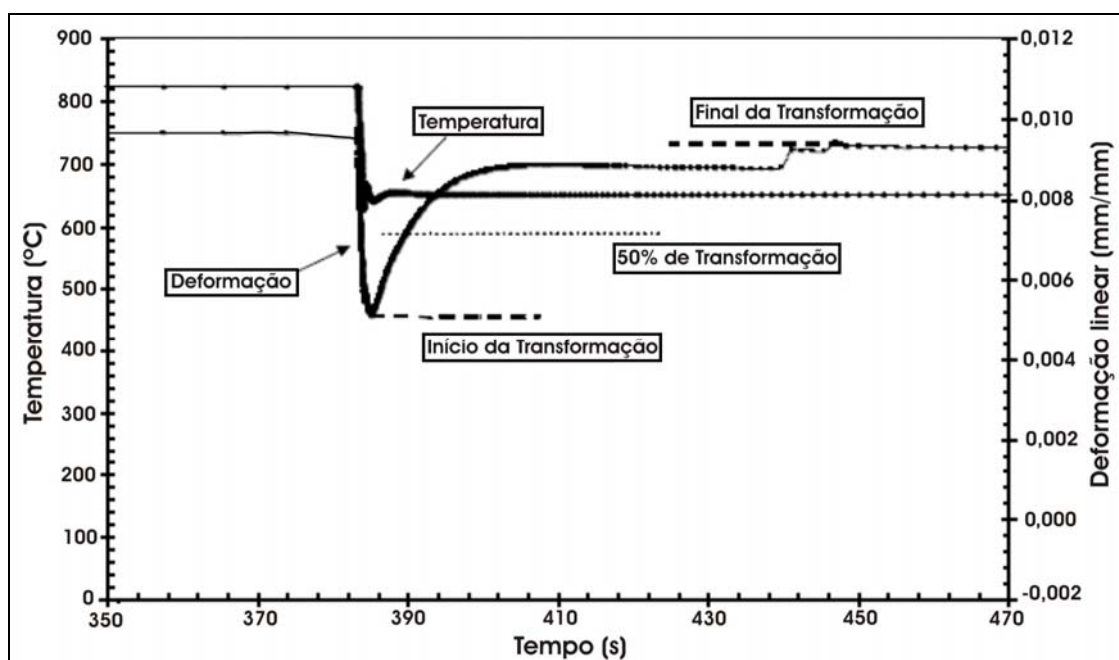


Figura 2.26 Gráfico de deformação linear e temperatura em função do tempo obtido, através de ensaio dilatométrico à temperatura constante [48].

A queda abrupta na curva de deformação representa a retração da austenita devido ao resfriamento. Após um pequeno intervalo, a amostra volta a dilatar-se por conta do início da transformação. No momento em que a amostra atinge seu maior valor de alongação após a retração inicial, tem-se o fim da transformação [48]. Como podemos notar apenas uma amostra é suficiente para determinar o início e o fim da transformação para cada temperatura utilizada. Porém, ao contrário do que ocorre no método metalográfico não é possível determinar a variação da fração de cada produto formado em função do tempo [6,49].

2.4.2 Diagramas CCT

Os diagramas CCT também podem ser obtidos através dos métodos metalográfico e dilatométrico. Uma questão que pesa contra o método metalográfico é a complexidade das microestruturas formadas durante resfriamento contínuo. A determinação das frações de cada fase formada durante resfriamento é relativamente mais difícil do que a determinação das fases formadas isotermicamente [18,45,46,49,50].

Para a construção de um diagrama CCT a partir do método dilatométrico cada ciclo térmico consiste em aquecer a amostra até a sua temperatura de austenitização durante o tempo necessário, seguido do resfriamento da amostra até a temperatura ambiente. A taxa de resfriamento utilizada para resfriar a amostra deve ser mantida constante, e durante o resfriamento o dilatômetro deve registrar as variações dimensionais da amostra em função da temperatura. Este procedimento deve ser repetido com outras taxas de resfriamento para que possa ser construído o diagrama CCT [48,50].

Num gráfico de deformação linear em função da temperatura, como o mostrado pela Figura 2.27, inicialmente a amostra sofre dilatação devido ao aquecimento. Ao atingir a temperatura crítica Ac_1 , a amostra começa a contrair-se, devido à formação da austenita. Ao ultrapassar-se a temperatura crítica Ac_3 encerra-se a completa formação da austenita. Após o fim da formação da austenita a amostra volta a dilatar-se devido ao aquecimento.

Durante o resfriamento, a amostra recupera-se da dilatação sofrida, até que no ponto A apresentado pelo gráfico da Figura 2.27, inicia-se a formação de ferrita e perlita respectivamente [48].

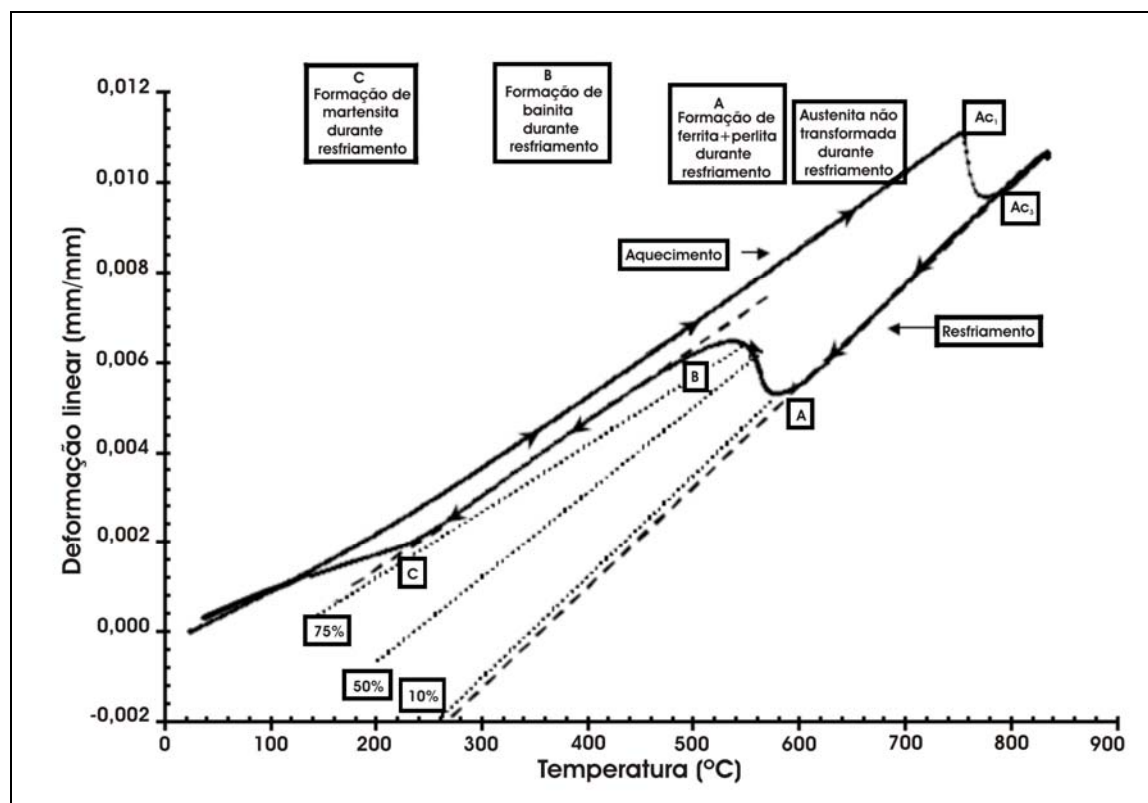


Figura 2.27 Gráfico de deformação linear em função da temperatura, obtido através de ensaio dilatométrico à taxa de resfriamento constante [48].

Com a seqüência do resfriamento, no ponto B temos o início de formação da bainita. A transformação da austenita em bainita prossegue até o momento em que a temperatura da amostra atinge o ponto C. Neste momento, a austenita residual que não se transformou em ferrita, perlita ou bainita, passa a transformar-se em martensita. A transformação da austenita em martensita prossegue até a amostra atingir a temperatura ambiente [18,48].

Após a obtenção dos resultados de início e fim de transformação para cada produto resultante da decomposição da austenita sob resfriamento contínuo, constrói-se um gráfico de temperatura em função do tempo com estes resultados, dando origem ao diagrama CCT [18,48]. A Figura 2.28 apresenta um exemplo de diagrama CCT para o aço SAE 4340 [14].

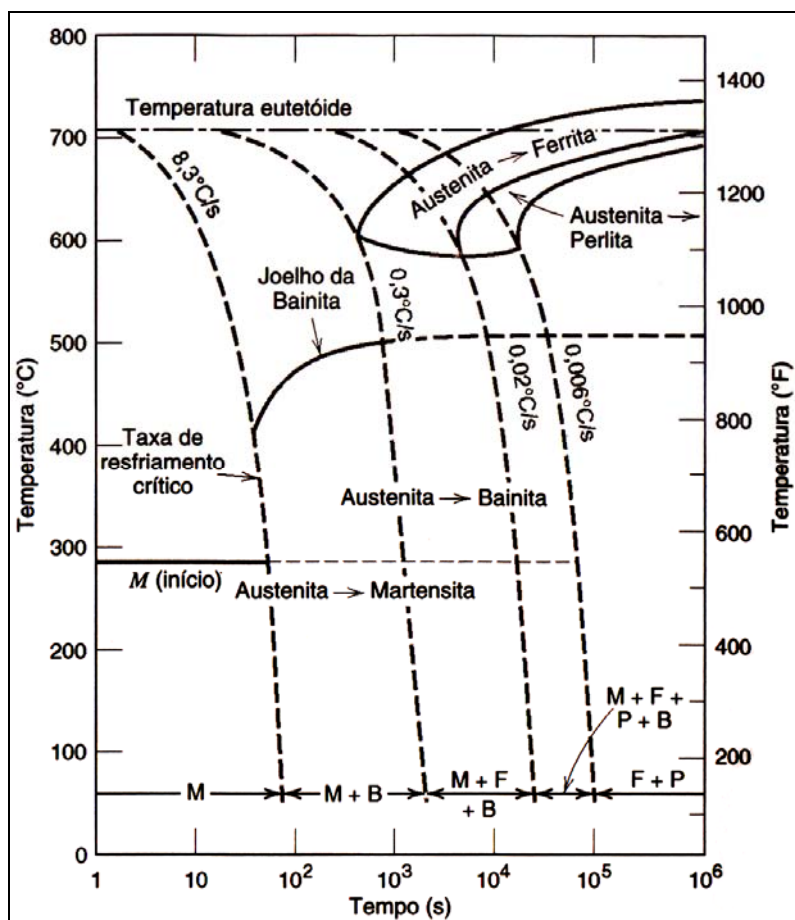


Figura 2.28 Diagrama CCT para o aço SAE 4340. As letras M, B, F e P representam respectivamente martensita, bainita, ferrita e perlita [14].

A taxa de resfriamento crítico apresentada no diagrama da Figura 2.28 possui grande importância para a têmpera dos aços. Para obter-se uma estrutura completamente martensítica durante a têmpera dos aços, é necessário que o resfriamento aplicado apresente uma taxa superior a esta. Qualquer taxa de resfriamento inferior proporciona uma microestrutura que não será formada exclusivamente por martensita [2,14,18,20,42,51-53].

2.4.3 Influência dos elementos de liga nas curvas TTT

A necessidade de se alcançar uma taxa de resfriamento mais elevada do que a taxa de resfriamento crítico torna importante o conhecimento dos fatores que influenciam a posição das curvas TTT e CCT. A posição destas

curvas, e conseqüentemente a temperabilidade dos aços, é influenciada basicamente por três fatores: composição química, tamanho de grão austenítico e homogeneidade da austenita [2,5,6,17,21,29,30,42,51-53].

Maiores grãos austeníticos e melhores condições de homogeneidade da austenita retardam a sua transformação abaixo da temperatura crítica. Porém, tamanho de grão elevado não é interessante para as propriedades mecânicas, e a homogeneidade da austenita é um fator difícil de determinar. Desta forma, a composição química destaca-se entre os fatores que retardam a transformação da austenita [17,19,20,26,27,35,42,51].

Com exceção do cobalto, todos os outros elementos de liga freqüentemente presentes nos aços retardam a transformação da austenita. Estes elementos entram em solução sólida na austenita e dificultam a difusão, o que retarda os mecanismos de nucleação e crescimento que são responsáveis pela formação dos elementos microestruturais do aço formados acima de M_s [2,6,17,18,30,37,42,49].

Davenport em 1939 [6] analisou a influência individual de alguns elementos de liga na posição das curvas TTT. Alguns de seus resultados são apresentados nos diagramas a seguir, onde as curvas que se encontram à esquerda representam as linhas de início de transformação em função do teor do elemento de liga adicionado, enquanto que as linhas que se encontram à direita representam as respectivas linhas de fim de transformação. As linhas de início de transformação dos constituintes pró-eutetóides, ferrita nos aços hipoeutetóides e cementita nos aços hipereutetóides, foram ocultadas para que as comparações entre os efeitos das diferentes proporções de elementos de liga não ficassem confusas [6].

O efeito causado pelo manganês está ilustrado na Figura 2.29, na qual se observa que o manganês retarda o início e o fim da transformação da austenita em todos os níveis de temperatura, sendo um elemento de liga muito efetivo para o aumento da temperabilidade dos aços. Ou seja, ele proporciona a obtenção de uma estrutura martensítica com taxas de resfriamento menores do que as necessárias para a têmpera de aços sem a presença de manganês em sua composição [2,6,37].

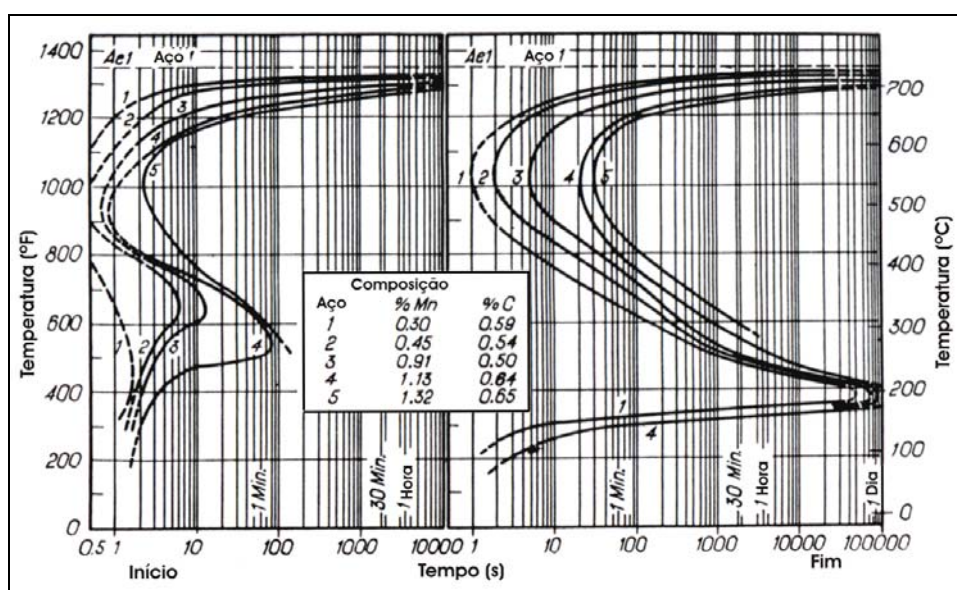


Figura 2.29 Diagrama ilustrando a influência do manganês na posição das curvas TTT. À esquerda estão representadas as linhas de início de transformação e à direita estão as linhas de fim [6].

A Figura 2.30 mostra o efeito causado na curva TTT, devido à adição de níquel ao aço. O níquel assim como o manganês também retarda a transformação da austenita em todas as faixas de temperaturas, porém de forma menos acentuada. O efeito causado nas linhas de início e fim de transformação com a adição de 0,91% de manganês e 0,94% de níquel nas Figuras 2.29 e 2.30 respectivamente, ilustra esta comparação [2,6,37].

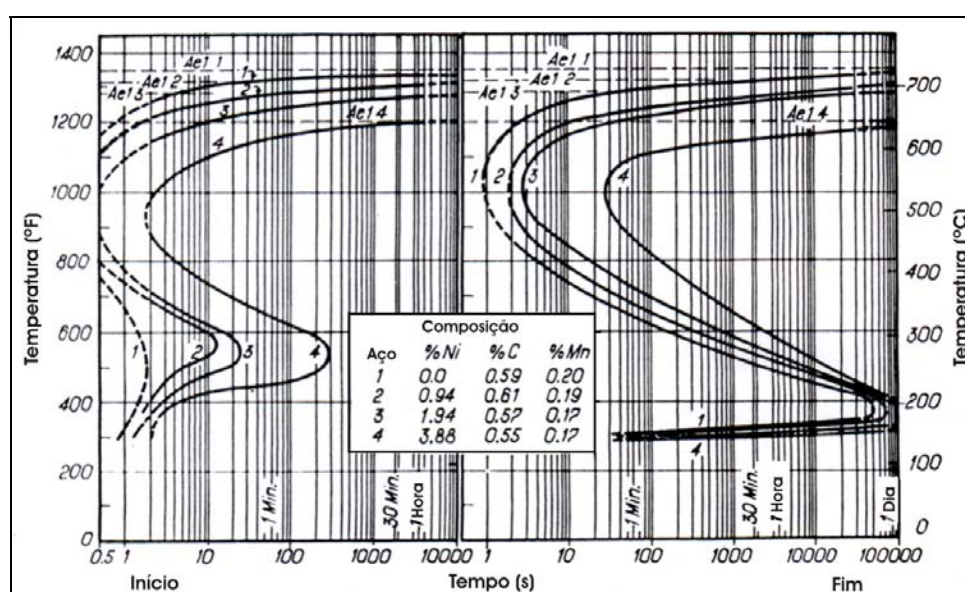


Figura 2.30 Diagrama ilustrando a influência do níquel na posição das curvas TTT [6].

Outro elemento de liga muito efetivo no retardamento da transformação da austenita abaixo da sua temperatura crítica é o cromo. A Figura 2.31 ilustra o efeito do cromo na posição das curvas TTT. Nota-se a partir do exame da Figura 2.31 que o cromo tem um efeito acentuado no deslocamento para a direita da porção superior do diagrama TTT, referente à transformação de austenita em perlita, gerando uma “baía” nas curvas de início e uma “saliência” nas curvas de fim, na faixa de temperatura onde ocorre início da transformação da austenita em bainita. Este efeito, mostrado na curva 3 da Figura 2.31, é característico dos elementos formadores de carbeto e torna-se mais acentuado com o aumento do teor de cromo, como mostra a curva 4 [2,6,30].

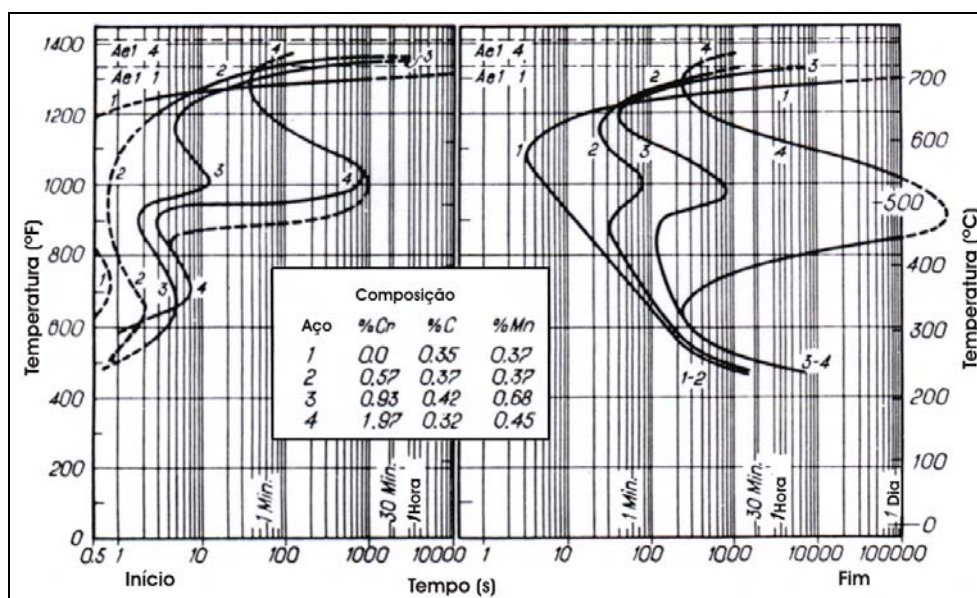


Figura 2.31 Diagrama ilustrando a influência do cromo na posição da curva TTT [6].

Assim como o cromo, o molibdênio apresenta a mesma característica de retardar a porção superior do diagrama TTT. Os efeitos do molibdênio estão ilustrados na Figura 2.32. Comparando-se as Figuras 2.31 e 2.32, observa-se que em teores a partir de 0,5% o molibdênio se apresenta muito mais efetivo que o cromo no retardo das transformações que acontecem acima dos 500°C. Outra característica em comum apresentada por cromo e molibdênio, é o atraso no fim das transformações ocorridas em torno de 500 a 600 °C. Este é outro efeito típico dos elementos formadores de carbeto como cromo, molibdênio, tungstênio, entre outros [2,6,29,30].

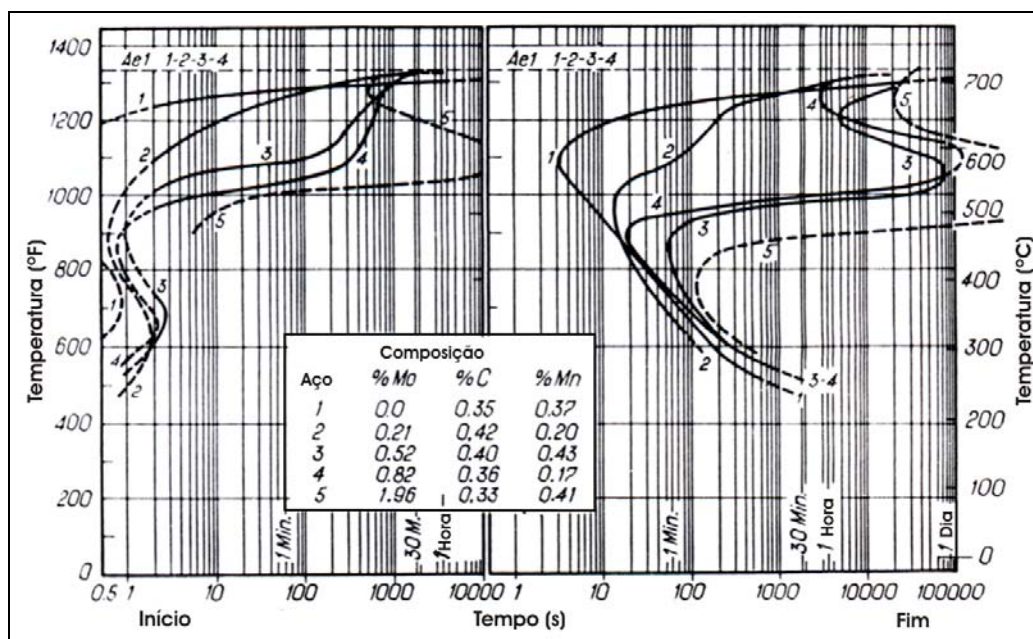


Figura 2.32 Diagrama ilustrando a influência do molibdênio na posição da curva TTT [6].

Apesar dos diagramas das Figuras 2.29 a 2.32 apresentarem as mudanças na curva TTT quando apenas um determinado elemento de liga é adicionado ao aço, na prática o que ocorre é a adição de mais de um elemento com a intenção de melhorar a temperabilidade dos aços.

A Figura 2.33 mostra o efeito combinado de níquel, cromo e molibdênio na curva TTT, quando estes elementos são adicionados ao aço [2,5,6,14,17,30]. Como pode ser visto no diagrama TTT do aço SAE 4340, a adição de níquel, cromo e molibdênio desloca a curva para a direita de forma acentuada. Além disso, as transformações que ocorrem na faixa de temperatura próxima dos 550°C são bastante retardadas, gerando uma “baía profunda” na linha de início de transformação do aço. Esta baía gerada separa as regiões de formação da perlita e da bainita, tornando possível a obtenção de bainita neste aço em condições de resfriamento contínuo. Outro efeito bastante acentuado é o retardo do fim das transformações que ocorrem por volta de 500 a 400°C. Nesta faixa, quanto maior a fração de austenita transformada em bainita mais estável fica a austenita residual, o que ocasiona este atraso no fim das transformações. A maior estabilidade da austenita é causada pelo seu enriquecimento em carbono durante a transformação bainítica [2,6,18,30].

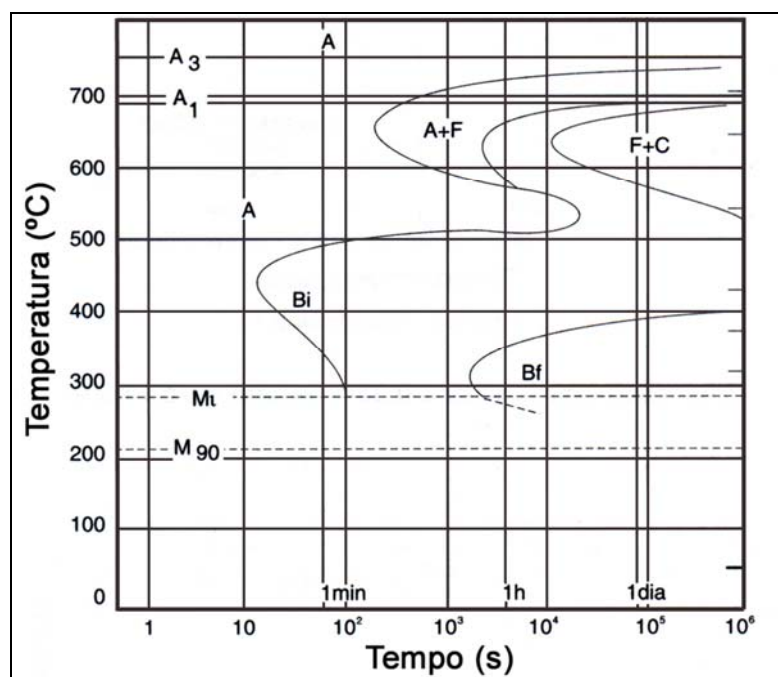


Figura 2.33 Diagrama TTT do aço SAE 4340 com 0,42% de carbono; 0,78% de manganês; 1,79% de níquel; 0,80% de cromo e 0,33% de molibdênio [17].

2.5 Propriedades Mecânicas dos Aços

Nos aços, alguns dos fatores que influenciam as propriedades mecânicas são os teores de carbono e elementos de liga, os tratamentos térmicos aplicados, a temperatura em que os tratamentos foram realizados, entre outros [1-6,17,35,36,44,52].

O efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas dos aços, após laminação a quente e resfriamento ao ar, pode ser observado na Figura 2.34 [2]. Com o aumento do teor de carbono a resistência mecânica aumenta, como mostra as curvas de resistência máxima à tração, limite de escoamento e dureza. A dureza é uma propriedade diretamente proporcional à resistência mecânica e inversamente proporcional à ductilidade dos materiais. Como consequência do aumento da dureza, causado pelo aumento do teor de carbono, os valores de redução de área e alongamento caem, como mostram as curvas referentes à redução de área e alongamento percentual apresentadas na Figura 2.34 [2,3,5,14,17,35].

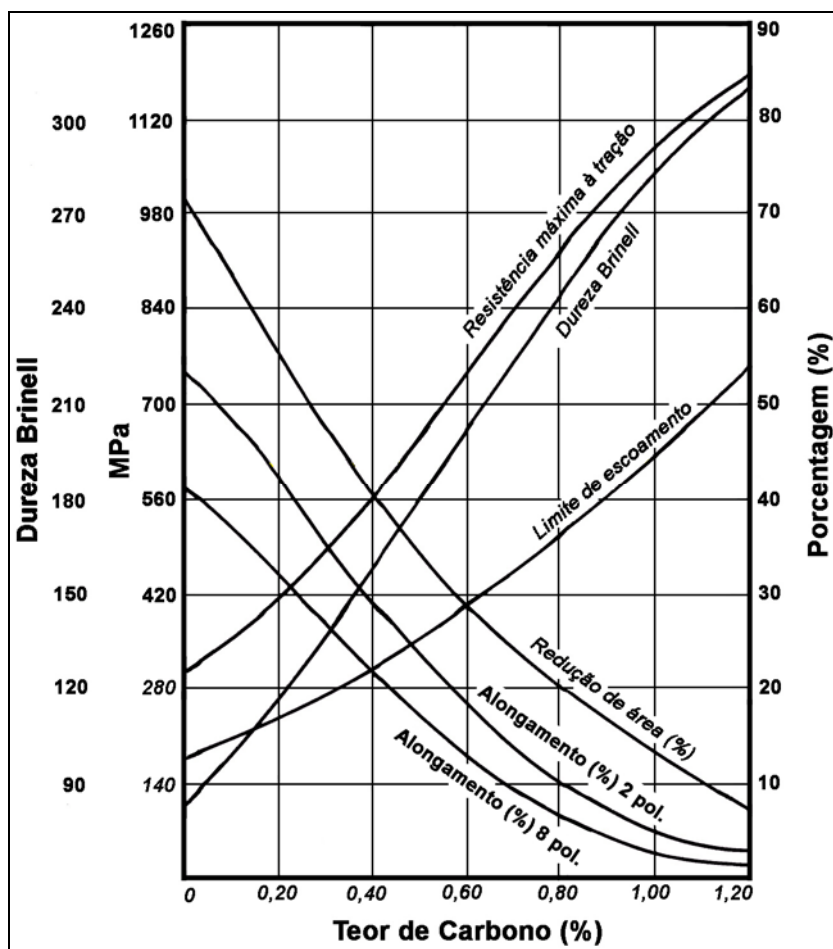


Figura 2.34 Influência do teor de carbono nas propriedades mecânicas do aço, após laminação a quente e resfriamento ao ar [2].

Todos os tipos de microestruturas aumentam sua resistência mecânica em função do teor de carbono, porém as microestruturas martensíticas apresentam aumento mais acentuado. Devido à baixa solubilidade do carbono na ferrita, nos aços não temperados o carbono se concentra na formação de cementita. A morfologia desta cementita também influencia na resistência mecânica. Para aços em que a cementita está presente na forma de lamelas na perlita, os níveis de dureza e resistência mecânica são maiores do que quando ela se apresenta na forma esferoidizada em uma matriz ferrítica. O espaçamento interlamelar na perlita também proporciona mudanças na resistência do aço, espaçamentos interlamelares menores significam maiores índices de resistência mecânica. A cementita precipitada de forma fina e dispersa na bainita eleva os níveis de dureza ainda mais do que as outras morfologias citadas anteriormente [1-5,13,19,28,32,33,35].

A Figura 2.35 apresenta a influência do teor de carbono na dureza de diferentes microestruturas possíveis aos aços [1,2].

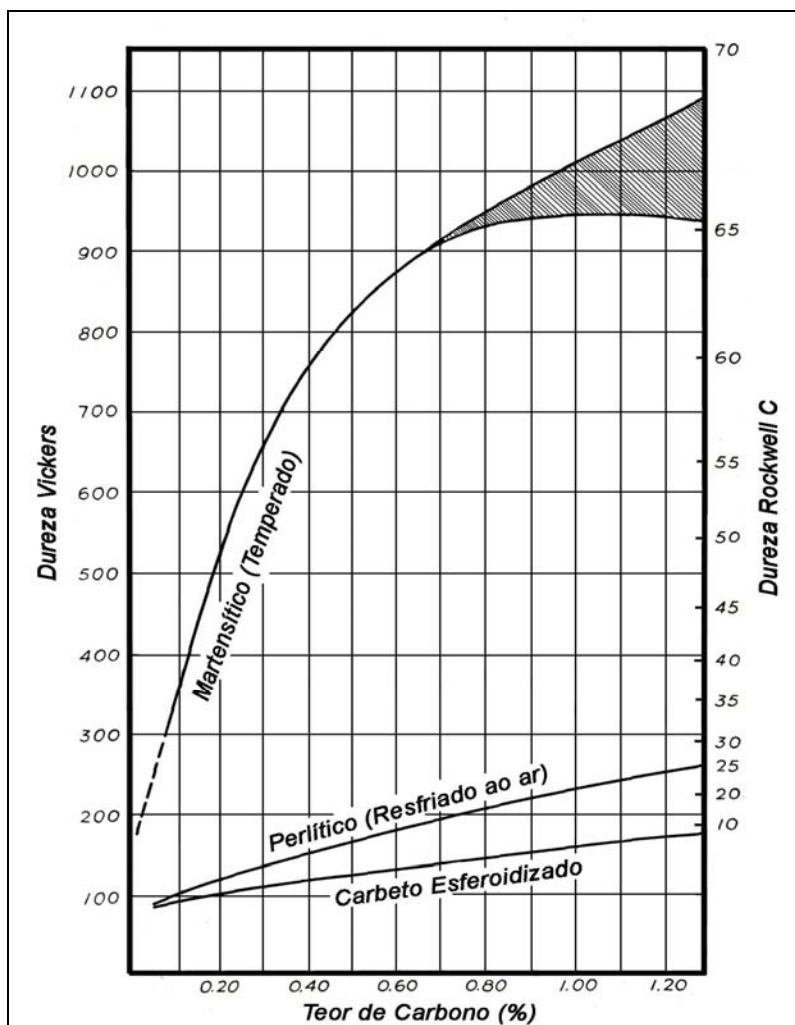


Figura 2.35 Influência do teor de carbono na dureza, em três condições microestruturais diferentes. Completamente martensítico, perlítico com a presença dos constituintes pró-eutetóides e ferrítico com a presença de carbeto esferoidizados [1,2].

A faixa de dureza estendida para teores de carbono acima de 0,7% aparece na Figura 2.35 devido a possível presença de austenita retida após a têmpera, o que reduz os níveis de dureza do aço [2].

No caso dos tratamentos isotérmicos, a temperatura de tratamento além do teor de carbono também influencia nos níveis de dureza obtidos. Tratamentos realizados a temperaturas mais baixas, proporcionam maiores valores de dureza, devido à obtenção de estruturas mais finas e aciculares [2,6,20,28,30,37,49].

Davenport e Bain [37] comprovaram esta tendência em alguns aços de composição química variada. Eles realizaram tratamentos isotérmicos entre temperaturas de 0 a 760 °C e posteriormente avaliaram os índices de dureza das amostras tratadas. Os resultados obtidos por eles estão ilustrados na Figura 2.36 [6,37].

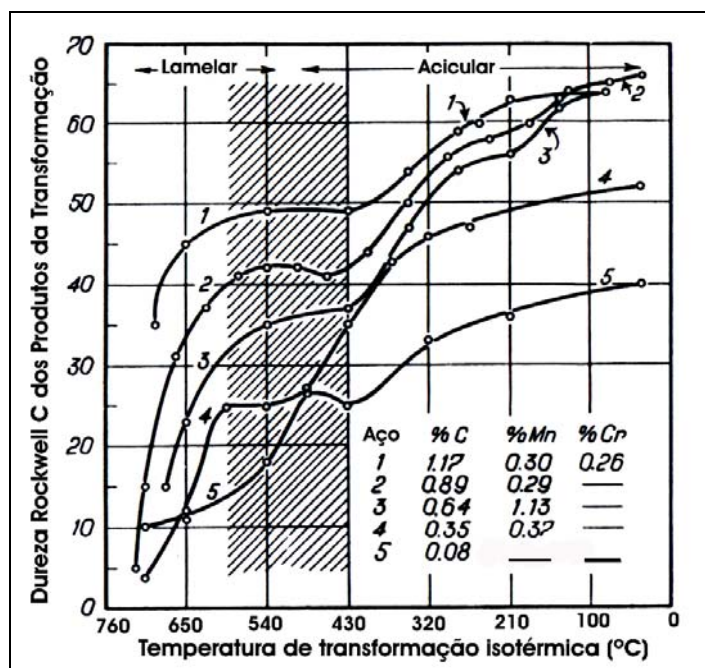


Figura 2.36 Influência da temperatura de tratamento isotérmico na dureza de alguns aços [6,37].

Na Figura 2.36, também se pode notar uma queda nos valores de dureza, apresentada na faixa de temperatura onde ocorre a transição dos microconstituintes lamelares para os aciculares. De acordo com Davenport [6], este fato é atribuído à formação de ferrita acicular neste intervalo de temperatura, a chamada ferrita Widmanstätten.

2.6 Aço SAE 4118H Modificado

Os aços carbono de baixa-liga constituem um grupo de materiais ferrosos que possuem propriedades mecânicas superiores aos aços carbono comuns. Esta superioridade é causada pela adição de elementos de liga, tais como níquel, cromo e molibdênio, sendo que a porcentagem total desses

elementos gira em torno de 2% [2,3,5,17,54-56].

Os aços carbono de baixa-liga podem ser classificados em função da composição química, do tratamento térmico aplicado ou da soldabilidade que possuem. De acordo com a composição química eles podem ser classificados em aços níquel, aços cromo-níquel, aços cromo-molibdênio, entre outros. Os aços da série SAE 41xx se enquadram no grupo dos aços cromo-molibdênio, onde o índice xx é substituído pelo teor de carbono correspondente. Para a maioria dos aços baixa-liga, a principal função dos elementos adicionados é aumentar a temperabilidade, a fim de se obter maiores níveis de dureza após o tratamento térmico. Na série SAE 41xx, cromo e molibdênio têm esta função [2,6,17,54-57].

Os aços que possuem o sufixo H em sua nomenclatura são especificados em função da sua temperabilidade (hardenability). Nestes aços a faixa de composição de elementos de liga é levemente mais ampla para atender os requisitos de temperabilidade exigidos. Pequenas variações adicionais na composição química ainda podem ser efetuadas a fim de atender certas exigências referentes às aplicações dos aços. Os aços baixa-liga modificados possuem composição química pouco diferente dos respectivos aços da classificação SAE/AISI [1,5,17,55-60].

O aço SAE 4118H Modificado diferencia-se do aço SAE 4118H pelo teor de manganês. A diferença entre as composições químicas dos aços SAE 4118, 4118H e 4118H Modificado podem ser observadas na Tabela 2.2 [54-58,61]. Para melhor desenvolvimento do texto, na seqüência, o termo Modificado será substituído pelo sufixo M.

Tabela 2.2 Comparação entre a composição química dos aços SAE 4118, 4118H e 4118HM [54-58,61].

Aço SAE	Composição química - min-máx (%)						
	C	Mn	Cr	Mo	Si	P, máx	S, máx
4118	0,18-0,23	0,70-0,90	0,40-0,60	0,08-0,15	0,15-0,30	0,035	0,040
4118H	0,17-0,23	0,60-1,00	0,30-0,70	0,08-0,15	0,15-0,35	0,035	0,040
4118HM	0,18-0,23	0,90-1,30	0,35-0,70	0,10-0,20	0,15-0,35	0,035	0,040

Nota-se a partir da Tabela 2.2, que no aço SAE 4118H os elementos C, Mn e Cr possuem faixa de composição pouco mais ampla que no SAE 4118. Em contraste com os dois, o aço SAE 4118HM apresenta maior teor de manganês, podendo apresentar teores deste elemento em valores acima de 1,00% em peso. O manganês, entre outros efeitos, aumenta a dureza da ferrita por solução sólida além de ser um elemento bastante efetivo no aumento da temperabilidade dos aços [2,5,6,30,55-60].

O efeito causado na temperabilidade do aço SAE 4118HM, devido ao maior teor de manganês, pode ser observado na Figura 2.37 abaixo. A figura apresenta as curvas de temperabilidade, obtidas por meio de ensaio Jominy, para os aços SAE 4118H e 4118HM. Para ambos, a curva superior indica a dureza máxima obtida para os teores máximos de elementos de liga na composição química e, por sua vez, a curva inferior representa a dureza máxima para os limites inferiores [59,60,62]. Os dados do aço SAE 4118H foram retirados da literatura [62] enquanto que os dados do aço SAE 4118HM foram obtidos junto a Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos.

