

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE-3M

CARACTERIZAÇÃO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE DE UM AÇO ARBL
DA CLASSE S700MC

Elisabete Pinto da Silva

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2010

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE-3M

CARACTERIZAÇÃO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE DE UM AÇO ARBL
DA CLASSE S700MC

ELISABETE PINTO DA SILVA
Engenheira Metalúrgica

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE-3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2010

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly;

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich;

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker.

Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann
Coordenador do PPGEM

*Dedico este trabalho:
Primeiramente a Deus, pois sem ele, nada seria
possível.
À minha família, pelo apoio e compreensão, em
todos os momentos desta e de outras caminhadas.*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski, pela grande orientação neste trabalho.

Ao Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker pelo apoio e por todas as oportunidades concedidas a mim, durante meu trabalho de pesquisa no Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF.

Ao Eng. Nico De Wispelaere pela ajuda na parte inicial deste trabalho.

A todos os colegas do LAMEF, pela amizade e companheirismo.

Ao integrantes da banca, pela disponibilidade de tempo dedicado e melhorias sugeridas a este trabalho.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1	<i>Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL).....</i>	4
2.2	<i>Mecanismos de Endurecimento</i>	5
2.2.1	Endurecimento por Refino de Grão/Hall-Petch.....	5
2.2.2	Endurecimento por Solução Sólida	6
2.2.3	Endurecimento por Encruamento	8
2.2.4	Endurecimento por Precipitação.....	9
2.3	<i>O aço S700MC</i>	10
2.3.1	Processamento Termomecânico dos Aços S700MC	11
2.4	<i>Transformações de Fase</i>	12
2.4.1	Austenita.....	12
2.4.2	Ferrita	14
2.4.3	Bainita	22
2.4.4	Martensita.....	28
2.5	<i>Dilatometria</i>	32
2.5.1	DIL 805A/D	33
2.5.2	Diagrama de Resfriamento Contínuo (CCT).....	34
2.6	<i>Solubilidade dos Compostos</i>	35
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1	<i>Materiais</i>	37
3.2	<i>Dilatometria</i>	39
3.2.1	Preparação das Amostras para Uso no Dilatômetro	39
3.2.2	Sistema de Funcionamento do Dilatômetro	40
3.2.3	Testes Realizados no Dilatômetro	41
3.3	<i>Caracterização Microestrutural</i>	42
3.3.1	Observação em Microscópio Ótico	42
3.3.2	Quantificação de Fases	43
3.3.3	Microdureza	43

3.4	<i>Diagrama CCT</i>	44
3.5	<i>Modelamento de Precipitação (Modips)</i>	44
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1	<i>Aço 1</i>	47
4.1.1	Diagramas CCTs	47
4.1.2	Microestruturas.....	50
4.1.3	Medidas de Microdureza	57
4.1.4	Modips.....	57
4.2	<i>Aço 2</i>	59
4.2.1	Diagramas CCTs	59
4.2.2	Microestruturas.....	61
4.2.3	Medidas de Microdureza	68
4.2.4	Modips.....	68
4.3	<i>Aço 3</i>	70
4.3.1	Diagramas CCTs	70
4.3.2	Microestruturas.....	72
4.3.3	Medidas de Microdureza	79
4.3.4	Modips.....	79
4.4	<i>Correlação Entre os Três Aços</i>	80
5	CONCLUSÕES	86
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	88
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Influência do tamanho de grão na tensão de escoamento (Hall-Petch) para uma liga 70%Cu-30%Zn.....	6
Figura 2.2 - Contorno de grão atuando como barreira ao movimento da discordância.....	6
Figura 2.3 - Efeito do tamanho de soluto e solvente.....	7
Figura 2.4 - Efeito dos átomos substitucionais (a) menores que o solvente; (b) maiores que o solvente.....	7
Figura 2.5 - Efeito de elementos em solução sólida no aumento de resistência de aços de alta resistência baixa liga.....	8
Figura 2.6 - Efeito da taxa de encruamento na resistência mecânica de um aço baixo carbono.....	8
Figura 2.7 - Distorção do reticulado devido à presença de: (a) precipitado coerente; (b) precipitado incoerente.....	9
Figura 2.8 - Ilustração das mudanças microestruturais em aços de baixo carbono desenvolvidas nos processos de laminação convencional e laminação controlada.....	12
Figura 2.9 - Interstícios nas estruturas CFC (γ -Fe) and CCC (α -Fe).....	13
Figura 2.10 - Classificação de Dubé de morfologias da ferrita.....	16
Figura 2.11 - Ferrita poligonal (fase clara) e martensita (região escura) formadas em um aço HSLA-80.....	17
Figura 2.12 - Ferrita de Widmanstätten (cristais alongados brancos) formados em um aço HSLA. A matriz escura é martensita.....	17
Figura 2.13 - Ferrita quase-poligonal formada em aço de ultra baixo carbono contendo 0,003%C e 3,0%Mn, resfriado a 50°C/s.....	18
Figura 2.14 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo para um aço HSLA contendo 0,06%C, 1,45%Mn, 1,25%Cu, 0,97%Ni, 0,72%Cr e 0,42%Mo.....	19
Figura 2.15 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo do aço HSLA-80.....	19
Figura 2.16 - Ferrita acicular formada por transformação isotérmica de um aço HSLA-80.....	20

Figura 2.17 - Ferrita acicular no metal de solda de um aço baixo carbono. Magnificação: 250x.....	20
Figura 2.18 - Efeito do tamanho de grão austenítico no desenvolvimento de microestruturas em aços contendo inclusões.....	21
Figura 2.19 - Ferrita granular formada por resfriamento contínuo.....	22
Figura 2.20 - Crescimento cooperativo de perlita e não-cooperativo de bainita.....	23
Figura 2.21 - Representação esquemática do desenvolvimento de um feixe de bainita superior.....	23
Figura 2.22 - Ilustração das microestruturas classificadas por Aaronson: (a) bainita nodular, (b) bainita colunar, (c) bainita superior, (d) bainita inferior, (e) bainita alotriomorfa de contorno de grão, (f) bainita inversa.....	24
Figura 2.23 - Esquema ilustrando as diferenças entre bainita superior e bainita inferior. ..	25
Figura 2.24 - Bainita superior em um aço SAE 4360 transformado isotermicamente a (a) 495°C e (b) 410°C.....	25
Figura 2.25 - (a) Bainita inferior em um aço SAE 4360 transformado a 300°C e (b) Bainita inferior com carbonetos finos dentro das placas de ferrita em um aço SAE 4360 transformado a 300°C.....	25
Figura 2.26 - Microestruturas mostrando as três classificações propostas por Bramfitt e Speer.....	26
Figura 2.27 - Sistema de classificação morfológica para bainita proposto por Bramfitt e Speer.....	27
Figura 2.28 - Propriedades mecânicas de alguns aços bainíticos.....	28
Figura 2.29 - Quantidade de austenita retida em função do teor de carbono em peso(%)..	29
Figura 2.30 - Morfologias da martensita em função de %C e temperatura.....	29
Figura 2.31 - Martensita em forma de placas para alto teor de carbono.....	30
Figura 2.32 - Martensita em forma de ripas para baixo teor de carbono.....	30
Figura 2.33 - Martensita, martensita revenida e perlita fina em função do teor de carbono.....	31
Figura 2.34 - Dilatômetro DIL 805A/D – Modos de Têmpera e Deformação.....	33
Figura 2.35 - Ilustração de um diagrama CCT com as curvas de resfriamento e microestruturas produzidas.....	34
Figura 2.36 - Curva de Dilatação x Temperatura, mostrando a extrapolação usada para a determinação das temperaturas de transformação.....	35
Figura 3.1 - Amostras ensaiadas no dilatômetro.....	39