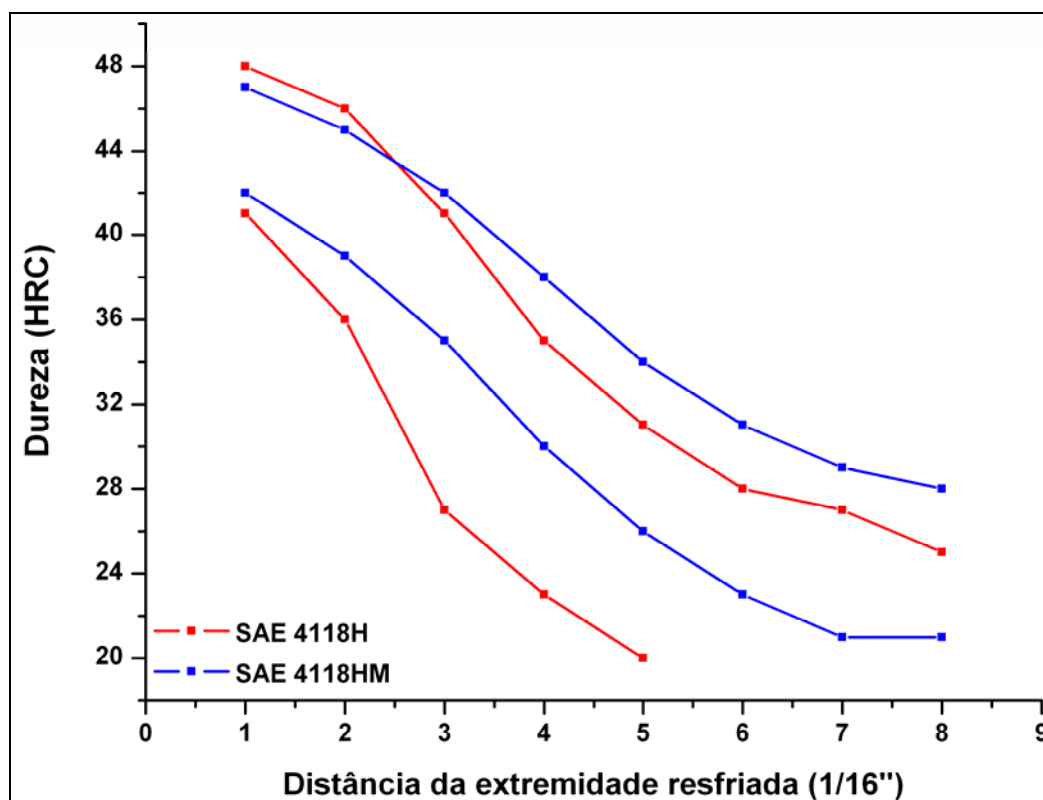


Figura 2.37 Curvas de temperabilidade Jominy para os aços SAE 4118H [62] e 4118HM.

Percebe-se a partir do exame da Figura 2.37, que o aumento no teor de manganês proporciona o aumento na temperabilidade do aço SAE 4118HM, em comparação ao aço SAE 4118H. Outro efeito importante é o estreitamento entre os limites de máxima dureza causado no aço SAE 4118HM, o que representa uma característica de maior reprodutibilidade da temperabilidade deste material [17,58-60,62].

A principal aplicação do aço SAE 4118HM está na produção de peças para sistemas de transmissões automotivas, como engrenagens e eixos principais. Devido ao baixo teor de carbono, que está entre 0,18 e 0,23%, este aço é muito utilizado na produção de peças cementadas, assim como os aços SAE 4118H, 4023H, 4620H, 5120H, 8620H. Como o processo de cementação eleva a dureza superficial do aço, esta característica é fundamental para sua aplicação, visto que peças de sistemas de transmissão devem ter elevada dureza superficial para serem resistentes ao desgaste [17,57,59,63-65].

2.7 Metalografia dos Aços

A metalografia convencional dos aços realizada com reagentes comuns, tais como nital e picral, revela muito bem a microestrutura formada por ferrita e perlita. Porém, às vezes a distinção entre outros microconstituintes, como bainita e martensita, torna-se difícil e confusa. A fim de melhor revelar os constituintes microestruturais e conseguir maior precisão na identificação destes, os metalografistas utilizam técnicas para obtenção de metalografias coloridas, que proporcionam a retirada de maiores informações sobre a microestrutura das amostras [7,8,66-69].

2.7.1 Metalografia colorida

Uma das formas de se obter metalografias coloridas é por meio da deposição de filmes de interferência com espessura entre 40-500 nm, que são formados pela reação química entre a superfície da amostra e um reagente

metalográfico adequado. Este método apresenta excelentes resultados na coloração seletiva dos grãos e pode ser realizado à temperatura ambiente [7-11,66,69-71].

Os reagentes metalográficos para ataque colorido podem depositar o filme de interferência sobre as fases anódicas ou catódicas. Porém, a maioria deles colore as fases anódicas e são geralmente soluções ácidas diluídas em água ou álcool. Os reagentes são equilibrados quimicamente para que o filme produzido na superfície da amostra seja estável, diferentemente do que ocorre com os reagentes usuais onde os produtos da corrosão são dissolvidos na solução durante o ataque [8-10,66,70,71].

Os raios de luz ao atingirem a amostra coberta pelo filme são refletidos da superfície do filme e da superfície do metal. A coloração da microestrutura é uma consequência da interferência causada na luz refletida pela amostra e pelo filme, sendo controlada pela espessura do filme. Conforme a espessura aumenta, a interferência produz diferentes cores na seguinte seqüência: amarela, vermelha, violeta, azul e verde [7-10,66,69,71]. A Figura 2.38 ilustra a representação esquemática do sistema ar-filme-metal que causa o efeito da interferência na luz [8,71].

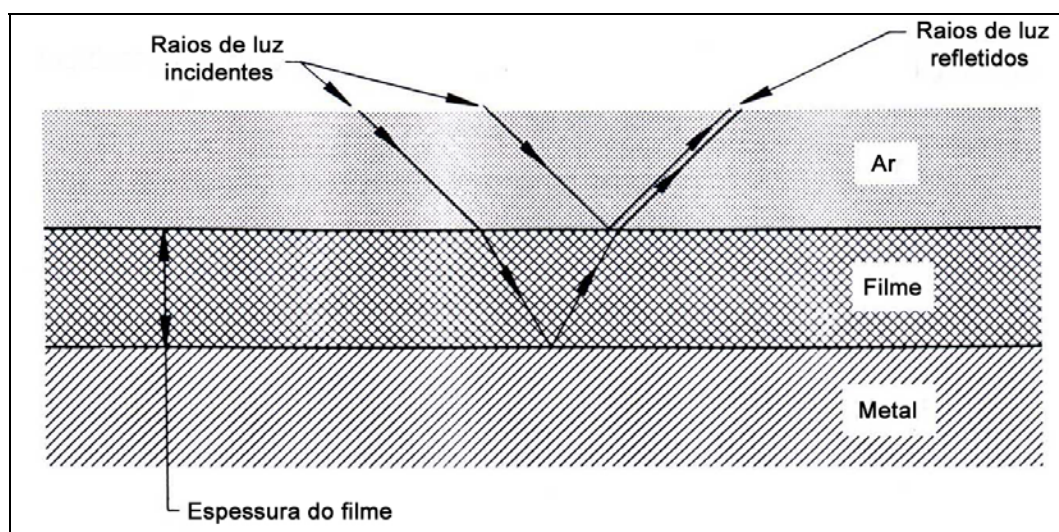


Figura 2.38 Representação esquemática do sistema de interferência formado entre ar-filme-metal [8,71].

Para a realização dos ataques coloridos as amostras devem ser imersas

na solução e nunca devem ser esfregadas, a fim de que a deposição do filme não seja prejudicada. Durante o ataque as amostras devem ser mergulhadas nas soluções com a face voltada para cima sendo movidas vagarosamente [7,9,10,66].

Alguns reagentes foram desenvolvidos para depositar um filme fino de sulfeto sobre as fases anódicas de uma grande variedade de metais e ligas. Estes reagentes são baseados em soluções aquosas ou alcoólicas de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$), metabissulfito de potássio ($\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$) e tiosulfato de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) em diferentes concentrações [7,11,72,73].

Os filmes de sulfeto produzidos por estes reagentes metalográficos são sensíveis à orientação dos grãos. A espessura do filme formado muda em função da orientação cristalográfica, deixando os grãos com colorações variadas [7-10,72]. A Figura 2.39 ilustra este efeito causado em grãos de ferrita de um aço baixo carbono, por um reagente aquoso composto com tiosulfato de sódio e metabissulfito de potássio [8].

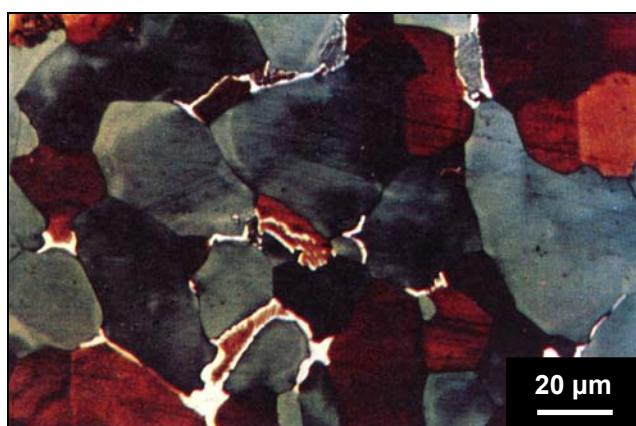


Figura 2.39 Coloração variada dos grãos de ferrita de um aço baixo carbono, devido as diferentes orientações cristalográficas [8].

Além da espessura dos filmes de sulfeto variar de acordo com orientação cristalográfica, ocorre também a variação em função do tempo de imersão da amostra no reagente. Com o aumento do tempo de ataque a coloração dos grãos varia até o momento em que o filme se torna tão espesso que os grãos ficam com a mesma coloração. Outro efeito do tempo prolongado de imersão é a formação de linhas de ataque nos grãos de ferrita, como mostra a Figura 2.40 [7,8,73,74].

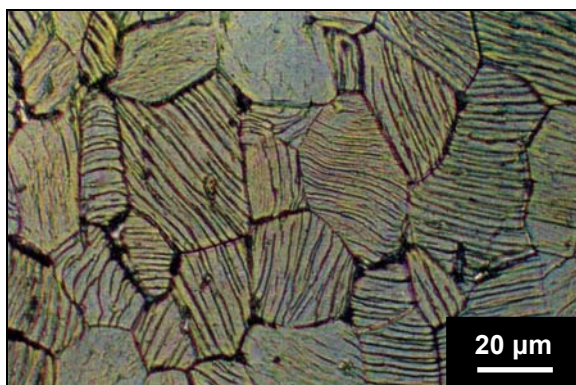


Figura 2.40 Formação de linhas de ataque nos grãos de ferrita de um aço SAE 1006, causado por um reagente composto por uma solução aquosa de tiosulfato de sódio e metabissulfito de potássio [8].

De acordo com Ray e Dhua [7], observações microscópicas a elevadas resoluções indicam que estas linhas são causadas por micro trincas geradas no filme, devido ao excessivo aumento na sua espessura. Ainda segundo eles, a ocorrência destas linhas em certas direções para cada grão de ferrita está possivelmente relacionada com a orientação cristalográfica dos grãos [69,73,74,77].

Além de revelar heterogeneidades em grãos de uma única fase, a metalografia colorida também pode auxiliar na distinção entre diferentes constituintes presentes na microestrutura do aço. Le Pera [75,76] desenvolveu um reagente que apresenta excelentes resultados na diferenciação entre ferrita, bainita e martensita. Em amostras atacadas com este reagente, a ferrita aparece azul, a bainita marrom, e a martensita branca, facilitando os processos de análise de imagens para a determinação das frações de cada um destes microconstituintes [12,66-68,75-77].

A martensita formada nos aços após têmpera pode ser revelada por meio de ataque em uma solução de 10% de metabissulfito de sódio em água. Este reagente colore tanto a martensita em forma de ripas, quanto a martensita em forma de placas. Em amostras submetidas à transformação isotérmica interrompida por têmpera, este reagente pode ser utilizado para destacar a martensita dos outros microconstituintes, facilitando assim a determinação da fração transformada isotermicamente [7-10,70,72,77].

Métodos ópticos, como polarização e contraste por interferência

diferencial (*differential interference contrast* – DIC), também podem ser utilizados na obtenção de metalografias coloridas. Estes métodos geram contraste colorido como consequência da anisotropia microestrutural ou das variações na topografia da superfície da amostra analisada [7,71,77,78].

Com o auxílio do sistema DIC, pequenas variações de relevo em uma superfície aparentemente plana podem ser reveladas através de variações no brilho ou na cor das imagens. Com este sistema, há uma aparência tridimensional da microestrutura da amostra, quando comparada com a imagem obtida pelo microscópio com luz refletida no campo claro [7,70,78].

O microscópio equipado com DIC (também conhecido como filtro Nomarski) utiliza um feixe duplo de interferência baseado em luz polarizada e dois dispositivos que dividem o feixe óptico, chamados prismas de Wolastonita. O feixe de luz polarizada quando atinge os prismas é separado em dois feixes, que são sobrepostos depois de refletidos da superfície da amostra. Diferenças de relevo na superfície da amostra resultam em diferenças na extensão do caminho percorrido por cada feixe, o que afeta o grau de interferência quando os feixes são sobrepostos [69,77,79,80]. A Figura 2.41 ilustra de forma esquemática o sistema de contraste por interferência diferencial (DIC) [79].

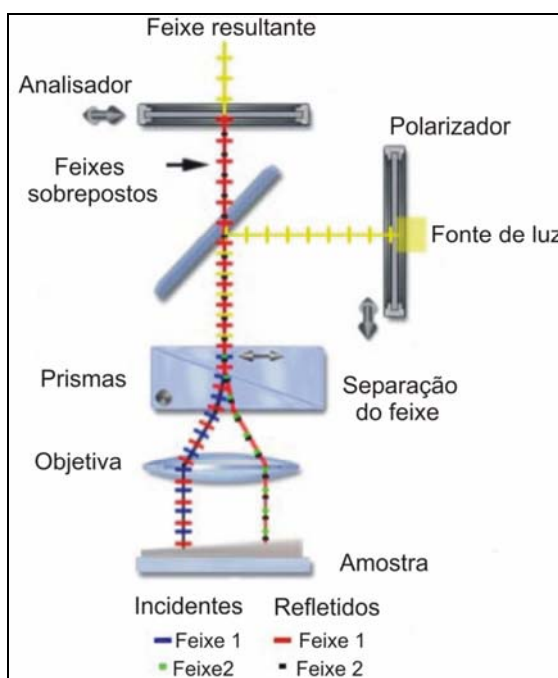


Figura 2.41 Representação esquemática do sistema de Contraste por Interferência Diferencial (DIC) [79].

Os dois feixes luminosos, portanto, formam imagens idênticas, porém com um pequeno desvio no plano de imagem. Como resultado as irregularidades superficiais são ampliadas e diferenciadas, gerando um contraste colorido que intensifica o efeito tridimensional aparente [77-80].

A microscopia eletrônica de varredura pode ser realizada em conjunto com as técnicas de metalografia colorida para a melhor distinção entre as fases presentes na microestrutura dos aços. Para isto, é necessária a criação de uma topografia na superfície da amostra entre as diferentes fases, através de ataque químico seletivo. O reagente nital é bem adequado para isto, pois preferencialmente ataca a ferrita e as interfaces, não corroendo a cementita [12,31,66].

2.7.2 Metalografia quantitativa

As propriedades dos aços são fortemente dependentes de sua microestrutura, o que torna a classificação e a quantificação dos constituintes dessa microestrutura fundamental para o perfeito entendimento de suas propriedades. O simples exame metalográfico junto ao microscópio óptico fornece apenas informações qualitativas, tornando necessária a utilização de parâmetros que quantifiquem de alguma forma a microestrutura desses materiais [1,22]. A fração volumétrica, utilizada para determinar a quantidade das fases ou constituintes presentes numa microestrutura é um dos parâmetros freqüentemente utilizados para quantificar a microestrutura dos materiais. Em estudos de transformação isotérmica dos aços, a determinação da fração volumétrica é fundamental para avaliar a evolução da transformação em uma dada temperatura em função do tempo [6,22,29,30,37,67,68].

A fração volumétrica pode ser determinada de acordo com os procedimentos indicados na norma ASTM E 562-02, denominada “Determinação da fração volumétrica pela contagem sistemática manual de pontos” (*Determining volume fraction by systematic manual point count*). Basicamente, este método consiste em sobrepor uma rede de pontos sobre a microestrutura. Esta rede pode ser colocada na ocular do microscópio ou então

diretamente sobre a micrografia. O número de pontos que incide sobre a fase ou constituinte de interesse dividido pelo número total de pontos da rede fornece uma razão que é proporcional à fração volumétrica da fase. O ponto que cair sobre um contorno de grão, deve ser somado como meio ponto. O processo deve ser repetido em diferentes regiões da amostra, para que a medida seja estatisticamente representativa [22,81-83]. A Figura 2.42 mostra uma representação esquemática da contagem de pontos para a determinação da fração volumétrica de uma fase de interesse [22].

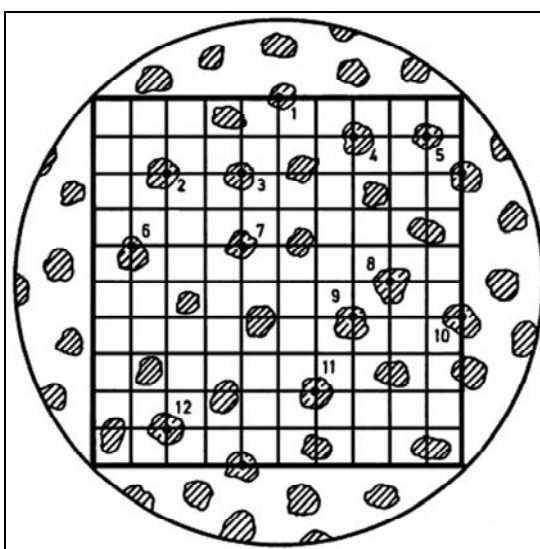


Figura 2.42 Representação esquemática da determinação da fração volumétrica pela contagem manual sistemática de pontos [22].

A Figura 2.42 apresenta uma rede formada por uma matriz 11 x 11, gerando um total de 121 pontos. Como se pode ver, 12 pontos da rede foram incididos sobre a fase de interesse, o que representa uma fração volumétrica de aproximadamente 10%. O número de campos a serem analisados, o número de pontos da grade e o aumento utilizado no microscópio, devem ser escolhidos de acordo com as características da fase a ser quantificada, como tamanho, fração volumétrica estimada e distribuição na matriz. Deve-se ainda evitar que dois pontos da grade caiam dentro de um mesmo grão da fase analisada e as regiões escolhidas devem ser representativas à microestrutura geral. As recomendações e instruções necessárias para a obtenção de resultados estatisticamente representativos estão listadas na norma ASTM E 562-02 [22,81-83].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

Neste trabalho, foram utilizadas amostras de um aço SAE 4118HM, produzido por Aços Villares Sidenor. A composição química do material das amostras está apresentada na Tabela 3.1, de acordo com o certificado de qualidade do fornecedor [61]. A Tabela 3.1 também apresenta a faixa de composição padrão para este aço, podendo-se observar a partir dela que as amostras utilizadas possuíam composição dentro dos limites padrão. O aço SAE 4118HM é utilizado pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos – na produção de peças para sistemas de transmissão, como engrenagens e eixos principais. O aço apresenta composição levemente diferente do aço SAE 4118H, como mostrado anteriormente no item 2.6, de acordo com as especificações da empresa.

Tabela 3.1 Composição química das amostras utilizadas e composição padrão para o aço SAE 4118HM [61].

Material	Composição química - min-máx (%)						
	C	Mn	Cr	Mo	Si	P, máx	S, máx
SAE 4118HM							
Amostras	0,21	1,16	0,50	0,13	0,19	0,016	0,027
Padrão	0,18-0,23	0,90-1,30	0,35-0,70	0,10-0,20	0,15-0,35	0,035	0,040

Como consequência da composição química, a curva Jominy dos corpos-de-prova encontrou-se dentro da faixa de temperabilidade padrão do aço SAE 4118HM, tornando o material representativo para a avaliação das transformações isotérmicas deste aço. A Figura 3.1 apresenta a curva de temperabilidade para os limites de composição química do aço SAE 4118HM e a curva de temperabilidade dos corpos-de-prova. Os dados da curva padrão, juntamente com as amostras, foram fornecidos pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos. Os dados de temperabilidade do material das amostras foram obtidos junto ao certificado de qualidade do fornecedor [61].

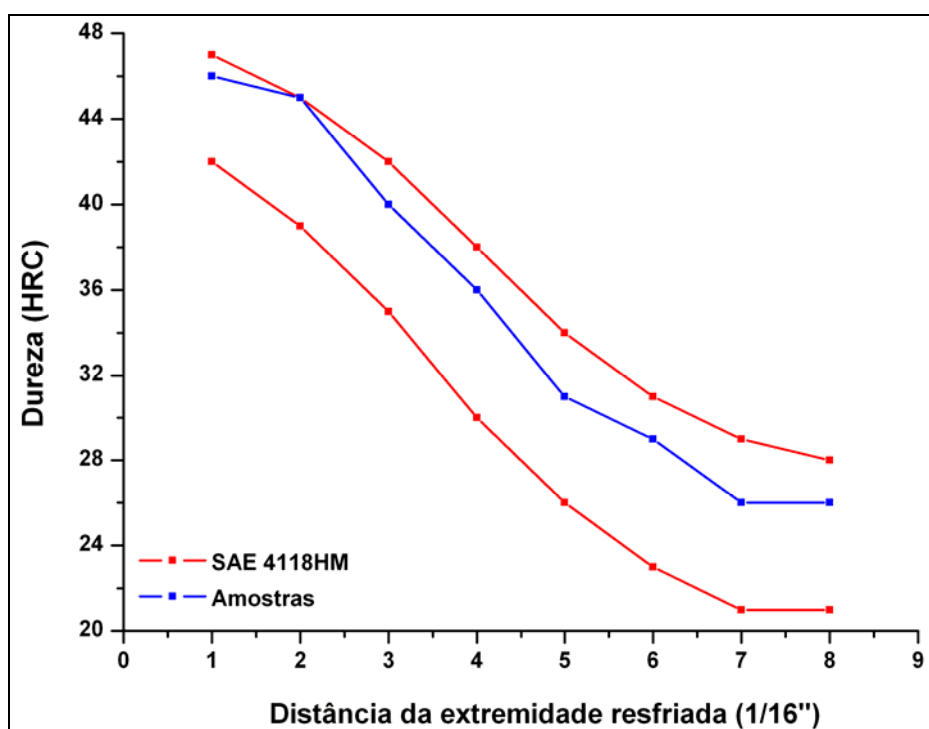


Figura 3.1 Curva de temperabilidade padrão do aço SAE 4118HM e curva de temperabilidade do aço SAE 4118HM das amostras [61].

Para os tratamentos isotérmicos, foram utilizados corpos-de-prova no formato de discos com 9,0 mm de diâmetro e 2,5 mm de espessura. Estas peças foram cortadas a partir de cilindros com 25 mm de comprimento, fornecidos pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos. A Figura 3.2 apresenta a geometria dos corpos-de-prova utilizados.

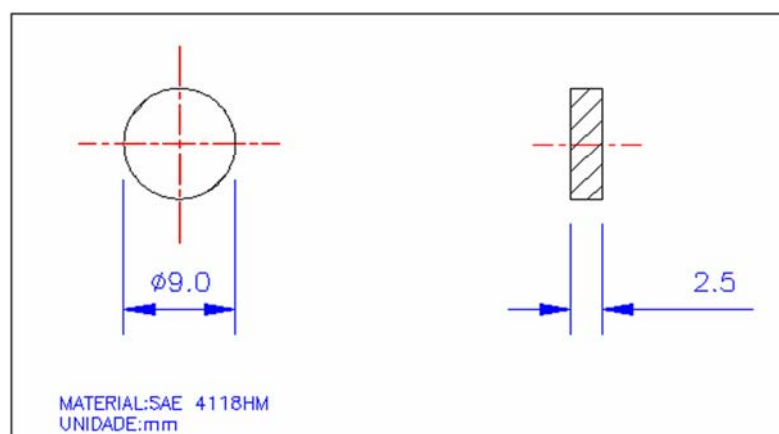


Figura 3.2 Dimensões dos corpos-de-prova submetidos aos tratamentos isotérmicos.

Esta geometria mostrada na Figura 3.2 foi escolhida de acordo com a

literatura [2,6,19,20,29,30,37], que recomenda que sejam utilizados corpos-de-prova na forma de discos com espessura fina, a fim de que as amostras atinjam rapidamente a temperatura do banho isotérmico.

3.2 Equipamentos

3.2.1 Equipamento para corte das amostras

As amostras foram cortadas em uma máquina de cortes seriados de baixa velocidade, marca Isomet, equipada com disco de corte diamantado e sistema para a aplicação de líquido refrigerante. Os cortes foram realizados no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC), da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

3.2.2 Sistema de tratamentos térmicos

O sistema de tratamentos térmicos construído para o trabalho foi composto por três fornos elétricos de resistência solenoidal Khantal A1, com 2 kVA de potência e temperatura máxima de trabalho de 1200°C. Os termopares utilizados foram do tipo K e todos os fornos possuíam controle microprocessado de temperatura. Dos três fornos citados, um era do tipo tubular e os outros dois eram fornos tipo poço. Para eliminar possíveis gases liberados pelos banhos isotérmicos, foi construído um sistema de exaustão móvel que podia ser acoplado a qualquer um dos fornos. O forno tubular foi utilizado para a austenitização das amostras, enquanto que os fornos tipo poço foram utilizados para o aquecimento dos banhos isotérmicos.

A austenitização das amostras foi realizada sob um vácuo de aproximadamente 10^{-2} atm, produzido por uma bomba de vácuo da marca Edwards, com dois estágios e potência de 0,75kW. Um tubo de quartzo de 10 mm de diâmetro interno acoplado a um conjunto de válvulas foi utilizado como câmara para o tratamento dos corpos-de-prova. As válvulas acopladas ao tubo

de quartzo foram conectadas à bomba para a aplicação do vácuo no interior do tubo. Dessa forma, proporcionou-se uma atmosfera controlada para que se evitasse a oxidação e principalmente a descarbonetação do aço durante a etapa de austenitização. A Figura 3.3 mostra o tubo de quartzo, o conjunto de válvulas e o manômetro que foram utilizados.

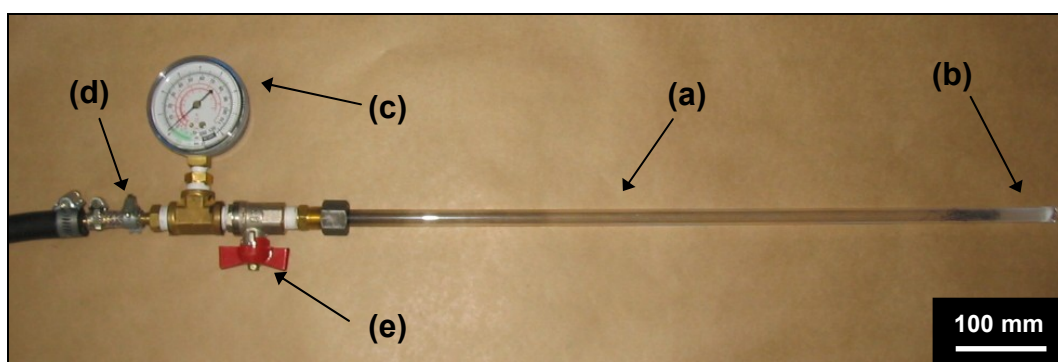


Figura 3.3 Sistema para acondicionamento das amostras durante austenitização [84]: (a) tubo de quartzo; (b) posição onde foram colocadas as amostras; (c) manômetro; (d) conexão para a bomba de vácuo; (e) válvula de controle do vácuo.

Cada amostra foi amarrada com arame de ferro galvanizado recozido de 0,5 mm de diâmetro, enrolado a outro arame de 1,5 mm de diâmetro. Este suporte montado em cada amostra serviu para todas as etapas do tratamento térmico, como a introdução no tubo de quartzo, a transferência para o banho, a permanência no banho e a posterior têmpera. A Figura 3.4 ilustra a amostra presa ao suporte para a realização do tratamento térmico.



Figura 3.4 Amostra presa ao suporte para a realização do tratamento térmico.

Optou-se pela utilização do arame mais fino para amarrar a amostra, a fim de minimizar a interferência deste na troca de calor entre banho e corpo-de-prova. O arame mais grosso foi utilizado para que servisse como um suporte mais rígido que o arame fino, durante as etapas do tratamento aplicado, facilitando a movimentação da amostra para os diferentes meios.

Para a etapa de tratamento isotérmico utilizou-se um cadinho de porcelana Chiarotti A-100 com capacidade de 250 ml. O cadinho foi preenchido com uma liga Sn60-Pb40, que possui temperatura de fusão próxima a 200°C. Ligas de metais de baixo ponto de fusão foram largamente utilizadas nos trabalhos pioneiros em estudos de transformações isotérmicas dos aços [19,20,29,30,37]. Estas ligas no estado líquido são excelentes meios de resfriamento a altas temperaturas, pois proporcionam elevadas taxas de transferência de calor devido sua alta condutividade térmica [85,86].

O cadinho foi acondicionado no interior do forno poço para realizar a fusão da liga. A fim de proteger o banho contra oxidação foi depositada na sua superfície uma camada de carvão vegetal moído, sobreposta por uma camada de grafite em pó [19,29]. O banho foi utilizado sem agitação mecânica. O monitoramento da temperatura do banho foi executado com um termopar K tipo sonda, conectado a um multímetro digital da marca Protek, modelo 506. O multímetro utilizado possuía leitura direta de temperatura, podendo ser ligado através de uma interface serial a um microcomputador para armazenamento dos dados, com taxa de aquisição de uma leitura a cada segundo.

A têmpera das amostras foi realizada em salmoura agitada, com concentração de 8% de cloreto de sódio. De acordo com a literatura, nessa concentração, a salmoura apresenta o maior valor de coeficiente de transferência de calor por convecção [87]. Esta característica somada à agitação torna a salmoura um meio bastante drástico, garantindo que a austenita residual não transformada isotermicamente, transforme-se em martensita após a têmpera. A Figura 3.5 mostra equipamentos que compõem o sistema de tratamentos térmicos montado no presente trabalho. Todo o sistema foi instalado no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC), da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

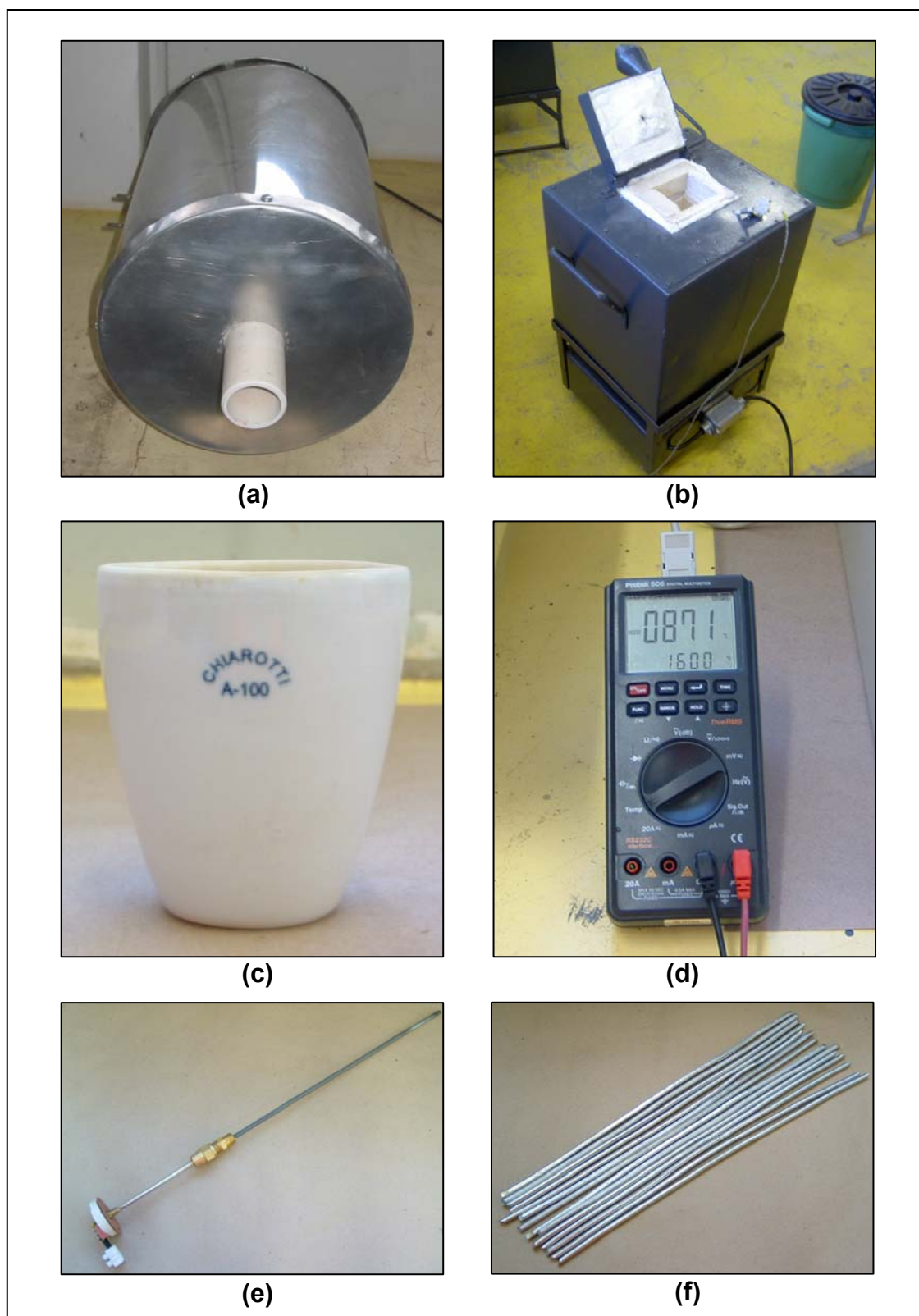


Figura 3.5 Equipamentos do sistema de tratamento térmico: (a) forno tubular; (b) forno poço; (c) cadinho de porcelana Chiarotti A-100; (d) multímetro digital Protek-506; (e) termopar sonda tipo K; (f) varetas da liga Sn60-Pb40.

Utilizou-se ainda um termopar tipo K com 0,5 mm diâmetro e junção soldada por chama oxi-acetilênica, introduzido em um furo de 1,5 mm de diâmetro efetuado no centro de algumas amostras-teste. Este sistema foi utilizado para acompanhar a variação da temperatura até estabilização com o banho. Os dados foram capturados a partir do multímetro digital Protek 506 conectado serialmente a um microcomputador. A partir dos valores de temperatura obtidos nesta etapa, determinou-se a taxa de queda de temperatura para cada resfriamento realizado, bem como o tempo necessário para a estabilização da temperatura da amostra com o banho isotérmico. Os dados obtidos a partir destes cálculos foram comparados com dados obtidos após simulação computacional dos resfriamentos.

3.2.3 Equipamentos para preparação metalográfica das amostras

A preparação metalográfica das amostras foi realizada no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC), da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG). Durante a preparação metalográfica, foram utilizados os seguintes materiais de consumo e equipamentos: resina poliéster da marca Mioflex; catalisador de estireno; lixas d'água de 200, 320, 400, 600 e 1200 mesh; lixadeiras manuais da marca Fortel; politrizes da marca Arotec-Aropol-S; panos de polimento das marcas Arotec e Fortel; pastas de polimento diamantadas das marcas Arotec e Fortel com granulometria de 6, 1 e 0,25 μm ; suspensão de alumina com granulometria de 0,05 μm ; álcool etílico e os reagentes para ataque metalográfico. Os reagentes que foram utilizados estão listados na Tabela 3.3 do item 3.3.3.

3.2.4 Microscopia óptica

Após a preparação e a realização dos ataques metalográficos, as amostras foram observadas em um microscópio óptico Olympus BX-51 com câmera digital QColor 3, para captura de imagens. O microscópio óptico

também estava equipado com filtros polarizadores e filtro Nomarski para a obtenção de imagens com contraste por interferência diferencial (DIC). A microscopia óptica foi realizada no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC), da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

3.2.5 Microscopia eletrônica de varredura

Para a microscopia eletrônica de varredura, utilizou-se um microscópio eletrônico marca SHIMADZU, modelo SSX-550, instalado no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC), da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

3.2.6 Medidas de dureza

As medidas de dureza Vickers foram realizadas em um microdurômetro marca SHIMADZU, modelo HMV-2, instalado no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC), da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

3.2.7 Programas Computacionais

Para a captura dos dados de temperatura a partir do multímetro digital serialmente conectado ao microcomputador, utilizou-se o programa DMM Protek 506. O multímetro foi conectado a um microcomputador Pentium 4, 1,53 GHz e 256 MB de memória RAM.

As imagens das microestruturas foram obtidas por meio da câmera digital QColor 3, utilizando-se o programa Image Pro-Plus 5.1. A câmera digital, acoplada ao microscópio óptico Olympus BX-51, estava serialmente conectada a um microcomputador AMD Athlon XP 1800+, 1,53 GHz e 512 MB de memória RAM.

Para simular a transferência de calor da peça para o banho isotérmico

utilizou-se o programa Ansys 10.0. As simulações foram realizadas em um computador AMD Sempron 3400+, 2.01 GHz e 512 MB de memória RAM. Todos os microcomputadores encontravam-se instalados no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

3.3 Métodos e Procedimentos

3.3.1 Tratamentos térmicos

Para cada ciclo de tratamento térmico realizado a amostra presa ao suporte, como mostrado na Figura 3.4, foi introduzida no tubo de quartzo. A seguir, o tubo foi conectado à bomba de vácuo e após estabilização da pressão observada no manômetro (10^{-2} atm) o sistema tubo-amostra foi colocado no interior do forno tubular, que já estava na temperatura de austenitização. A temperatura de austenitização utilizada foi de 930°C, a mesma recomendada pela literatura [58,62] para o aço SAE 4118H e utilizada também pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos – para o aço SAE 4118HM.

O tempo de permanência no forno para a austenitização foi de 15 minutos, cronometrado a partir do momento em que a amostra foi colocada ao forno. Uma curva para o ciclo de austenitização seguido de têmpera foi determinada a partir de leituras de temperatura em função do tempo, capturadas por um termopar tipo K, conectado ao multímetro digital Protek 506. Os dados foram armazenados no microcomputador ao qual o multímetro estava serialmente conectado, por meio do programa DMM Protek 506. O termopar foi introduzido no furo de 1,5 mm de diâmetro feito em algumas amostras-teste, como citado anteriormente no item 3.2.2. A curva obtida será apresentada e analisada no capítulo referente aos resultados e discussões.

Após os 15 min de permanência ao forno, interrompeu-se o vácuo, retirou-se a amostra do tubo e rapidamente transferiu-se para o banho isotérmico. Ao término do tempo de tratamento isotérmico desejado,

realizou-se a têmpera em salmoura agitada, com o intuito de se interromper a transformação isotérmica [6,17,18,20,30,37].

Os tratamentos isotérmicos foram realizados nas seguintes temperaturas: 700, 650, 600, 550, 500, 450 e 400 °C. Estas temperaturas foram escolhidas após examinar-se o diagrama CCT do aço SAE 4118HM, determinado pela Gerdau Aços Especiais Piratini, e fornecido pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos. A Figura 3.6 apresenta o diagrama CCT do aço SAE 4118HM. Este diagrama foi determinado por meio de um Simulador Termomecânico Gleeble 3500, localizado na Gerdau Aços Especiais Piratini. Este equipamento trabalha como um dilatômetro de têmpera ou como um dilatômetro de têmpera e deformação, podendo ser utilizado na determinação de curvas TTT e CCT, nos estudos dos processos de laminação, além da realização de simulações físicas [88].

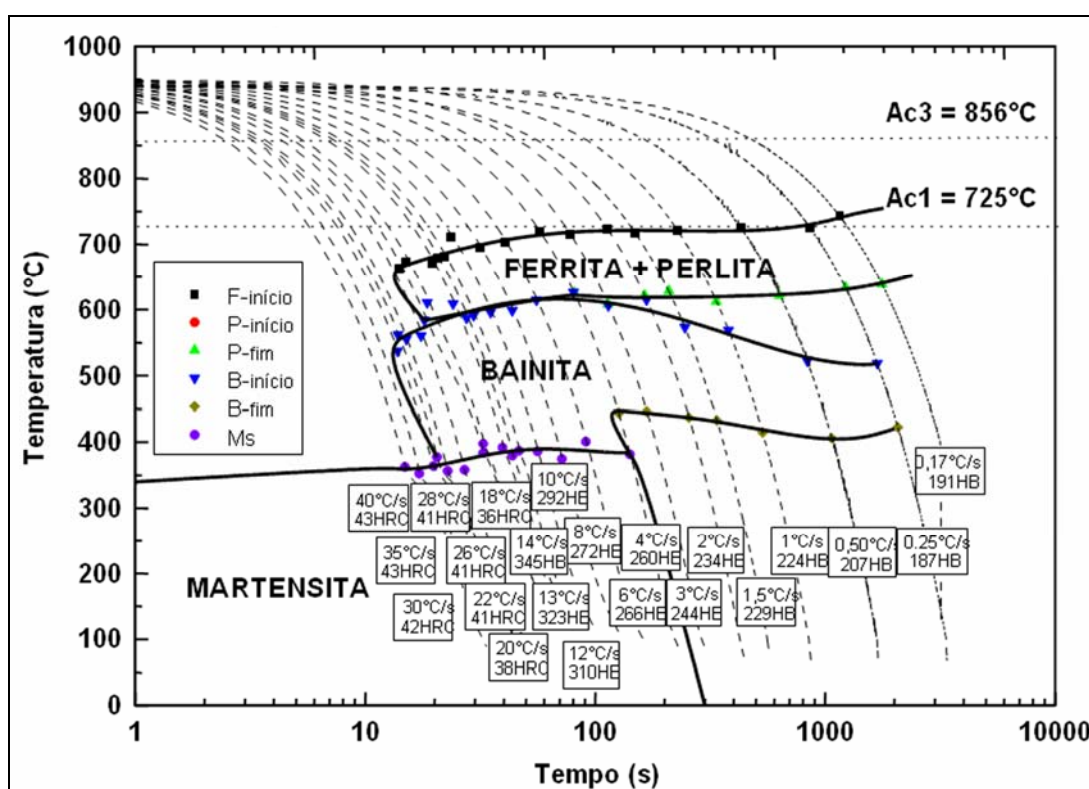


Figura 3.6 Diagrama CCT do aço SAE 4118HM determinado pela Gerdau Aços Especiais Piratini, e fornecido pela Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões de Valinhos.

A temperatura de 700°C foi escolhida como limite superior por estar logo abaixo da linha A_{c1} do aço, assim como a temperatura de 400°C foi escolhida

como limite inferior por estar logo acima da linha de início de transformação da martensita (M_s). O intervalo de 50°C entre os patamares foi escolhido para possibilitar melhor análise e diferenciação entre as microestruturas obtidas. Os tempos de permanência em cada temperatura, que foram utilizados para a realização dos tratamentos isotérmicos, estão listados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Tempos de permanência das amostras em cada patamar utilizado nos tratamentos isotérmicos.

Temperatura	Tempo (s)									
700°C	15	-	75	180	600	-	1800	3600	10800	-
650°C	15	35	75	180	600	900	-	-	-	-
600°C	15	-	75	180	600	-	1800	3600	10800	-
550°C	15	-	75	-	600	-	1800	3600	10800	28800
500°C	15	35	75	180	600	-	1800	-	10800	-
450°C	15	35	75	180	600	-	-	-	-	-
400°C	15	35	75	180	-	-	-	-	-	-

Estes tempos foram determinados após consulta ao diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 [89], especificado pela norma alemã DIN e similar ao SAE 4118 [54]. Este aço foi o mais próximo em composição química aos aços SAE 4118, 4118H e 4118HM [54], que se encontrou o diagrama TTT para serem feitas as comparações referentes à microestrutura e a fração transformada para cada temperatura em função do tempo. A Figura 3.7 mostra os pontos que estão listados na Tabela 3.2, assinalados no diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 (SAE 4118).

Como se pode observar na Figura 3.7, buscou-se a escolha de tempos próximos aos que ocorrem início e fim de transformações no aço DIN 25CrMo4, a fim de analisar as microestruturas obtidas, comparativamente com este diagrama, para poder tê-lo posteriormente como base de consulta antes de um tratamento térmico desejado. Tempos menores que 15 segundos foram evitados devido às conclusões tiradas durante a determinação do tempo necessário para a estabilização da temperatura da amostra com o banho.

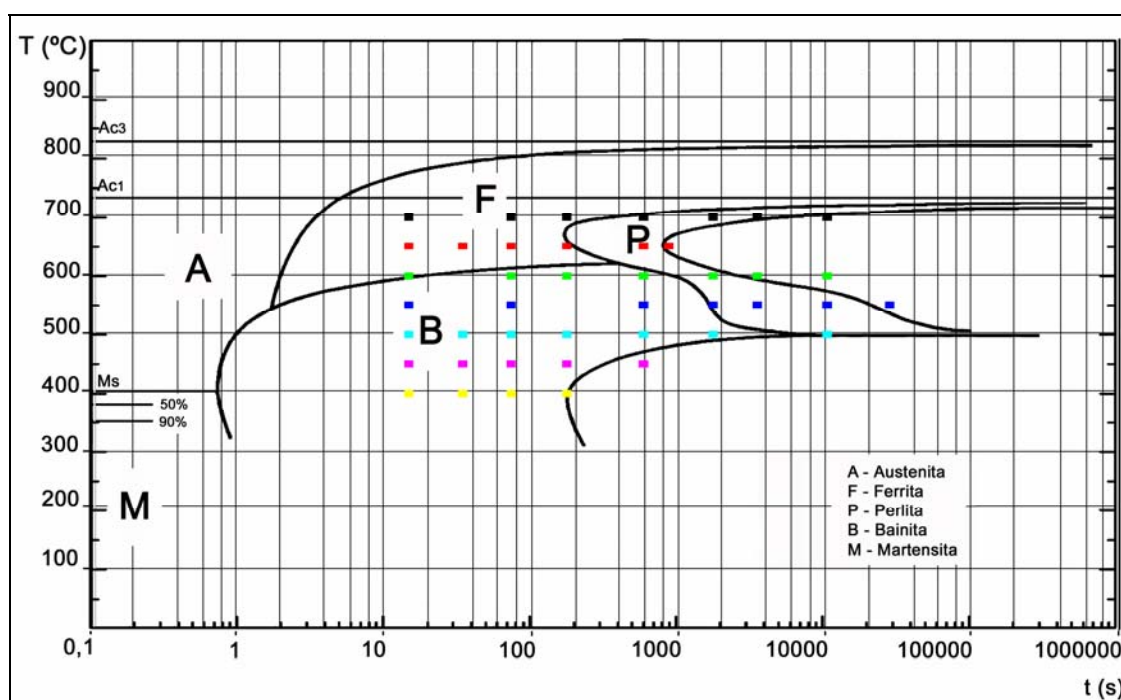


Figura 3.7 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 [89], similar ao SAE 4118 [54], que foi utilizado para a determinação dos tempos de tratamento isotérmico.

3.3.2 Determinação do tempo de estabilização da amostra no banho

Para a determinação experimental do tempo de estabilização, utilizou-se um termopar tipo K introduzido em um furo de 1,5 mm de diâmetro efetuado em algumas amostras-teste, como citado anteriormente. Após o tempo de austenitização, a amostra-teste em questão era rapidamente transferida ao banho na temperatura de interesse. Repetiu-se este procedimento para todos os patamares citados no item anterior e com os dados armazenados, a partir do programa DMM Protek 506, montou-se curvas de temperatura em função do tempo. Estas curvas foram analisadas graficamente para determinar-se o tempo médio de estabilização da temperatura da amostra com o banho. Estes dados obtidos a partir do ensaio prático foram comparados com valores determinados após simulação computacional dos resfriamentos por meio do programa Ansys 10.0.

Para efetuar a simulação, inicialmente construiu-se a geometria do sistema de resfriamento e da amostra. Na sequência, criou-se a malha de

pontos discretos na geometria a ser analisada e foram inseridos os valores das propriedades termofísicas em função da variação da temperatura, tanto para a liga metálica do banho quanto para o aço SAE 4118HM. Estas propriedades foram determinadas entre 400 e 930°C, com variação de grau em grau, de acordo com dados retirados da literatura [85,86,90-96]. Para o aço foram consideradas as propriedades termofísicas do SAE 4130, o qual foi o de composição química mais próxima ao SAE 4118HM, que se encontrou os valores das propriedades. As propriedades termofísicas utilizadas estão resumidas na Tabela 3.3 abaixo.

Tabela 3.3 Propriedades termofísicas utilizadas na simulação.

Temperatura (°C)	Aço SAE 4130			Liga Sn60-Pb40		
	k (W/m.K)	ρ (kg/m ³)	C _p (J/kg.K)	k (W/m.K)	ρ (kg/m ³)	C _p (J/kg.K)
400	38,9	7769,4	595,1	28,4	7850,5	203,3
500	37,3	7770,5	657,2	31,4	7712,5	201,9
600	34,1	7774,6	737,4	34,3	7574,5	201,3
700	31,0	7729,3	825,0	37,2	7436,5	200,7
800	30,0	7680,3	833,1	39,9	7298,5	200,1
900	29,1	7629,9	841,1	42,6	7160,5	199,5

Considerou-se o caso como transferência de calor bidimensional, ocorrendo em regime transiente. As condições de contorno utilizadas foram: transferência de calor por convecção livre entre as paredes externas do cadinho e as paredes do forno; e transferência de calor por condução direta entre a amostra e o banho, sem resistência de contato. Desprezou-se a transferência de calor por convecção entre a amostra e o banho, devido à elevada condutividade térmica apresentada por metais no estado fundido, como a liga Sn60-Pb40 utilizada [85,86,93,96].

Após análise e comparação entre os resultados obtidos pelo método experimental e pela simulação computacional determinou-se o tempo de estabilização médio. Este valor foi adotado como padrão durante a execução do trabalho e evitou-se a utilização de tempos menores que este para os patamares de transformação isotérmica.

3.3.3 Caracterização metalográfica

Após tratamento térmico, as amostras foram embutidas em resina poliéster de cura a frio, iniciada por catalisador de estireno. Na seqüência utilizou-se a seguinte ordem de lixas para a etapa de lixamento: 200, 320, 400, 600 e 1200 mesh, sendo que cada amostra foi rotacionada em 90° após cada troca [31,97,98]. Terminada a etapa de lixamento, efetuou-se o polimento em panos de veludo com a aplicação de pasta diamantada com a seqüência de granulometrias de 6, 1 e 0,25 μm . O líquido refrigerante utilizado foi álcool etílico. Quando necessário, aplicou-se uma etapa adicional de polimento em suspensão de alumina com 0,05 μm de tamanho de partícula. Neste caso o líquido refrigerante utilizado foi água. Em uma análise preliminar, avaliou-se quais reagentes apresentariam melhores resultados para revelar as microestruturas formadas após os tratamentos isotérmicos. A revelação da microestrutura foi executada com a observação periódica da amostra em microscópio óptico após ataques realizados durante pequenos intervalos. A Tabela 3.4 apresenta os reagentes metalográficos utilizados.

Tabela 3.4 Reagentes metalográficos utilizados e as respectivas composições [7-12,31,66-78,97,99].

Reagente	Composição
Nital 2%	2 ml de HNO_3 em 98 ml de álcool etílico (95%).
Picral 4%	4 g de ácido pícrico em 100 ml de álcool etílico (95%).
Beraha	3 g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$, 10 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ em 100 ml de água destilada.
Le Pera	Solução aquosa de 1% de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ misturada com uma solução de Picral 4%, na proporção de 1:1.
$\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10%	10 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ em 100 ml de água destilada.
Winstead (modificado)	1,2 g de ácido pícrico em 100 ml de água destilada, 5 gotas de HCl e 5 gotas de detergente neutro (agente de molhamento).

Capturou-se as imagens das microestruturas por meio de câmera digital acoplada ao microscópio óptico. As imagens foram obtidas com o programa Image Pro-Plus 5.1. Em algumas situações, utilizou-se o contraste por

interferência diferencial (DIC) para observar as microestruturas. A técnica de DIC, utilizando o sistema Nomarski, proporciona contraste colorido na microestrutura atacada, assim como na amostra apenas polida, destacando a diferença de dureza entre as fases presentes. Fases mais duras são reveladas em alto relevo enquanto que as fases mais moles aparecem em baixo relevo após o polimento. Em amostras atacadas, o contraste por interferência diferencial (DIC) destaca o relevo causado pelo ataque seletivo dos grãos [7,69-71,77,78]. Para a realização da microscopia eletrônica de varredura (MEV), as amostras foram submetidas a um ataque com solução de nital 2% durante 30 segundos, com a intenção criar uma topografia na superfície para a formação das imagens por elétrons secundários. A distinção entre microconstituintes aciculares como a bainita e a martensita pode ser facilitada com o uso do MEV [40,66,69].

3.3.4 Determinação da proporção de fases

Após os tratamentos isotérmicos e a caracterização metalográfica, determinou-se a proporção dos microconstituintes formados em função do tempo, para cada patamar. Para tanto, utilizou-se as especificações da norma ASTM E 562-02, intitulada “Determinação da fração volumétrica pela contagem sistemática manual de pontos” (*Determining volume fraction by systematic manual point count*) [81]. Para quantificar a proporção de determinada fase, utilizou-se uma malha de 100 pontos sobreposta a microestrutura de interesse. O total de pontos incididos sobre a fase analisada dividido pelo total de pontos da rede, resultou na fração de pontos incididos sobre a fase, como mostra a Equação 3.1 [22,81-83].

$$P_p = \frac{P_i}{P_T} \times 100 \quad (3.1)$$

onde:

P_p é a porcentagem de pontos incididos sobre o microconstituente;

P_i é o total de pontos incididos;

P_T é o total de pontos da rede.

Determinou-se o valor de P_p para n campos diferentes de cada microestrutura, onde a média aritmética desses valores forneceu uma estimativa da fração volumétrica da fase de interesse, dada pela Equação 3.2 [81-83].

$$V_v = \bar{P}_p \pm 95\%CI \quad (3.2)$$

onde:

V_v é a fração volumétrica da fase, expressa em porcentagem;

$\bar{P}_p$ é a média aritmética de P_p para n campos da microestrutura;

95% CI é o intervalo de confiança dado pela Equação 3.3.

$$95\%CI = \pm \frac{t.s}{\sqrt{n}} \quad (3.3)$$

onde:

t é um fator multiplicativo proporcional ao número de campos analisados;

s é o desvio padrão das medidas;

n é o numero de campos avaliados.

O valor de t é determinado em função do número de campos analisados, e pode ser encontrado na norma ASTM E 562-02 [81]. A precisão estatística das contagens realizadas em cada microestrutura foi determinada de acordo com a Equação 3.4, que determina a porcentagem da precisão relativa [81-83].

$$\%RA = \frac{95\%CI}{\bar{P}_p} \times 100 \quad (3.4)$$

onde:

$\%RA$ é a porcentagem da precisão relativa.

Para um dado valor de fração volumétrica (V_v), quanto menor o valor da porcentagem de precisão relativa ($\%RA$), mais representativos são os resultados quantitativos obtidos. Para reduzir o valor de $\%RA$ deve-se

aumentar o número de campos (n) analisados na amostra, ou aumentar o número de pontos da rede (P_T) desde que dois pontos da rede não incidam sobre um mesmo grão [22,81-83]. No presente trabalho optou-se em analisar 5 campos de cada microestrutura com uma malha de 100 pontos. De acordo com a norma ASTM E 562-02, para n igual a 5, o valor correspondente de t é igual a 2,776 [81]. A Figura 3.8 apresenta a malha de 100 pontos utilizada, sobreposta em uma microestrutura obtida após tratamento isotérmico.

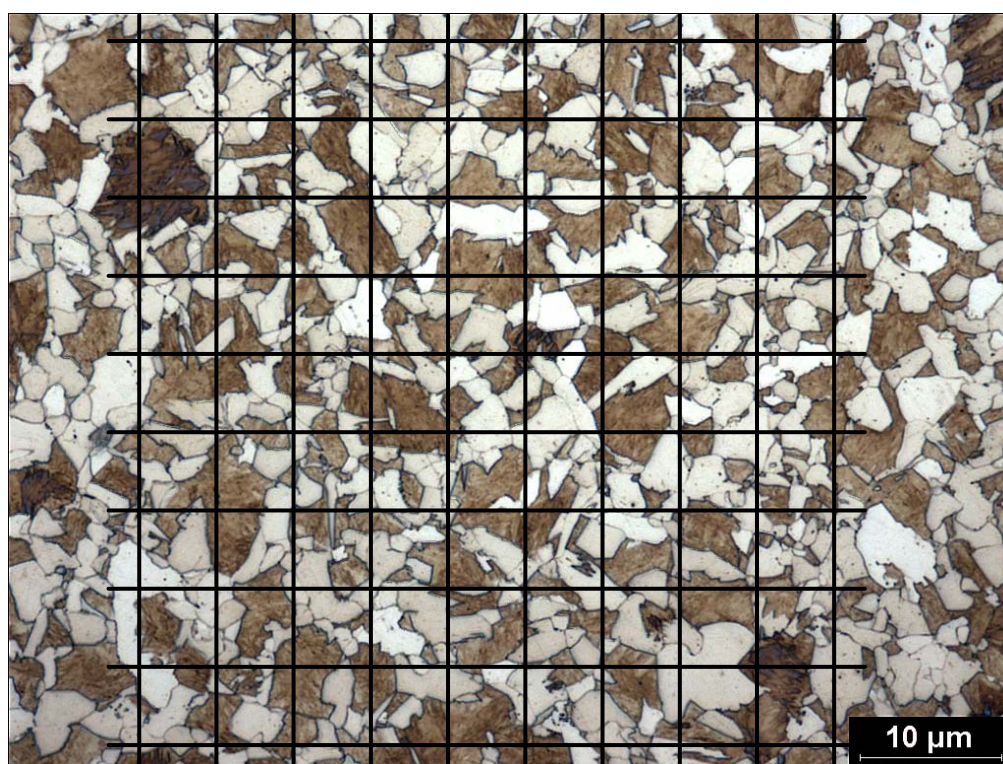


Figura 3.8 Rede de 100 pontos utilizada para determinar a fração volumétrica das fases formadas em uma microestrutura transformada isotermicamente a 650°C durante 15 segundos. Microestrutura revelada com o reagente metabissulfato de sódio 10%.

3.3.5 Determinação do tamanho de grão austenítico

Como visto anteriormente, o tamanho de grão austenítico é um dos fatores que influenciam a posição das curvas TTT. Como os contornos de grão são regiões preferenciais para a nucleação heterogênea, quanto maiores os grãos de austenita, menor a área total de contornos disponíveis para a

nucleação da nova fase. Sendo assim, mais lento será o início da transformação, deslocando para direita o diagrama TTT [2,5,6,17,18,30,37,51]. O tamanho de grão austenítico do aço SAE 4118HM foi determinado após austenitização seguida de têmpera e revenimento por uma hora a 500°C. Depois de preparada metalograficamente, a amostra foi atacada com o reagente de Winstead [99], listado na Tabela 3.3, a fim de revelar os contornos de grão da austenita anterior.

O tamanho de grão da microestrutura revelada foi determinado de acordo com as especificações da norma ASTM E 112-96, intitulada “Determinação do tamanho médio de grão” (*Determining average grain size*) [100]. Dentre os vários métodos apresentados pela norma, utilizou-se o método do intercepto circular (ou método de Hilliard), no qual um círculo de 250 mm foi sobreposto na microestrutura de interesse. A seguir, contou-se o número de contornos de grão interceptados ao longo da circunferência, resultando no valor de N_i . Substituindo-se o valor de N_i na Equação 3.5, obteve-se o número de interceptos por unidade de comprimento da linha teste ($\bar{N}_L$) [22,82,83,100].

$$\bar{N}_L = \frac{N_i}{L/M} \quad (3.5)$$

onde:

N_i é o número de interceptos contados no determinado campo;

L é o comprimento total da linha teste;

M é a magnificação ou ampliação da imagem.

Substituiu-se o valor de $\bar{N}_L$ na Equação 3.6 e obteve-se o número de tamanho de grão ASTM (*ASTM grain size number*).

$$G = \left(6,643856 \log_{10} \bar{N}_L \right) - 3,288 \quad (3.6)$$

onde:

G é o número de tamanho de grão ASTM;

$\bar{N}_L$ número de interceptos por mm.

Com o valor do número de tamanho de grão ASTM determinou-se o tamanho médio de grão a partir de valores tabelados na norma ASTM E 112-96 [100]. Assim como na determinação da fração volumétrica, a determinação do tamanho de grão deve ser avaliada em n campos da microestrutura, para que os valores sejam estatisticamente representativos [82,83,100]. Neste trabalho, 5 campos distintos da microestrutura revenida do aço SAE 4118 HM foram analisados. A Figura 3.9 mostra um dos campos em que o tamanho de grão foi avaliado com o círculo de 250 μm sobreposto à microestrutura. Os contornos de grão da austenita anterior foram revelados pelo reagente de Winstead [99].

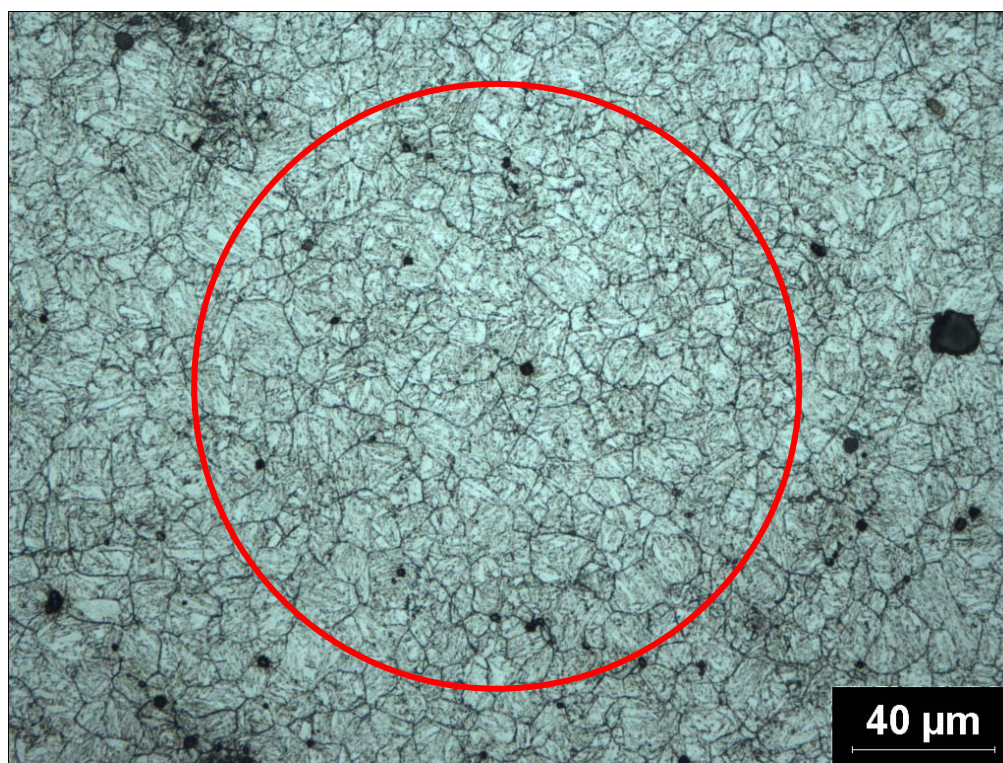


Figura 3.9 Círculo de 250 μm sobreposto na microestrutura revenida do aço SAE 4118 HM para a determinação do tamanho de grão da austenita anterior. Microestrutura revelada com o reagente de Winstead.

3.3.6 Medidas de dureza Vickers

Quanto a temperatura em que os aços sofrem uma determinada transformação, mais fina torna-se a microestrutura, causando aumento na

dureza e na resistência mecânica, com redução nos valores de ductilidade [6,17,18,30,35,37,49]. Sendo assim, medidas de dureza Vickers foram realizadas nas amostras tratadas, a fim de avaliar-se a influência da temperatura de transformação na dureza do aço SAE 4118 HM. A dureza também foi avaliada em função a evolução da transformação com o tempo, em cada temperatura. As medidas foram efetuadas em um microdurômetro Vickers, da marca SHIMADZU, modelo HMV-2. As medidas de dureza Vickers foram realizadas nas amostras que tiveram sua microestrutura revelada após os tratamentos térmicos. Foram adotados os procedimentos de acordo com as especificações da norma ASTM E 384-99, intitulada “Dureza por microindentação de materiais” (*Microindentation hardness of materials*) [101].

No ensaio, aplicou-se na superfície das amostras um indentador de diamante na forma de uma pirâmide de base quadrada, com ângulo de 136° entre as faces. Utilizou-se uma carga de 2 kgf durante 15 segundos para a aplicação do indentador, que produziu a impressão de uma pirâmide negativa na superfície da amostra. A seguir, mediu-se as diagonais da base da pirâmide impressa, cujo valor médio das medidas ($\bar{d}$) substituído na Equação 3.7 [101] forneceu a medida de dureza Vickers da amostra.

$$HV = 1,8544 \times \frac{P}{\bar{d}^2} \quad (3.5)$$

onde:

HV é a respectiva dureza Vickers;

P é a carga aplicada, em kgf

$\bar{d}$ é a medida média das diagonais da base da pirâmide, em mm.

Realizou-se 10 medidas de dureza para cada amostra, a fim de se obter resultados estatisticamente significativos. Apesar da norma ASTM E 384-99 classificar como microindentação apenas os ensaios realizados com cargas de 1 gf a 1 kgf [101], utilizou-se a carga de 2 kgf devido ao fato de que com esta carga a microindentação realizada atingiu uma grande quantidade de grãos da microestrutura das amostras, como mostra a Figura 3.10.

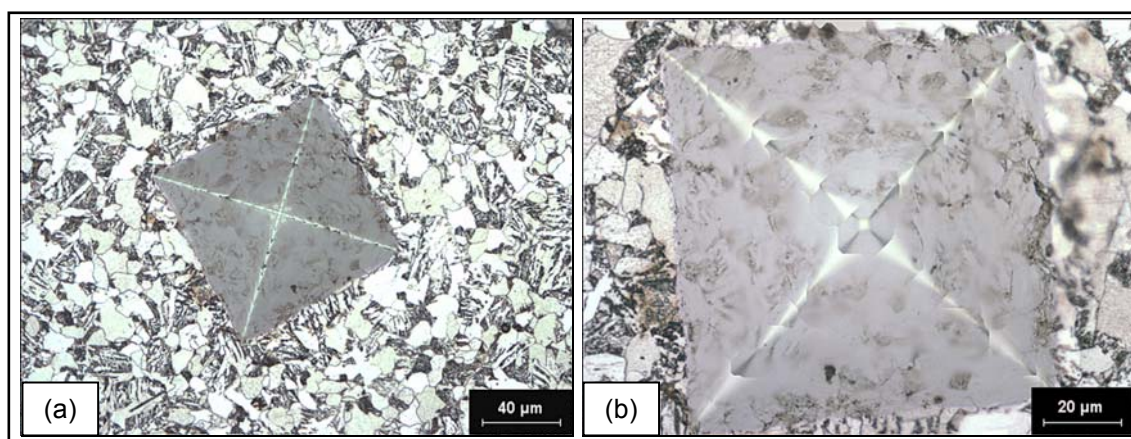


Figura 3.10 Microdentação realizada por meio do ensaio de dureza Vickers, no aço SAE 4118HM em seu estado normalizado. O aumento em (b) é o dobro de (a), como indica as barras nas imagens.

A microindentação mostrada na Figura 3.10 foi realizada com carga de 2 kgf, numa amostra normalizada do aço SAE 4118 HM. A microestrutura foi revelada pelo reagente nital 2%. Claramente observa-se o grande número de grãos atingidos pela microindentação, o que evita que a medida de dureza esteja relacionada a um único microconstituente da amostra.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização Metalográfica Inicial

Uma caracterização metalográfica inicial foi realizada para que os efeitos diferenciados dos reagentes de metalografia colorida fossem comparados com os efeitos dos reagentes convencionais. Os reagentes de metalografia colorida são geralmente seletivos na revelação de certos microconstituintes, o que facilita a identificação e quantificação da microestrutura analisada [102,103].

Após procedimentos padrões de preparação metalográfica [31,97,98], amostras submetidas a diferentes tratamentos térmicos tiveram suas microestruturas reveladas pelos reagentes listados na Tabela 3.4 do item 3.3.3, dentro do capítulo referente aos materiais e métodos. A principal intenção desta etapa foi determinar quais reagentes poderiam ser mais úteis na avaliação e quantificação das transformações isotérmicas do aço SAE 4118 HM, realizadas posteriormente.

A Figura 4.1 apresenta os resultados obtidos com ataques realizados em amostra do aço SAE 4118 HM, submetida ao tratamento térmico de normalização. Nestes ataques, comparou-se como os reagentes revelaram a microestrutura composta por ferrita e perlita fina, produzida pelo resfriamento ao ar após austenitização. Nas fotomicrografias da Figura 4.1, assim como em todas apresentadas no trabalho, aumento das imagens pode ser obtido a partir da barra nas fotos. Entre parênteses encontram-se os tempos aproximados de ataque. A partir das imagens da Figura 4.1, pode-se observar que os reagentes nital (a) e picral (b) revelaram a microestrutura do aço SAE 4118HM com um contraste em branco e preto. Os dois ataques têm efeitos similares na revelação da microestrutura, a maior diferença reside na forma com que atacam os contornos de grão da ferrita. O nital revela os contornos de grãos ferríticos de forma mais efetiva que o picral [31,66,69,77,97].

O reagente composto por metabissulfito de sódio 10% apresentou em (c) ataque semelhante ao nital e ao picral. A maior diferença está nos grãos de ferrita, onde parte deles aparece com uma tonalidade em marrom claro. Esta

leve coloração é resultado de um longo tempo de ataque. Inicialmente este reagente revela os contornos de grão de ferrita e as interfaces entre ferrita e cementita. Se o tempo de ataque for prolongado, o reagente começa a depositar um filme de sulfeto na superfície dos grãos ferríticos, gerando a coloração apresentada na imagem (c). Com tempos menores a aparência do ataque é muito similar ao nital [7-11,70,102].

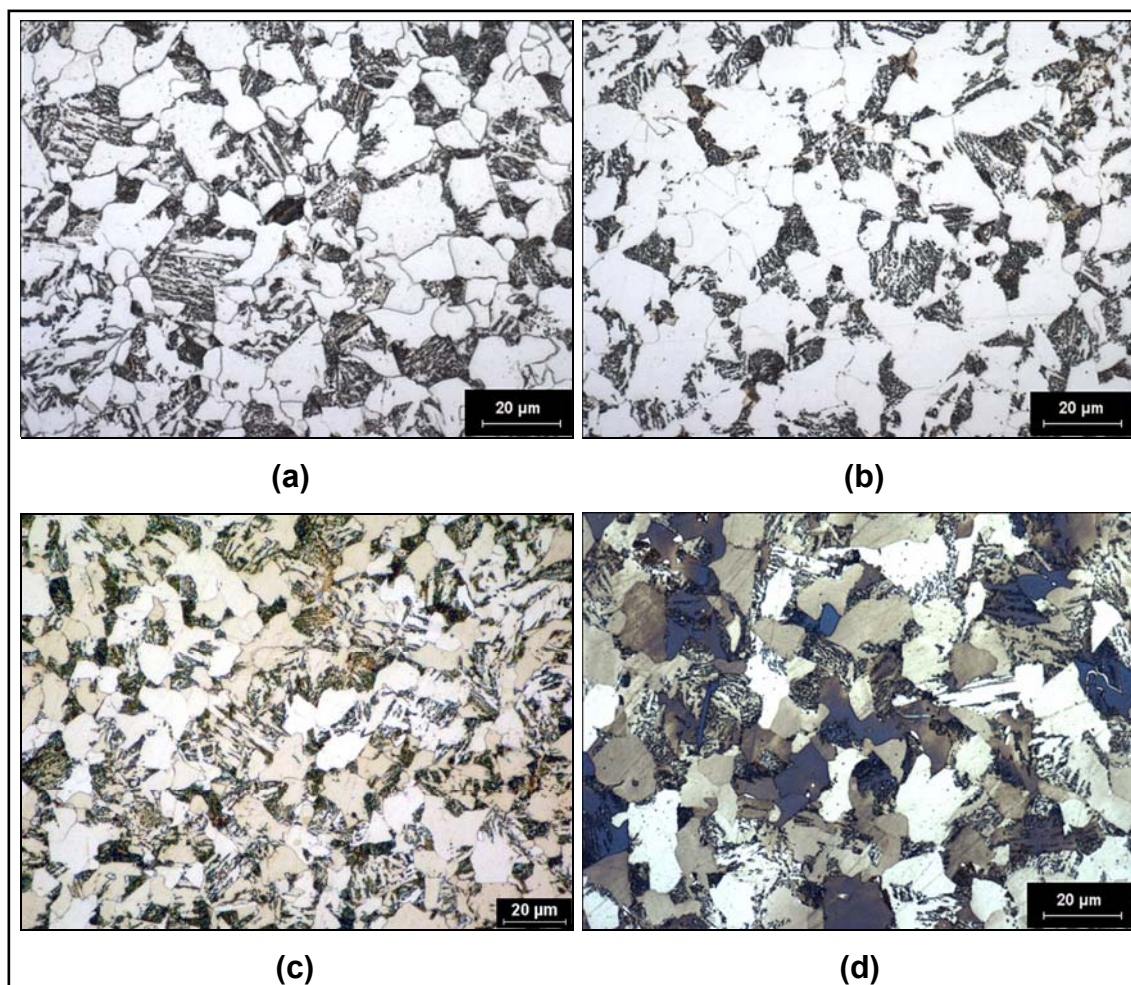


Figura 4.1 Fotomicrografias do aço SAE 4118 HM normalizado, atacado com: a) Nital 2% (15 s); b) Picral 4% (2 min); c) $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10% (2 min); d) Beraha (1 min).

A morfologia apresentada pela perlita nas imagens (a), (b) e (c) é consequência do tratamento térmico aplicado. Durante a normalização, a taxa de resfriamento aplicada é superior à taxa aplicada nas condições de recozimento, onde o resfriamento se dá ao forno. Desta forma, diminuem-se as condições favoráveis para a difusão dos átomos de ferro e carbono durante o

resfriamento, fazendo com que o espaçamento interlamelar da perlita seja reduzido e que as lamelas de ferrita e cementita obtenham formas irregulares [17-20,31-36].

Este fato acarreta na aparência escura da perlita em imagens obtidas por microscopia óptica. Porém, isto não significa que a perlita foi atacada, na verdade, as interfaces entre as lamelas de ferrita e cementita que são destacadas pela ação do reagente. Como a resolução do microscópio óptico não permite que se observe as lamelas separadamente, gera-se a impressão de que as colônias de perlita foram atacadas por inteiro. A mesma região da amostra é apresentada nas imagens da Figura 4.2, obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Nestas fotomicrografias pode-se visualizar a morfologia irregular das lamelas de ferrita e cementita, além de que a ferrita é mais corroída do que a cementita pelo reagente nital [3,4,12,31,69].

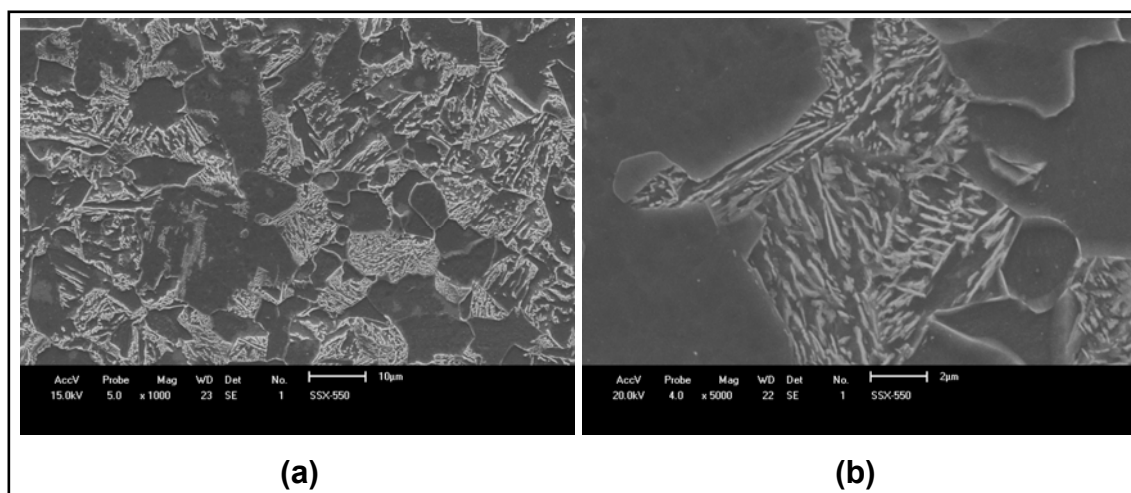


Figura 4.2 Fotomicrografias do aço SAE 4118 HM normalizado, atacado com Nital 2% durante 15 s. A imagem (b) é uma ampliação da região central da imagem (a).

O ataque realizado com o reagente Beraha proporcionou coloração variada nos grãos de ferrita, como mostra a imagem (d) da Figura 4.1. Como visto anteriormente, filmes de sulfeto produzidos por reagentes metalográficos são sensíveis à orientação cristalográfica dos grãos. Como consequência dessa sensibilidade, eles são formados com diferentes espessuras. Por sua vez, variações na sua espessura produzem diferentes colorações entre os grãos. A perlita do aço SAE 4118 HM não foi bem evidenciada pelo ataque com

Beraha, tornando sua visualização confusa entre os grãos coloridos de ferrita. Sendo assim, este ataque torna-se mais interessante na revelação da microestrutura de aços de baixíssimo carbono, constituída apenas por grãos de ferrita [7-12,66-69,73-77,102].

Com o aumento do tempo de imersão da amostra do aço SAE 4118 HM normalizado, neste reagente, a coloração dos grãos de ferrita variou em função do tempo até o momento em que o filme tornou-se tão espesso que os grãos apresentaram a mesma coloração. Além da variação de acordo com orientação cristalográfica citada anteriormente, a espessura dos filmes de sulfeto também varia em função do tempo de imersão da amostra no reagente [7-11,66-69,72-74]. As imagens da Figura 4.3 ilustram a evolução da coloração dos grãos de ferrita em função do tempo de ataque com o reagente Beraha.

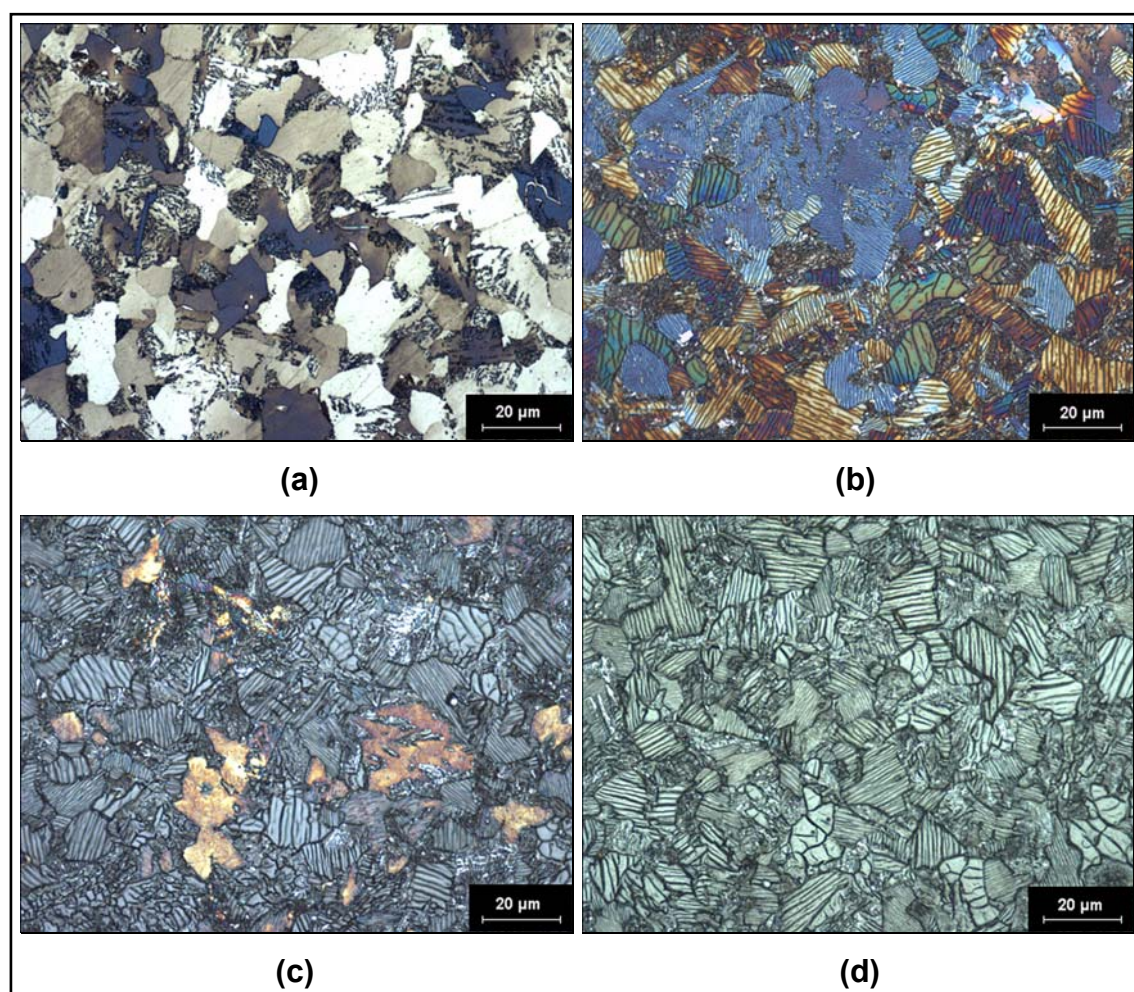


Figura 4.3 Micrografias do aço SAE 4118HM normalizado, atacado durante diferentes intervalos com o reagente Beraha. (a) 1 min; (b) 4 min; (c) 10 min; (d) 15 min.