Figura 3.2 - Solda por ponto realizada nas amostras.....	40
Figura 3.3 - (a) Dilatômetro. (b) e (c) Câmara de medição. (d) Amostra sendo aquecida por indução.	41
Figura 3.4 - Medição da indentação realizada no material.....	43
Figura 4.1 - Diagrama CCT do aço 1 austenitizado na temperatura de 1000°C.....	47
Figura 4.2 - Diagrama CCT do aço 1 austenitizado na temperatura de 1100°C.....	48
Figura 4.3 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 0,2°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	52
Figura 4.4 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 25°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	54
Figura 4.5 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 200°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	56
Figura 4.6 - Valores de microdureza encontrados para o aço 1.	57
Figura 4.7 - Simulação: Concentração dos elementos em solução versus Temperatura....	58
Figura 4.8 - Diagrama CCT do aço 2 austenitizado na temperatura de 1000°C.....	59
Figura 4.9 - Diagrama CCT do aço 2 austenitizado na temperatura de 1100°C.....	60
Figura 4.10 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 0,2°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	63
Figura 4.11 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 25°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	65
Figura 4.12 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 200°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	67
Figura 4.13 - Medidas de microdureza do aço 2.	68
Figura 4.14 - Simulação: Concentração dos elementos em solução versus Temperatura...	69
Figura 4.15 - Diagrama CCT do aço 3 austenitizado na temperatura de 1000°C.....	70
Figura 4.16 - Diagrama CCT do aço 3 austenitizado na temperatura de 1100°C.....	71

Figura 4.17 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 0,2°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	74
Figura 4.18 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 25°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	76
Figura 4.19 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 200°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.	78
Figura 4.20 - Medidas de microdureza do aço 3.	79
Figura 4.21 - Simulação: Concentração dos elementos em solução versus Temperatura... ..	80
Figura 4.22 - Comparação das temperaturas de início de transformação de fases dos três materiais nas duas temperaturas de austenitização.....	82
Figura 4.23 - Comparação das medidas de microdureza dos três aços.	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1- Limite da composição química de S700MC (descrito na norma EN 10149-2) em ppm.	11
Tabela 2.2 - Características das posições intersticiais no Fe- γ e Fe- α	14
Tabela 3.1 - Composição química dos aços estudados.....	37
Tabela 3.2 - Microestrutura inicial dos três aços estudados.....	38
Tabela 4.1 - Influência da taxa de aquecimento na formação de austenita.	48
Tabela 4.2 - Influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase para as duas temperaturas de austenitização do aço 1.....	50
Tabela 4.3 - Influência da taxa de resfriamento na porcentagem de martensita/austenita retida produzida no aço 1 austenitizado nas temperaturas de 1000 e 1100°C.....	57
Tabela 4.4 - Quantidade dos elementos em solução (ppm).....	58
Tabela 4.5 - Influência da taxa de aquecimento na formação de austenita.	60
Tabela 4.6 - Influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase para as duas temperaturas de austenitização do aço 2.....	61
Tabela 4.7 - Influência da taxa de resfriamento na porcentagem de martensita/austenita retida do aço 2 austenitizado nas temperaturas de 1000°C e 1100°C.	68
Tabela 4.8 - Quantidade dos elementos em solução (ppm).....	69
Tabela 4.9 - Influência da taxa de aquecimento na formação de austenita.	71
Tabela 4.10 - Influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase para as duas temperaturas de austenitização do aço 3.....	72
Tabela 4.11 - Influência da taxa de resfriamento na porcentagem de martensita/austenita retida do aço 3 austenitizado nas temperaturas de 1000°C e 1100°C.	79
Tabela 4.12 - Quantidade dos elementos em solução (ppm).....	80
Tabela 4.13 - Influência da taxa de aquecimento na transformação austenítica para os três materiais.	81
Tabela 4.14 - Carbono em solução para os três materiais.	81
Tabela 4.15 - Comparação dos três materiais em função de alguns dos elementos de liga. 82	
Tabela 4.16 - Comparação dos três materiais para as medidas de microdureza.	83

Tabela 4.17 - Tabela de conversão de dureza para valores de resistência à tração..... 85

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 2.1 - Relação de Hall-Petch	5
Equação 2.2 - Modelo de endurecimento por precipitação	9
Equação 2.3 - Resistência da austenita.....	14
Equação 2.4 - Resistência da ferrita.....	22
Equação 2.5 - Equação da temperatura de transformação da bainita.....	27
Equação 2.6 - Equação mais recente da temperatura de transformação da bainita	27
Equação 2.7 - Resistência da bainita.....	28
Equação 2.8 - Incremento da resistência da bainita devido ao carbono	28
Equação 2.9 - Reação de expansão dos metais.....	32
Equação 2.10 - Reação de condição de equilíbrio dos compostos	36
Equação 2.11 - Reação de atividade dos elementos	36
Equação 2.12 - Reação de atividade dos elementos	36
Equação 2.13 - Reação simplificada da condição de equilíbrio	36
Equação 2.14 - Reação da dependência do produto de solubilidade e temperatura	36
Equação 2.15 - Equação do produto de solubilidade.....	36

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

<i>ARLA</i>	Alta resistência e baixa liga;
<i>Ksi</i>	Kilolibra por polegada quadrada;
<i>mm</i>	Milímetros;
<i>Ac₁</i>	Temperatura inicial de transformação da austenita;
<i>Ac₃</i>	Temperatura final de transformação da austenita;
<i>°C/s</i>	Taxa de resfriamento;
<i>Ys</i>	Tensão de escoamento;
<i>x_i</i>	Concentração de um soluto substitucional o qual é representado por <i>i</i> subscrito;
<i>K_L</i>	Coefficiente de endurecimento de acordo com o tamanho da ripa;
<i>K_D</i>	Coefficiente de endurecimento de acordo com as discordâncias;
<i>σ_{Fe}</i>	Resistência do ferro puro, recozido 219 MN m ⁻² at 300 K;
<i>σ_{SSi}</i>	Resistência de soluto substitucional (<i>i</i>);
<i>σ_c</i>	Resistência de solução sólida de acordo com o carbono;
<i>ρ_D</i>	Densidade de deslocamento;
<i>L</i>	Medida do tamanho de ripa ferrítica;
<i>σ_o</i>	Tensão de atrito oposta ao movimento das discordâncias;
<i>d</i>	Diâmetro do grão;
<i>ky</i>	Constante relacionada ao empilhamento das discordâncias;
<i>f</i>	Fração volumétrica dos precipitados;
<i>x</i>	Diâmetro dos precipitados;
<i>ppm</i>	Partes por milhão;
<i>γ</i>	Fase do ferro gama;
<i>α</i>	Fase do ferro alfa;
<i>C.F.C</i>	Estrutura cúbica de face centrada;
<i>C.C.C</i>	Estrutura cúbica de corpo centrado;
<i>Ms</i>	Temperatura inicial de formação da martensita;
<i>Fe₃C</i>	Cementita;

<i>CCT</i>	Diagrama de transformação de resfriamento contínuo;
<i>TTT</i>	Diagrama tempo-temperatura-transformação;
<i>K_s</i>	Produto de solubilidade;
H	Coefficiente de atividade Henryan;
<i>a_[V]</i>	Atividade do vanádio;
<i>a_[N]</i>	Atividade do nitrogênio;
<i>a_(VN)</i>	Atividade do nitreto de vanádio;
<i>Q</i>	Calor de dissolução;
R	Constante dos gases;
T	Temperatura;
C	Constante genérica;
A,B	Constantes de cada sistema.

RESUMO

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são aços destinados a diversas aplicações estruturais e apresentam resistência mínima especificada de 550 MPa. Estes aços apresentam baixo teor de carbono e contêm pequenas quantidades de elementos de liga para que possam alcançar a resistência especificada no processo de laminação controlada.

Dentre os aços ARBL, destaca-se o S700MC, que pertence à classe dos microligados. É um aço de alta resistência, baixo carbono e baixa liga, sendo que a sua alta resistência deriva do refinamento de grão, transformação de fase e endurecimento por precipitação (precipitados de Ni, Ti e ou V). O processamento deste aço envolve laminação controlada sendo exigidos os seguintes requisitos no produto final: boa soldabilidade, bom comportamento em dobramento, boas propriedades de fadiga e boa tenacidade.

Diferentes composições de aços S700MC têm sido desenvolvidas, pois dependendo da composição do aço, os parâmetros de laminação controlada (temperatura final de laminação, temperatura inicial de resfriamento, temperatura final de resfriamento, etc.), para se obter a microestrutura e propriedade mecânica desejada, podem ser diferentes.