Outro efeito do tempo prolongado de imersão é a formação de linhas de ataque nos grãos de ferrita [7,8,66,70,73,74,77], como mostram as imagens da Figura 4.3. De acordo com Ray e Dhua [7], observações microscópicas a elevadas magnificações indicam que estas linhas são causadas por microtrincas geradas no filme, devido ao excessivo aumento na sua espessura. Ainda segundo eles, a ocorrência destas linhas em certas direções para cada grão de ferrita, está possivelmente relacionada com a orientação cristalográfica desses grãos. Segundo Beraha [73], este reagente pode ser utilizado para determinar heterogeneidades físicas nos grãos de ferrita, como bandas de deslizamento, maclas e contornos de sub-grão.

De acordo com a literatura [12,68], o reagente de Le Pera apresenta excelentes resultados na diferenciação entre ferrita, bainita e martensita nos aços de baixa liga e elevada resistência. Em amostras atacadas com este reagente, a ferrita aparece azul, a bainita marrom, e a martensita branca [12,75,76]. Para testar sua efetividade atacaram-se, comparativamente com outros reagentes, amostras tratadas isotermicamente a 400 °C.

Uma primeira amostra foi aquecida a 840°C durante 15 minutos. Nesta temperatura, o aço SAE 4118 HM encontra-se no campo bifásico austenita+ferrita do diagrama Fe-C. Conseqüentemente, mesmo após 15 minutos houve uma fração de ferrita que não se transformou em austenita. Após resfriamento até 400°C e tratamento isotérmico durante 5 minutos, esta ferrita permaneceu sem se transformar em qualquer outro constituinte. Por sua vez, durante o patamar a 400°C, a austenita formada no campo bifásico transformou-se em bainita e após resfriamento até a temperatura ambiente a microestrutura final consistiu-se de ferrita e bainita [66].

A análise comparativa das imagens (a), (b), (c) e (d) da Figura 4.4 demonstra a utilidade do reagente de Le Pera na caracterização de uma microestrutura formada por ferrita e bainita no aço SAE 4118HM. Em (a) está apresentada a microestrutura revelada com nital 2%, enquanto que em (b) o ataque efetuado foi com picral 4%. Na imagem (c), está a microestrutura revelada após ataque com solução de metabissulfito a 10% e, finalmente em (d) encontra-se a microestrutura revelada pelo reagente de Le Pera.

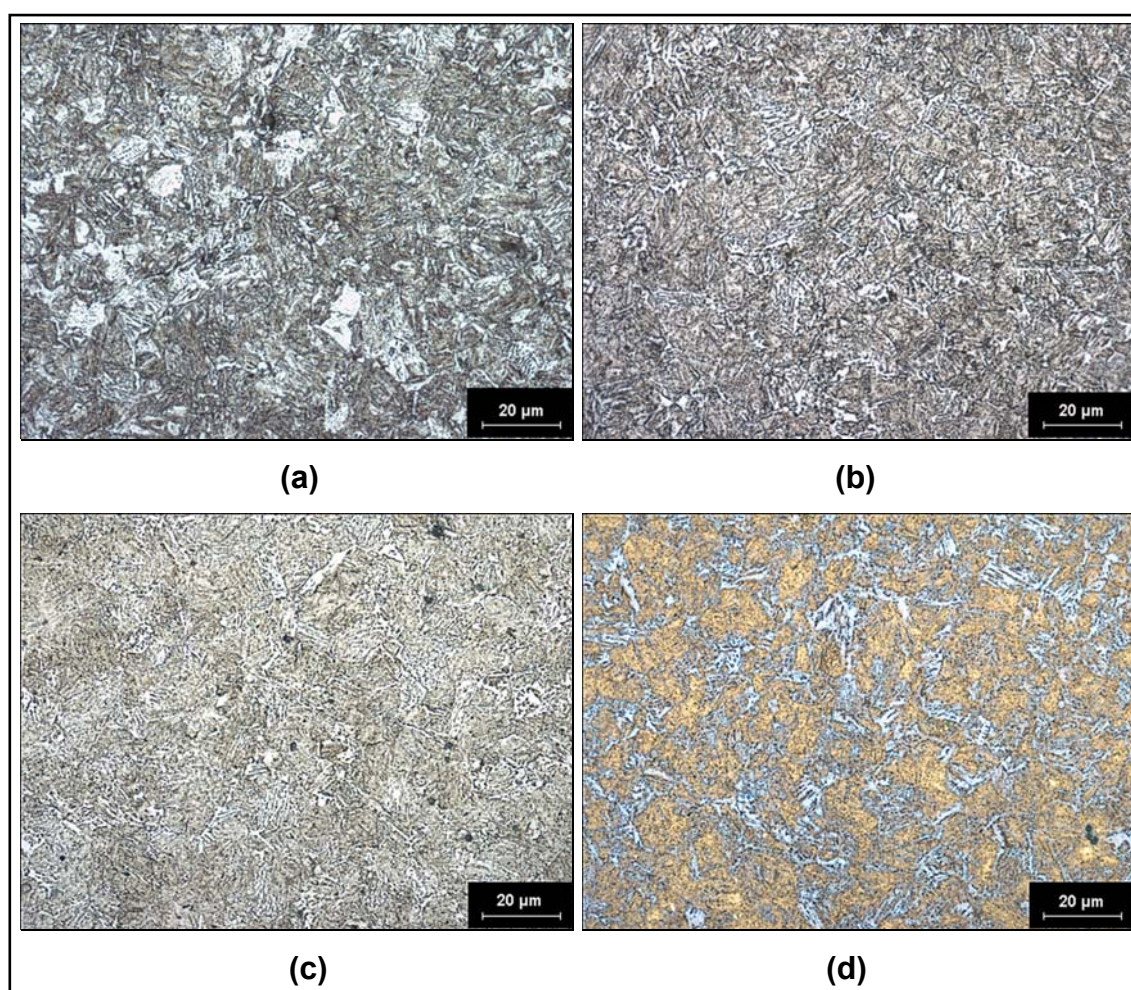


Figura 4.4 Fotomicrografias do aço SAE 4118HM tratado a 400°C após aquecimento a 840°C, atacado com: (a) Nital 2% (15 s); (b) Picral 4% (2 min); (c) $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10% (5 min); (d) Le Pera (30 s).

A presença de ferrita na microestrutura pode ser sugerida pelas regiões mais claras nas imagens (a), (b) e (c). Porém, na imagem (d) o ataque com o reagente de Le Pera destaca de forma mais acentuada, através das regiões em azul, a ferrita presente na microestrutura do aço SAE 4118 HM [12,66,75,76].

Para avaliar a distinção entre bainita e martensita com o reagente de Le Pera, uma segunda amostra foi tratada a 400°C, porém após austenitização a 930°C. Nessa temperatura, o aço SAE 4118HM encontra-se no campo austenítico, ou seja, após os 15 minutos não havia a presença de ferrita na microestrutura. Na sequência, resfriou-se o aço até 400°C e realizou-se um tratamento isotérmico durante 15 segundos. Após os 15 segundos a amostra foi temperada em salmoura agitada, para que a austenita residual se transformasse em martensita. A Figura 4.5 apresenta a microestrutura revelada

com dois reagentes diferentes. Em (a) o ataque foi realizado com metabissulfito 10%, enquanto que em (b) realizou-se ataque com o reagente de Le Pera.

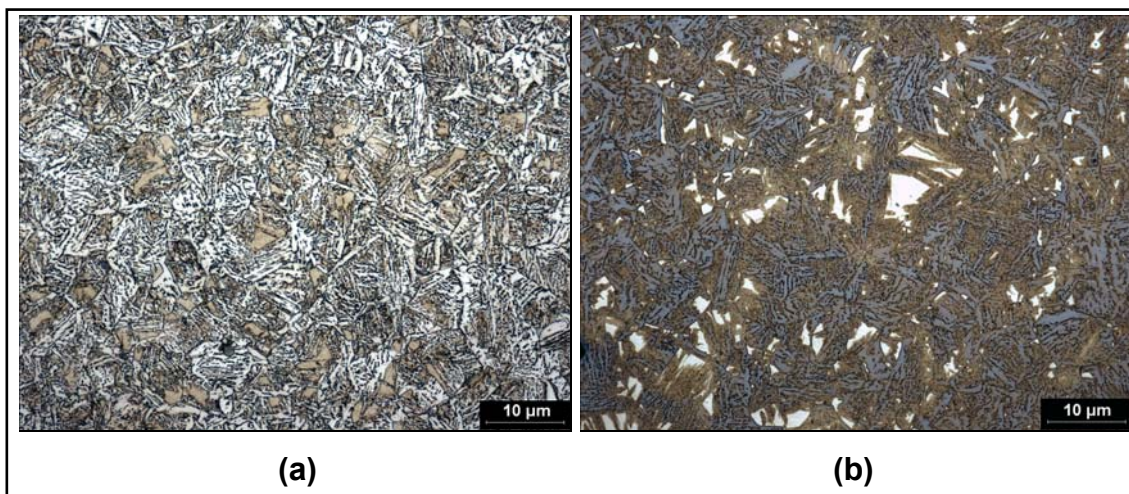


Figura 4.5 Fotomicrografias do aço SAE 4118HM tratado a 400°C após austenitização a 930°C, atacado com: (a) $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10% (5 min); (b) Le Pera (30 s).

Ao examinar-se a Figura 4.5, na imagem (b) fica evidente o melhor contraste entre martensita e bainita proporcionado pelo reagente de Le Pera. Com este reagente, a martensita foi revelada branca em meio à bainita marrom. Por sua vez a amostra atacada com $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10%, apresentada na imagem (a), revelou a martensita com uma coloração marrom clara em meio à bainita revelada com um contraste em branco e preto. A melhor diferenciação entre martensita e bainita apresentada pelo reagente de Le Pera, facilitou a determinação da fração volumétrica entre estes microconstituintes, tornando-se uma alternativa interessante para revelar as microestruturas do aço SAE 4118 HM formadas após os tratamentos isotérmicos entre 500 e 400°C.

Na avaliação da decomposição da austenita pelo método metalográfico, após um determinado tempo de interesse as transformações isotérmicas são interrompidas, por meio de têmpera, para que seja avaliada a fração transformada até aquele instante [6,18,30,37]. Dessa forma, torna-se importante a utilização de um reagente que destaque a martensita dos outros microconstituintes [12,67,68,75,76]. O reagente de Le Pera, como visto anteriormente na Figura 4.5, proporcionou a distinção da martensita em meio à bainita. Porém, este reagente não gera um contraste satisfatório em uma

microestrutura formada por martensita, ferrita e perlita. Esta combinação de microconstituintes pode ser obtida após tratamentos isotérmicos interrompidos por têmpera, entre 700 e 500°C [6,18,30,37].

A martensita dos aços baixo carbono se apresenta na forma de agulhas ou ripas e pode ser revelada com soluções convencionais de nital e picral [1,3-5,14,20,97]. Porém, soluções aquosas de metabissulfito de sódio depositam um fino filme de sulfeto na superfície da martensita, colorindo as agulhas e ripas. Dessa forma, estas soluções podem ser utilizadas para destacar a martensita dos demais microconstituintes [7-11,67,72,97]. Na Figura 4.6, imagens (a), (b), (c) e (d) apresentam os ataques realizados com nital 2%, picral 4%, Beraha e $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10%, respectivamente. Esta microestrutura foi obtida após têmpera do aço SAE 4118 HM em salmoura agitada.

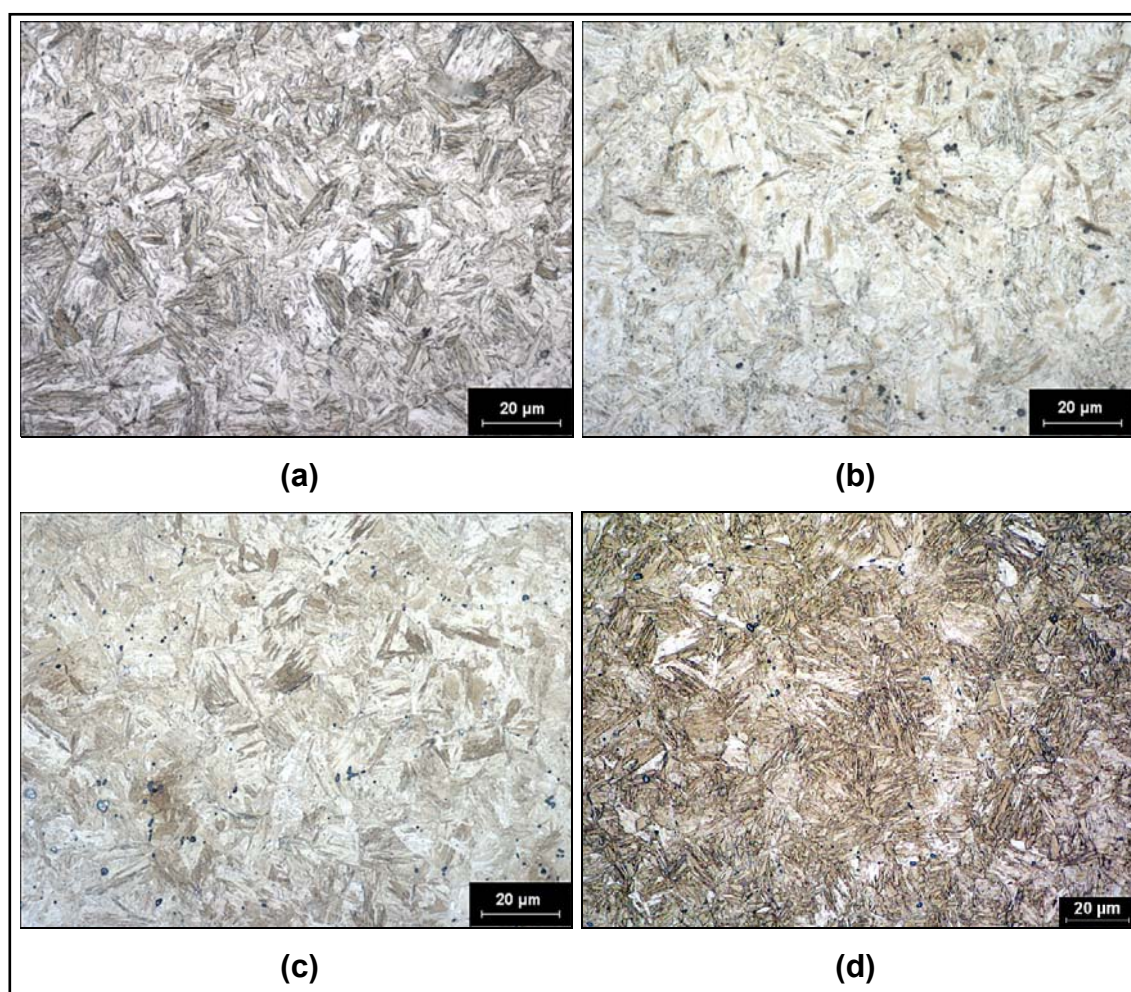


Figura 4.6 Micrografias do aço SAE 4118HM após têmpera, atacado com: (a) Nital 2% (15 s); (b) Picral 4% (2 min); (c) Beraha (1 min); (d) $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10% (5 min).

Como mostram as imagens da Figura 4.6, os quatro reagentes empregados revelaram satisfatoriamente a microestrutura martensítica do aço SAE 4118 HM, porém os ataques com nital e metabissulfito de sódio destacaram melhor os detalhes da morfologia da martensita. Após o ataque com estes reagentes, as ripas de martensita foram mais bem destacadas na microestrutura revelada [70]. Sendo assim, realizou-se a comparação entre nital e metabissulfito de sódio, na revelação de uma microestrutura formada por martensita e ferrita. Para tanto, foram realizados ataques com estes reagentes em uma amostra do aço SAE 4118 HM submetida a um tratamento térmico a 700°C durante 15 segundos, seguido de têmpera. Este tratamento proporcionou a microestrutura mostrada nas imagens da Figura 4.7. Na imagem (a) está apresentada a microestrutura revelada com nital 2%, enquanto que na imagem (b) está a microestrutura revelada com metabissulfito de sódio 10%.

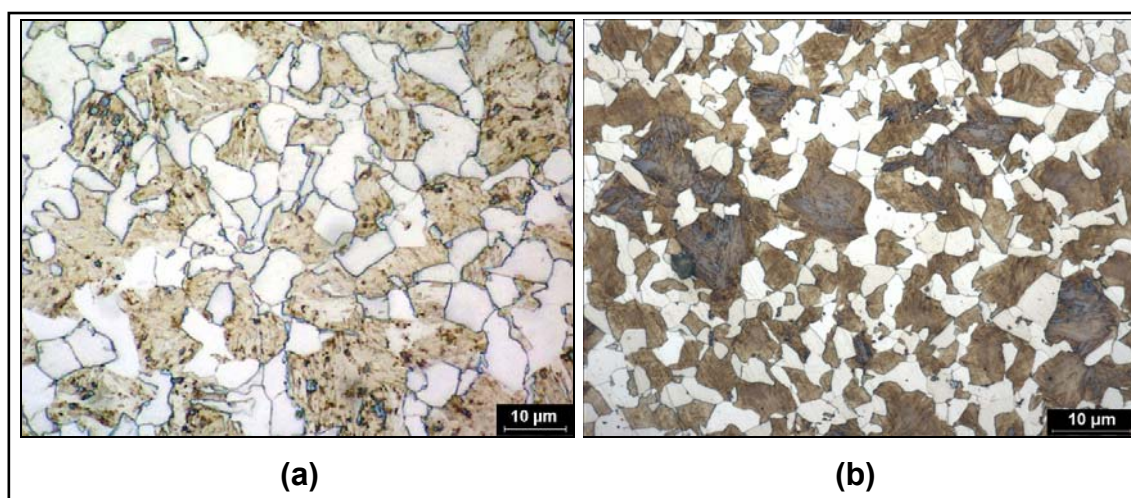


Figura 4.7 Fotomicrografias do aço SAE 4118HM tratado isotermicamente a 700°C durante 15 segundos, seguido de têmpera. Em (a) ataque com nital 2% (15 s); em (b) metabissulfito de sódio 10% (5 min).

Como se pode ver nas imagens da Figura 4.7, o ataque com metabissulfito de sódio proporciona melhor contraste entre os grãos de ferrita e martensita, facilitando assim a posterior quantificação da microestrutura formada em cada tratamento isotérmico interrompido por têmpera [102].

Por consequência dos resultados apresentados nesta caracterização metalográfica inicial, optou-se pela utilização do reagente de metabissulfito de

sódio e pelo reagente de Le Pera para revelar as microestruturas obtidas após os diferentes tratamentos isotérmicos realizados. Preferencialmente utilizou-se o reagente de metabissulfito. Nas microestruturas em que o contraste entre bainita e martensita se fez necessário, utilizou-se o reagente de Le Pera.

4.2 Austenitização e Tamanho de Grão Austenítico

Antes de qualquer tratamento térmico baseado na decomposição da austenita, os aços devem ser aquecidos dentro do campo austenítico durante um determinado tempo. Esta etapa do tratamento térmico é chamada de austenitização, sendo que o tempo e a temperatura de austenitização são fatores muito importantes, pois a formação da austenita a partir dos agregados de ferrita e cementita segue um mecanismo de nucleação e crescimento. Além disso, a austenita pode sofrer crescimento excessivo de grão se a temperatura utilizada for muito alta ou o tempo de permanência for muito longo [19,23-27].

Utilizou-se a temperatura de 930°C para a austenitização do aço SAE 4118 HM, sendo que o tempo de permanência no forno foi de 15 min. Uma curva média para o ciclo de austenitização foi determinada a partir de leituras de temperatura em função do tempo, apresentada na Figura 4.8.

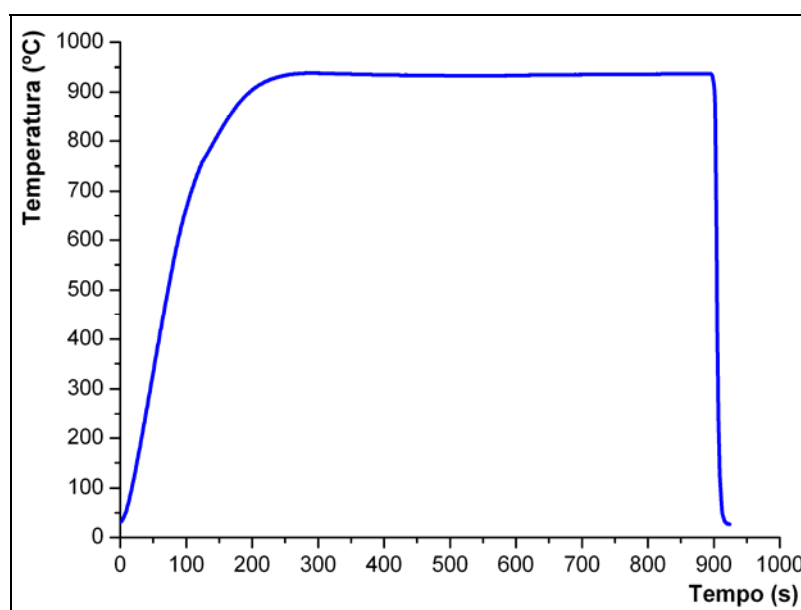


Figura 4.8 Curva média de aquecimento e permanência a 930°C, seguida de têmpera durante ciclo de austenitização.

O tempo de permanência foi cronometrado a partir do momento em que a amostra foi colocada ao forno. Na curva da Figura 4.8, percebe-se que dos 15 minutos totais, aproximadamente de 4 a 5 minutos (240 a 300 segundos) foram gastos para que a temperatura da amostra se estabilizasse em 930°C. Dessa forma, o verdadeiro tempo de austenitização foi de 10 minutos, que se encontra dentro do valor utilizado por diversos autores em trabalhos anteriores [6,18,29,30,37], para amostras de geometria similar às utilizadas neste trabalho. A metodologia para capturar e armazenar os dados que geraram a curva da Figura 4.8 foi previamente descrita no capítulo referente aos materiais e métodos.

Recomenda-se que a temperatura e o tempo de austenitização sejam suficientes para a completa formação e homogeneização da austenita, sem que se permita o crescimento excessivo dos grãos [19,23-27]. Speich *et al* [25] avaliaram a cinética de formação da austenita em aços contendo carbono entre 0,06 e 0,20% e manganês no teor de 1,50%. De acordo com o estudo por eles realizado, em temperaturas na casa dos 800 aos 900°C, a dissolução da perlita é praticamente instantânea e o posterior crescimento da austenita no interior da ferrita é controlado pela difusão de carbono na austenita, que nessa faixa de temperatura é facilitado. Dessa forma, acredita-se que o tempo de 10 min foi mais do que suficiente para a completa austenitização do aço SAE 4118 HM.

A fim de avaliar-se a hipótese de que durante o tempo de austenitização pudera ter ocorrido crescimento excessivo dos grãos de austenita, realizou-se a determinação do tamanho de grão da austenita anterior à têmpera. Para tanto, submeteu-se uma amostra do aço SAE 4118 HM ao ciclo de austenitização seguido de têmpera apresentado na Figura 4.8. Para que fosse possível a revelação dos contornos de grão da austenita anterior, a amostra foi revenida a 500°C durante uma hora, como recomendado na literatura [26,27,99].

Após preparação metalográfica, a amostra teve sua microestrutura revelada pelo reagente de Winstead [99], apresentado anteriormente na Tabela 3.4. Na seqüência, determinou-se o tamanho de grão austenítico de acordo com as recomendações da norma ASTM E 112-96 [100], apresentadas

no item 3.3.5. A Tabela 4.1 a seguir, apresenta os resultados obtidos após a determinação do tamanho de grão pelo método do intercepto circular, em cinco campos diferentes da microestrutura. As variáveis apresentadas na Tabela 4.1 estão definidas e descritas no item 3.3.5 do capítulo referente aos materiais e métodos.

Tabela 4.1 Resultados da determinação do tamanho de grão austenítico do aço SAE 4118 HM, após o ciclo de austenitização.

Campo analisado	N_i (nº)	N_L (nº/mm)	Resultados	
			N_L médio (nº/mm)	70,88
1	34,0	64,27	Desvio padrão	3,78
2	38,5	72,77	95% CI	4,69
3	38,0	71,83	% RA	6,62
4	38,0	71,83	Diâmetro médio (μm)	15,90
5	39,0	73,72	Nº de tamanho de grão ASTM	9

Como mostra a Tabela 4.1, o aço SAE 4118 HM apresentou um diâmetro médio de grão de 15,90 μm , o que de acordo com a norma ASTM E112-96 representa um número de tamanho de grão ASTM igual a 9 [100]. O número de tamanho de grão ASTM foi calculado por meio da Equação 3.6, a partir do valor médio de N_L . Cada valor de N_L foi determinado por meio da Equação 3.5 a partir do valor de N_i encontrado em cada campo. A circunferência utilizada possuía 251,3 mm e as imagens analisadas estavam com uma magnificação de 475 vezes. O diâmetro médio foi determinado a partir do valor do número do tamanho de grão ASTM, por meio de consulta a tabelas da norma E 112-96 [100].

O valor do tamanho de grão determinado é considerado pequeno, indicando que, apesar do tempo de austenitização ter sido relativamente longo para o tamanho das amostras, não houve crescimento excessivo dos grãos durante a etapa de austenitização [23,26,27,104]. A Figura 4.9 ilustra a microestrutura revelada pelo reagente de Winstead, na qual os contornos de grão da austenita anterior estão evidenciados.

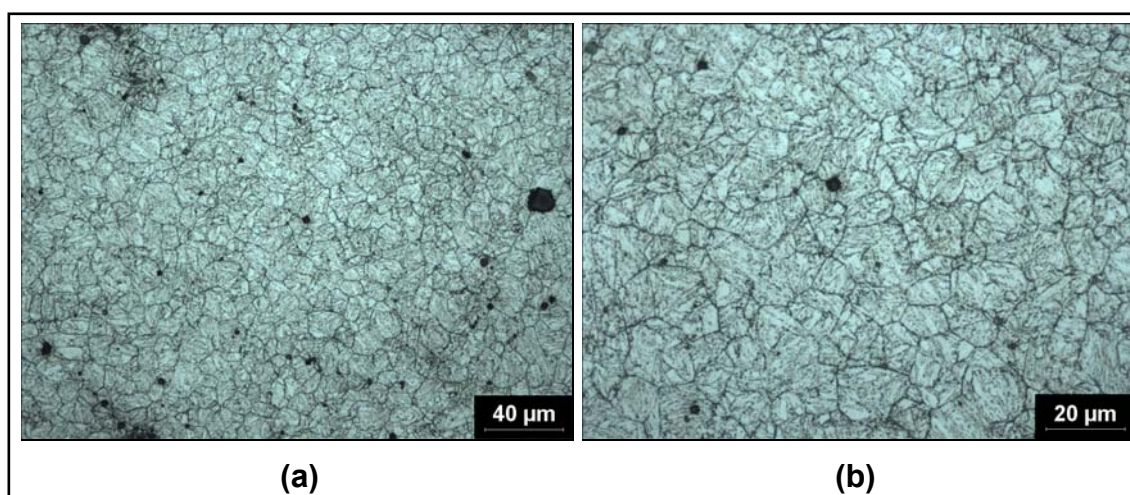


Figura 4.9 Microestrutura revelada pelo reagente de Winstead (10 min), para a determinação do tamanho de grão da austenita anterior do aço SAE 4118 HM. A magnificação em (b) é o dobro da magnificação em (a).

Porém, em algumas amostras observou-se a ocorrência de crescimento anormal de alguns grãos de austenita. Este fenômeno apesar de ter sido observado em poucas amostras, sugere que poderia ter sido utilizado um tempo de austenitização pouco menor. No geral, a fração volumétrica desses grãos anormais foi muito reduzida, não influenciando significativamente na quantificação das microestruturas formadas. Na maior parte dos campos analisados nas amostras não foi percebida a ocorrência de crescimento anormal dos grãos de austenita.

De acordo com Hillert [105] o crescimento anormal de grão é iniciado quando três condições são atingidas simultaneamente: o crescimento normal de grão é impedido pela presença de partículas de uma segunda fase, o tamanho médio de grão está abaixo de um valor limite e há ao menos a presença de um grão com tamanho muito maior que a média. Os grãos menores adjacentes são consumidos para alimentar o crescimento do grão maior. A combinação de tempos longos e elevadas temperaturas pode contribuir para que uma vez iniciado, o crescimento anormal de grão se propague e o tamanho médio de grão seja muito superior ao tamanho inicial [104,105]. A Figura 4.10 apresenta imagens de diferentes microestruturas das amostras do aço SAE 4118 HM, nas quais a presença de grãos anormais de austenita foi detectada.

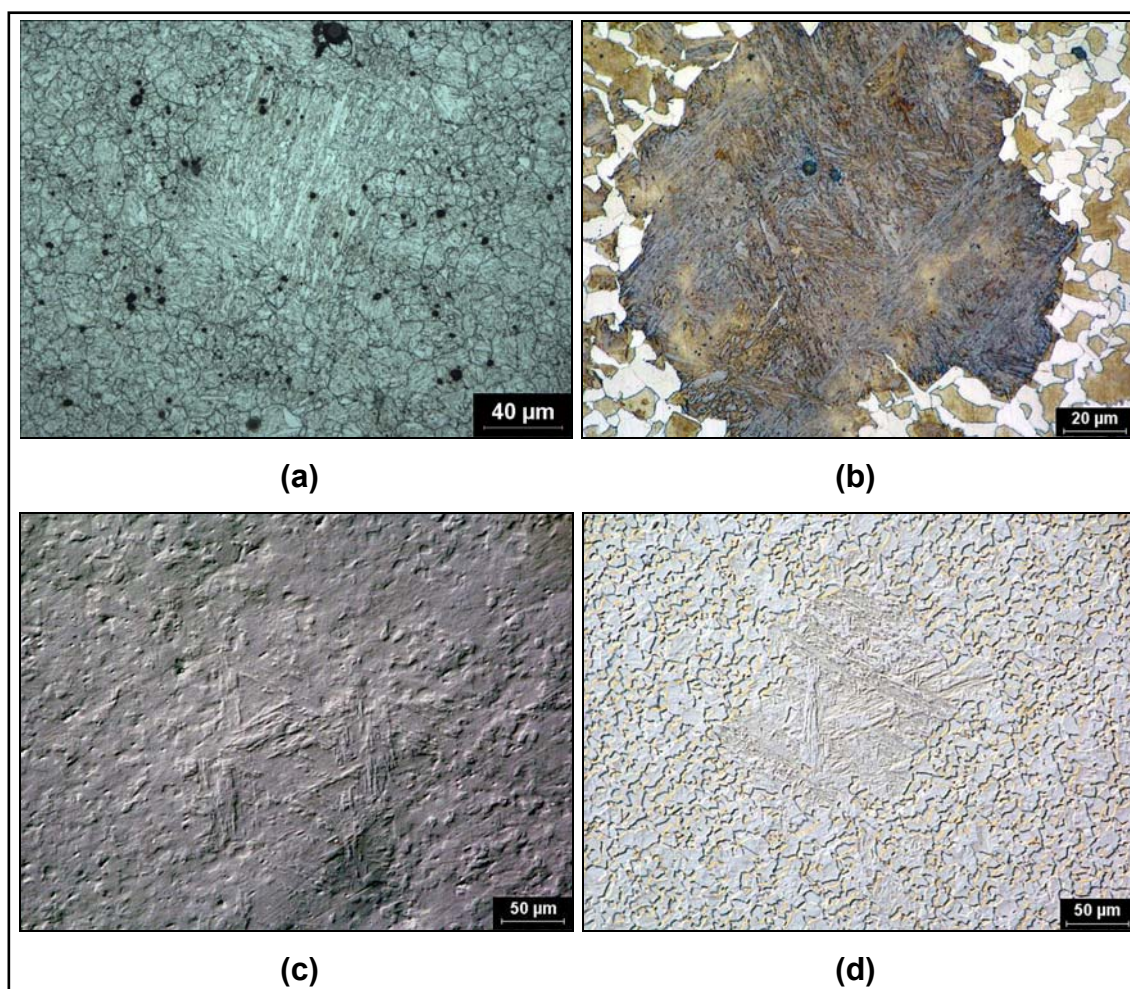


Figura 4.10 Microestruturas evidenciando o crescimento anormal de grão da austenita, ocorrido em algumas amostras. Microestruturas reveladas com: (a) reagente de Winstead (10 min); (b) $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10% (5 min); (c) filtro Nomarski com a amostra apenas polida; (d) filtro Nomarski após leve ataque com nital 2% (5 s).

Na imagem (a) da Figura 4.10, está apresentada uma microestrutura revelada pelo reagente de Winstead, composta por martensita que foi revenida a 500°C durante 1 hora. Nesta foto, está nítida a presença de um grão anormal na microestrutura. Como os contornos revelados representam os contornos da austenita anterior, considera-se que este representa um grão de austenita que sofreu crescimento anormal durante a etapa de austenitização do aço SAE 4118 HM.

A imagem (b) apresenta uma microestrutura revelada pelo reagente de metabissulfato de sódio 10%. Esta microestrutura formada por ferrita e martensita, onde os grãos de ferrita são brancos e a martensita está colorida,

foi obtida após tratamento isotérmico a 700°C durante 15 segundos, seguido de têmpera. O grande grão colorido representa uma colônia de martensita formada após têmpera, possivelmente a partir de um grão anormal de austenita.

Em (c), está ilustrada a superfície de uma amostra polida, que não foi submetida a ataque metalográfico. A imagem foi obtida por meio do sistema de contraste por interferência diferencial (DIC), conhecido também por sistema Nomarski. Após polimento, constituintes de maior dureza apresentam-se em alto relevo na microestrutura [69,77]. Na imagem (c), pode-se observar a presença de grandes ripas de martensita em alto relevo, possivelmente formada a partir um grão anormal de austenita, após têmpera.

A imagem (d) mostra em destaque uma colônia de martensita em alto relevo, numa amostra com microestrutura formada por grãos de ferrita e martensita. A imagem foi obtida por meio do sistema Nomarski (DIC), após ataque moderado em nital 2%. Os grãos em baixo relevo representam a ferrita, enquanto que os grãos em alto relevo são de martensita. A colônia apresentada na imagem (d) também pode ter sido formada após têmpera a partir de um grão anormal de austenita.

4.3 Avaliação dos Resfriamentos

Os resfriamentos realizados, a partir da temperatura de austenitização até a temperatura de cada tratamento isotérmico, foram avaliados experimentalmente e por meio de simulação computacional. A principal intenção desta etapa foi determinar o tempo médio necessário para a estabilização da temperatura da amostra com a temperatura do banho.

Para que a simulação com programa Ansys 10.0 fosse realizada, foi necessário o conhecimento dos valores de condutividade térmica (k), massa específica (ρ) e calor específico (C_p), em função da temperatura, para o aço SAE 4118 HM e para a liga Sn60-Pb40. Os valores das propriedades termofísicas apresentados na Tabela 3.3, do item 3.3.2, estão reproduzidos na Tabela 4.2 a seguir. Como dito anteriormente, foram consideradas as

propriedades do aço SAE 4130. Este foi o aço de composição química mais próxima ao SAE 4118 HM que se encontrou os valores das propriedades termofísicas em função da temperatura.

Tabela 4.2 Valores das propriedades termofísicas que foram utilizadas na simulação.

Temperatura (°C)	Aço SAE 4130			Liga Sn60-Pb40		
	k (W/m.K)	ρ (kg/m ³)	C _p (J/kg.K)	k (W/m.K)	ρ (kg/m ³)	C _p (J/kg.K)
400	38,9	7769,4	595,1	28,4	7850,5	203,3
500	37,3	7770,5	657,2	31,4	7712,5	201,9
600	34,1	7774,6	737,4	34,3	7574,5	201,3
700	31,0	7729,3	825,0	37,2	7436,5	200,7
800	30,0	7680,3	833,1	39,9	7298,5	200,1
900	29,1	7629,9	841,1	42,6	7160,5	199,5

Os dados da Tabela 4.2 demonstram como as propriedades termofísicas do aço e da liga variam em função da temperatura. A variação da condutividade térmica da liga em função da temperatura é um dado interessante. Observa-se que no estado líquido, a condutividade térmica aumenta com a temperatura. Está é uma característica dos metais e ligas fundidos, que são fluidos de alta condutividade térmica. No estado líquido a condutividade térmica dos metais é governada pelo movimento dos elétrons livres. Com o aumento da temperatura, aumenta-se a energia cinética dos elétrons e, além disso, eles não sofrem mais a influência das vibrações da rede. Dessa forma, os metais líquidos apresentam elevação da condutividade térmica com a temperatura, sendo um meio bastante interessante quando se necessita de elevadas taxas de transferência de calor [85,86,93,96].

De acordo com a literatura [85,86,96], em banhos de resfriamento compostos por metais líquidos sem agitação, a transferência de calor por condução é muito superior à transferência por convecção. Sendo assim, na simulação dos resfriamentos, desconsiderou-se a transferência de calor por convecção.

Antes de realizar a simulação, construiu-se a geometria do sistema de

resfriamento mais amostra, e gerou-se a malha de pontos discretos. A Figura 4.11 apresenta a geometria do banho de resfriamento gerada, juntamente com a malha de pontos discretos criada para a simulação. Nota-se a partir do exame da Figura 4.11, que malha utilizada foi bastante refinada, o que contribuiu para a precisão dos resultados [106].

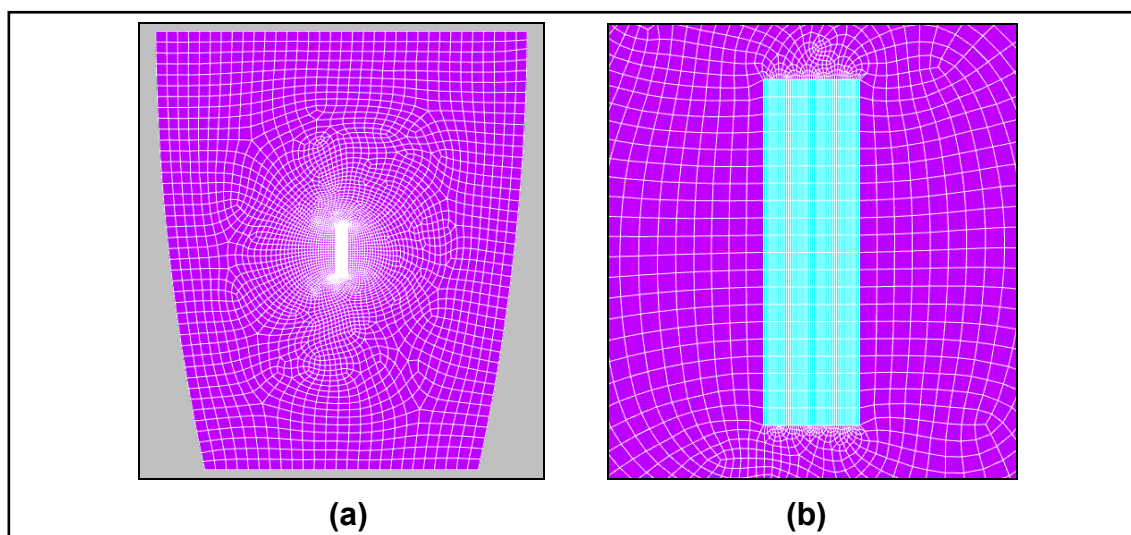


Figura 4.11 (a) Geometria referente ao banho de resfriamento, amostra de aço resfriado e a malha de pontos discretos ; (b) Detalhe do perfil da amostra e do refinamento da rede de pontos.