A microestrutura ferrítica-perlítica convencional dos aços ARBL tem sido substituída nesta classe de aços por microestruturas bainíticas. Muitas vezes a bainita formada é considerada “não-tradicional”, devido à uma mistura de produtos de transformação, gerando uma certa discussão para a terminologia adequada. Aços com microestrutura bainítica são desejáveis devido ao seu favorável balanço de tenacidade e resistência mecânica mais elevada que nos aços ARBL convencionais.

Deste modo, o objetivo deste estudo foi avaliar as microestruturas produzidas (preferencialmente bainíticas) em aços da classe S700MC, desenvolvidos com composições diferentes. Estas microestruturas devem conferir a combinação de propriedades desejada através do controle de parâmetros de tratamento térmico, caracterizando-se as transformações de fase envolvidas.

Para alcançar este objetivo, foi aplicada a técnica de dilatométrica. Esta técnica é eficaz no estudo das transformações de fase no estado sólido que ocorrem nos aços quando

submetidos a tratamentos térmicos, mostrando a evolução dessas transformações através das mudanças dimensionais do material.

Neste trabalho três tipos de aço da classe S700MC foram ensaiados em dilatômetro, aplicando-se dois ciclos térmicos diferentes, com o objetivo de se verificar: a influência da taxa de aquecimento nas temperaturas de transformação de fase, Ac_1 e Ac_3 (variando a taxa de aquecimento: 1, 10, 50 e 100°C/s) e as transformações de fase ocorridas durante o resfriamento (variando as taxas de resfriamento: 0,2, 1, 5, 10, 25, 50, 100 e 200°C/s).

Após os ensaios no dilatômetro foi realizada uma caracterização microestrutural nos corpos-de-prova bem como medições de microdureza.

Os materiais apresentaram evolução microestrutural semelhante, porém com formação de morfologias complexas. Os resultados mostraram que determinadas taxas de resfriamento aliadas a outros fatores, desenvolvem microestruturas mais favoráveis à obtenção de alta resistência mecânica.

ABSTRACT

High strength low alloy (HSLA) steels are intended for various structural applications and have specified minimum strength of 550 MPa. These steels have low carbon content and contain small amounts of alloying elements so that they can reach the strength specified in the process of controlled rolling.

Among the HSLA steels, is the S700MC, which belongs to a class of microalloyed. It is a high strength steel and low alloy, where its high strength derives from the grain refinement, phase transformation and precipitation hardening (precipitation of Ni, and Ti or V). The processing of this steel involves controlled rolling, the following requirements being demanded in the final product: good weldability, good behavior in bending, good fatigue properties and good toughness.

Different compositions of S700MC steels have been developed, because depending on steel composition, the parameters of controlled rolling (final temperature of rolling, initial temperature of cooling, end temperature of cooling, among others), to obtain the microstructure and mechanical property desired, may be different. The conventional ferritic-pearlitic microstructure of HSLA steels have been replaced in this class of steels for bainitic microstructures. Very often, the bainite formed is classified "non-traditional" due the mixture of transformation products, developing a discussion about the correct terminology. Steels with bainitic microstructure, are desirable for their favorable balance of toughness and mechanical strength higher than conventional HSLA steels.

Thus, the target of this study was to evaluate the microstructures produced (preferably bainitic) in steels of S700MC grade, developed with different compositions. These microstructures should confer the combination of desired mechanical properties, by controlling the parameters of heat treatment and including characterizing the phase transformations involved.

To achieve this goal, we applied the technique of dilatometry. This technique is effective in the study of phase transformations in solid state which occur in steels when submitted to heat treatments, showing the evolution of these changes through the changing dimensions of the material.

At this work, three kinds of S700MC grade were performed in the dilatometer applying two sets of thermal cycle to analyse: the influence of heating rate on the temperatures of phase transformation, A_{c1} and A_{c3} (changing the heating rate: 1, 10, 50 and 100°C/s) and the phase transformations during cooling (changing the cooling rate: 0.2, 1, 5, 10, 25, 50, 100 and 200°C/s).

After the tests in the dilatometer, was performed a metallographic characterization of each test piece and microhardness measurements.

The materials presented similar microstructural, however with the formation of complex morphologies. The results showed that certain cooling rates combined with other factors develop microstructures more favorable to obtain high mechanical strength.

1 INTRODUÇÃO

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são destinados a diversas aplicações estruturais e apresentam resistência mínima especificada de 550 MPa. Estes aços apresentam baixo teor de carbono e contêm adições de pequenas quantidades de elementos de liga, para que se possa alcançar a resistência especificada e microestrutura refinada quando aplicado o processo de laminação controlada (HARISH 2009).

Estes aços são normalmente disponíveis como chapas, tiras ou barras. Algumas características vantajosas para o uso destes aços incluem:

- ✓ Alta resistência;
- ✓ Boa conformabilidade;
- ✓ Boa soldabilidade;
- ✓ Boa tenacidade, entre outras.

Em geral os produtos de aços ARBL são mais resistentes do que os produtos de aço carbono estrutural. Os mesmos também apresentam alta resistência à fadiga, boa resistência à abrasão e resistência à corrosão atmosférica (HARTMAAN 2002).

As áreas de aplicações típicas para estes aços incluem:

- Partes de automóveis;
- Implementos agrícolas;
- Suporte de guindastes móveis;
- Implementos rodoviários;
- Vigas soldadas, etc.

Os aços de alta resistência e baixa liga podem ser geralmente utilizados vantajosamente em qualquer aplicação estrutural onde sua melhor resistência pode ser utilizada tanto para diminuir o peso ou aumentar a durabilidade da estrutura.

Algumas vantagens adicionais do emprego destes aços incluem:

- ✓ Redução de custos;
- ✓ Economia de recursos naturais, uma vez que o aço é reaproveitável e reciclável.

Diferentes composições deste tipo de aço, contendo adições de elementos de liga, têm sido desenvolvidas, as quais buscam a obtenção de propriedades específicas. A resistência destes aços é principalmente determinada pela sua microestrutura.

Os aços ARBL, em geral, apresentam microestrutura formada por ferrita e perlita. Porém, alguns aços, como os da classe S700MC, têm sido produzidos com o objetivo de obter uma microestrutura bainítica. Aços com microestrutura bainítica são selecionados porque de fato têm tenacidade e resistência mais elevada que nos aços de alta resistência e baixa liga convencionais. Além disso estes aços exibem um elevado grau de uniformidade nas propriedades em seções espessas e também propriedades favoráveis de fluência, para aplicações em alta temperatura. Esta microestrutura bainítica, muitas vezes, apresenta uma morfologia “não tradicional”, devido à mistura de produtos de transformação, não sendo possível classificá-las simplesmente como bainita superior ou inferior (WAGONER 2002).

Nos aços com microestrutura bainítica, uma série de mecanismos de endurecimento são explorados:

- Endurecimento por refinamento de grão;
- Endurecimento por solução sólida;
- Endurecimento por encruamento;
- Endurecimento por precipitação.

Devido aos múltiplos mecanismos de endurecimento em funcionamento simultâneo, o processo para obtenção de um aço S700MC, com microestrutura bainítica, deve ser otimizado. Especificamente a fim de se alcançar uma alta resistência e excelente ductilidade, através de endurecimento por refino de grão e/ou por precipitação, por exemplo, exige-se a adição de elementos que formam precipitados, como o nióbio, o titânio e o vanádio.

Para que seja obtida uma boa combinação de alta resistência mecânica e tenacidade, deve ser minimizada a formação de ferrita poligonal, refinadas as ripas de ferrita na bainita e controlada a quantidade e distribuição de austenita retida (VIEIRA 2007).

Neste estudo avaliou-se as microestruturas formadas em aços da classe S700MC, as quais devem resultar na resistência mecânica desejada, através do controle de parâmetros de tratamento térmico, caracterizando-se em seguida as transformações de fase em amostras provenientes de ensaios de dilatométrica.

Três tipos de aço da classe S700MC foram ensaiados em dilatômetro aplicando-se dois ciclos térmicos diferentes. O objetivo deste procedimento foi avaliar a influência da

taxa de aquecimento nas temperaturas de transformação de fase, Ac_1 e Ac_3 , assim como determinar o efeito da taxa de resfriamento nas transformações de fase.

Após os ensaios no dilatômetro foi realizada uma caracterização microestrutural de cada corpo-de-prova, sendo inclusive determinada a microdureza correspondente a cada microestrutura produzida.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

O aço de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) é um tipo de aço que proporciona melhores propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão que o aço ao carbono. Como estes aços são mais resistentes, eles podem ser usados em seções de menor espessura, tornando-os particularmente atraentes para o transporte de componentes onde a redução de peso é importante.

Os aços ARBL diferem de outros aços porque de fato não são produzidos para atenderem a uma composição química específica, mas sim a propriedades mecânicas particulares. Normalmente, estes aços apresentam um baixo teor de carbono (entre 0,05-0,25%C), de forma a manterem uma boa conformabilidade e soldabilidade. Outros elementos de liga estão presentes, como o manganês em torno de 1,5% em peso, bem como pequenas adições de nióbio, cobre, vanádio, titânio para que se alcance as especificações de resistência mecânica. Já adições de elementos, como o cobre, silício, níquel, cromo e fósforo, podem melhorar a resistência à corrosão atmosférica dessas ligas, com um certo impacto no custo do produto final. (STEELFORGE 2009).

Os ARBL são classificados em seis classes, conforme descritas abaixo:

- **Aços de laminação controlada:** aços laminados a quente, apresentando estrutura austenítica altamente deformada a qual será transformada para uma estrutura equiaxial ferrítica muito fina sob resfriamento;
- **Aços de perlita reduzida:** aços de baixo teor de carbono que apresentam pouca ou nenhuma perlita, e sim uma matriz ferrítica com grão muito fino. É reforçado por endurecimento por precipitação;
- **Aços microligados:** aços que contêm pequenas adições de elementos de liga, como nióbio, vanádio e titânio para obter um tamanho de grão refinado e/ou endurecimento por precipitação;
- **Aços de ferrita acicular:** estes aços são caracterizados por apresentarem uma estrutura muito fina de ferrita acicular com alta resistência e teor de carbono muito baixo;

- **Aços de duas fases:** estes aços têm uma microestrutura de ferrita, que contém pequenas “ilhas”, uniformemente distribuídas de martensita. Esta microestrutura proporciona aos aços baixa tensão de escoamento, alta taxa de encruamento gerando um aço de alta resistência e boa conformabilidade;
- **Aços Patináveis:** aços projetados para ter elevada resistência à corrosão atmosférica (CIMM 2009).

2.2 Mecanismos de Endurecimento

A resistência dos aços ARBL é controlada por alguns mecanismos de endurecimento, os quais são obstáculos à movimentação das discordâncias, provocando assim um aumento na resistência mecânica do metal. Os principais mecanismos de endurecimento estão descritos abaixo (OLIVEIRA 2009).

2.2.1 Endurecimento por Refino de Grão/Hall-Petch

Em um metal policristalino, o tamanho dos grãos (diâmetro médio dos grãos) exerce influência sobre as propriedades mecânicas. Grãos adjacentes possuem diferentes orientações cristalinas e um contorno de grão em comum. Os contornos de grãos atuam como barreiras para a movimentação de discordâncias por duas razões:

- Como os grãos possuem orientações diferentes, uma discordância que se movimenta do grão A para B deve mudar sua direção de movimento, sendo esta mudança de direção mais difícil quanto maior for a diferença de orientação entre os grãos;
- A desordem atômica na região de um contorno de grão resulta em uma descontinuidade no plano de escorregamento de um grão para outro.

Sendo assim, materiais com grãos finos são mais resistentes que materiais com grãos grosseiros, pois sua área de contornos de grão é maior dificultando o movimento das discordâncias.

Para muitos materiais, a tensão de escoamento (σ_y) varia com o tamanho de grão, de acordo com a relação:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y * d^{(-1/2)} \quad \text{Equação 2.1}$$

Onde:

- d diâmetro médio dos grãos;
 σ_0 e k_y constantes para um dado material.

Esta equação é conhecida como relação de Hall-Petch, e a dependência da tensão de escoamento com o tamanho de grão pode ser observada na Figura 2.1.

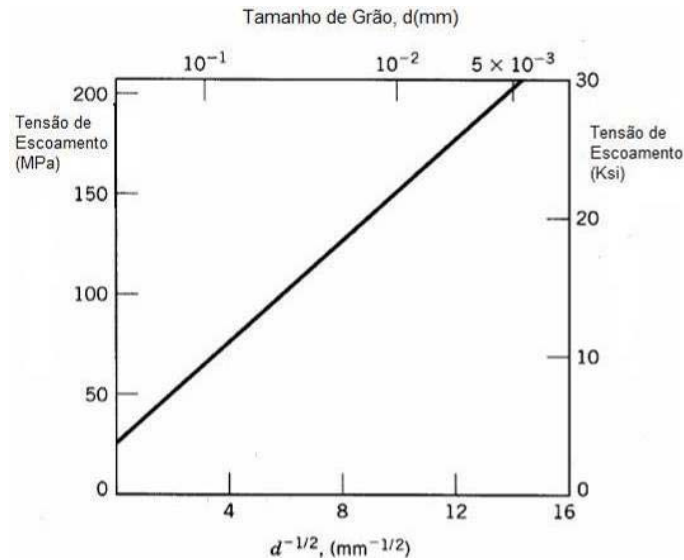


Figura 2.1- Influência do tamanho de grão na tensão de escoamento (Hall-Petch) para uma liga 70%Cu-30%Zn. (Adaptado de Callister, 1994)

A Figura 2.2 ilustra o movimento de uma discordância em cunha que encontra em seu caminho um contorno de grão, o qual atua como barreira no plano de escorregamento.

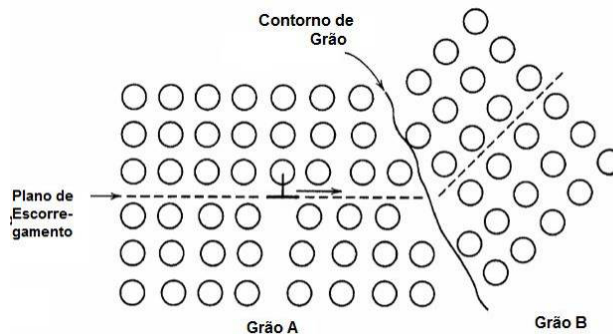


Figura 2.2 - Contorno de grão atuando como barreira ao movimento da discordância. (Adaptado de Callister, 1994).

2.2.2 Endurecimento por Solução Sólida

O endurecimento por solução sólida consiste na adição de elementos de liga, visando a formação de soluções sólidas substitucionais ou intersticiais, o que depende dos raios atômicos, configuração eletrônica e estrutura cristalina dos átomos do soluto e solvente (ver Figura 2.3). As ligas metálicas são mais resistentes que metais puros porque os átomos dos elementos de liga (soluto) impõem tensões e deformações no reticulado ao redor destes átomos. A interação entre estes campos de tensão e as discordâncias provoca,

conseqüentemente, uma restrição no movimento das discordâncias, endurecendo a liga (MOREIRA 2009).

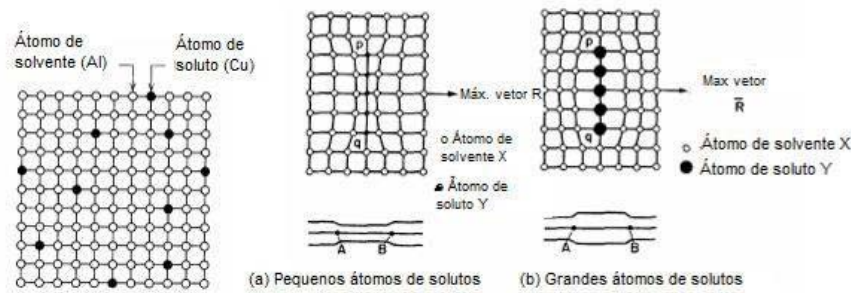


Figura 2.3 - Efeito do tamanho de soluto e solvente. (Adaptado de Moreira, 2009)

Na Figura 2.4, é representada em (a) a deformação do reticulado provocada pela presença de átomos substitucionais menores que os de solvente e discordância em cunha com possíveis sítios para átomos de pequeno tamanho, minimizando as deformações no reticulado; em (b) a deformação do reticulado provocada pela presença de átomos substitucionais maiores que os de solvente e discordância em cunha com possíveis sítios para estes átomos, minimizando as deformações no reticulado.