A Figura 4.12 apresenta os gráficos das taxas e curvas de resfriamento obtidos a partir dos dados experimentais e simulados. No gráfico da Figura 4.12 (a), estão as taxas de resfriamento determinadas a partir dos dados experimentais, enquanto que na Figura 4.12 (b) encontram-se as taxas resultantes da simulação. Nota-se que as taxas estimadas por meio de simulação computacional apresentaram maiores valores em módulo do que as taxas experimentais. Além disso, os valores das taxas variaram diretamente com o gradiente térmico, com alguns desvios de comportamento nos resultados experimentais. Na Figura 4.12 (c), estão ilustradas as curvas de resfriamento experimentais e simuladas. Percebe-se a necessidade de um tempo de estabilização maior para os resultados experimentais do que para os dados simulados. Este resultado está de acordo com as Figuras 4.12 (a) e (b), pois as menores taxas de resfriamento atingidas no caso experimental acarretam em uma transferência de calor mais lenta. Esta diferença pode estar

associada à resistência térmica de contato (R_{tc}) entre termopar e amostra, na transferência de calor durante os resfriamentos experimentais. Este dado não foi considerado na simulação realizada, porém pode ter ocorrido experimentalmente.

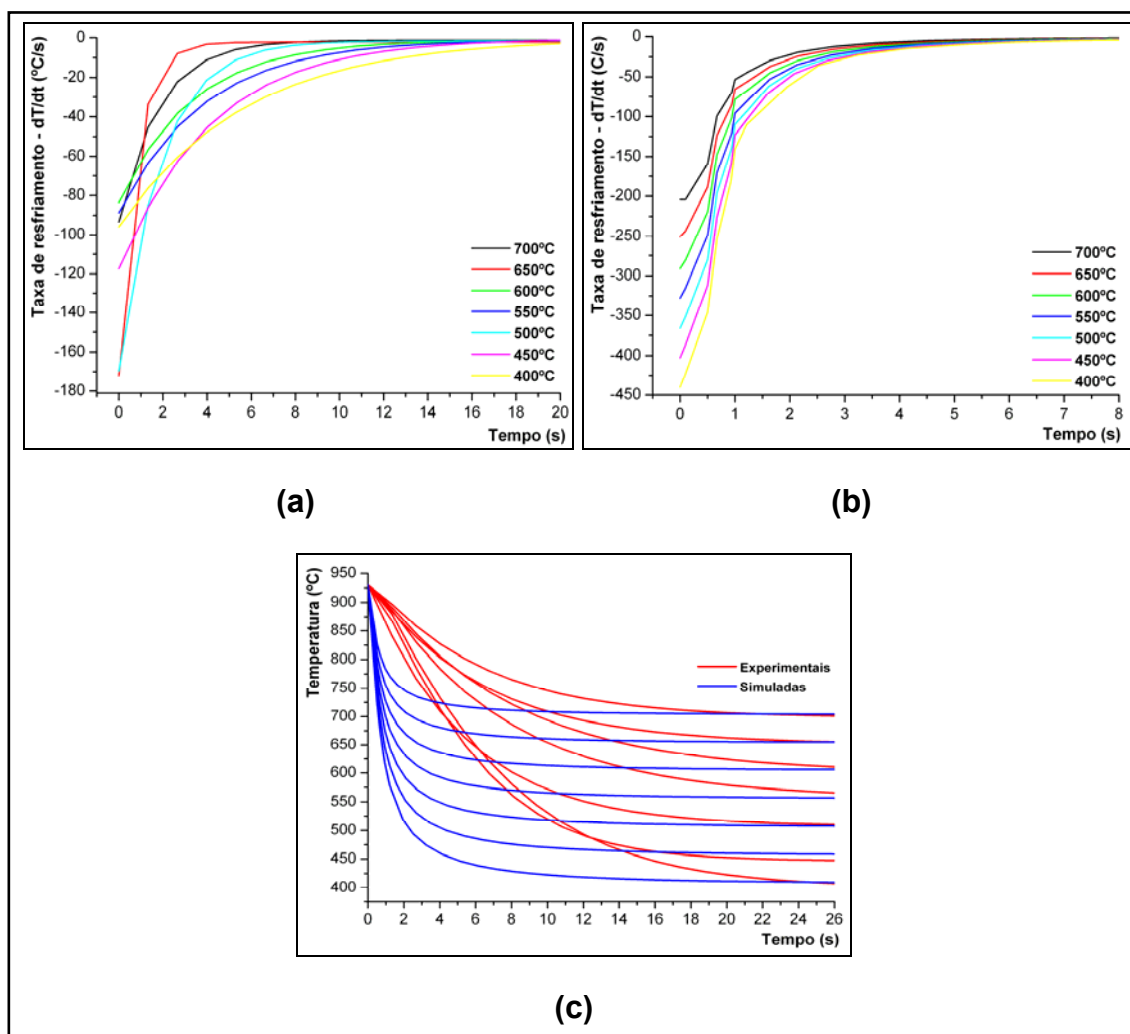


Figura 4.12 (a) Taxas de resfriamento experimentais; (b) Taxas de resfriamento simuladas; (c) Curvas de resfriamento experimentais e simuladas.

A partir das curvas apresentadas no gráfico da Figura 4.12 (c), determinou-se o tempo de estabilização da amostra com o banho, para cada temperatura de tratamento isotérmico. Obteve-se um valor médio para os resfriamentos experimentais, assim como para os resfriamentos simulados. A Tabela 4.3 apresenta os valores médios de tempo de estabilização. O tempo gasto para amostra resfriar-se de 930°C até a temperatura relativa à linha Ac_3

(856°C) do diagrama CCT do aço SAE 4118 HM (Figura 3.6), foi desconsiderado. De acordo com a literatura [18,107], durante o resfriamento acima de A_{c3} não ocorrem quaisquer mudanças na austenita. Sendo assim, a trilha de resfriamento da temperatura de austenitização até a temperatura A_{c3} , pode ser descartada. Dessa forma, na determinação do tempo de estabilização da amostra do aço SAE 4118 HM considerou-se o resfriamento a partir de 856°C. O limite de 10°C acima da temperatura do banho foi considerado como temperatura de equilíbrio para as amostras atingirem. A temperatura do banho em cada tratamento isotérmico foi mantida com uma variação de $\pm 5^\circ\text{C}$.

Tabela 4.3 Tempo de estabilização da amostra com o banho para cada temperatura de tratamento isotérmico.

Temperatura ($^\circ\text{C}$)	Tempo (s)	
	Experimental	Simulação
400 (± 5)	24	12
450 (± 5)	17	11
500 (± 5)	19	11
550 (± 5)	24	10
600 (± 5)	25	9
650 (± 5)	19	8
700 (± 5)	17	7
Tempo médio (s)	21	10
Desvio padrão	3	2

Segundo os resultados da Tabela 4.3, a partir dos valores obtidos com as curvas experimentais, seriam necessários 21 segundos para que a amostra se estabilizasse termicamente com o banho. Já, de acordo com os resultados baseados na simulação, 10 segundos seriam suficientes. Decidiu-se utilizar o meio termo entre os valores determinados na Tabela 4.3, pois a não consideração da resistência térmica de contato poderia mascarar os dados simulados, assim como a leitura experimental poderia conter erros de leitura devido o contato do termopar com o banho metálico. Sendo assim, considerou-se para o desenvolvimento do trabalho que a amostra necessitaria de no mínimo 15 segundos para estabilizar-se termicamente com o banho.

Na Figura 4.13 a seguir, estão sobrepostas as curvas, experimentais e simuladas, no diagrama CCT do aço SAE 4118 HM. Estas curvas foram

convertidas para escala logarítmica, a fim de que pudessem ser analisadas junto ao diagrama CCT. Neste diagrama, também se traçou linhas referentes aos 10, 15 e 21 segundos, interceptando as curvas de resfriamento. A principal intenção desse procedimento foi avaliar até que ponto poderiam ocorrer transformações durante o resfriamento abaixo da temperatura Ac_3 , até a temperatura de equilíbrio com o banho.

Analizando-se a Figura 4.13, segundo as curvas de resfriamentos experimentais ocorreriam transformações durante o resfriamento em quase todas as faixas de temperatura analisadas. Este fato pode ser observado a partir das curvas e da linha vertical em vermelho. Se, por outro lado fossem considerados os resfriamentos simulados, durante os 10 segundos necessários para a estabilização não ocorreriam quaisquer transformações na austenita, como mostram as curvas de resfriamento e a linha vertical em azul. Porém, é importante lembrar que este diagrama é determinado sob taxas constantes de resfriamento, enquanto que os resfriamentos experimentais e simulados não possuem taxa constante de queda de temperatura, como mostraram os gráficos das Figuras 4.12 (a) e (b). A taxa de resfriamento para estes dois casos diminuiu com o tempo, o que poderia acarretar na ocorrência de transformações sob resfriamento.

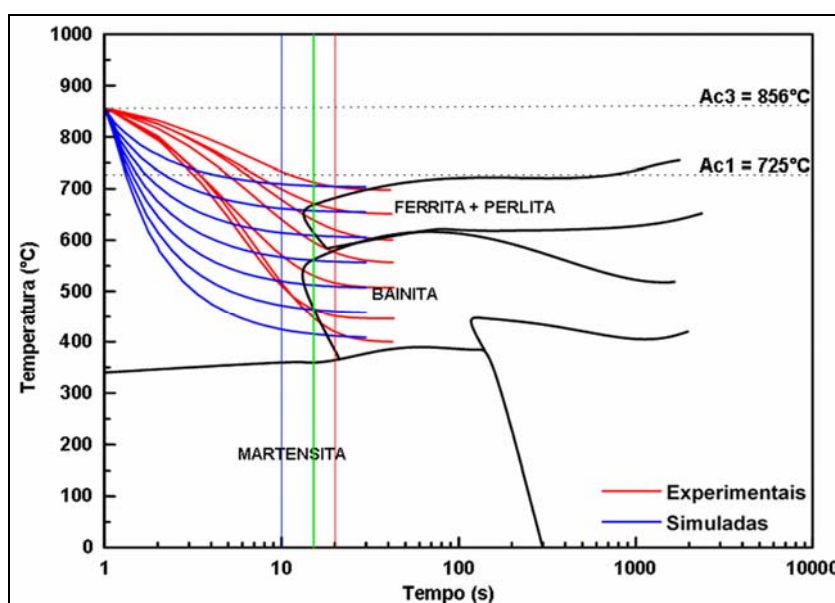


Figura 4.13 Curvas de resfriamentos experimentais e simulados, sobrepostas no diagrama CCT do aço SAE 4118 HM. As linhas coloridas verticais representam os tempos de 10, 15 e 21 segundos.

Ainda considerando-se a Figura 4.13, observa-se que o tempo de 15 segundos adotado como tempo de estabilização, representado pela linha vertical verde, aponta que pouquíssimas transformações poderiam ocorrer durante o ciclo de resfriamento do aço. Porém, estas análises referentes à estabilização térmica da amostra com o banho são muito mais qualitativas do que quantitativas, e optou-se por avaliar as transformações isotérmicas com tempo mínimo de 15 segundos de patamar após a estabilização. Dessa forma, tratamentos isotérmicos inferiores a 15 segundos foram evitados, para que possíveis transformações ocorridas sob resfriamento contínuo não fossem consideradas como transformações isotérmicas.

A diferença no formato das curvas de resfriamentos experimentais e simulados, em escala logarítmica, está associada com a condição inicial utilizada na simulação. Como condição inicial considerou-se que a amostra estaria a 930°C quando entrasse em contato com o banho isotérmico. Porém, durante a realização dos tratamentos térmicos era necessária a retirada da amostra de dentro do tubo de quartzo, antes da imersão no banho. Esta etapa era realizada num intervalo de aproximadamente 2 segundos, sendo tempo suficiente para a queda de temperatura da amostra antes de atingir o banho. Até a amostra ser imersa no banho, estava em contato com o ar ambiente durante os 2 segundos, o que proporcionou uma pequena troca de calor por convecção entre a amostra e o ambiente. A taxa dessa transferência de calor por convecção foi inferior a aquela proporcionada pelo banho metálico, modificando o início do perfil das curvas dos resfriamentos experimentais.

Uma última análise referente à avaliação dos resfriamentos está apresentada na Figura 4.14. Trata-se de curvas de gradiente térmico entre a superfície e o centro das amostras durante os resfriamentos. Estas curvas foram geradas a partir dos dados obtidos por meio de simulação dos resfriamentos. De acordo com esta figura, aproximadamente após 5 segundos do início dos resfriamentos, centro e superfície das amostras encontravam-se na mesma temperatura, ou seja, o gradiente térmico era nulo. Sendo assim, quando as amostras atingiram a temperatura do banho, sua temperatura interna estava uniforme, sem gradientes térmicos internos.

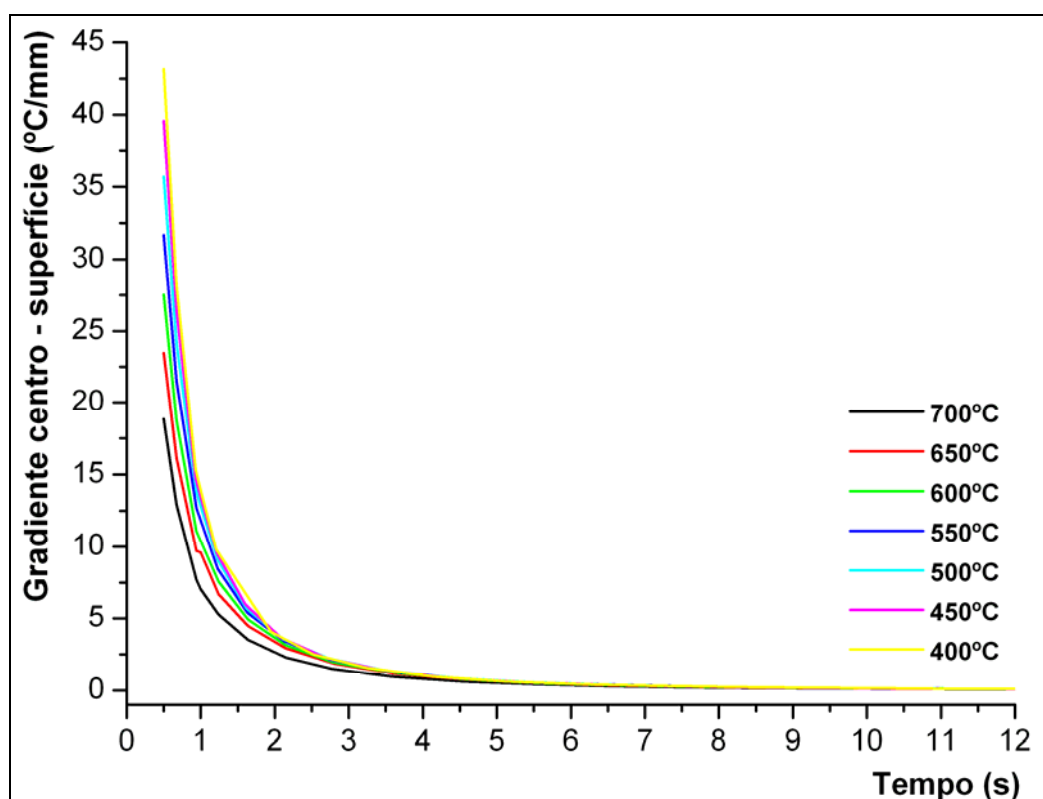


Figura 4.14 Curvas de gradiente térmico entre a superfície e o centro das amostras, durante a etapa de resfriamento. Estas curvas foram montadas a partir dos resultados obtidos por meio da simulação computacional.

Dessa forma, em função dos resultados apresentados pela Figura 4.14, acredita-se que as transformações isotérmicas foram homogêneas ao longo da espessura do corpo-de-prova.

4.4 Tratamentos Isotérmicos

Neste item são apresentados e analisados os resultados obtidos durante os tratamentos isotérmicos. Estes resultados estão inicialmente separados em função de cada temperatura de tratamento. Após a apresentação e discussão das transformações obtidas em cada temperatura, realizou-se uma análise geral dos resultados obtidos após todos os tratamentos.

Apesar da maior parte dos tratamentos térmicos utilizados industrialmente estarem baseados em situações de resfriamento contínuo, o

conhecimento das transformações isotérmicas é fundamental para a determinação da cinética de transformação dos aços em função da temperatura. Amostras submetidas a transformações sob resfriamento contínuo possuem microestrutura formada em diferentes faixas de temperatura, tornando complexa a análise da cinética de transformação.

O diagrama de transformação isotérmica (TTT) apresenta quais são os produtos de decomposição da austenita a cada temperatura, em função do tempo. O conhecimento deste diagrama em conjunto com o diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (CCT), pode auxiliar na escolha do ciclo de resfriamento que deve ser aplicado para a obtenção da microestrutura de interesse [6,18,37,46,49,107].

O SAE 4118 HM trata-se de um aço que foi desenvolvido para atender as especificações de produção da Eaton Ltda. – Divisão de Transmissões. Como mencionado anteriormente, no item 2.6, os limites de composição química deste aço conferem uma faixa de temperabilidade mais estreita, garantindo maior reprodutibilidade dos níveis de dureza após têmpera [17,52,58-60,62].

O digrama CCT deste aço, apresentado no item 3.3.1, foi determinado pela Gerdau Aços Especiais Piratini. Porém não existe na literatura um diagrama TTT correspondente para o aço. Desta forma, nos itens subsequentes, a principal intenção é tentar descrever as transformações isotérmicas do aço SAE 4118 HM dos 700 aos 400°C, num intervalo de 50°C.

Para avaliar a evolução a decomposição isotérmica da austenita, os resultados obtidos em cada temperatura foram comparados com o diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 [89]. Este foi o aço com composição química mais próxima ao SAE 4118 HM que teve seu diagrama TTT encontrado na literatura. No geral, o aço DIN 25CrMo4 é considerado similar aos aços SAE 4118 e 4118H [54], sendo conseqüentemente similar ao SAE 4118 HM. A Tabela 4.4 apresenta a composição química do aço DIN 25CrMo4 [89], referente ao diagrama TTT considerado. A faixa de composição química dos aços SAE 4118, 4118 H e 4118 HM, além da composição química das amostras utilizadas no trabalho, também estão listadas na Tabela 4.5.

Tabela 4.4 Faixa de composição química dos aços SAE 4118, 4118 H e 4118 HM; composição química das amostras tratadas e do aço DIN 25CrMo4, referente ao diagrama TTT consultado [54,61,89].

Material	Composição química - min-máx (%)						
	C	Mn	Cr	Mo	Si	P, máx	S, máx
SAE 4118	0,18-0,23	0,70-0,90	0,40-0,60	0,08-0,15	0,15-0,30	0,035	0,040
SAE 4118H	0,17-0,23	0,60-1,00	0,30-0,70	0,08-0,15	0,15-0,35	0,035	0,040
SAE 4118 HM	0,18-0,23	0,90-1,30	0,35-0,70	0,10-0,20	0,15-0,35	0,035	0,040
Amostras	0,21	1,16	0,50	0,13	0,19	0,016	0,027
25CrMo4	0,22	0,64	0,97	0,33	0,25	0,010	0,011

A partir da Tabela 4.4 percebe-se que o DIN 25CrMo4 possui teor de manganês dentro da faixa de composição do SAE 4118H, porém menor do que o teor apresentado pelas amostras do aço SAE 4118 HM. A porcentagem de cromo, nesse aço, foge dos limites apresentados pelos aços SAE 4118, 4118H e 4118 HM. No que diz respeito ao carbono, o DIN 25CrMo4 possui teor similar, enquanto que o teor de molibdênio é levemente superior. Estas variações nos teores dos elementos de liga devem ser consideradas na tentativa de compreensão das transformações isotérmicas apresentadas pelo aço SAE 4118 HM.

4.4.1 Tratamentos realizados a 700°C

Realizou-se tratamentos isotérmicos a $700 \pm 5^\circ\text{C}$ durante 15, 75, 180, 600, 1800, 3600 e 10800 segundos. Estes tempos foram escolhidos de acordo com o diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4, a fim de comparar-se a velocidade de transformação do SAE 4118 HM, com este aço. A Figura 4.15 apresenta o diagrama TTT com os tempos de tratamento assinalados em vermelho, onde o principal objetivo com os tempos escolhidos foi comparar início e fim de transformação da austenita em perlita.

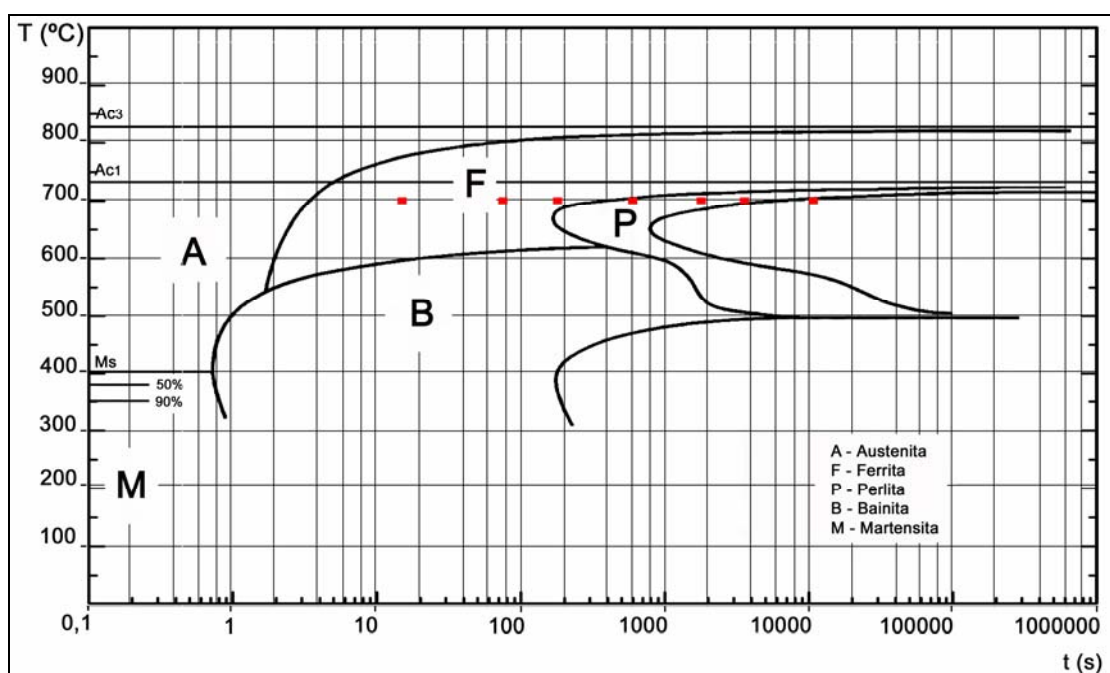


Figura 4.15 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 700°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

Após cada um dos tempos de permanência apresentados na Figura 4.15, a transformação foi interrompida por têmpera em salmoura agitada. Dessa forma, as microestruturas resultantes apresentaram certa fração de martensita, que decresceu com o tempo de permanência na temperatura de estudo. Esta martensita obtida após têmpera representa a austenita residual que não se transformou em ferrita ou perlita durante o tempo de tratamento correspondente [6,18,20,30,37].

A Figura 4.16 apresenta as microestruturas obtidas após os tratamentos isotérmicos a 700°C. Em todas as fotos apresentadas a seguir, e na seqüência dos resultados, o aumento pode ser determinado pela escala micrométrica nas imagens. As microestruturas da Figura 4.16 foram reveladas com o reagente de metabissulfito de sódio 10%, após preparação metalográfica padrão. Como mostrou a caracterização metalográfica inicial, este reagente obtém excelentes resultados na revelação de microestruturas mistas com a presença de martensita. Nessas situações a martensita é colorida pelo reagente com a tonalidade marrom, destacando-se dos demais microconstituintes [70].

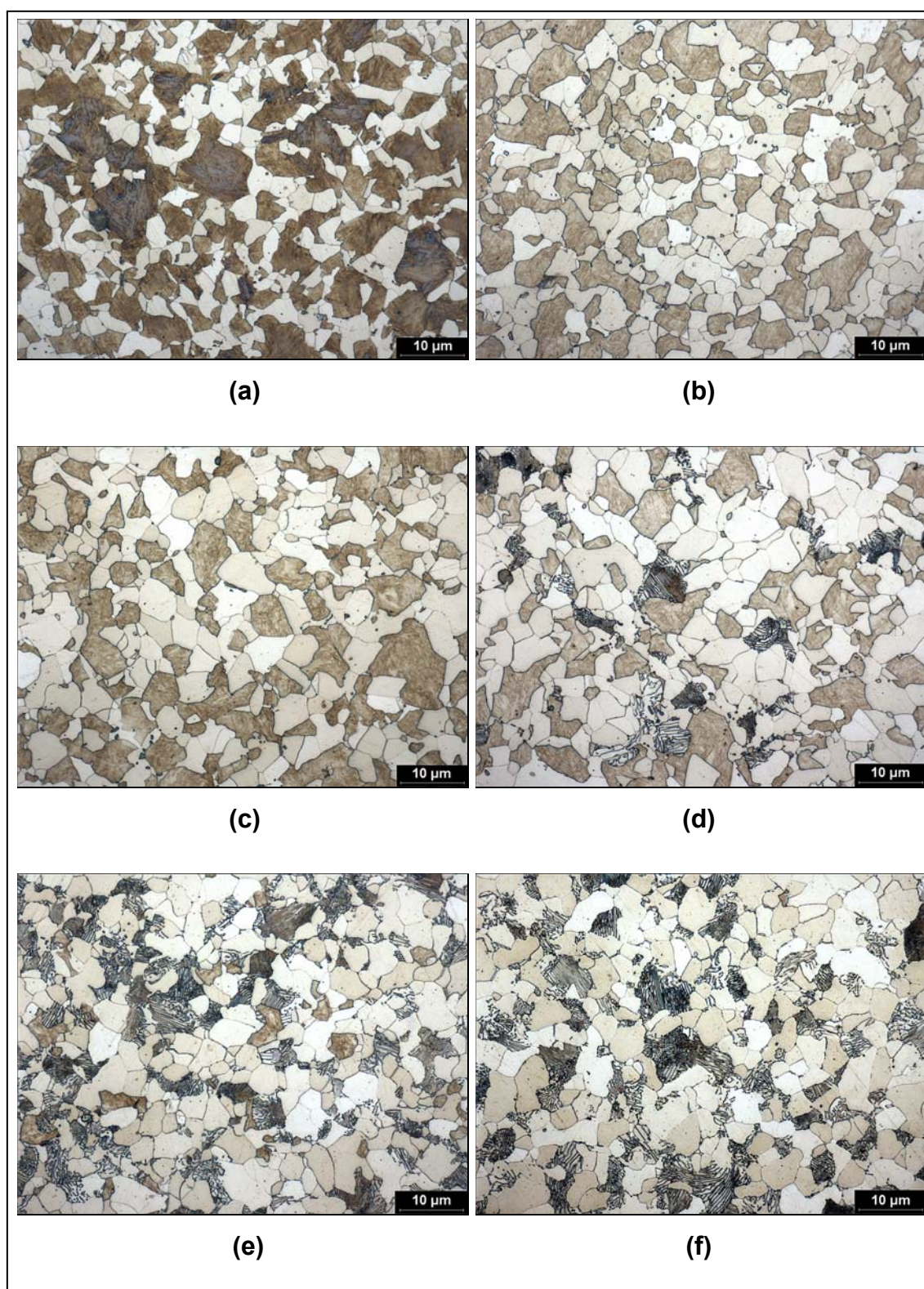


Figura 4.16 Microestruturas obtidas após tratamentos isotérmicos a 700°C durante: (a) 15 segundos; (b) 180 segundos; (c) 600 segundos; (d) 1800 segundos; (e) 3600 segundos; (f) 10800 segundos. Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.

Analisando-se qualitativamente as imagens da Figura 4.16 percebe-se que em apenas 15 segundos a fração transformada em ferrita foi relativamente grande. Com a evolução do tempo de tratamento, prosseguiu-se a transformação de austenita em ferrita, como mostram as imagens (b) e (c). A presença de perlita foi detectada após 1800 segundos a 700°C, e após 10800 segundos toda a austenita já havia se transformado em ferrita e perlita. Com relação à morfologia apresentada pelos microconstituintes, a ferrita apresentou morfologia típica para esta faixa de temperatura, tratando-se de uma ferrita poligonal [49,108,109]. A perlita resultante da decomposição da austenita, também é típica para esta faixa de temperatura, apresentando espaçamento interlamelar relativamente grande [30-36]. As lamelas alternadas de ferrita e cementita são facilmente observáveis nas microestruturas apresentadas. A análise quantitativa das microestruturas está listada na Tabela 4.5 abaixo. As frações volumétricas de cada microconstituente foram determinadas pela contagem manual sistemática de pontos, segundo norma ASTM E 562-02 [81].

Tabela 4.5 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 700°C em função do tempo.

Microconstituente (%)	Tempo (s)						
	15	75	180	600	1800	3600	10800
Ferrita	45,8	54,4	59,1	63,0	64,7	68,9	68,7
Desvio Padrão	3,5	3,3	3,1	3,3	2,9	2,0	4,6
95% CI	4,4	4,1	3,9	4,1	3,7	2,5	5,7
% RA	9,6	7,5	6,6	6,6	5,7	3,6	8,4
Perlita	-	-	-	-	8,3	22,9	31,3
Desvio Padrão	-	-	-	-	1,4	1,9	4,6
95% CI	-	-	-	-	1,7	2,3	5,7
% RA	-	-	-	-	20,9	10,0	18,4
Martensita	54,2	45,6	40,9	37,0	27,0	8,2	-
Desvio Padrão	3,5	3,3	3,1	3,3	2,8	1,8	-
95% CI	4,4	4,1	3,9	4,1	3,5	2,2	-
% RA	8,1	8,9	9,5	11,2	13,0	27,1	-

Os resultados apresentados na Tabela 4.5 mostram que o tempo de 15 segundos a 700°C foi suficiente para transformar 45,8% da austenita em ferrita. Porém, como visto anteriormente no item 4.3, é possível que parte desta ferrita tenha sido formada durante o resfriamento até 700°C. No entanto, olhando

para as microestruturas obtidas é difícil encontrar evidências que indiquem a formação de ferrita sob resfriamento contínuo. Com relação à perlita, no tempo de 1800 segundos já havia uma fração transformada de 8,3%. Assim como o DIN 25CrMo4, o SAE 4118 HM teve seu início de transformação de austenita em perlita entre 600 e 1800 segundos. No que diz respeito ao fim de transformação, para esta temperatura, ambos apresentam microestrutura final composta por ferrita e perlita após os 10800 segundos. A análise quantitativa da Figura 4.16 (f), apresentada na Tabela 4.5, mostra que a microestrutura final é composta por 68,7% de ferrita e 31,7% de perlita. Para a melhor detecção do início de transformação da perlita a 700°C, no aço SAE 4118 HM, seriam necessários novos tratamentos isotérmicos entre 600 e 1800 segundos. A Figura 4.17 abaixo apresenta os gráficos de evolução da transformação em função do tempo e dureza Vickers em função da fração transformada.

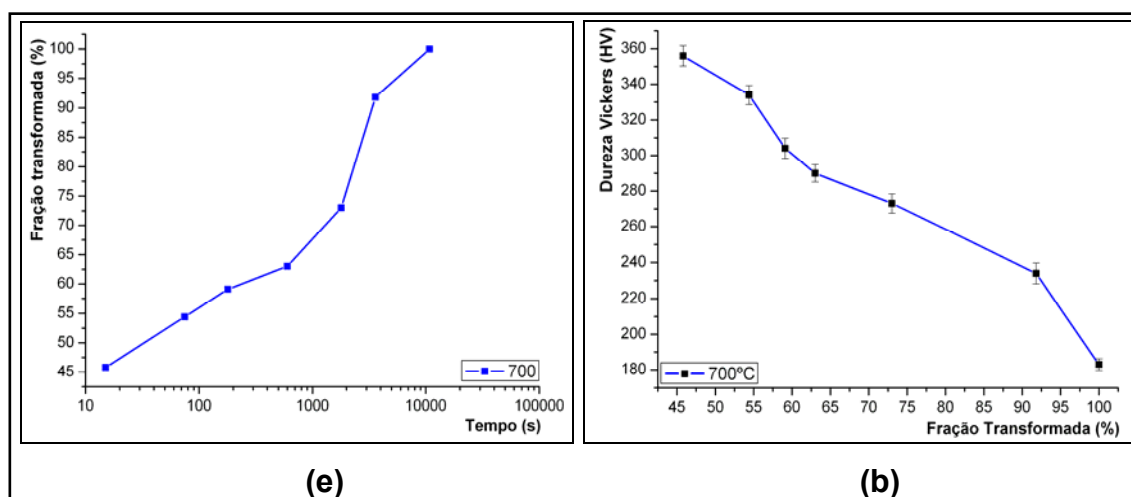


Figura 4.17 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 700°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada a 700°C.

Com o tempo mínimo de 15 segundos, aproximadamente 45% da transformação total já havia ocorrido, como mostra a Figura 4.17 (a). A curva apresentada tem o formato semelhante à porção superior de uma curva em “S”, que é característica para transformações que envolvem mecanismos de nucleação e crescimento como a decomposição da austenita nessa faixa de temperatura [1,3,4,14,17]. Na imagem (b) da Figura 4.17, observa-se a queda de dureza causada pela evolução da transformação. Esta queda na dureza

está obviamente ligada à menor fração de martensita resultante em função do tempo de transformação. Quanto mais tempo na determinada temperatura, maior a fração de austenita transformada e menor a proporção de martensita após têmpera [18,29,30,37,42,47]. Vale destacar para efeito de comparação que, uma amostra composta por 100% de martensita apresentou dureza média de $494 \pm 4,2$ Vickers, o que corresponde a aproximadamente a 49 Rockwell C. Este valor de dureza, assim como a dureza apresentada pela microestrutura final está de acordo com o esperado para um aço com este teor de carbono, nessas condições de tratamento térmico [1,2,62].

4.4.2 Tratamentos realizados a 650°C

Na temperatura de 650°C, realizou-se tratamentos isotérmicos durante 15, 35, 75, 180, 600, 900 e 1800 segundos. As Figuras 4.18 e 4.19 a seguir, mostram respectivamente os tempos sobrepostos no diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e as microestruturas obtidas após os tratamentos isotérmicos realizados a 650°C.

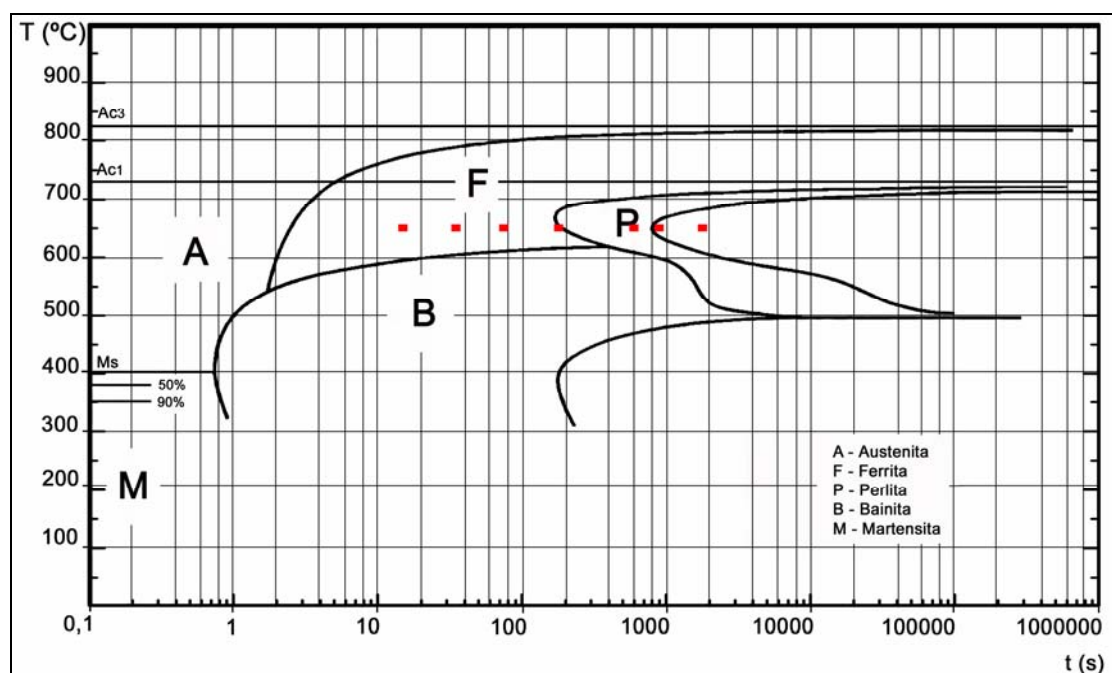


Figura 4.18 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 650°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

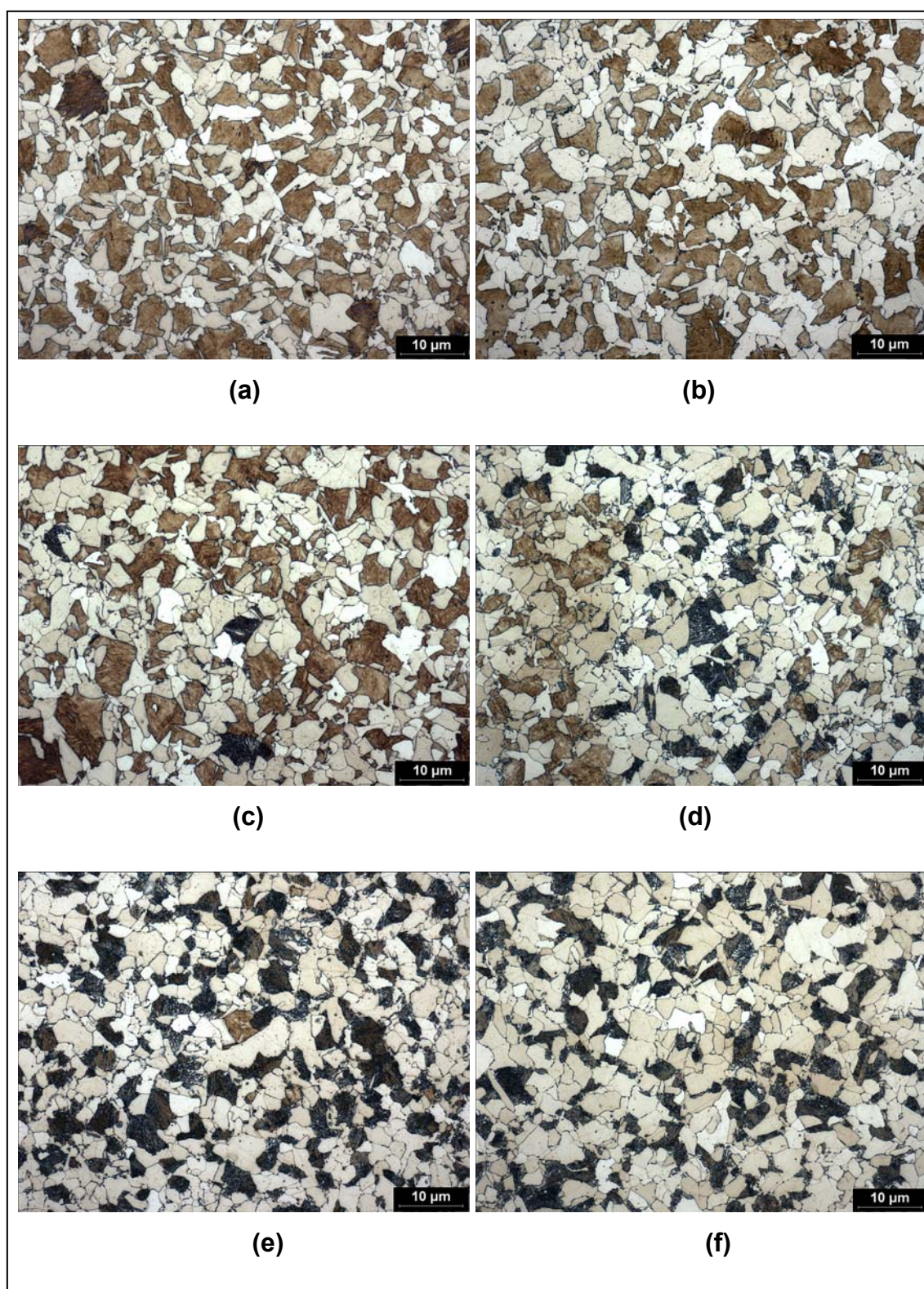


Figura 4.19 Microestruturas obtidas após tratamentos isotérmicos a 650°C durante: (a) 15 segundos; (b) 35 segundos; (c) 75 segundos; (d) 180 segundos; (e) 600 segundos; (f) 900 segundos. Ataque realizado com metabisulfito de sódio 10% durante 5 minutos.