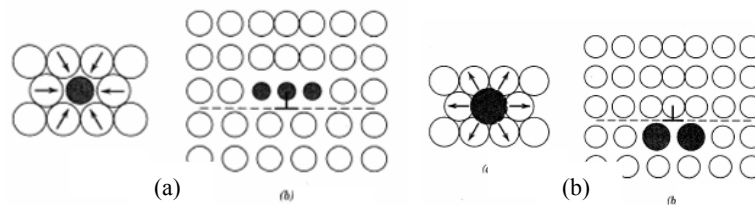


Figura 2.4 - Efeito dos átomos substitucionais (a) menores que o solvente; (b) maiores que o solvente. (Adaptado de Callister, 1994).

A Figura 2.5 apresenta a contribuição do aumento de resistência com a adição de elementos formadores de soluções sólidas substitucionais e intersticiais.

Percebe-se que as soluções sólidas intersticiais (C, N, etc.) apresentam uma maior contribuição ao limite de escoamento quando comparadas as soluções sólidas substitucionais (Mn, Mo, Cr, etc.). Inclusive alguns elementos substitucionais contribuem negativamente ao aumento de resistência, como visto na Figura 2.5.

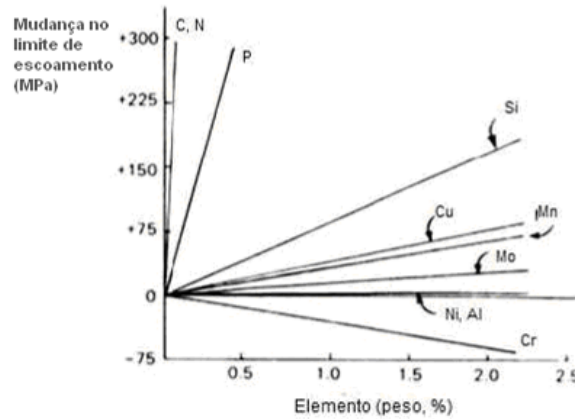


Figura 2.5 - Efeito de elementos em solução sólida no aumento de resistência de aços de alta resistência baixa liga. (Adaptado de Gonzales, 2002)

Os átomos intersticiais possuem elevados campos de deformação em volta de si mesmo e outros átomos intersticiais interagem fortemente com estes campos levando a formação de concentrações intersticiais nas proximidades das discordâncias. Apenas uma pequena concentração de elementos intersticiais é necessária para bloquear as discordâncias (GONZALES 2002).

2.2.3 Endurecimento por Encruamento

O endurecimento por encruamento é um processo de endurecimento no qual um metal dúctil torna-se mais resistente e duro à medida que é deformado plasticamente (ver Figura 2.6).

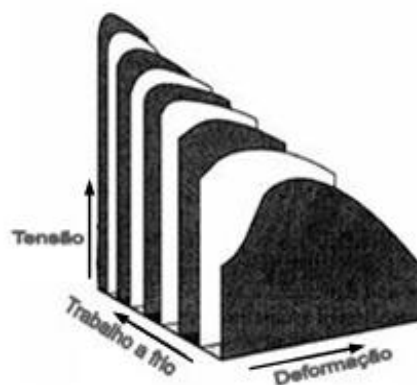


Figura 2.6 - Efeito da taxa de encruamento na resistência mecânica de um aço baixo carbono. (Adaptado de Callister, 1994).

2.2.4 Endurecimento por Precipitação

Os contornos entre diferentes fases (precipitado e matriz) em uma liga são defeitos planares e interferem no movimento de discordâncias, provocando aumento de resistência e dureza. O endurecimento pode ser por precipitação de partículas incoerentes ou partículas coerentes, como ilustrado na Figura 2.7.

Endurecimento por precipitação de partículas incoerentes

A ocorrência de precipitados incoerentes é muito mais freqüente que precipitados coerentes. Os precipitados ou fases incoerentes não apresentam coerência entre os reticulados cristalinos do precipitado e matriz.

Endurecimento por precipitação de partículas coerentes

Os precipitados coerentes apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz. As diferenças entre os parâmetros de reticulado da matriz e da fase são no máximo 15%.

Precipitados coerentes são mais eficazes no endurecimento que precipitados incoerentes.

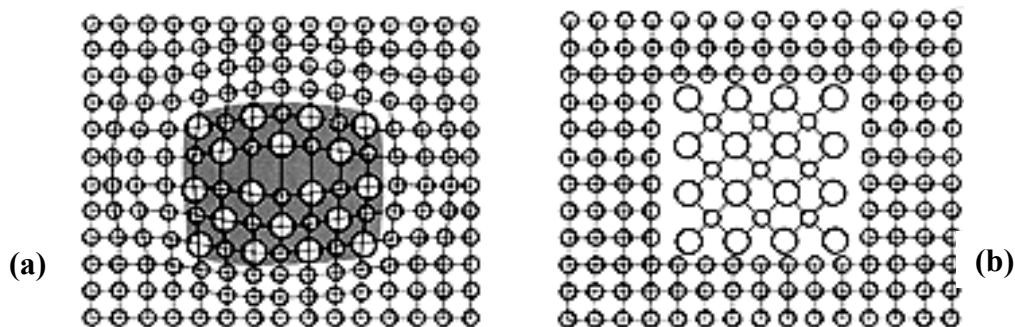


Figura 2.7 - Distorção do reticulado devido à presença de: (a) precipitado coerente; (b) precipitado incoerente. (Adaptado de Oliveira, 2009).

O modelo mais aceito que descreve o endurecimento por precipitação é expresso como:

$$\sigma(MPa) = \frac{5,9\sqrt{f}}{x} \ln\left(\frac{x}{2,5 * 10^{-4}}\right) \quad \text{Equação 2.2}$$

Onde:

- σ ganho de resistência por precipitação;
- f fração volumétrica de precipitados;
- x diâmetro do precipitado (μm).

2.3 O aço S700MC

O aço S700MC pertence à classe dos aços microligados de alta resistência. Este é um aço estrutural laminado de forma controlada para adquirir boa tenacidade, bom comportamento ao dobramento e boa soldabilidade.

Este tipo de aço apresenta baixo teor de carbono e é microligado, com estrutura bainítica desejável, contendo elementos de endurecimento por solução sólida (Mn, Si, Cr, Mo, etc). O baixo teor de carbono é bom para a soldabilidade e confere ao material elevada ductilidade local (devido às pequenas diferenças de dureza entre as fases diferentes que podem estar presentes no aço).

Várias patentes têm apresentado diferentes composições químicas, determinando o efeito de cada elemento de liga, assim como os intervalos em que estes elementos podem ser utilizados para se alcançar um produto com as propriedades desejadas (ASM 1988). Alguns efeitos já conhecidos dos elementos de liga mais utilizados são descritos abaixo:

- C (0,04-0,06%) → baixo teor de C para boa tenacidade e soldabilidade;
- Mn (1,2-2%); Si (<0,6%); Cr (<0,5%); Mo (<0,5%) → endurecimento por solução sólida. Porém, teores muito altos diminuem a tenacidade e a soldabilidade;
- Nb (<0,07%); Ti (<0,07%); V (<0,07%) → endurecimento por precipitação e refino de grão;
- Cu (0,2-1%) → endurecimento por solução sólida;
- Ni (0,2-0,9%) → endurecimento, melhora tenacidade e evita a fragilidade a quente quando Cu também é adicionado;
- B (<0,005%) → melhora muito a temperabilidade (muito eficaz em aços baixo C de alta resistência). Porém, em grandes adições deteriora a tenacidade segregando para o contorno de grão da austenita;
- Ca (0,001-0,005%) → controla o tamanho e a forma de sulfetos, aumenta a resistência à fadiga;
- P and S → o teor deve ser tão baixo quanto possível.

Seguindo a norma DIN EN 10149-2 (09/06/2005), a resistência dos aços da classe S deriva de seu nome: o número que consta no nome é o limite mínimo de tensão de escoamento, ou seja:

S700MC

Tensão de escoamento deve ser no mínimo 700 MPa

S700MC apresenta as seguintes propriedades na direção de laminação:

- Tensão de escoamento: 700 MPa;
- 750 MPa < Resistência à tração < 950 MPa;
- Alongamento = 12%;
- Raio de dobramento (180°): < 2 x espessura na direção transversal;
- Tenacidade (direção longitudinal): tenacidade > 27 J à temperatura de -40°C.

Os teores máximos para cada elemento de liga é especificado na norma EN 10149-2, como mostra a Tabela 2.1.

Tabela 2.1- Limite da composição química de S700MC (descrito na norma EN 10149-2) em ppm.

Classe S700MC	<i>Elementos (ppm)</i>					
	C	Mn	P	S	Si	Al
	<1200	<21000	<2500	<150	<6000	>150
	Nb	V	Ti	Mo	B	-
	<900	<2000	<2200	<5000	<50	-

* O teor total dos elementos Nb, V and Ti deve ser menor do que 0,22%

2.3.1 Processamento Termomecânico dos Aços S700MC

O processo de laminação controlada confere aos aços microligados, propriedades mecânicas superiores em comparação aos aços com mesmo nível de elementos de liga, além de proporcionar boa tenacidade e soldabilidade.

A Figura 2.8 mostra esquematicamente as mudanças da microestrutura de grãos austeníticos e os primeiros estágios de formação da ferrita que se desenvolve com processo de laminação à quente convencional e laminação controlada (CR). Na laminação convencional, grãos de ferrita recristalizados e equiaxiais nucleiam nos contornos de grão da austenita, produzindo grãos de ferrita relativamente grosseiros, sendo o tamanho de grão dependente da temperatura de acabamento. Na laminação controlada, a austenita é não recristalizada (temperatura de acabamento menor que a temperatura de recristalização) e grãos de ferrita não só nucleiam nos contornos de grão da austenita deformados por laminação, mas também se formam nas bandas de deformação. Alguns laminadores são equipados com borrifadores de H₂O para acelerar o resfriamento, de forma a produzir grãos de ferrita ainda mais finos como resultado da nucleação dentro dos grãos da austenita (KRAUSS 2005).

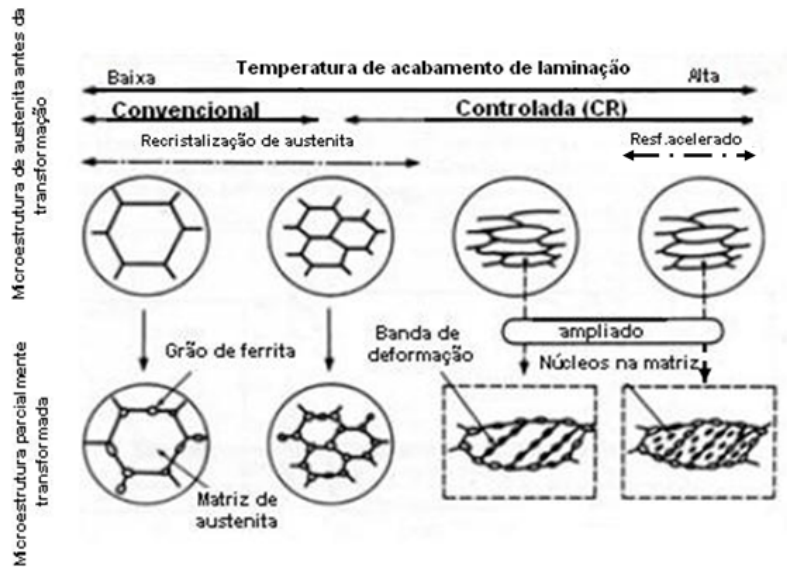


Figura 2.8 - Ilustração das mudanças microestruturais em aços de baixo carbono desenvolvidas nos processos de laminação convencional e laminação controlada. (Adaptado de Krauss, 2005)

2.4 Transformações de Fase

Uma fase pode ser definida como uma porção homogênea de um sistema que apresenta características químicas e físicas uniformes. Quando mais de uma fase está presente em um determinado sistema, cada uma terá suas próprias propriedades distintas. Normalmente, um sistema monofásico é chamado “homogêneo”; sistemas compostos por duas ou mais fases são chamados “mistos” ou sistemas “heterogêneos”. A maioria das ligas metálicas, cerâmicas, polímeros e sistemas compostos são heterogêneos. Normalmente, as fases interagem de tal maneira que a combinação de propriedades do sistema multifásico é diferente e mais atraente do que cada uma das fases individuais.

O desenvolvimento da microestrutura em ligas de uma ou duas fases normalmente envolve algum tipo de transformação de fase - uma alteração no número e/ou características das fases, onde essas transformações de fase são importantes no processamento dos materiais. Para este estudo as fases austenita, ferrita, bainita e martensita são descritas abaixo (CALLISTER 1994).

2.4.1 Austenita

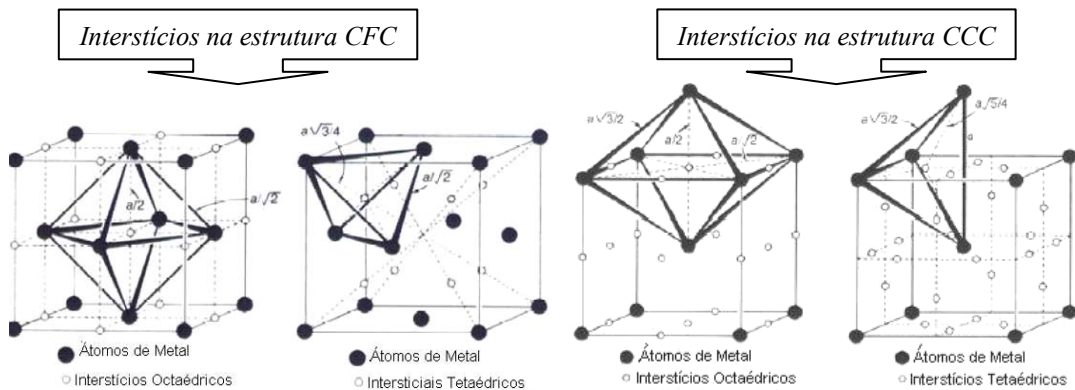
A austenita é a fase gama (γ) do ferro. É uma solução sólida de carbono e ferro metálico não magnética, que é estável entre 912°C e 1394°C (1386°C, 1390°C e 1392°C também são relatados por alguns autores).

É uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC), que permite manter uma elevada proporção de carbono em solução (2,11% a 1147°C). Enquanto resfria, esta estrutura decompõe-se em uma mistura de ferrita e cementita (geralmente nas formas estruturais perlita ou bainita), ou sofre uma ligeira distorção no reticulado, conhecida como transformação martensítica. A taxa de resfriamento determina as proporções relativas destes materiais e, portanto, as propriedades mecânicas do aço.

O tratamento de têmpera (para induzir a transformação martensítica), seguido de revenimento (para transformar martensita e austenita retida) é o tratamento térmico mais comum para os aços de alto desempenho. A adição de alguns outros elementos de liga, como o manganês e o níquel, pode estabilizar a estrutura austenítica, facilitando o tratamento térmico de aços de baixa liga. No caso extremo do aço inoxidável austenítico, com teor de liga muito mais elevado, a austenita é estável mesmo na temperatura ambiente. Por outro lado, elementos como o silício, molibdênio e cromo tendem a desestabilizar a austenita, elevando a temperatura eutetóide.

Máxima Solubilidade

Na estrutura CFC, existem posições intersticiais entre os átomos, como mostrado na Figura 2.9 (a estrutura CCC também é mostrada para fins de comparação). Estes interstícios são tetraédricos e octaédricos, onde átomos intersticiais de soluto podem se alojar facilmente. No Fe- γ , os interstícios tetraédricos estão localizados nas posições da rede do tipo $(\frac{1}{4}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4})$. Já os sítios octaédricos são muito maiores, estando localizados em $(0, 0, \frac{1}{2})$ e $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$.