Os resultados apresentados pelas Figuras 4.18 e 4.19 demonstram a evolução da decomposição da austenita em função do tempo na temperatura de 650°C. Nota-se a partir da Figura 4.19 (a), que nessa temperatura de tratamento, assim como ocorrera na temperatura de 700°C, em apenas 15 segundos obteve-se uma grande fração de ferrita transformada. Da mesma forma, parte desta ferrita pode ter sido formada durante resfriamento até 650°C, embora não seja possível afirmar a partir das microestruturas obtidas.

No que diz respeito à morfologia dos produtos formados pela decomposição da austenita, a principal mudança em relação a 700°C está no espaçamento interlamelar da perlita. Como se pode observar nas Figuras 4.19 (c), (d), (e) e (f), não se pode distinguir entre as lamelas de ferrita e cementita. Trata-se de uma perlita mais fina que a obtida na temperatura anterior, o que proporciona maiores níveis de dureza ao aço [1-5,17,32-36]. A ferrita formada a 650°C apresentou novamente a morfologia de grãos poligonais [49,108,109]. Os resultados da análise quantitativa das microestruturas formadas a 650°C estão apresentados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 650°C em função do tempo.

Microconstituente(%)	Tempo (s)						
	15	35	75	180	600	900	1800
Ferrita	44,6	56,3	61,5	65,9	67,2	69,0	68,8
Desvio Padrão	3,7	2,8	3,7	2,6	4,7	2,2	3,2
95% CI	4,7	3,5	4,6	3,2	5,8	2,8	3,9
% RA	10,4	6,2	7,5	4,8	8,7	4,0	5,7
Perlita	-	-	2,6	17,2	31,3	31,0	31,2
Desvio Padrão	-	-	0,4	1,2	5,0	2,2	3,2
95% CI	-	-	0,5	1,4	6,2	2,8	3,9
% RA	-	-	20,0	8,3	19,9	9,0	5,7
Martensita	55,4	43,7	35,9	16,9	1,5	-	-
Desvio Padrão	3,7	2,8	3,3	1,7	0,5	-	-
95% CI	4,7	3,5	4,1	2,2	0,6	-	-
% RA	8,4	7,9	11,5	12,8	41,4	-	-

Como mostra a Tabela 4.6, a decomposição da austenita em perlita teve início por volta dos 75 segundos. Isto pode ser observado na Figura 4.19 (c), na qual estão visíveis as primeiras colônias de perlita que foram formadas. De

acordo com a Tabela 4.6, a fração deste microconstituente após 75 segundos ficou em torno de 2,6%, o que praticamente caracteriza o início da transformação. Nota-se a partir da análise da Figura 4.18, em conjunto com a Tabela 4.6, que o aço SAE 4118 HM teve início de transformação da austenita em perlita mais rápido a 650°C do que o aço DIN 25CrMo4, no qual a transformação inicia-se em aproximadamente 180 segundos. Além disso, os resultados da Tabela 4.6 e a Figura 4.19 (e) demonstram que o aço SAE 4118 HM apresentou fim de decomposição da austenita também mais rápido que o aço DIN 25CrMo4. Enquanto o SAE 4118 HM levou aproximadamente 600 segundos para finalizar a transformação, o DIN 25CrMo4 necessita de 900 segundos, de acordo com o diagrama da Figura 4.18.

Estas diferenças entre os aços, no que diz respeito ao tempo de transformação, podem estar associadas com as variações nos teores de elementos de liga. O aço DIN 25CrMo4 possui teor de cromo e molibdênio superior, e teor de manganês inferior ao SAE 4118 HM. Cromo e molibdênio, assim como os outros elementos formadores de carbeto, têm forte tendência em deslocar a região perlítica do diagrama TTT para tempos mais longos, tanto para o início quanto para o fim de transformação, além de serem mais efetivos que o manganês nesse aspecto [2,6,17,30,37,110]. Dessa forma, justifica-se a maior velocidade de reação apresentada pelo aço SAE 4118 HM na faixa dos 650°C. No geral, a velocidade de transformação da austenita a 650°C, apresentou-se elevada. Visto que pouco mais de 600 segundos foram suficientes para encerrar a transformação total. Nessa faixa de temperatura, as taxas de nucleação e crescimento são relativamente elevadas, o que pode proporcionar esta aceleração das reações [4,17,30,32].

A análise quantitativa da Figura 4.19 (f), apresentada na Tabela 4.6, indica que a microestrutura final foi constituída de 69% de ferrita e 31% de perlita, basicamente a mesma proporção apresentada após o fim de transformação a 700°C. A evolução da transformação a 650°C e a variação da dureza em função da fração transformada, estão apresentadas na Figura 4.20. Novamente a curva de fração transformada em função do tempo apresentou-se similar à porção superior de uma curva em “S”, como mostra a Figura 4.20 (a).

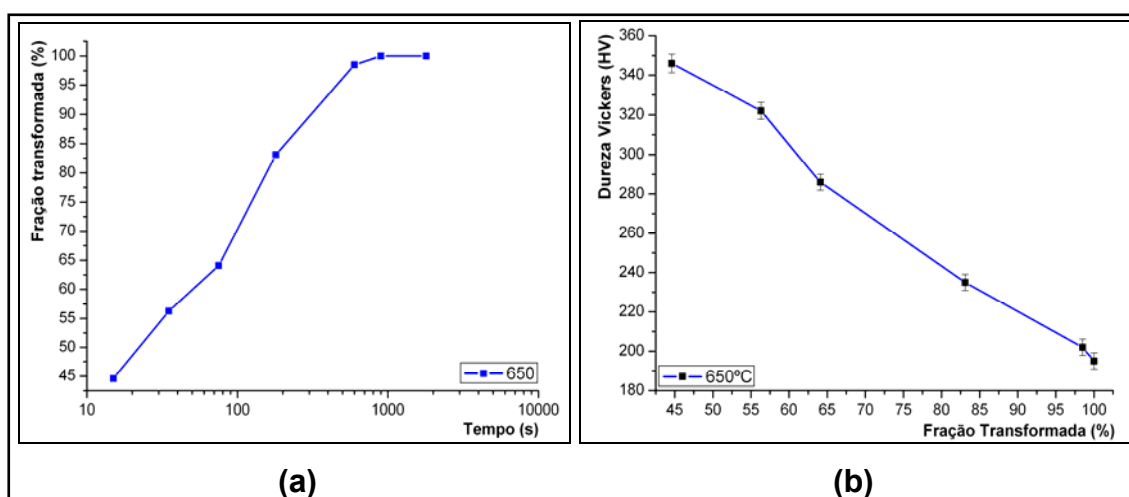


Figura 4.20 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 650°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada a 650°C.

Na figura 4.20 (b), nota-se a queda de dureza acompanhada pelo aumento da fração de austenita transformada. Este comportamento foi similar ao apresentado pelo aço, quando transformado a 700°C. Percebe-se ainda que a dureza final obtida pela microestrutura totalmente transformada foi pouco superior àquela obtida a 700°C, $202 \pm 4,1$ contra $186 \pm 3,3$ Vickers. Isto possivelmente é consequência do menor espaçamento interlamelar da perlita formada a 650°C, como citado anteriormente [1-5,17,35,36].

4.4.3 Tratamentos realizados a 600°C

As microestruturas obtidas após os tratamentos realizados a 600°C, estão ilustradas na Figura 4.21. Os tempos de permanência foram 15, 75, 180, 600, 1800, 3600 e 10800 segundos. Nessas imagens observa-se uma mudança na morfologia da ferrita. No início, a ferrita formou-se com uma morfologia acicular ou de ferrita Widmanstätten, como mostram as imagens (a), (b) e (c) da Figura 4.21. Com a evolução do tempo de tratamento a 600°C, a ferrita acicular formada no início, deu origem a ferrita quase-poligonal, como mostram as imagens (d), (e) e (f) da Figura 4.21. Este tipo de morfologia apresentada pela ferrita é típico desta faixa de temperatura situada na região de transição entre perlita e bainita do diagrama TTT [6,30,49,108-111].

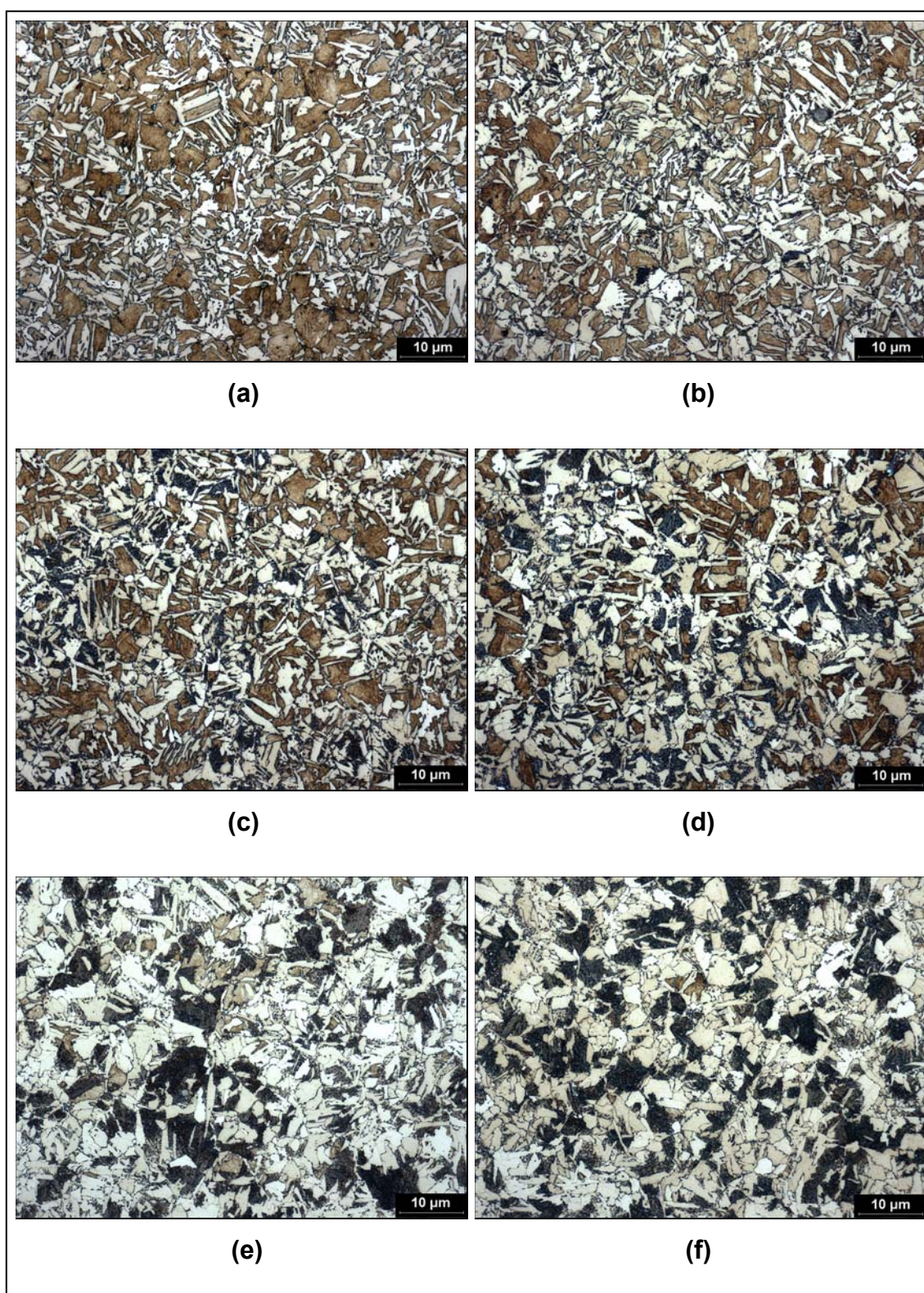


Figura 4.21 Microestruturas obtidas após tratamentos isotérmicos a 600°C durante: (a) 15 segundos; (b) 75 segundos; (c) 180 segundos; (d) 600 segundos; (e) 1800 segundos; (f) 3600 segundos. Ataque realizado com metabisulfito de sódio 10% durante 5 minutos.

Mais uma vez o aço SAE 4118 HM apresentou rápida formação de perlita, como mostra a imagem (b) da Figura 4.21, que representa o tratamento realizado durante 75 segundos. Nesta imagem percebe-se a presença de pequenas colônias de perlita entre os contornos de martensita, de ferrita e entre a interface ferrita-martensita. Com a evolução do tempo de transformação, essas colônias cresceram localizando-se na microestrutura final entre os contornos da ferrita quase-poligonal [49]. De acordo com a Tabela 4.7, a fração de perlita, inicialmente detectada na imagem (b), foi da ordem de 4,0%. Dessa forma, o início de transformação da perlita está muito próximo dos 75 segundos. A proporção entre ferrita e perlita na microestrutura final diferiu ligeiramente dos valores obtidos nas temperaturas anteriores, ficando em 36,9% de perlita para 63,1% de ferrita.

Tabela 4.7 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 600°C em função do tempo.

Microconstituente (%)	Tempo (s)						
	15	75	180	600	1800	3600	10800
Ferrita	45,5	49,4	55,8	56,7	60,3	62,9	63,1
Desvio Padrão	4,9	3,8	3,8	2,7	1,2	2,7	3,4
95% CI	6,1	4,7	4,7	3,4	1,5	3,3	4,2
% RA	13,4	9,5	8,4	5,9	2,5	5,3	6,7
Perlita	-	4,0	9,6	24,8	32,3	35,9	36,9
Desvio Padrão	-	3,8	0,7	3,1	1,3	2,9	3,4
95% CI	-	4,7	0,8	3,8	1,6	3,5	4,2
% RA	-	9,5	8,4	15,5	4,8	9,9	11,5
Martensita	54,5	46,6	34,6	18,5	7,4	1,2	-
Desvio Padrão	4,9	4,0	4,2	1,2	1,1	0,3	-
95% CI	6,1	5,0	5,2	1,2	1,3	0,3	-
% RA	11,2	10,7	15,0	8,2	18,2	28,3	-

Ainda de acordo com a Tabela 4.7, praticamente as transformações se encerraram por volta dos 3600 segundos. Comparando-se os tempos de início e fim de transformação de perlita apresentados pelo aço SAE 4118 HM com as transformações presentes no diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 da Figura 4.22, percebe-se novamente o início de transformação da perlita ocorrendo antecipadamente no SAE 4118 HM. A diferença nos teores de cromo e molibdênio novamente pode ter influenciando nesse sentido [6].

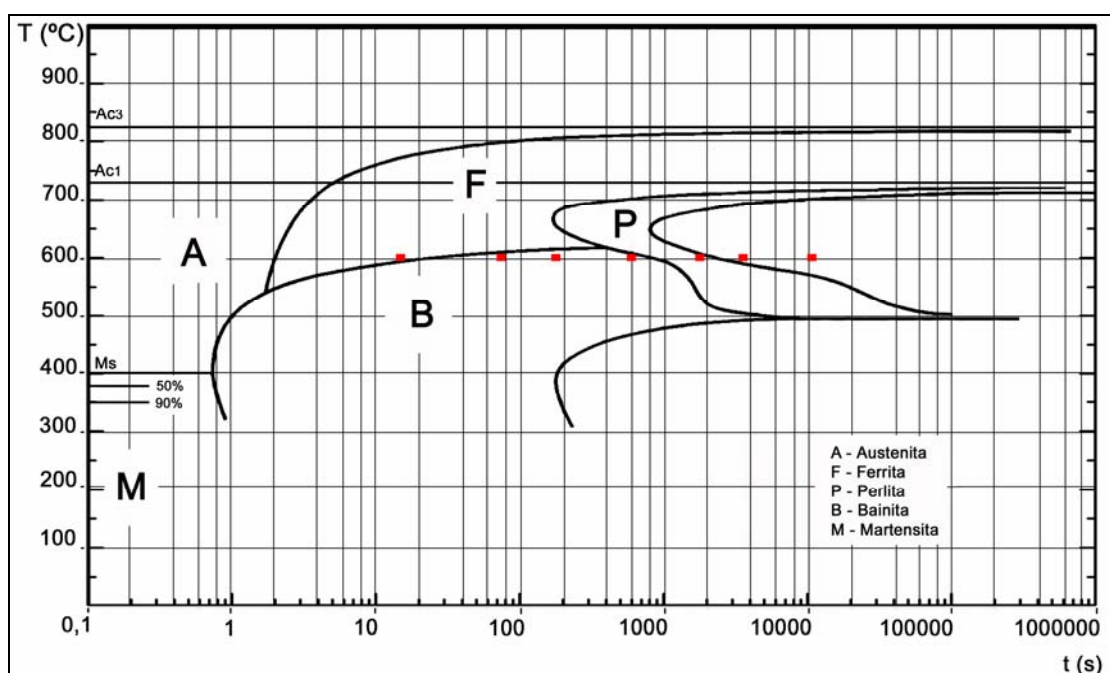


Figura 4.22 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 600°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

Nota-se ainda no diagrama da Figura 4.22, que a temperatura de 600°C para o aço DIN 25CrMo4 encontra-se na faixa de transição entre perlita e bainita. Conseqüentemente, um tratamento térmico nessa região poderia proporcionar a presença de bainita na microestrutura do aço DIN 25CrMo4, visto que a linha de início de formação da bainita seria cruzada após 20 segundos nessa temperatura.

Com relação ao aço SAE 4118 HM, as microestruturas apresentadas nas imagens da Figura 4.21 não indicam presença de bainita. Porém a morfologia inicialmente apresentada pela ferrita, é característica do início de formação da bainita superior, onde inicialmente feixes de ripas da ferrita precipitam a partir da austenita para a posterior precipitação dos carbeto entre as ripas de ferrita. No entanto, acredita-se que composição química apresentada por este aço pode estar contribuindo para que as condições de difusão dos átomos de carbono, nessa temperatura, sejam suficientes para a cementita precipitar-se na forma de lamelas na perlita. Dessa forma, não ocorre a precipitação das partículas de cementita que completariam a transformação da bainita superior [13,28,38,39,110-113]. Sendo assim, o início de

transformação banítica neste aço ocorra em temperaturas mais baixas.

A Figura 4.23 apresenta a evolução da transformação em função do tempo e a variação de dureza em função da fração transformada a 600°C. Nota-se a partir do exame do gráfico (a), que para esta temperatura aproximadamente 45% da transformação total ocorreu em 15 segundos, assim como acontecera anteriormente a 700 e 650°C. Também como fora obtido em 700 e 650°C, a curva de fração transformada em função do tempo, apresentou a característica da porção superior de uma curva em “S”, típica para os processos de nucleação e crescimento que ocorrem na decomposição da austenita a 600°C [1,3,4,14,17].

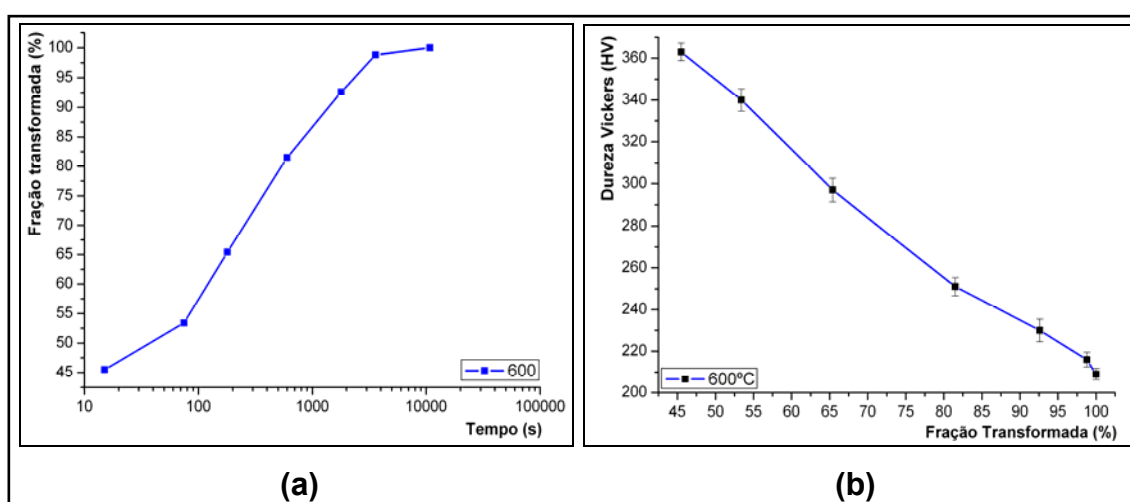


Figura 4.23 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 600°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.

A dureza apresentada pela microestrutura final foi pouco superior a 200 Vickers, como mostra a Figura 4.23 (b). A queda de dureza em função da evolução da transformação apresentou comportamento semelhante aos anteriores, a 700 e 650°C. Ou seja, com a evolução da transformação, a proporção de martensita presente na microestrutura do aço SAE 4118 HM foi menor, como mostram as imagens da Figura 4.21 e os dados da Tabela 4.7. Dessa forma, os valores de dureza do aço SAE 4118 HM diminuíram em função do aumento da fração transformada à temperatura de 600°C [29,30,37,47].

4.4.4 Tratamentos realizados a 550°C

Os tempos utilizados para a realização dos tratamentos isotérmicos a 550°C estão apresentados no diagrama TTT da Figura 4.24 abaixo. Como se pode ver, os tratamentos foram realizados durante 15, 75, 600, 1800, 3600, 10800 e 28800 segundos.

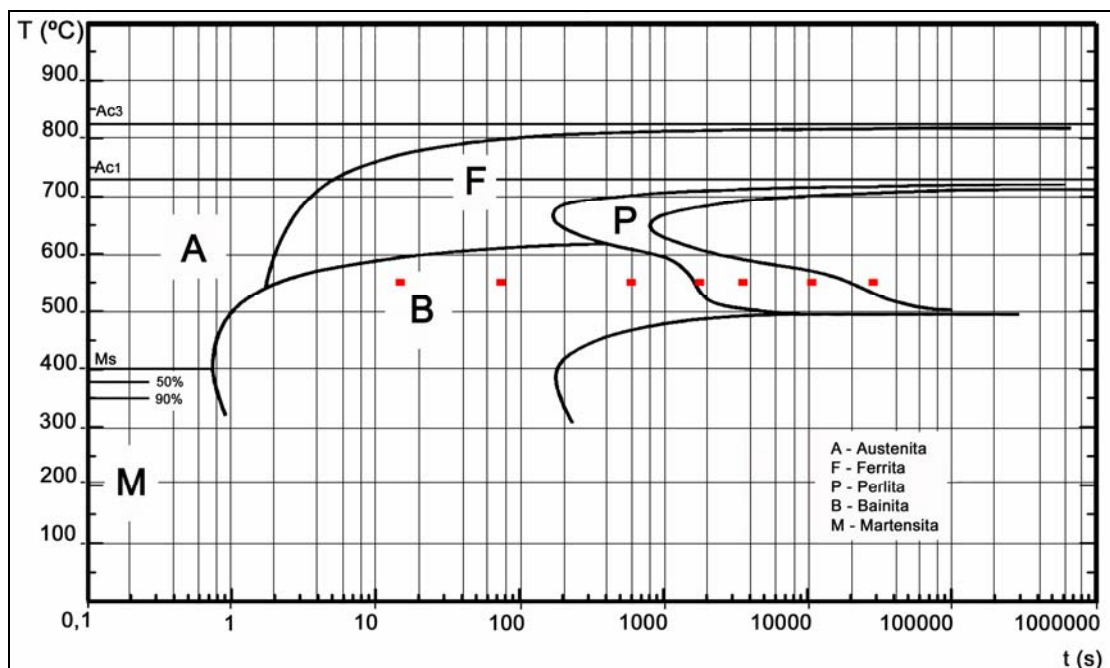


Figura 4.24 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 550°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

As microestruturas obtidas após os tratamentos isotérmicos a 550°C, estão ilustradas na Figura 4.25. Nestas imagens, nota-se a mesma característica do mecanismo de transformação apresentado em 600°C. Inicialmente, a ferrita precipitou-se na forma de ripas, que cresceram com a evolução do tempo dando origem à ferrita quase-poligonal mostrada na imagem (f) [49,108,109]. Novamente o aço SAE 4118 HM apresentou rápida nucleação de perlita, pois após 75 segundos notou-se a presença de pequenas colônias formadas ao longo das interfaces, como mostra a imagem (b) da Figura 4.25. As colônias de perlita se apresentaram mais dispersas e com tamanho menor que o daquelas formadas a 600°C. Percebeu-se ainda a presença de carbeto precipitados ao longo dos contornos de ferrita.

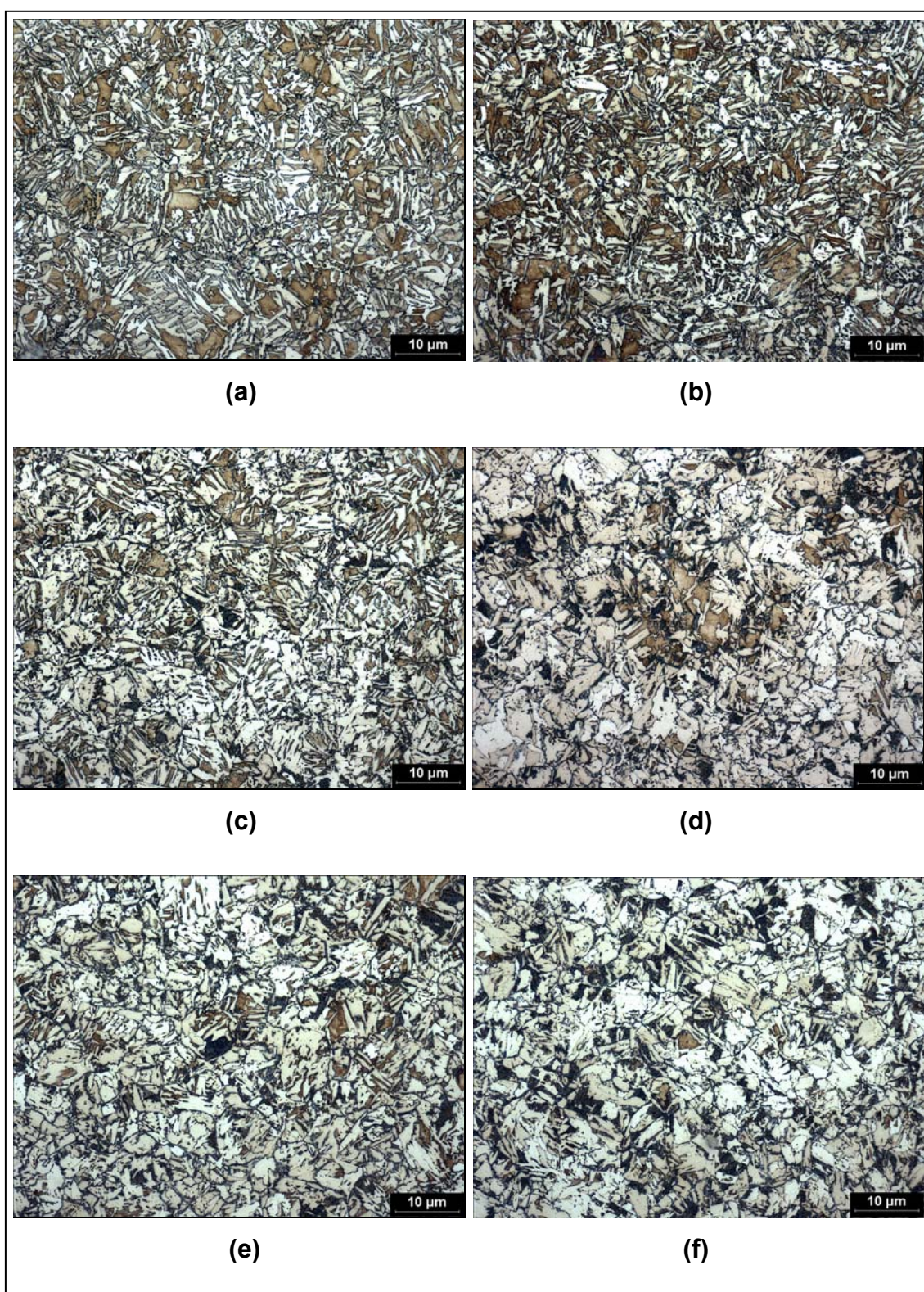


Figura 4.25 Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 550°C durante: (a) 15 segundos; (b) 75 segundos; (c) 600 segundos; (d) 1800 segundos; (e) 10800 segundos; (f) 28800 segundos. Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.

Como ocorrera a 600°C, a decomposição da austenita iniciou-se a partir da precipitação das ripas de ferrita e prosseguiu com a transformação da austenita em perlita, como mostram as imagens da Figura 4.25. A análise quantitativa das microestruturas está apresentada na Tabela 4.8. A partir destes dados nota-se que após 75 segundos 9,8% de perlita já havia se formado, o que indica que o início da transformação da perlita para o aço SAE 4118 HM a 550°C é mais rápido que nas temperaturas anteriores. O diagrama TTT da Figura 4.24 mostra que para o aço DIN 25CrMo4 a perlita inicia-se a partir de aproximadamente 1800 segundos. Além disso, nos instantes iniciais a essa temperatura, o aço DIN 25CrMo4 já se encontra na região de transformação de austenita em bainita. De certa forma, a presença dos carbeto precipitados ao longo dos contornos de grão da ferrita no aço SAE 4118 HM pode ser considerada como o início da transformação bainítica para este aço. Porém, essa possível bainita formada não é fácil de ser quantificada nas microestruturas obtidas. Dessa forma, considerou-se a microestrutura final formada por uma mistura de ferrita e perlita, na proporção de 68,7 e 31,3% respectivamente.

Tabela 4.8 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 550°C em função do tempo.

Microconstituente (%)	Tempo (s)						
	15	75	600	1800	3600	10800	28800
Ferrita	53,2	55,0	59,8	65,0	64,8	66,8	68,7
Desvio Padrão	0,9	2,7	3,2	2,4	2,0	1,3	1,4
95% CI	1,1	3,4	4,0	2,9	2,4	1,6	1,7
% RA	2,1	6,2	6,7	4,5	3,7	2,4	2,5
Perlita	-	9,8	17,2	24,5	27,5	28,6	31,3
Desvio Padrão	-	1,7	2,4	1,6	1,2	2,2	1,4
95% CI	-	2,1	3,0	2,0	1,5	2,7	1,7
% RA	-	21,3	17,2	8,2	5,3	9,4	5,5
Martensita	46,8	35,2	23,0	10,5	7,7	4,6	-
Desvio Padrão	0,9	3,2	3,6	1,5	1,2	1,0	-
95% CI	1,1	3,9	4,4	1,8	1,4	1,2	-
% RA	2,4	11,2	19,3	17,2	18,6	26,0	-

De acordo com a Tabela 4.8, o fim de transformação para o aço SAE 4118 HM ocorreu por volta dos 10800 segundos. No diagrama da Figura 4.24,

nota-se que o aço DIN 25CrMo4 apresenta fim de transformação mais lento que o SAE 4118 HM, nessa temperatura. A Figura 4.26 abaixo, avalia a fração transformada em função do tempo, a 550°C e a queda de dureza causada pela evolução da transformação. Como pode ser visto no gráfico da Figura 4.26 (a), o início de transformação foi relativamente mais rápido do que aqueles apresentados em temperaturas superiores. Após 15 segundos ocorreu mais de 50% da transformação total.

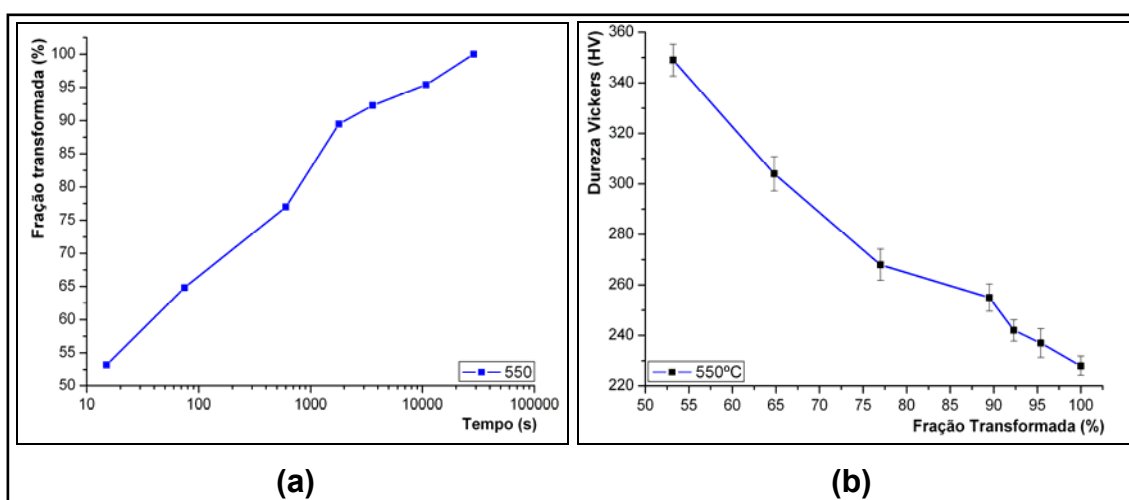


Figura 4.26 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 550°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.

A variação da dureza em função da fração transformada, presente na Figura 4.26 (b), mostra um pequeno desvio no formato da curva por volta dos 90%. Ainda referente à dureza, nota-se pequena elevação na dureza da microestrutura final em relação às amostras tratadas a temperaturas mais elevadas. A microestrutura final apresentou dureza acima dos 220 Vickers, o que pode estar associado com a morfologia da perlita formada a 550°C, além da ocorrência dos pequenos carbeto precipitados ao longo dos contornos de ferrita [1-532,35,36].

4.4.5 Tratamentos realizados a 500°C

Nos tratamentos realizados a 500°C, utilizou-se os tempos de 15, 35, 75, 180, 600, 1800 e 10800 segundos, como mostram os pontos sobrepostos

no diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 apresentado na Figura 4.27 a seguir.

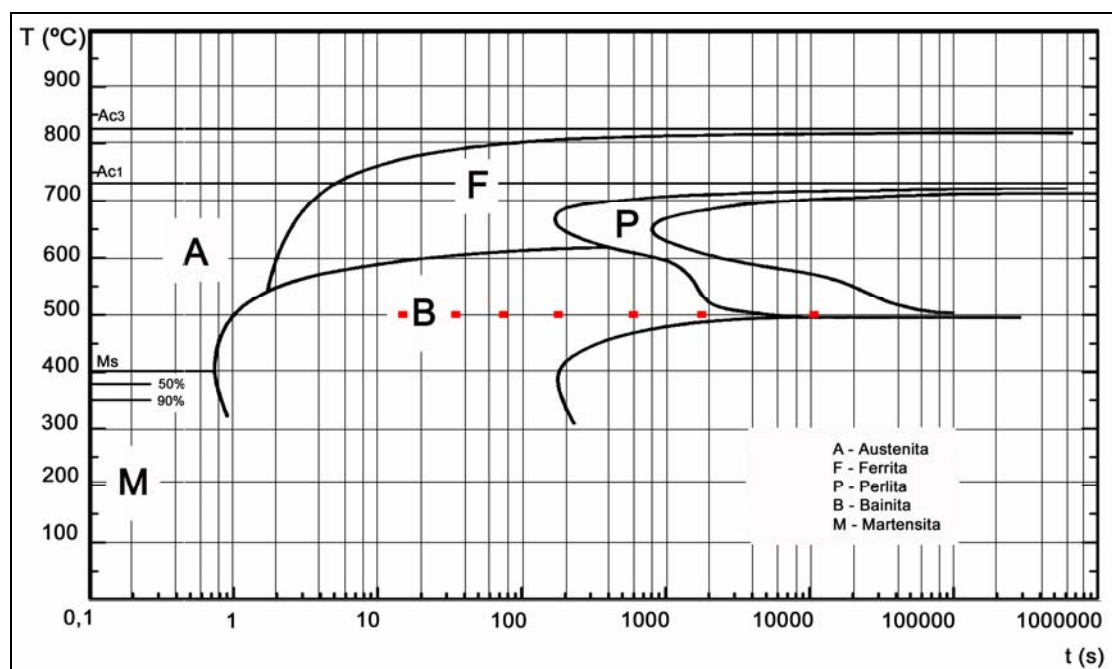


Figura 4.27 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 500°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

As microestruturas obtidas para os tempos de 15, 35 e 75 segundos, estão apresentadas na Figura 4.28. Nas imagens (a), (c) e (e), a microestrutura foi revelada com o reagente de metabissulfito de sódio 10%, enquanto que as microestruturas das imagens (b), (d) e (f) foram reveladas com o reagente de Le Pera [75,76]. Como mostram as imagens da Figura 4.28, nesta temperatura de tratamento isotérmico, foi nítida a transformação da austenita em bainita no aço SAE 4118 HM. Comparando-se as imagens (a) e (b), nota-se certa dificuldade na identificação da martensita residual em meio à bainita, quando a microestrutura foi revelada com metabissulfito de sódio 10%. No entanto, com o reagente de Le Pera obteve-se excelente contraste entre bainita e martensita, facilitando a quantificação dos microconstituintes e o acompanhamento da evolução da transformação [66,75,76,102]. Porém, a microestrutura revelada com metabissulfito torna-se interessante para avaliar a aparência dessas microestruturas, comparativamente com as microestruturas formadas a temperaturas mais elevadas. Percebe-se uma microestrutura com aparência escura, fortemente atacada pelo reagente [2,30,37,38].

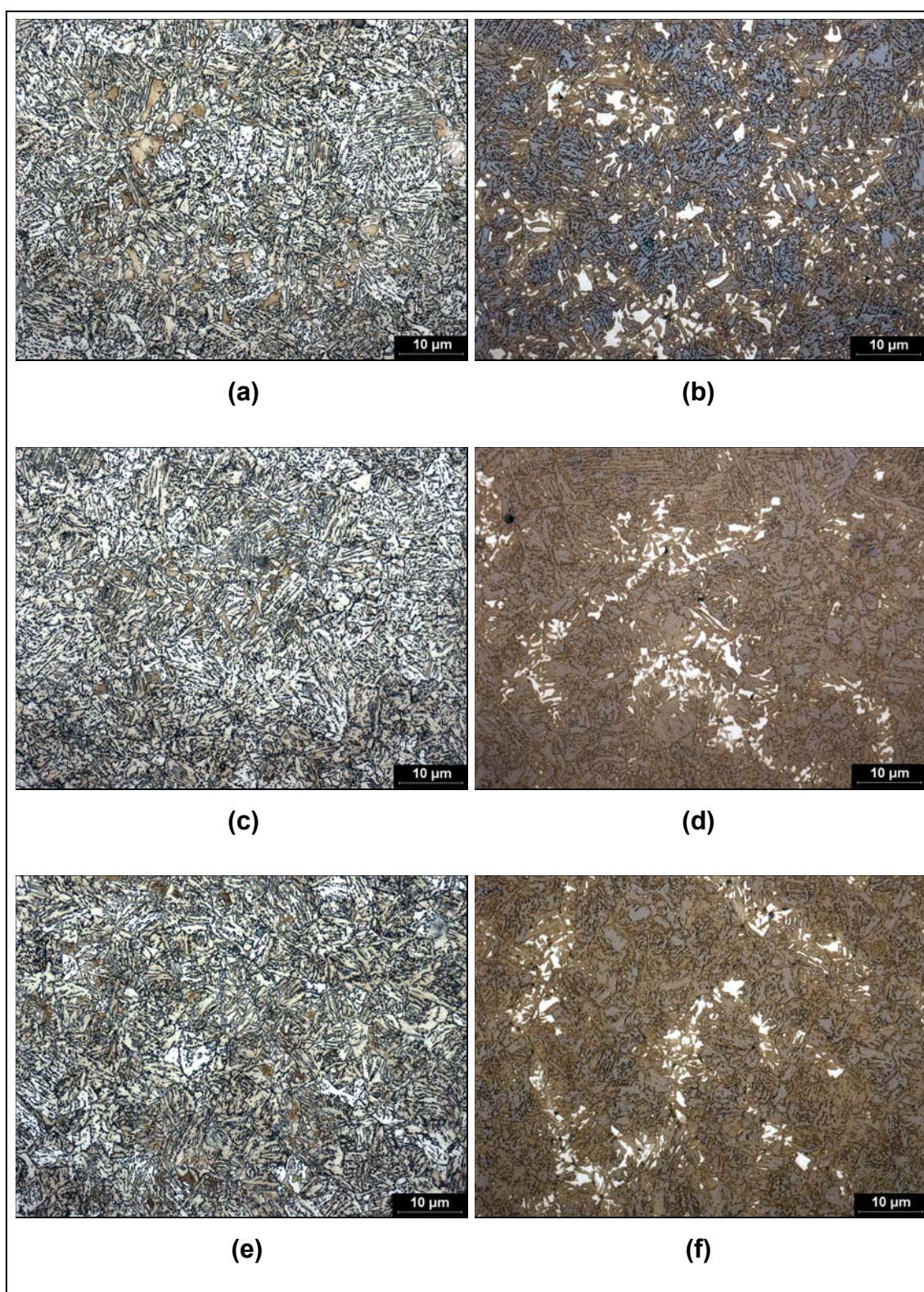


Figura 4.28 Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 500°C durante: 15 segundos (a) e (b); 35 segundos (b) e (c); 75 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).

A aparência mais escura apresentada pela microestrutura bainítica, é resultado dos carbeto finamente dispersos que precipitam durante a transformação. O grande número de partículas em meio às ripas de ferrita gera grande quantidade de interfaces, que são preferencialmente atacadas pelos reagentes metalográficos. Dessa forma, a aparência da microestrutura obtida é escura e de difícil resolução ao microscópio óptico [2,13,30,38,66].

Os resultados quantitativos referentes à temperatura de 550°C estão listados na Tabela 4.9. De acordo com estes valores, a decomposição da austenita em bainita ocorreu rapidamente no início do tratamento. Após os 15 segundos iniciais, 88,6% da austenita transformou-se em bainita. Novamente, assim como ocorrera com a ferrita, parte desta bainita pode ter sido formada durante o resfriamento. As imagens (a) e (b) da Figura 4.28 ilustram a bainita formada nos 15 segundos iniciais.

Tabela 4.9 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 500°C em função do tempo.

Microconstituente (%)	Tempo (s)						
	15	35	75	180	600	1800	10800
Bainita	88,6	90,7	93,2	94,0	94,5	96,8	98,7
Desvio Padrão	1,8	1,1	1,0	0,7	0,6	0,7	0,3
95% CI	2,2	1,4	1,3	0,9	0,8	0,8	0,3
% RA	2,5	1,5	1,4	0,9	0,8	0,9	0,3
Martensita	11,4	9,3	6,8	6,0	5,5	3,2	1,3
Desvio Padrão	1,8	1,1	1,0	0,7	0,6	0,7	0,3
95% CI	2,2	1,4	1,3	0,9	0,8	0,8	0,3
% RA	19,4	14,6	18,9	14,6	13,8	26,0	26,2

Após o rápido início, a decomposição da austenita prosseguiu de forma lenta até completar-se por volta dos 10800 segundos. Durante a conversão da austenita em bainita superior, inicialmente ocorre a precipitação das ripas de ferrita, que é a fase em avanço. Com a precipitação da ferrita, a austenita adjacente se enriquece em carbono e aumenta a sua estabilidade. Dessa forma, para que a reação de decomposição de austenita prossiga, são necessários tempos mais longos [13,30,38,39,108-111]. As microestruturas obtidas para os tempos de 180, 600 e 10800 segundos, estão presentes na Figura 2.29 a seguir.

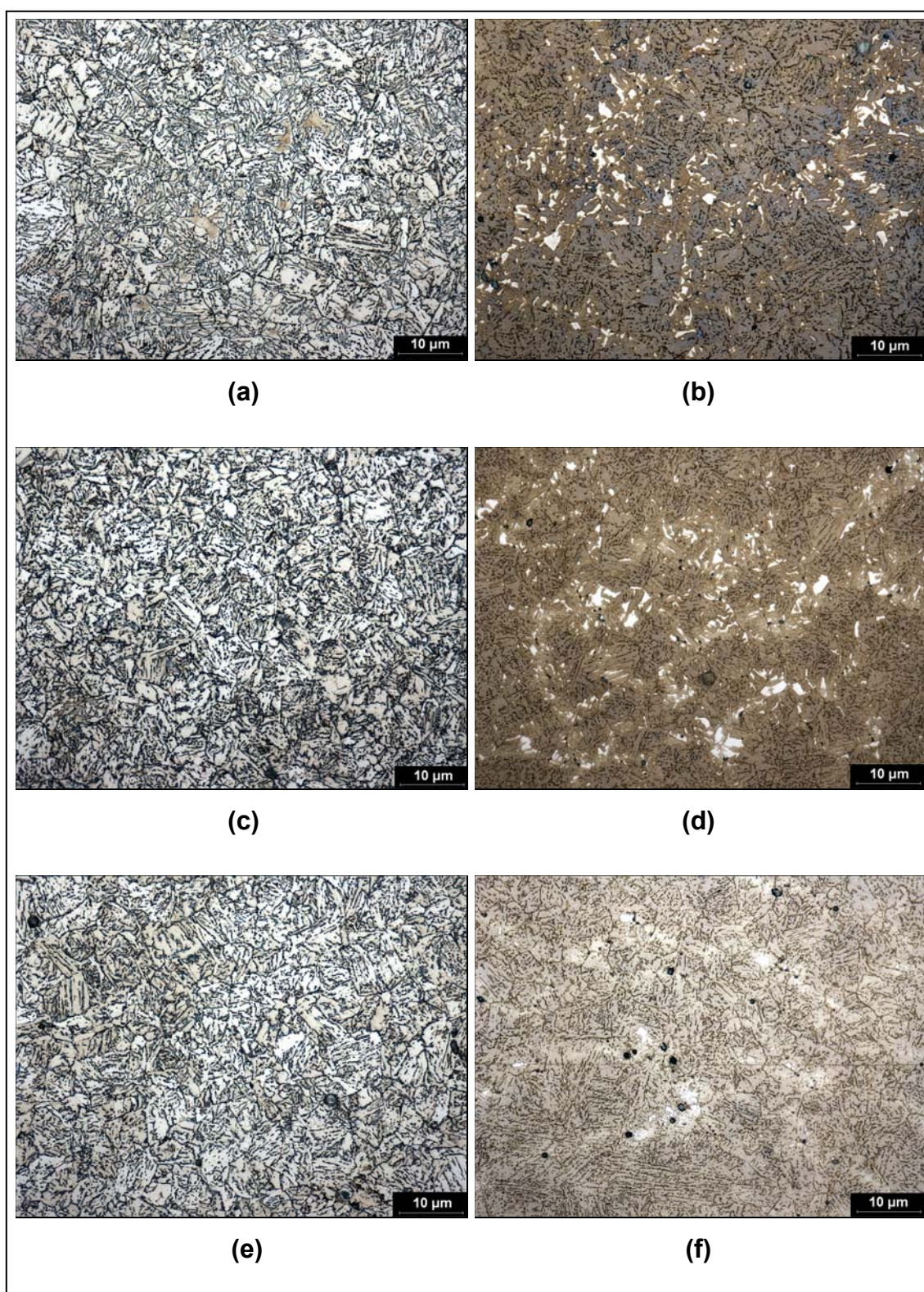


Figura 4.29 Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 500°C durante: 180 segundos (a) e (b); 600 segundos (b) e (c); 10800 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).

Como mostram as imagens da Figura 4.29 a martensita foi eliminada lentamente até que a reação se encerrasse por volta dos 10800 segundos. Devido esta característica a 500°C e a precipitação de carbeto ao longo dos grãos de ferrita a 550°C, acredita-se que a baía da curva TTT do aço SAE 4118 HM esteja localizada entre 550 e 500°C, caracterizando-se como a faixa de temperatura em que ocorre a transição de perlita para bainita, como produto da decomposição da austenita [110]. Dessa forma, a microestrutura final apresentada pelo aço SAE 4118 HM nas Figuras 4.29 (e) e (f), é composta por bainita superior, na qual os carbeto precipitam entre as ripas de ferrita formadas inicialmente [13,38,41]. Na Figura 4.30 abaixo, estão os gráficos de evolução da transformação e variação de dureza em função da fração transformada, para a temperatura de 500°C. Na Figura 4.30 (a), a curva de fração transformada em função do tempo apresenta uma modificação no seu formato, que pode estar associada com o fenômeno de estase que ocorre durante a formação da bainita superior. Neste fenômeno, a reação pára quase completamente após a precipitação inicial das ripas de ferrita, prosseguindo na seqüência com a precipitação de carbeto entre as ripas [110,114].

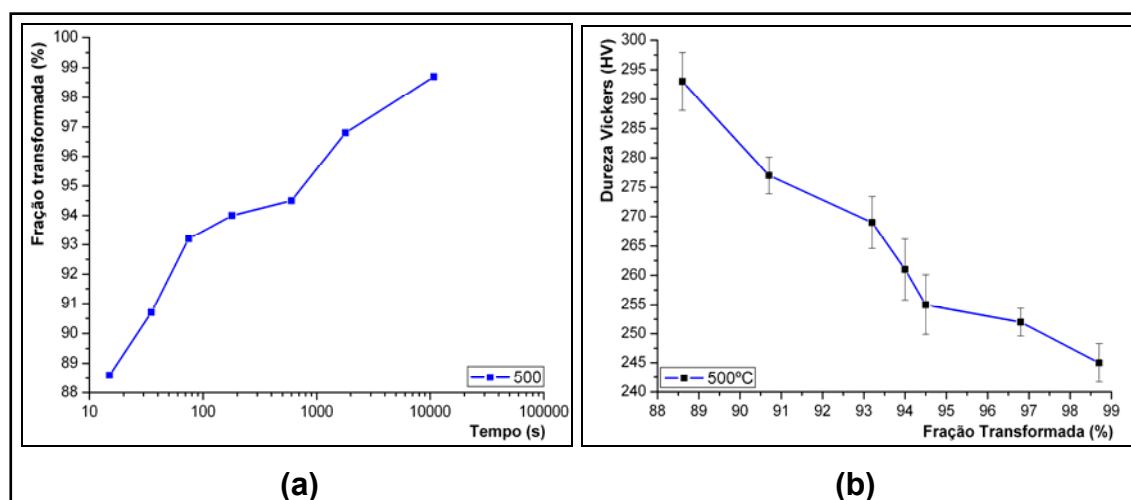


Figura 4.30 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 500°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.

Esta cinética de transformação interrompida é causada pela presença de elementos de liga formadores de carbeto, como o cromo e o molibdênio. De acordo com a literatura [110,113,114], em aços de baixo teor de carbono e

elementos de liga, a transformação cessa, porém não se interrompe completamente. Nestes aços não há a formação de um patamar na curva de transformação em função do tempo, porém ocorre uma mudança na inclinação, que representa atraso na reação. Devido ao fato do aço SAE 4118 HM apresentar cromo e molibdênio em sua composição, ainda que em pequenas proporções, acredita-se que este atraso na reação da bainita superior do SAE 4118 HM possa estar associado ao fenômeno de estase. Com relação ao fim da transformação a 500°C, o aço SAE 4118 HM apresentou fim de transformação relativamente mais rápido que o DIN 25CrMo4, como se pode observar examinando-se a Figura 4.27 em conjunto com a Tabela 4.9. No que diz respeito aos níveis de dureza em função da evolução da transformação, nota-se que a microestrutura final do aço SAE 4118 HM atingiu valores na ordem de 245 Vickers, como mostra a Figura 4.30 (b).

4.4.6 Tratamentos realizados a 450°C

Para efetuar tratamentos a 450°C escolheu-se os tempos de 15, 35, 75, 180 e 600 segundos, de acordo com o diagrama TTT da Figura 4.31 abaixo.

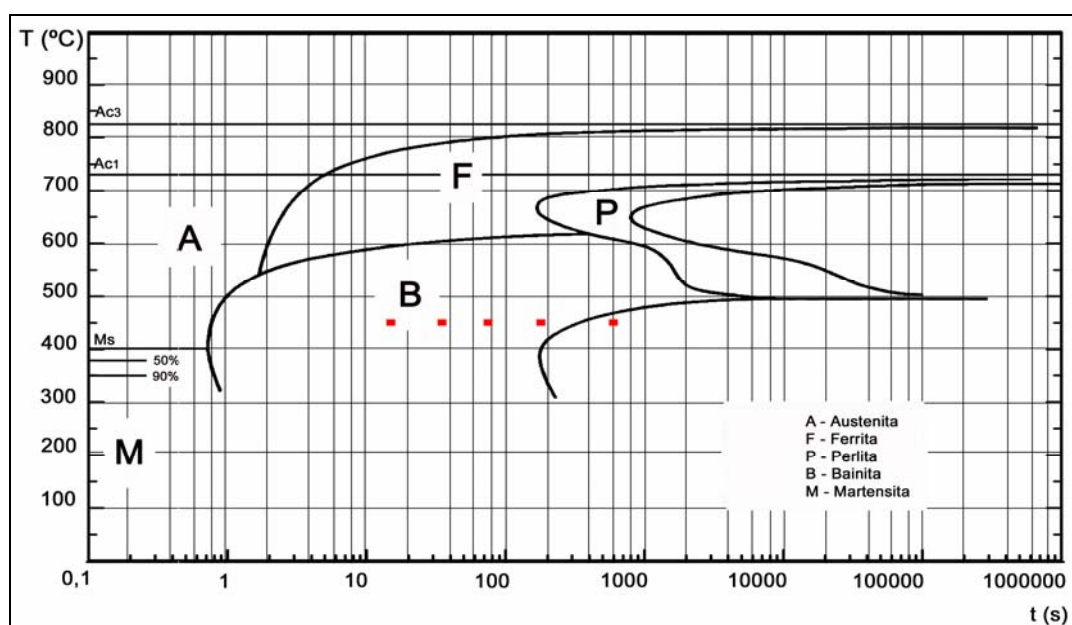


Figura 4.31 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 450°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

Nessa temperatura de tratamento, inicialmente obteve-se uma microestrutura composta por bainita e martensita, sendo que a fração de martensita reduziu-se com o aumento do tempo de transformação. A Tabela 4.10 a seguir, lista os resultados obtidos após a análise quantitativa da microestrutura. Nota-se que após 15 segundos, 95,9% da austenita já havia se transformado em bainita. Da mesma forma, o fim de transformação foi atingido rapidamente. Cerca de 180 segundos foram suficientes para o término da transformação. Como mostra o diagrama da Figura 4.31, nesta temperatura o aço SAE 4118 HM apresentou comportamento similar aquele apresentado pelo diagrama do aço DIN 25CrMo4. Ambos iniciam e completam rapidamente a transformação. De acordo com o trabalho realizado por Davenport [6], onde a influência individual dos elementos de liga nas curvas TTT foi avaliada, o elemento que governa a posição da porção inferior do diagrama é o carbono. Aços hipoeutetóides, assim como o SAE 4118 HM e o DIN 25CrMo4, apresentam início e fim de transformação isotérmica em tempos relativamente curtos, abaixo da região de formação da bainita superior.

Tabela 4.10 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 450°C em função do tempo.

Microconstituente (%)	Tempo (s)				
	15	35	75	180	600
Bainita	95,9	97,9	98,5	99,2	100,0
Desvio Padrão	0,9	0,4	0,4	0,3	-
95% CI	1,1	0,5	0,4	0,3	-
% RA	1,2	0,5	0,4	0,3	-
Martensita	4,1	2,1	1,5	0,8	-
Desvio Padrão	0,9	0,4	0,4	0,3	-
95% CI	1,1	0,5	0,4	0,3	-
% RA	27,1	24,7	29,3	42,5	-

Algumas das microestruturas obtidas após tratamento a 450°C estão apresentadas na Figura 4.32 a seguir. Nesta figura, as microestruturas das imagens (a), (c) e (e) foram reveladas com metabissulfito de sódio 10%, enquanto que as microestruturas das imagens (b), (d) e (f) foram reveladas com o reagente de Le Pera.

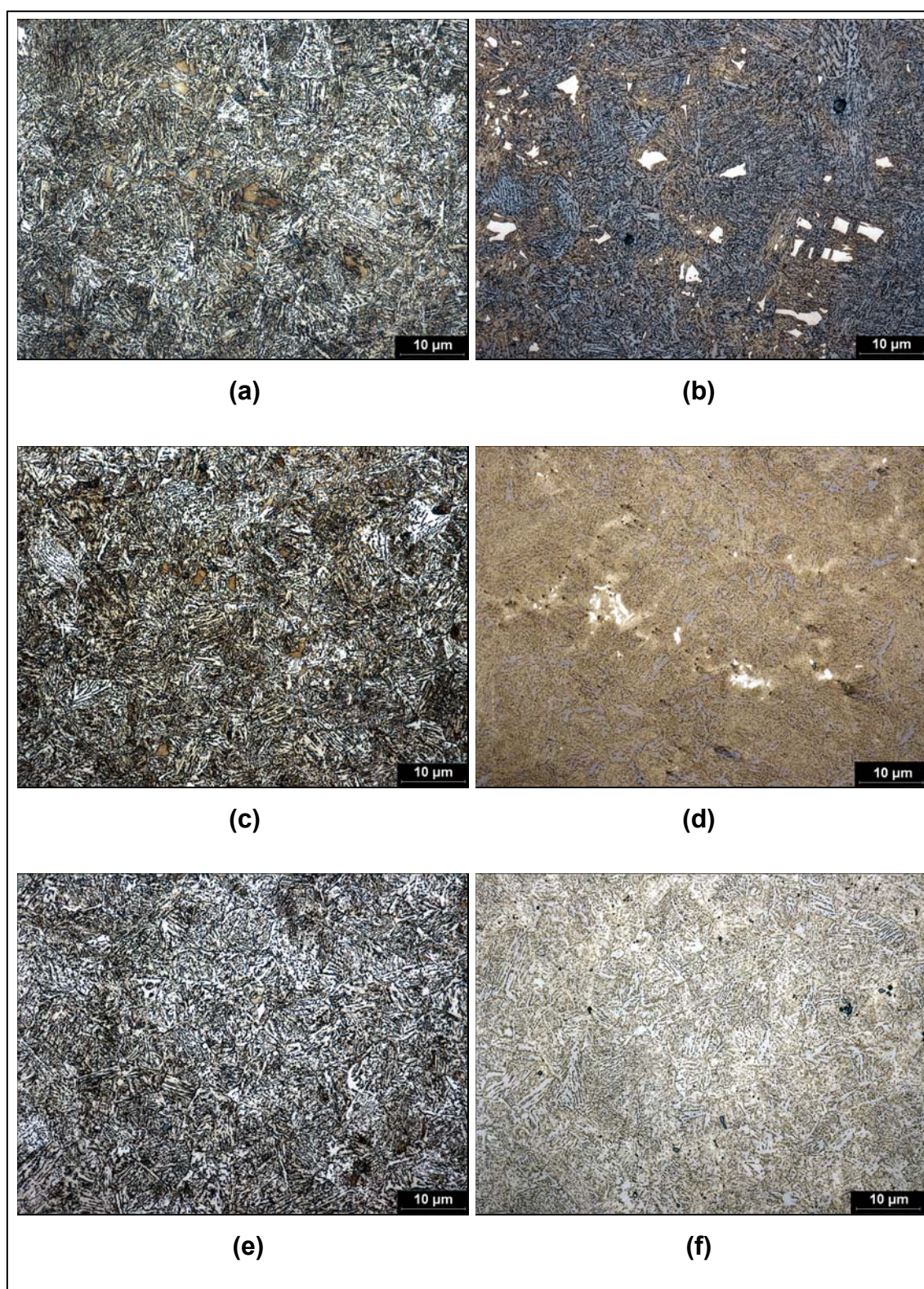


Figura 4.32 Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 450°C durante: 15 segundos (a) e (b); 35 segundos (b) e (c); 180 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).

Mais uma vez ficou evidente a utilidade do reagente de Le Pera [75,76] na distinção entre martensita e bainita. A aparência apresentada pela bainita formada nesta temperatura, foi mais escura do que aquela apresentada a 500°C. Esta é uma característica típica da bainita inferior devido a sua morfologia. A bainita inferior é composta por placas lenticulares de ferrita com os carbeto precipitados internamente a essas placas. As lentes de ferrita são formadas por subunidades sendo que os carbeto encontram-se precipitados nos contornos dessas subunidades [13,38,115,116]. Dessa forma, há uma grande área de interface para ser atacada pelo reagente metalográfico [2,66]. Sendo assim, após ataque com a solução de metabissulfito de sódio 10%, gerou-se a coloração fortemente escura apresentada pelas microestruturas do aço SAE 4118 HM, presentes nas imagens (a), (c) e (e) da Figura 4.32.

A Figura 4.32 apresenta como variou a fração transformada em função do tempo de tratamento a 450°C e a variação da dureza em função da evolução da transformação.

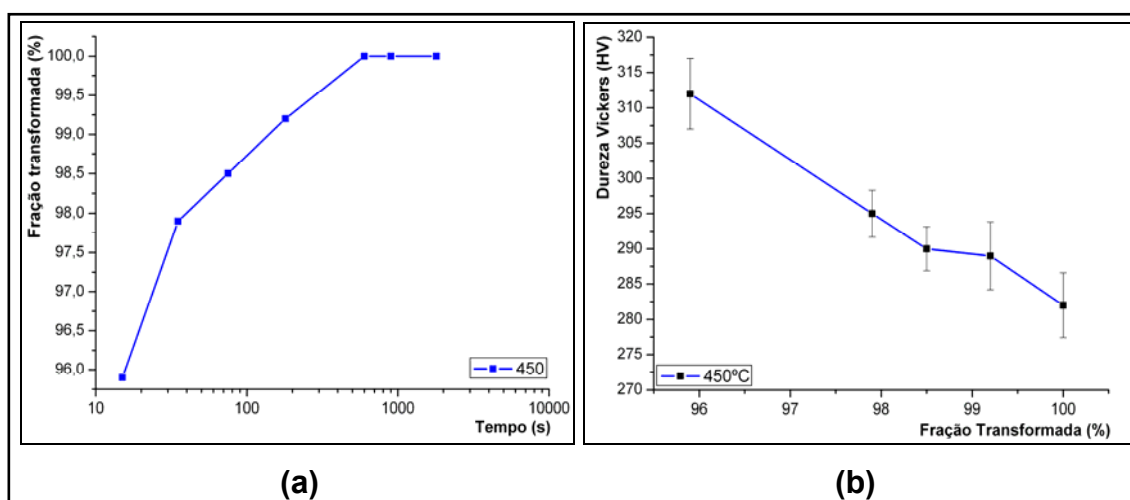


Figura 4.33 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 450°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.

A Figura 4.32 (a) demonstra a rapidez da reação de decomposição da austenita a 450°C, onde 99% da reação completou-se em aproximadamente 200 segundos. A variação da dureza em função da transformação está mostrada em (b). Nota-se que a dureza obtida pela microestrutura transformada a 450°C superou os 280 Vickers.

4.4.7 Tratamentos realizados a 400°C

Finalmente, os tratamentos térmicos realizados a 400°C estão assinalados na Figura 4.34 abaixo. Nessa temperatura, realizou-se tratamentos durante 15, 35, 75 e 180 segundos.

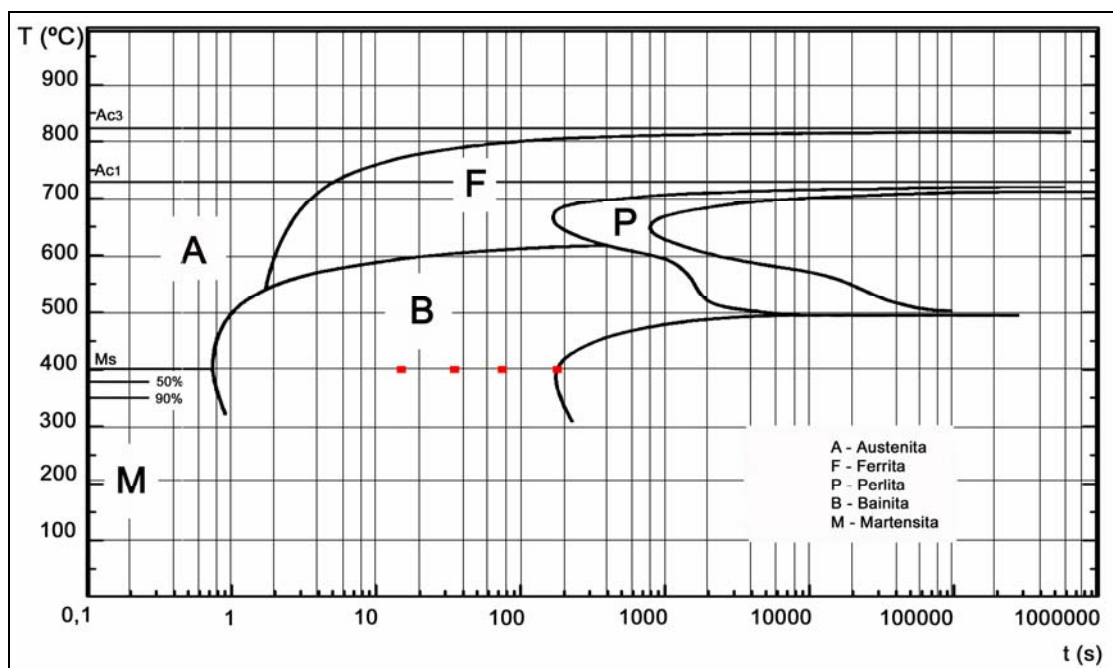


Figura 4.34 Diagrama TTT do aço DIN 25CrMo4 e os tempos de tratamentos isotérmicos a 400°C realizados no aço SAE 4118 HM, assinalados em vermelho.

Os resultados quantitativos obtidos a partir das microestruturas formadas a 400°C estão listados na Tabela 4.11.

Tabela 4.11 Análise quantitativa e estatística das microestruturas formadas a 400°C em função do tempo.

Microconstituente (%)	Tempo (s)			
	15	35	75	180
Bainita	92,1	97,4	99,1	100,0
Desvio Padrão	0,7	0,4	0,2	-
95% CI	0,9	0,5	0,3	-
% RA	1,0	0,5	0,3	-
Martensita	7,9	2,6	0,9	-
Desvio Padrão	0,7	0,4	0,2	-
95% CI	0,9	0,5	0,3	-
% RA	11,7	20,0	30,8	-

A análise comparativa entre a Figura 4.34 e a Tabela 4.11, demonstra o rápido início de transformação dos aços SAE 4118 HM e DIN 25CrMo4. No que diz respeito ao fim de transformação, o SAE 4118 HM mostrou-se pouco mais rápido que o DIN 25CrMo4, pois em apenas 75 segundos, 99,1% da austenita transformou-se em bainita. Como dito no item anterior, esta característica de velocidade de transformação abaixo da região da bainita superior é governada pelo teor de carbono do aço [6]. Por mais que o aço DIN 25CrMo4 necessite de aproximadamente o dobro do tempo utilizado pelo SAE 4118 HM para transformar-se nessa temperatura, sua transformação a 400°C é característica dos aços hipoeutetóides.

A velocidade da reação a 400°C pode ser observada no gráfico (a) da Figura 4.35 abaixo. Como mostrado na Tabela 4.11, apenas 75 segundos foram suficientes para que 99,1% da reação se completasse. A dureza pouco variou em função da transformação detectada. Ao longo dos 8% de variação da fração transformada, que foram detectados, a dureza variou aproximadamente entre 350 e 343 Vickers, sendo que o valor de $343 \pm 5,0$ Vickers foi o nível de dureza média obtido para a microestrutura final transformada a 400°C.

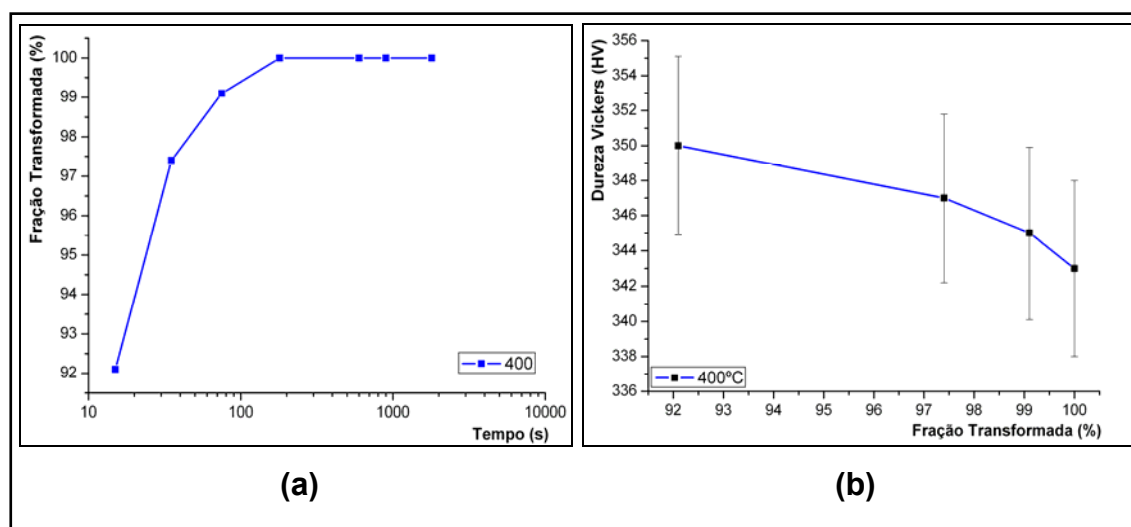


Figura 4.35 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total a 400°C em função do tempo; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada.

As microestruturas obtidas após os tratamentos isotérmicos a 400°C durante 15, 35 e 180 segundos, estão apresentadas na Figura 4.36 a seguir.

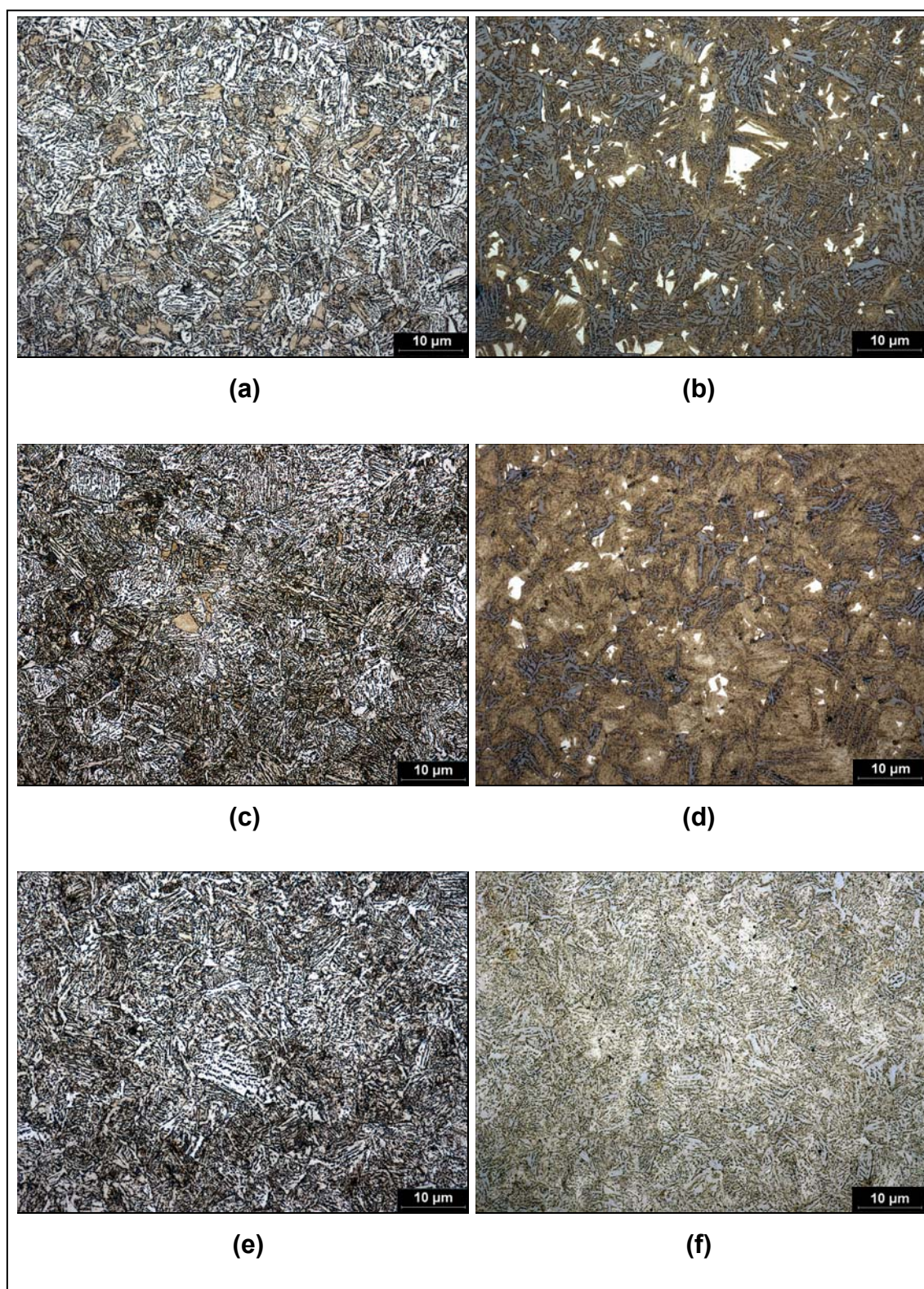


Figura 4.36 Microestruturas obtidas após tratamento isotérmico a 400°C durante: 15 segundos (a) e (b); 35 segundos (c) e (d); 180 segundos (e) e (f); Ataque realizado com metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos em (a), (c) e (e). Microestruturas reveladas com o reagente de Le Pera, após 30 segundos, em (b), (d) e (f).

Entre as micrografias apresentadas na Figura 4.36, as imagens (a), (c) e (e) tiveram a microestrutura revelada com metabissulfito de sódio 10%, enquanto que as microestruturas das imagens (b), (d) e (f) foram reveladas com o reagente de Le Pera. As características microestruturais apresentadas por estas imagens, são similares àquelas obtidas nos tratamentos a 450°C. Ou seja, a microestrutura da bainita inferior apresentou aparência escura após ataque com metabissulfito de sódio 10%. Novamente a determinação da fração volumétrica dos microconstituintes foi facilitada pelo uso do reagente de Le Pera.

4.5 Análise Geral dos Tratamentos Isotérmicos

Neste item os resultados gerais dos tratamentos térmicos são apresentados e discutidos. O principal objetivo desta etapa foi levantar considerações gerais referentes aos diferentes tratamentos isotérmicos aplicados ao aço SAE 4118 HM.

A Figura 4.37 abaixo apresenta a evolução da transformação em função do tempo e a variação da dureza em função da fração transformada, para todas as temperaturas em que se realizou tratamentos isotérmicos.

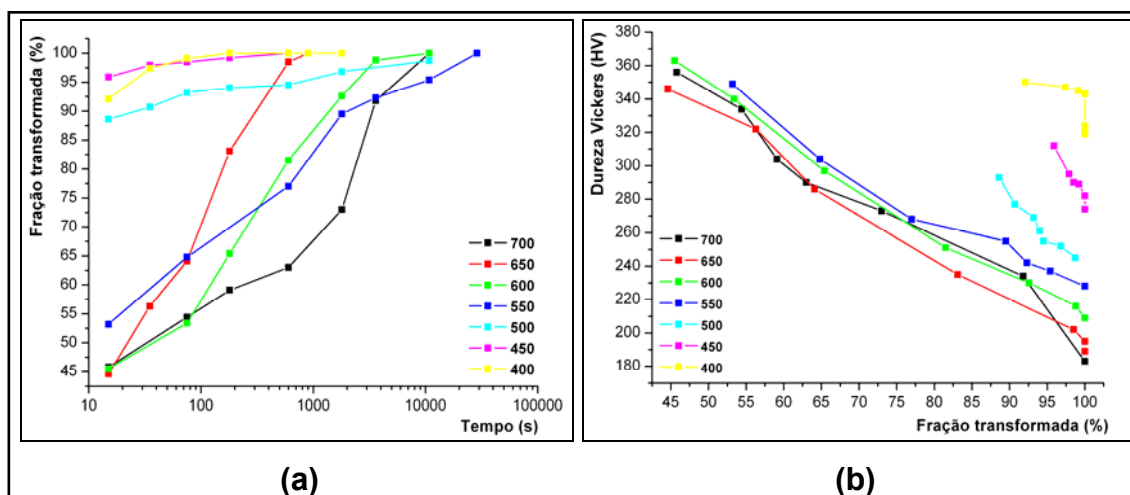


Figura 4.37 (a) Gráfico demonstrando a evolução da transformação total em função do tempo, em todas as temperaturas; (b) Gráfico apresentando a variação da dureza Vickers em função da fração transformada, em todas as temperaturas.

A partir da Figura 4.37 (a), pode-se avaliar a velocidade de reação em cada temperatura de forma comparativa. Nota-se que nas temperaturas em que houve a transformação bainítica, a decomposição da austenita completou-se rapidamente. Sendo que a formação da bainita inferior foi relativamente mais rápida que a transformação da bainita superior, como mostra o comportamento das curvas de 400, 450 e 500°C.

Nas temperatura em que ocorre a decomposição da austenita em ferrita e perlita, a temperatura de 650°C apresentou maior velocidade de transformação. Possivelmente nessa temperatura esteja localizado o cotovelo da curva da perlita do aço SAE 4118 HM, assim como acontece com o aço DIN 25CrMo4. Porém, o cotovelo da perlita no aço SAE 4118 HM deve estar localizado em tempos mais curtos, devido a maior velocidade de transformação apresentada por este aço. A posição do cotovelo da perlita do aço DIN 25CrMo4 pode ser conferida no diagrama TTT da Figura 4.34, apresentada no item anterior.

A diferença entre os aços na velocidade de formação da perlita pode ser atribuída aos teores de cromo e molibdênio apresentados. O aço DIN 25CrMo4 possui maiores teores de cromo e molibdênio que o aço SAE 4118 HM. Estes elementos são muito efetivos no deslocamento da curva da perlita para tempos mais longos. Além disso, o cromo e o molibdênio deslocam a curva TTT com mais intensidade que o manganês, e proporcionam a separação entre as regiões de formação de perlita e bainita, gerando a baía da curva TTT. Esta maior intensidade no efeito de deslocamento da curva para tempos maiores, acaba compensando o fato do aço DIN 25CrMo4 possuir menor teor de manganês que o aço SAE 4118 HM [2,6,13,17,30,38,110,114].

A temperatura de 600°C apresentou velocidade de transformação intermediária entre as temperaturas onde ocorre a decomposição da austenita em ferrita e perlita, enquanto que as temperaturas de 550 e 700°C apresentaram menores velocidades de reação. A temperatura de 700°C está próxima à temperatura eutetóide, ou seja, a taxa de nucleação da perlita é baixa [17,32-35]. Entre as temperaturas de 550 e 500°C aparentemente se encontra a região de transição entre as transformações perlítica e bainítica, no

aço SAE 4118 HM. Ou seja, acredita-se que entre 550 e 500°C encontra-se a baía do diagrama TTT do aço SAE 4118 HM, onde ocorre uma mudança no mecanismo de transformação isotérmica que proporciona o atraso nas reações de decomposição da austenita [108,113,114].

A Figura 4.37 (b) apresenta a variação da dureza em função da fração transformada, em cada temperatura. Nota-se um comportamento similar para as curvas referentes às temperaturas em que a austenita se decompõe em ferrita e perlita, como mostram as curvas dos 700, 650, 600 e 550°C. Já nas curvas referentes às temperaturas em que ocorre a transformação bainítica, o comportamento é bastante influenciado pela temperatura de transformação. As curvas de 500 e 400°C destacam bem essa afirmação. Com relação à dureza final obtida para cada temperatura, nota-se que os valores de dureza das microestruturas finais foram inversamente proporcionais à temperatura, devido à formação de microconstituintes de morfologia mais refinada e acicular com o decréscimo da temperatura de transformação [6,17,35,37].