**Figura 2.9 - Interstícios nas estruturas CFC (γ -Fe) and CCC (α -Fe).
(Adaptado de Cooman, 2003)**

A diferença de tamanho entre os interstícios octaédricos de Fe- α e Fe- γ também explica a diferença na solubilidade de carbono nestas estruturas (COOMAN 2003).

A Tabela 2.2 mostra as principais características das posições intersticiais no Fe- γ e Fe- α , juntamente com o raio atômico de alguns intersticiais importantes no Fe.

**Tabela 2.2 - Características das posições intersticiais no Fe- γ e Fe- α .
(Adaptado de Cooman, 2003)**

<i>Estrutura</i>	<i>Tipo de Interstício</i>	<i>Tamanho do interstício (nm)</i>	<i>Número de interstícios por átomo de Fe</i>	<i>Tamanho de átomo intersticial (nm)¹</i>
<i>γ-Fe</i>	<i>Tetraédrico</i>	0,028	2	B: 0,097
	<i>Octaédrico</i>	0,051	1	C: 0,077
<i>α-Fe</i>	<i>Tetraédrico</i>	0,037	6	N: 0,071
	<i>Octaédrico</i>	0,019	3	H: 0,046

Resistência da Austenita

A resistência da austenita é expressa por Young e Bhadeshia (BHADESHIA 2001) como:

$$\sigma_y = \left(1 - 0,26 * 10^{-2} T_r + 0,47 * 10^{-5} T_r^2 - 0,26 * 10^{-8} T_r^3\right) * 15,4 * \left(4,4 + 23C + 1,3Si + 0,24Cr + 0,94Mo + 32N\right)$$

Equação 2.3

Onde:

$$T_r = T - 25 \text{ (}^\circ\text{C)}.$$

2.4.2 Ferrita

A ferrita é a fase alfa (α) do ferro. É uma solução sólida de carbono e ferro metálico magnética, dúctil, estável a partir de 912°C até a temperatura ambiente.

É uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) que lhe permite manter uma baixa proporção de carbono em solução (0,025% a 727°C).

No resfriamento, para ligas de Fe-C hipoeutéticas, a primeira transformação é $\gamma \rightarrow \alpha$, sendo esta ferrita chamada de pró-eutetóide. A ferrita pró-eutetóide se forma no contorno de grão da austenita e em outras interfaces por processo de nucleação e crescimento, durante o resfriamento lento.

A ferrita pró-euteóide pode assumir diferentes morfologias. De acordo com um sistema de classificação desenvolvido por Dubé (ilustrado na Figura 2.10), existem 6 morfologias distintas, cujas características estão apresentadas a seguir:

1. *Alotriomorfa de contorno de grão* (número 1 da Figura 2.10): Ocorrem na forma de cristais que nucleiam nos contornos de grão da matriz e crescem preferencialmente ao longo destes contornos de grão, sem um aumento expressivo de espessura.

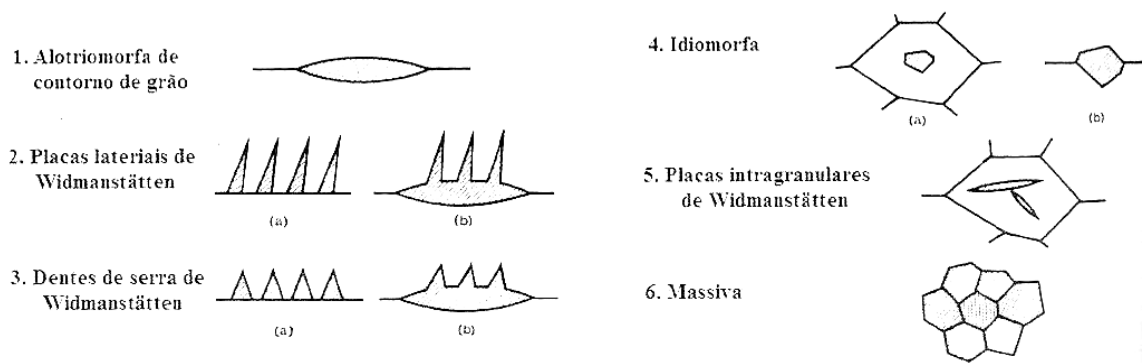
2. *Placas laterais de Widmanstätten* (número 2 da Figura 2.10): Ocorrem na forma de placas (na forma de agulhas em seções transversais) que crescem para dentro dos grãos da matriz a partir dos contornos de grão. *Placas laterais primárias* (número 2a da Figura 2.10): Crescem diretamente a partir dos contornos de grão. *Placas laterais secundárias* (número 2b da Figura 2.10): Crescem a partir de cristais de outra morfologia da mesma fase, usualmente alotriomorfa de contorno de grão. Placas laterais secundárias de ferrita são observadas com mais frequência do que placas laterais primárias.

3. *Dentes de serra de Widmanstätten* (número 3 da Figura 2.10): Ocorre na forma de grãos que tendem a ser triangulares em seção e que se desenvolvem a partir dos contornos de grão. *Dentes de serra primário* (número 3a da Figura 2.10): Crescem diretamente dos contornos de grão. *Dentes de serra secundário* (número 3b da Figura 2.10): Desenvolvem-se a partir de cristais da mesma fase de outra morfologia, usualmente alotriomorfa de contorno de grão.

4. *Idiomorfa* (número 4 da Figura 2.10): Ocorrem na forma de cristais facetados praticamente equiaxiais que, no caso da ferrita, forma-se inteiramente no interior dos grãos de austenita (número 4a da Figura 2.10). A morfologia idiomorfa de contorno de grão (número 4b da Figura 2.10) normalmente não é observada em aços.

5. *Placas Intragranulares de Widmanstätten* (número 5 da Figura 2.10): Ocorrem na forma de placas (agulhas em seção) inteiramente dentro dos grãos da austenita original.

6. *Estrutura Massiva* (número 6 da Figura 2.10): Não ocorre normalmente como uma estrutura fundamental. O termo simplesmente descreve uma estrutura policristalina praticamente equiaxial formada pelo choque de cristais que começaram a crescer com outras morfologias.



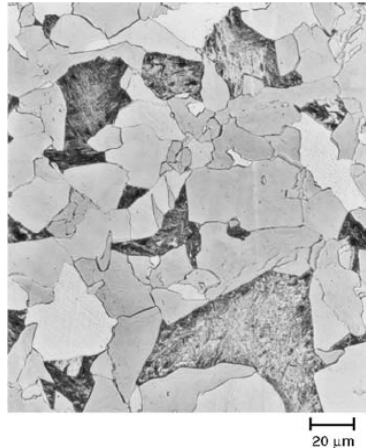
**Figura 2.10 - Classificação de Dubé de morfologias da ferrita.
(Adaptado de Krauss, 2005)**

Além da formação de ferrita pró-eutetóide descrita acima, existe ainda a formação de outras microestruturas ferríticas. Dependendo do teor de carbono, teor de elementos de liga e taxas de resfriamento, diversas morfologias de ferrita podem se formar durante o resfriamento contínuo de aços de baixo carbono.

Algumas destas diferentes morfologias de microestruturas ferríticas apresentam similaridade à bainita, gerando a criação de vários sistemas de classificação. Este assunto é descrito em maiores detalhes no Capítulo 2.4.3 – Bainita.

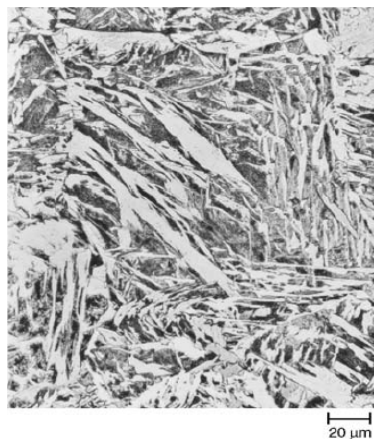
Um sistema para as várias morfologias de ferrita é referenciado por Krauss (KRAUSS 2005), sistema este criado pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW). Estas morfologias são descritas a seguir.