A Figura 4.38 abaixo demonstra a variação da fração transformada em ferrita, perlita e bainita em função do tempo, para cada temperatura em que esses microconstituintes ocorrem. Percebe-se na Figura 4.38 (a), que na temperatura de 650°C a ferrita apresentou a maior velocidade de transformação. Nas temperaturas de 600 e 700°C, a ferrita apresentou velocidade de transformação intermediária às outras temperaturas. Novamente a temperatura de 550°C apresentou a menor velocidade de reação. Apesar da temperatura de 700°C estar próxima à temperatura eutetóide, a ferrita não exibiu velocidade baixa de formação. Vale lembrar que este aço é hipoeutetóide, dessa forma a temperatura crítica de decomposição da austenita é mais alta, 856°C de acordo com o diagrama CCT apresentado no item 3.3.1 [5,6,30,37]. Na Figura 4.38 (b), encontra-se a variação da formação da perlita com o tempo. Nota-se, que assim como a ferrita, a perlita teve sua maior velocidade de transformação a 650°C. Esta constatação reforça a hipótese de que o cotovelo da perlita, para o aço SAE 4118 HM, encontra-se a 650°C. Diferentemente do que ocorreu com a ferrita na temperatura de 700°C, a perlita apresentou baixa velocidade de reação, pois nessa temperatura o aço

encontra-se próximo à temperatura eutetóide. Nesta faixa de temperatura a taxa de nucleação das colônias de perlita é muito baixa [32-35].

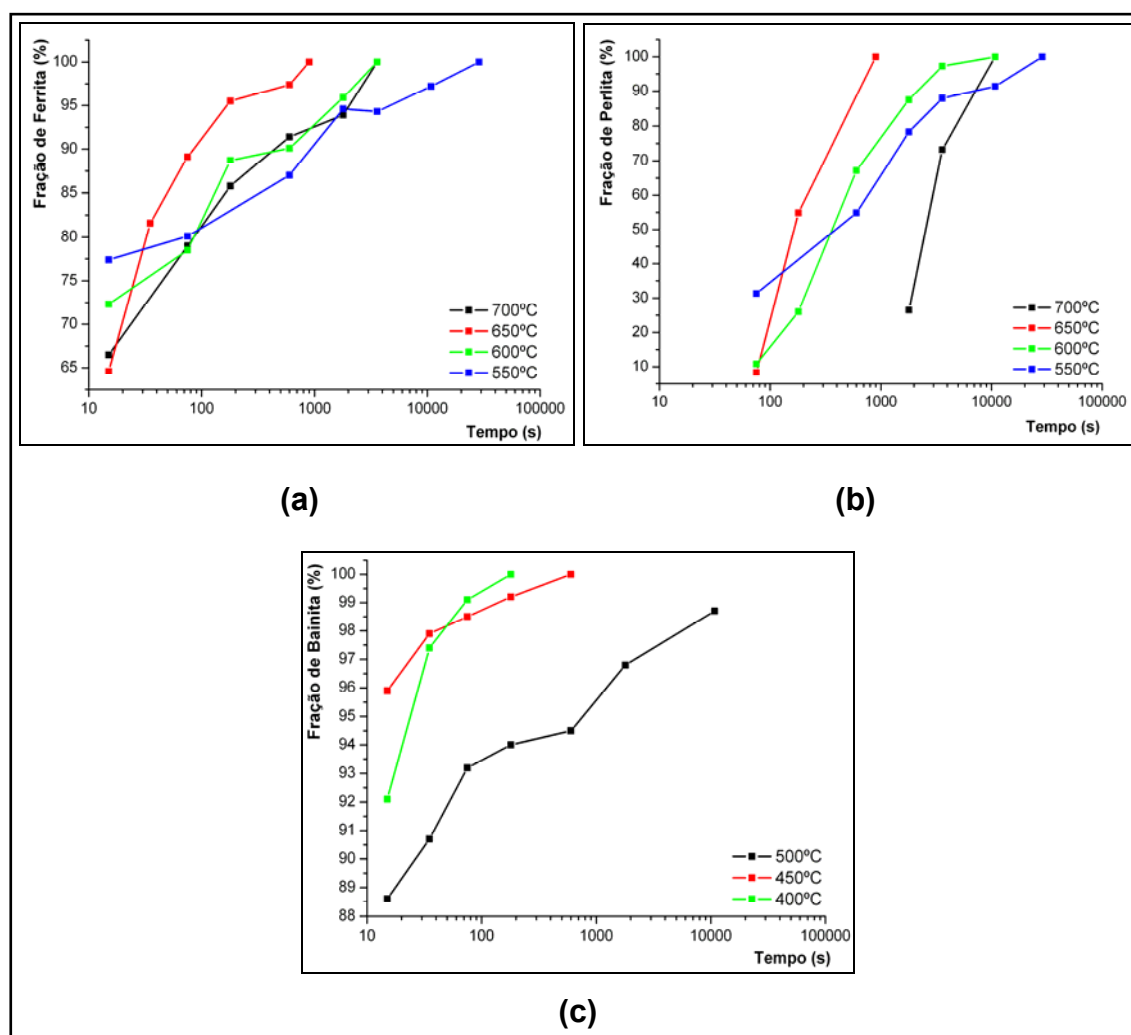


Figura 4.38 Fração transformada em função do tempo para: (a) Ferrita a 700, 650, 600 e 550°C; (b) Perlita a 700, 650, 600 e 550°C; (c) Bainita a 500, 450 e 400°C.

Nota-se ainda na Figura 4.38 (b), que a temperatura de 600°C, novamente ficou em uma posição intermediária com relação às outras, no que diz respeito à velocidade de transformação da perlita. Na faixa dos 550°C, a perlita apresentou baixa velocidade de transformação, estando possivelmente associada à transição entre perlita e bainita que ocorre nessa temperatura [5,17,110].

Na Figura 4.38 (c), está apresentada a evolução da transformação da bainita em função do tempo, para as temperaturas de 500, 450 e 400°C. Nesse

caso, nota-se que quanto menor a temperatura, maior a velocidade transformação. Desse modo, a bainita inferior formou-se mais rapidamente que a superior. Além disso, a mudança de inclinação na curva referente à temperatura de 500°C pode estar relacionada com o fenômeno de estase, apresentado durante a transformação da bainita superior [110,114].

A variação da dureza em função da temperatura de tratamento está apresentada na Figura 4.39 abaixo.

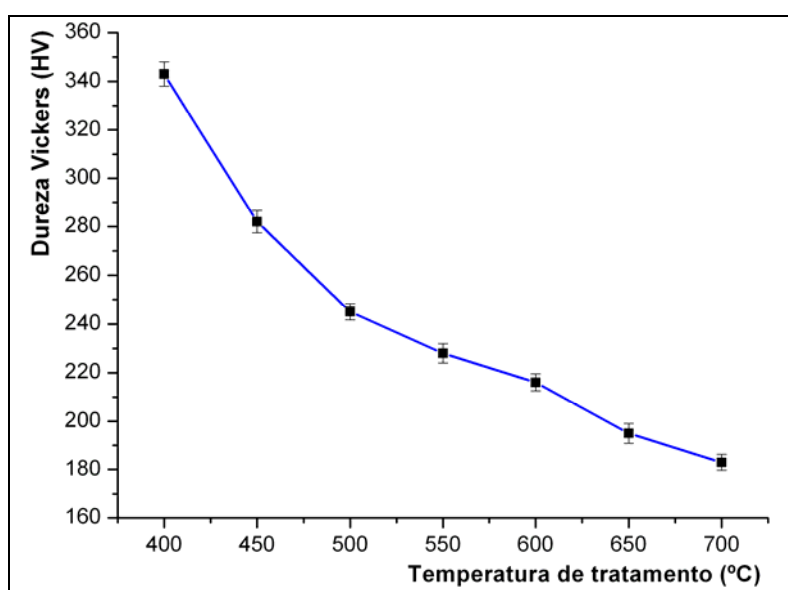


Figura 4.39 Variação dos índices de dureza em função da temperatura de tratamento isotérmico.

Nota-se que a redução da temperatura de transformação proporcionou aumento nos índices de dureza do aço SAE 4118 HM. As durezas ficaram entre os valores de $343 \pm 5,0$ Vickers para amostra tratada a 400°C e $183 \pm 3,3$ Vickers para aquela que sofreu transformação isotérmica a 700°C.

As microestruturas finais, formadas para cada temperatura de tratamento isotérmico, estão ilustradas nas imagens da Figura 4.40, a seguir. Estas microestruturas foram reveladas com a solução de metabissulfito de sódio 10%, durante ataque por 5 minutos. Nota-se claramente a variação das microestruturas obtidas em função da temperatura de tratamento térmico. Conforme a temperatura foi reduzida, os microconstituintes tornaram-se mais refinados e aciculares [6,17,18,30,37].

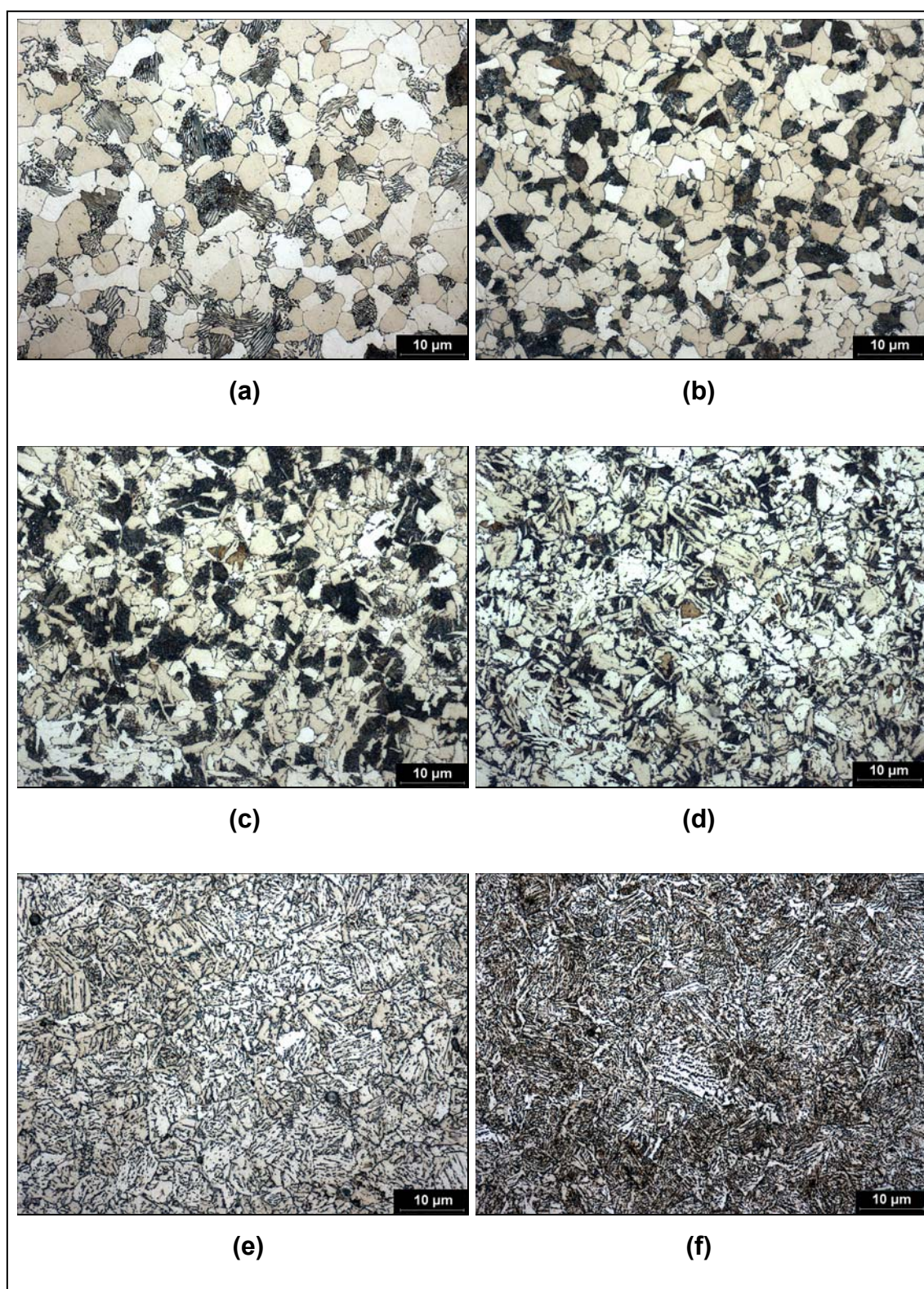


Figura 4.40 Microestruturas finais para após os tratamentos térmicos a: (a) 700°C – 10800 segundos; (b) 650°C – 900 segundos; (c) 600°C – 3600 segundos; (d) 550° – 28800 segundos; (e) 500°C – 10800 segundos; (f) 400°C – 180 segundos. Ataque realizado com solução de metabissulfito de sódio 10% durante 5 minutos.

Na imagem (a) da Figura 4.40 encontra-se a microestrutura transformada a 700°C, composta por grãos poligonais de ferrita, e perlita grossa [49]. Na imagem (b), observa-se a presença de grãos poligonais de ferrita e colônias de perlita que foram formadas a 650°C. As colônias de perlita formadas nesta temperatura apresentaram menor espaçamento interlamelar do que aquelas formadas a 700°C. Nas imagens (c) e (d), encontram-se as microestruturas transformadas a 600 e 550°C respectivamente. Nestas microestruturas, a ferrita apresentou morfologia quase-poligonal, enquanto que as colônias de perlita tornaram-se menores, mais refinadas e dispersas na microestrutura em função da redução da temperatura de transformação [49]. Nas imagens (e) e (f) estão apresentadas as bainitas superior e inferior transformadas a 500 e 400°C respectivamente. Nota-se a diferença no contraste da microestrutura, devido à intensidade do ataque metalográfico. Como dito anteriormente, esta aparência escura da microestrutura é causada pela morfologia destes microconstituintes [2,13,30,38,108-116].

Na Figura 4.41, da página a seguir, estão apresentadas algumas imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de amostras submetidas a diferentes tratamentos isotérmicos. As microestruturas foram reveladas com solução de nital 2% durante ataque de 30 segundos e as imagens foram obtidas por meio de elétrons secundários. A Figura 4.41 (a) apresenta a microestrutura do aço SAE 4118 HM, após tratamento de 1800 segundos a 700°C. A imagem mostra em detalhe uma colônia de perlita formada nessa temperatura. Ao redor da colônia de perlita encontram-se grãos de ferrita poligonal [49] em baixo relevo, e grãos em alto relevo que representam a martensita residual, originada após têmpera da austenita não transformada durante os 1800 segundos. Na Figura 4.41 (b) está ilustrada a microestrutura geral, parcialmente transformada durante 180 segundos a 650°C. Os grãos em alto relevo representam a martensita obtida após a têmpera. Em baixo relevo encontram-se os grãos de ferrita formados durante os 180 segundos a 650°C. Em meio aos grãos de ferrita e martensita residual, encontram-se as pequenas colônias de perlita formadas até os 180 segundos de tratamento.

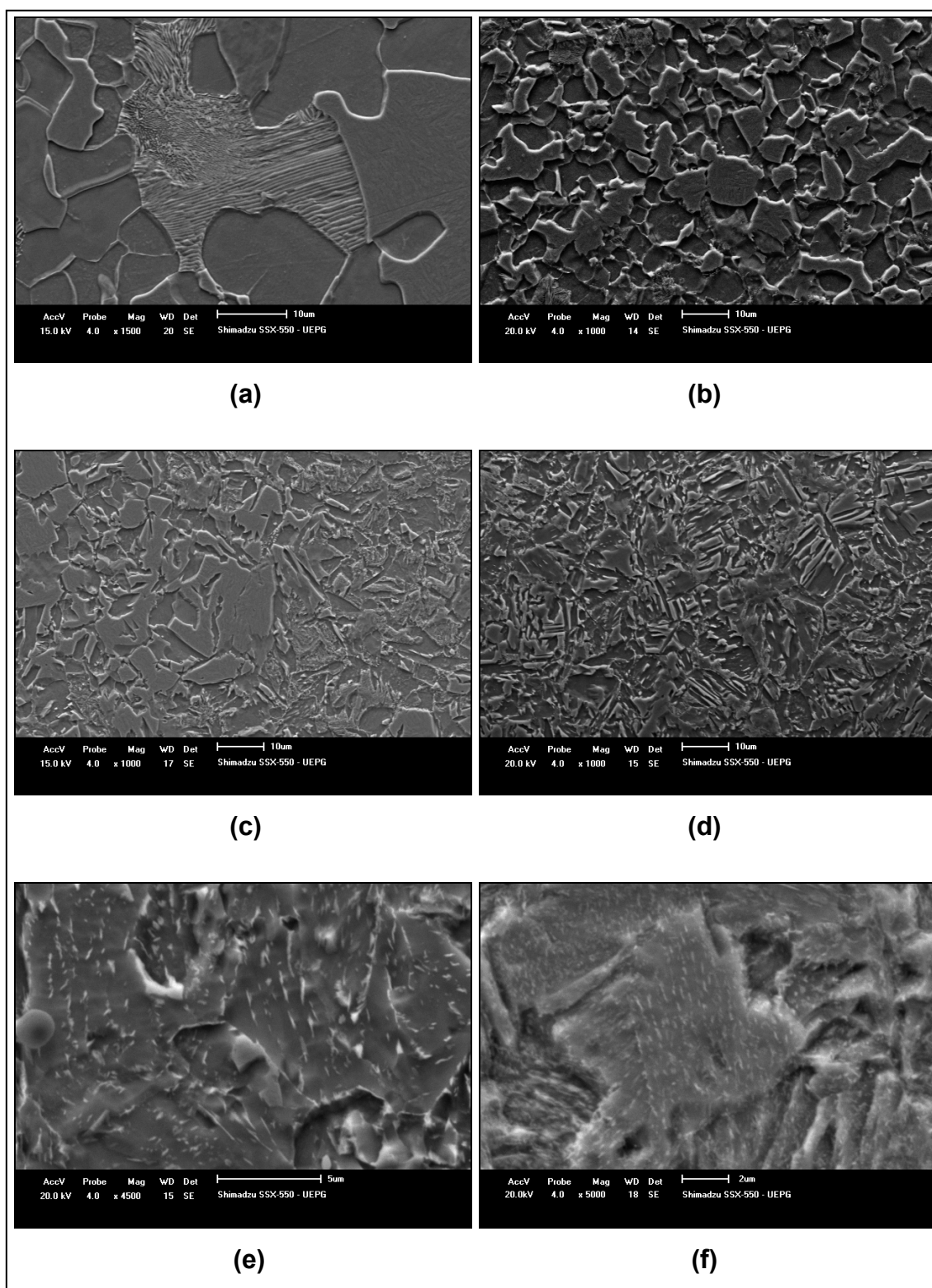


Figura 4.41 Imagens de microscopia eletrônica de varredura, obtidas por meio de elétrons secundários para: (a) 700°C – 1800 segundos; (b) 650°C – 180 segundos; (c) 600°C – 600 segundos; (d) 550°C – 600 segundos; (e) 500°C – 1800 segundos; (f) 400°C 180 segundos; Ataque realizado com solução de nital 2% durante 30 segundos.

As microestruturas apresentadas nas imagens (c) e (d) foram tratadas isotermicamente a 600 e 550°C respectivamente. Ambas as microestruturas foram obtidas após 600 segundos de tratamento isotérmico. Nestas imagens aparecem as ripas de ferrita em baixo relevo, que foram formadas inicialmente. A martensita se encontra em alto relevo, enquanto que as colônias de perlita encontram-se dispersas pela microestrutura.

A imagem (e) apresenta a bainita superior formada a 500°C após 1800 segundos. Nesta imagem está clara a presença dos carbeto precipitados durante a formação da bainita [13,38,40,108-116]. A pequena ilha em alto relevo presente no centro da imagem representa uma pequena fração de martensita residual, originada após têmpera da austenita não transformada durante os 1800 segundos.

A microestrutura exibida na imagem (f) foi obtida após tratamento a 400°C durante 180 segundos. Essa microestrutura trata-se da bainita inferior. Nota-se que os carbeto precipitaram mais finamente dispersos do que na bainita superior apresentada na imagem (e). Esta precipitação finamente dispersa dos carbeto da bainita inferior, é responsável pelos elevados níveis de dureza apresentados pelos aços formados por microestrutura bainítica [13,38,40,49,108-116].

5 CONCLUSÕES

Os reagentes de metalografia colorida proporcionaram melhor contraste entre os microconstituintes do aço SAE 4118 HM, facilitando a caracterização dos resultados.

O aço SAE 4118 HM apresentou elevadas porcentagens de fração transformada nos primeiros 15 segundos de tratamento térmico, para todas as temperaturas investigadas, sendo que parte desta transformação deve ter ocorrido durante o resfriamento até a temperatura de tratamento.

A decomposição da austenita em perlita, no aço SAE 4118 HM, apresentou maior velocidade de reação em comparação à velocidade apresentada pelo aço DIN 25CrMo4.

Entre as temperaturas de 700 e 550°C o aço SAE 4118 HM apresentou microestrutura formada por ferrita e perlita, sendo que estes microconstituintes tornaram-se mais refinados com a redução da temperatura de transformação.

O aço SAE 4118 HM apresentou precipitação de carbeto ao longo dos contornos de grão da ferrita a partir de 550°C e microestrutura bainítica a partir da temperatura de 500°C, estando abaixo da temperatura indicada para esta transformação no aço DIN 25CrMo4.

A redução da temperatura de transformação elevou os índices de dureza das microestruturas finais, devido o refinamento da microestrutura do aço SAE 4118 HM.

As diferenças na velocidade de transformação isotérmica entre os aços SAE 4118 HM e DIN 25CrMo4 são consequência dos diferentes teores de elementos de liga nas suas composições químicas.

6 REFERÊNCIAS

-
- [1] ERICSSON, T. Principles of heat treating of steel. In: **ASM Metals Handbook – Heat Treating**. ASM International, v. 4, p. 3-19, June 1995.
- [2] BAIN, E. C. **Functions of the Alloying Elements in Steel**. U.S. Steel Corporation, Pittsburgh, American Society for Metals, 1939. 312 p.
- [3] KRAUSS, G. Microstructure, processing, and properties of steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 126-139, June 1995.
- [4] KRAUSS, G. Microstructure and transformations in steel. In: **Materials Science and Technology: a Comprehensive Treatment – Constitution and Properties of Steels**. VCH Publishers Inc., v. 7, p. 1-40, 1992.
- [5] THELNING, K. E. **Steel and its Heat Treatment**. 2 ed., London, Butterworths, 1984. 678 p.
- [6] DAVENPORT, E. S. Isothermal transformation in steels. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 27, p. 837-886, 1939.
- [7] RAY, A.; DHUA, S. K. Microstructural manifestations in color: same applications for steels. **Materials Characterization**, v. 37, p. 1-8, 1996.
- [8] BERAHA, E.; SHPIGLER, B. **Color Metallography**. Metals Park, Ohio, American Society for Metals, 1977. 160 p.
- [9] VANDER VOORT, G. F. Tint Etching. **Metal Progress**, v. 127, n. 4, p. 31-41, March 1985.
- [10] VANDER VOORT, G. F. Color etching. In: **ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures**. ASM Internacional, v. 9, p. 139-142, January 1995.
- [11] BERAHA, E. Metallographic reagents based on sulfide films. **Practical Metallography**, v. 7, p. 242-248, 1970.
- [12] GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, P.; MOLS, K.; HUMBEECK, J. V.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Materials Characterization**, v. 40, p. 111-118, 1998.

-
- [13] BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**. 2. ed., London, IOM Communications Ltd., 2001. 454 p.
- [14] CALLISTER JR., W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5. ed., Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002. 589 p.
- [15] BHADESHIA, H. K. D. H. Diffusional formation of ferrite in irons and its alloys. **Progress in Materials Science**, v. 29, p. 321-386, 1985.
- [16] BAKER, H. Crystal Structure of Metallic Elements. In: **ASM Metals Handbook – Desk Edition**. ASM International, p. 151-172, 1998.
- [17] CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed., São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2005. 599 p.
- [18] GRANGE, R. A.; KIEFER, J. M. Transformation of austenite on continuous cooling and its relation to transformation at constant temperature. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 29, p. 85-116, 1941.
- [19] ROBERTS, G. A.; MEHL, R. F. The mechanism and the rate of formation of austenite from ferrite-cementite aggregates. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 31, p. 613-649, 1943.
- [20] GRENNINGER, A. B.; TROIANO, A. R. Kinetics of the austenite to martensite transformation in steel. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 28, p. 535-574, 1940.
- [21] GILLMOR, R. N. The influence of alloying elements on the critical points of steels as measured by the dilatometer. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 30, p. 1377-1418, 1942.
- [22] PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia – Microestrutura e Propriedades**. São Paulo, Hemus Editora Ltda., 1997. 347 p.
- [23] OLIVEIRA, F. L. G.; ANDRADE, M. S.; COTA, A. B. Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel. **Materials Characterization**, v. 58, p. 256-261, 2007.
- [24] BROOKS, C. R. **Principles of the Austenitization of Steels**. London, Elsevier Science Publishers Ltd., 1992. 217 p.
- [25] SPEICH, G. R.; DEMAREST, V. A.; MILLER, R. L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 12A, p. 1419-1428, 1981

[26] HANNERZ, N. E.; DE KAZINCZY, F. Kinetics of austenite grain growth in steel. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 475-481, May 1970.

[27] PEÑALBA, F.; DE ANDRES, C. G.; CARSI, M.; ZAPIRAIN, F. Austenitic grain size evolution and continuous cooling transformation diagrams in vanadium and titanium microalloyed steels. **Journal of Materials Science**, v. 31, p. 3847-3852, 1996.

[28] HONEYCOMBE, R. W. K.; PICKERING, F. B. Ferrite and bainite in alloy steels. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p. 1099-1112, 1972.

[29] FLINN, R. A.; COOK, E.; FELLOWS, J. A. A quantitative study of austenite transformation. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 31, p. 41-70, 1943.

[30] HULTGREN, A. Isothermal transformation of austenite. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 39, p. 915-1006, 1947.

[31] COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 3. ed., São Paulo, Ed. Edgard Blucher Ltda, 1983.

[32] MEHL, R. F. The structure and rate of formation of pearlite. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 29, p. 813-862, 1941.

[33] HULL, F. C.; MEHL, R. F. The structure of pearlite. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 30, p. 381-424, 1942.

[34] DORN, J. E.; DE GARMO, E. P.; FLANIGAN, A. E. Nucleation and growth rates of pearlite. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 29, p. 1022-1036, 1941.

[35] GENSAMER, M.; PEARSALL, E. B.; SMITH, G. V. The mechanical properties of the isothermal decomposition products of austenite. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 28, p. 380-398, 1940.

[36] ELWAZRI, A. M.; WANJARA, P.; YUE, S. Measurement of pearlite interlamellar spacing in hypereutectoid steels. **Materials Characterization**, v. 54, p. 473-478, 2005.

[37] DAVENPORT, E. S.; BAIN, E. C. Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. **Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Iron and Steel Division**, v.3 p. 117-154, 1930.

[38] BHADESHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, J. W. Bainite in steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 21, p. 767-797, 1990.

[39] HILLERT, M. Diffusion in growth of bainite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25, p. 1957-1966, 1994.

[40] HORN, E.; BERENTZEN, F. The use of electron microscopy to distinguish between martensite and lower bainite. **Practical Metallography**, v. 11, p. 323-335, 1974.

[41] OHTANI, H.; OKAGUCHI, Y.; FUJISHIRO, Y.; OHMORI, Y. Morphology and properties of low-carbon bainite. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 877-888, 1990.

[42] DIGGES, T. G. Transformation of austenite on quenching high purity iron-carbon alloys. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 28, p. 575-607, 1940.

[43] BOWLES, J. S.; WAYMAN, C. M. The Bain strain, lattice correspondences, and deformations related to martensitic transformations. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p. 1113-1121, 1972.

[44] SPEICH, G. R.; LESLIE, W. C. Tempering of steel. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p. 1043-1054, 1972.

[45] VERMEULEN, W.; VAN DER ZWAAG, S.; MORRIS, P.; DE WEIJER, T. Prediction of the continuous cooling transformation diagram of some selected steels using artificial neural networks. **Materials Technology-Steel Research**, v. 68, n. 2, p. 72-79, 1997.

[46] THELNING, K. E. CCT diagrams with natural cooling. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 7, pp. 252-263, 1978.

[47] ROTE, F. B.; TRUCKENMILLER, W. C.; WOOD, W. P. Electrical resistance method for the determination of isothermal austenite transformations. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 30, p. 1359-1373, 1942.

[48] MEHTA, M.; OAKWOOD, T. Recommended practice for the quantitative measurement and reporting of hypoeutectoid carbon low-alloy steel phase transformations. **American Society for Testing and Materials**, ASTM specification A 1033-04, 2004.

[49] XIAO, F.; LIAO, B.; SHAN, Y.; YANG, K. Isothermal transformation of low-carbon microalloyed steels. **Materials Characterization**, v. 54, p. 417-422, 2005.

[50] COTA, A. B.; MODENESI, P. J.; BARBOSA, R.; SANTOS, D. B. Determination of CCT diagrams by thermal analysis of an HSLA bainitic steel

submitted to thermomechanical treatment. **Scripta Materialia**, v. 40, n. 2, pp. 165-169, 1999.

[51] GROSSMANN, M. A.; STEPHENSON, R. L. The effect of grain size on hardenability. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 29, p. 1-19, 1941.

[52] UMEMOTO, M.; NISHIOKA, N.; TAMURA, I. Prediction of hardenability from isothermal transformation diagrams. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, vol. 22, p. 629-636, 1982.

[53] AUSTIN, C. R.; ALLEN, R. M.; VAN NOTE, W. G. Application of oscillograph to determination of cooling rates of quenched steels. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 30, p. 747-775, 1942.

[54] Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 140-194, June 1995.

[55] HUDOK, D. Carbon and Low-Alloy Steel Sheet and Strip In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 200-211, June 1995.

[56] FLETCHER, F.B. Carbon and Low-Alloy Steel Plate In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 226-239, June 1995.

[57] BEPARI, M. M. A.; SHOROWORDI, K. M. Effects of molybdenum and nickel additions on the structure and properties of carburized and hardened low carbon steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 155, p. 1972-1979, 2004.

[58] KUCH, E. R. Hardenable carbon and low-alloy steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 452-463, June 1995.

[59] BURRIER JR., H. Hardenability of Carbon and Low-Alloy Steels In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 464-484, June 1995.

[60] KIRKALDY, J. S. Quantitative Prediction of Transformation Hardening in Steels In: **ASM Metals Handbook – Heat Treating**. ASM International, v. 4, p. 20-32, June 1995.

[61] AÇOS VILLARES S.A. **Certificado de Qualidade**, emitido em 14/01/2004, n. 529089, Mogi das Cruzes, SP.

[62] Hardenability Curves In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, p. 485-570, June 1995.

[63] LAMPMAN, S. Introduction to Surface Hardening of Steels In: **ASM Metals Handbook – Heat Treating**. ASM International, v. 4, p. 259-267, June 1995.

[64] STICKELS, C. A. Gas Carburizing of Steels In: **ASM Metals Handbook – Heat Treating**. ASM International, v. 4, p. 312-324, June 1995.

[65] DAVIS, J.R. Surface Engineering of Carbon and Alloy Steels In: **ASM Metals Handbook – Surface Engineering**. ASM International, v. 5, p. 683-740, February, 1996.

[66] VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Caracterização metalográfica de um aço SAE 4118H Modificado. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62., 2006, Rio de Janeiro. **Anais...** São Paulo: ABM, 2006. 1 CD ROM. p. 3670-3678.

[67] SHUI, C. K.; REYNOLDS JR., W. T.; SHIFLET, G.J.; AARONSON, H. I. A comparison of etchants for quantitative metallography of bainite and martensite microstructures in Fe-C-Mo alloys. **Metallography**, v. 21, p. 91-102, 1988.

[68] SILVA, F.; LOPES, N. I. A.; SANTOS, D. B. Microestrutural characterization of the C-Mn multiphase high strength cold rolled steel. **Materials Characterization**, v. 56, p. 3-9, 2006.

[69] VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Técnicas metalográficas para a caracterização microestrutural dos aços. In: ENCONTRO DE ENGENHARIA E TECNOLOGIA DOS CAMPOS GERAIS, 2., 2006, Ponta Grossa. **Anais...** Ponta Grossa: AEAPG, 2006. 1 CD ROM.

[70] VANDER VOORT, G. F. Color Metallography, In: **ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures**. ASM International, v. 9, p. 332-354, 2004.

[71] GRAY, R. J. Color metallography, methods for color metallography. In: **ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures**. ASM International, v. 9, p. 135-139, January 1995.

[72] KILPATRICK, J. R.; BENSCOTER, A. O.; MARDER, A. R. Tint etching improves resolution and contrast of microstructures. **Metal Progress**, v. 100 p. 79-81, December 1971.

[73] BERAHA, E. Metallographic reagents for the determination of chemical and physical heterogeneity in the microstructure of iron and steels. **Practical Metallography**, v. 4, p. 416-420, 1967.

[74] VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Determination of physical heterogeneity in the microstructure of a modified SAE 4118H steel by color etching. In: ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 5., 2006, Florianópolis. **Resumos...** Florianópolis: SBPMat, 2006, p. 138.

[75] LE PERA, F. S. Improved etching technique for determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. **Metallography**, v. 12, n. 2, p. 263-268, 1979.

[76] LE PERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. **Journal of Metals**, v. 32, p. 38-39, 1980.

[77] VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Utilização de metalografia colorida e contraste por interferência diferencial (DIC) na caracterização microestrutural de um aço SAE 4118H Modificado. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: CBECiMat, 2006, em publicação.

[78] VUROBI JR., S; CINTHO, O. M. Metallographic characterization of a modified SAE 4118H steel by differential interference contrast (DIC). In: ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 5., 2006, Florianópolis. **Resumos...** Florianópolis: SBPMat, 2006, p. 138.

[79] BRANDMAIER, C.; SPRING, K. R.; SUTTER, R. T.; DAVIDSON, M. W. **Wavefront Relationships in Reflected Light DIC Microscopy**, Disponível em: <<http://www.microscopyu.com/tutorials/java/dic/reflectedwavefronts/index.html>>. Acesso em: 22 jul. 2006.

[80] MURPHY, D. B. Differential interference contrast (DIC) microscopy and modulation contrast microscopy, In: **Fundamentals of Light Microscopy and Electronic Imaging**, John Wiley & Sons, 2001. p. 153-175

[81] Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. **American Society for Testing and Materials**, ASTM specification E 562-02, v. 03.01, p. 77-97, 2004.

[82] UNDERWOOD, E. E. Quantitative metallography. In: **ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures**. ASM Internacional, v. 9, p. 123-134, January 1995.

[83] DE HOFF, R. T. Problem solving using quantitative stereology. In: **Applied Metallography**. New York, Van Nostrand Reinhold, 1986, p. 89-99.

[84] KUBASKI, E. T. **Síntese de Compostos Intermetálicos do Sistema Ni-Al utilizando Moagem de Alta Energia**. 2005, 151 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais), Programa de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa 2005.

[85] KUTATELADZE, S. S.; BORISHANNISKII, V. M.; NOVIKOV, I. I. Heat transfer in liquid metals. **Journal of Nuclear Energy II**, v. 9, p. 214-229, 1959.

[86] VISWANATH, D. S.; MATHUR, B. C. Thermal conductivity of liquid metals and alloys. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p. 1769-1772, 1969.

[87] BATES, C. E.; TOTTEN, G. E.; BRENNAN, R. L. Quenching of steel. In: **ASM Metals Handbook – Heat Treating**. ASM International, v. 4, p. 67-120, June 1995.

[88] **Gleeble 3500 System**, Disponível em: <<http://www.leeble.com/3500.htm>> Acesso em: 11 dez. 2005.

[89] VANDER VOORT, G. F. German Steels, In: **Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels**. ASM International, v. 1, p. 115-161, 1991.

[90] LI, M.; BROOKS, J. A.; ATTERIDGE, D. G.; PORTER, W. D. Thermophysical property measurements on low alloy high strength carbon steels. **Scripta Materialia**, v. 36, n. 12, p. 1353-1359, 1997.

[91] Physical Properties of Carbon and Low-Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, June 1995.

[92] KUBASCHEWSKI, O; ALCOCK, C. B.; SPENCER, P. J. Thermochemical data. In: **Materials Thermochemistry**. 6. ed. Oxford: Pergamon Press, 1993, p. 273-309.

[93] DAS, S. K.; GHOSH, A. Thermodynamic measurements in molten Pb-Sn alloys. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p. 803-806, 1972

[94] WANG, L.; XIAN, A. P. Density measurement of Sn-40Pb, Sn-57Bi, and Sn-9Zn by indirect Archimedean method. **Journal of Electronic Materials**, v. 34, n. 11, p.1414-1419, 2005.

[95] STANKUS, S. V.; KHAIRULIN, R. A. The density of alloys of Tin-Lead system in the solid and liquid states. **High Temperature**, v. 44, n. 3, p.389-395, 2006.

[96] OSIPENKO, V. P. Thermal conductivity of alloys of the systems Sn-Pb and Sn-In in the solid and liquid states. **Russian Physics Journal**, v. 13, n.12, p. 1570-1573, 1970

[97] BESCONTER, A. O. Carbon and Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures**. ASM Internacional, v. 9, p. 165-196, January 1995.

[98] Standard guide for preparation of metallographic specimens. **American Society for Testing and Materials**, ASTM specification E 3-01, v. 03.01, 2004.

[99] BRAMFITT, B. L.; LAWRENCE, S. J. Metallography and Microstructures of Carbon and Low-Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures**, ASM International, v. 9, p. 608-626, 2004.

[100] Standard test method for determining average grain size. **American Society for Testing and Materials**, ASTM specification E 112-96, v. 03.01, p. 226-248, 2004.

[101] Standard test method for microindentation hardness of materials. **American Society for Testing and Materials**, ASTM specification E 384-99, v. 03.01, 2004.

[102] VANDER VOORT, G. F. Phase identification by selective etching. In: **Applied Metallography**. New York, Van Nostrand Reinhold, 1986, p. 1-19.

[103] BÜHLER, H. E. Applications of the interference layer method. In: **Applied Metallography**. New York, Van Nostrand Reinhold, 1986, p. 41-88.

[104] STÁSKO, R.; ADRIAN, H.; ADRIAN, A. Effect of nitrogen and vanadium on austenite grain growth kinetics of a low alloy steel. **Materials Characterization**, v.56, p. 340-347, 2006.

[105] HILLERT, M. On the theory of normal and abnormal grain growth. **Acta Metallurgica**, v. 13, p. 227-238, 1965.

[106] INCROPERA, F. P.; DEWITT, D. P. **Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa**, 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2003. 698 p.

[107] LEE, J. L.; PAN, Y. T.; HSIEH, K. C. Assessment of ideal TTT diagram in C-Mn steels. **Materials Transactions**, v. 39, n. 1, p. 196-202, 1998.

-
- [108] BRAMFITT, B. L.; SPEER, J.G. A perspective on the morphology of bainite. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 817-829, 1990.
- [109] MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T.; KILLMORE, C. R. Continuous cooling transformation behavior of microalloyed steels containing Ti, Nb, Mn and Mo. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, vol. 36, n. 12, p. 1486-1493, 1996.
- [110] CHEN, J. K.; VANDERMEER, R. A.; REYNOLDS JR., W. T. Effects of alloying elements upon austenite decomposition in low-C steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25A, p. 1367-1379, 1994.
- [111] OHMORI, Y.; OHTSUBO, H.; JUNG, Y. C.; OKAGUCHI, S.; OHTANI, H. Morphology of bainite and Widmanstätten ferrite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25A, p. 1981-1989, 1994.
- [112] STARK, I.; SMITH, G.D.W.; BHADESHIA, H. K. D. H. The distribution of substitutional alloying elements during the bainite transformation. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 837-844, 1990.
- [113] LIU, S. K.; YANG, D. G.; ZHU, D. G.; ZHANG. The influence of the alloying elements upon the transformation kinetics and morphologies of ferrite plates in alloy steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25A, p. 1967-1980, 1994.
- [114] AARONSON, H. I.; REYNOLDS JR., W. T.; SHIFLET, G. J.; SPANOS, G. Bainite viewed three different ways. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 1343-1991-2000, 1994.
- [115] SPANOS, G. The fine structure and formation mechanism of lower bainite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25A, p. 1967-1980, 1994.
- [116] SPANOS, G.; FANG, H. S.; AARONSON, H. I. A mechanism for the formation of lower bainite. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 1381-1390, 1990.