1. *Ferrita Poligonal ou Equiaxial:* Esta microestrutura ferrítica, já descrita como ferrita pró-eutetóide, se forma em altas temperaturas de transformação da austenita e nas taxas mais lentas de resfriamento em aços de baixo carbono. Os cristais ou grãos de ferrita são nucleados como alotriomorfo de contorno de grão e crescem para longe do contorno de grão da austenita para formar grãos equiaxiais. Levando em conta esta geometria, este tipo de ferrita é chamado de ferrita equiaxial ou poligonal (FP). O sistema IIW usa o termo morfologia equiaxial como ferrita primária e distingue a ferrita primária nucleada no contorno de grão da austenita e no interior do grão como FP(G) e FP(I), respectivamente. A Figura 2.11 mostra a ferrita poligonal em um aço de baixo carbono HSLA transformado isotermicamente na temperatura de 675°C para 500s. A ferrita aparece na cor branca (os grãos equiaxiais são separados por contornos lineares e contínuos), sendo as áreas escuras martensita.



**Figura 2.11 - Ferrita poligonal (fase clara) e martensita (região escura) formadas em um aço HSLA-80.
(Adaptado de Krauss, 2005)**

2. *Ferrita de Widmanstätten*: A ferrita de widmanstätten (FW) apresenta morfologia alongada e grosseira. A Figura 2.12 mostra cristais de FW formados em um aço HSLA por transformação isotérmica da austenita na temperatura de 600°C por 100s. Os cristais alongados aparecem uniformemente brancos, sem evidência de sub-estruturas dentro de cristais individuais, e as áreas escuras são martensita, formadas durante o rápido resfriamento posterior.



**Figura 2.12 - Ferrita de Widmanstätten (cristais alongados brancos) formados em um aço HSLA. A matriz escura é martensita.
(Adaptado de Krauss, 2005)**

3. *Ferrita Massiva ou Quase-Poligonal*: Similar à ferrita poligonal, os cristais (ou grãos) de ferrita massiva se formam em altas temperaturas de transformação da austenita. Estes cristais são grosseiros, aproximadamente equiaxiais e seus contornos atravessam os contornos de grão da austenita. Contudo, os contornos de grão da ferrita massiva são irregulares e os grãos mostram frequentemente evidência de uma sub-estrutura. Como

resultado, microestruturas de ferrita massiva diferem da ferrita poligonal, na qual tem contornos retos e não apresenta sub-estruturas. Análises em microscópio eletrônico de transmissão (TEM) mostram que a ferrita quase-poligonal contém uma alta densidade de discordâncias e ainda a presença de um constituinte menos conhecido, chamado de M/A (martensita/austenita). A Figura 2.13 mostra um exemplo de ferrita massiva formada em um aço de ultra baixo carbono.

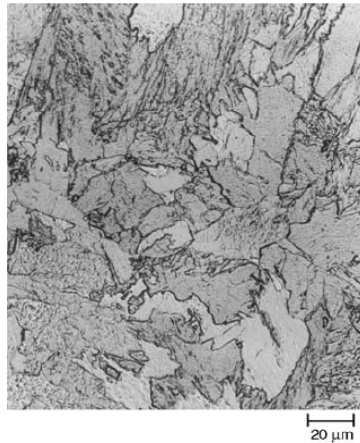


Figura 2.13 - Ferrita quase-poligonal formada em aço de ultra baixo carbono contendo 0,003%C e 3,0%Mn, resfriado a 50°C/s. (Adaptado de Krauss, 2005)

4. *Ferrita Acicular ou Bainítica*: A altas taxas de resfriamento, em aços de baixo e ultra baixo carbono, a austenita se transforma para cristais de ferrita muito mais finos do que aqueles das morfologias ferríticas descritas anteriormente. Os cristais têm formato acicular ou alongado, sendo chamados de ferrita acicular (FA). A austenita transforma apenas para ferrita, coexistindo com austenita retida ou com o constituinte M/A. Esta mesma morfologia, de ferrita acicular associada a outros constituintes, é classificada como um tipo de bainita por alguns pesquisadores. Bramfitt e Speer (BRAMFITT 1990) apresentam um dos sistemas de classificação de bainita mais abrangente, sendo descrito no Capítulo 2.4.3 – Bainita. A Figura 2.14 mostra as taxas de resfriamento na qual a ferrita acicular ou bainítica e outras morfologias de ferrita se formam.

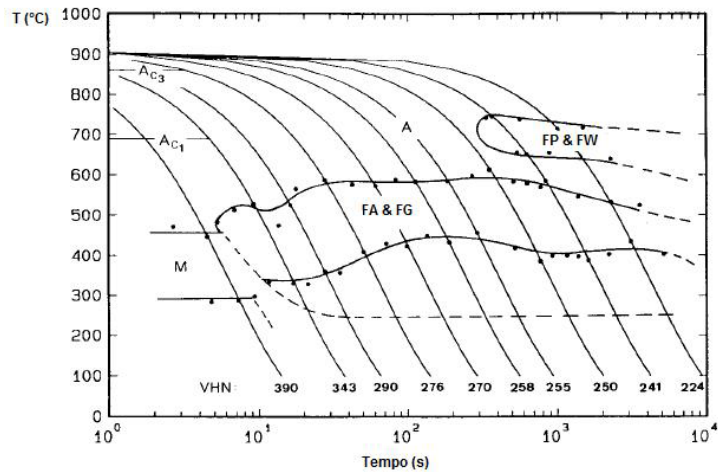


Figura 2.14 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo para um aço HSLA contendo 0,06%C, 1,45%Mn, 1,25%Cu, 0,97%Ni, 0,72%Cr e 0,42%Mo. (FP) ferrita poligonal, (FW) ferrita widmanstätten, (FA) ferrita acicular, (FG) ferrita granular. (Adaptado de Krauss, 2005)

Um estudo detalhado de um aço HSLA-80, contendo 0,05%C, 0,50%Mn, 0,88%Ni, 0,71%Cr e 0,20%Mo, resultou no diagrama CCT apresentado na Figura 2.15. Ferrita acicular e ferrita granular (descrita na sequência) são formadas a altas taxas de resfriamento em intervalos de temperaturas intermediárias de transformação. As microestruturas clássicas bainíticas de ferrita e cementita, bainita superior (BS) e bainita inferior (BI), formaram-se apenas durante resfriamento lento. Um grande volume de ferrita poligonal se forma em baixas taxas de resfriamento. A rejeição de carbono da ferrita poligonal, mesmo no aço de baixo carbono, concentra carbono na austenita não transformada para níveis que tornaram possível a precipitação de cementita e formação das bainitas de morfologias clássicas.

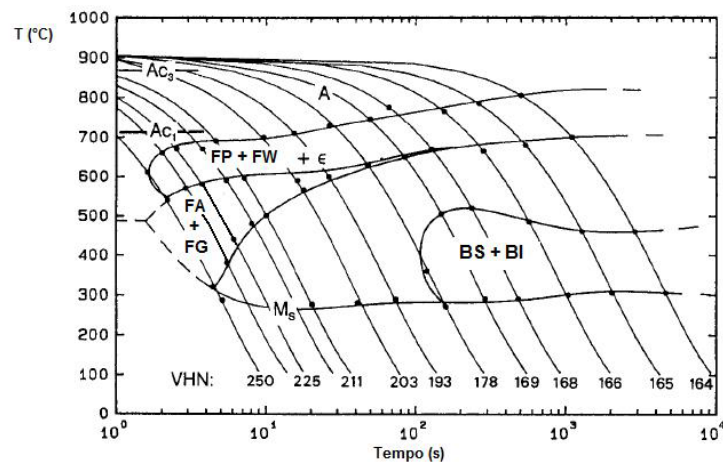


Figura 2.15 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo do aço HSLA-80. (Adaptado de Krauss, 2005)

A Figura 2.16 mostra a ferrita acicular formada na temperatura de 500°C no aço HSLA-80. A imagem produzida em microscópio ótico é composta por finos cristais alinhados, alongados e paralelos de ferrita acicular coexistindo com austenita retida e/ou constituinte M/A entre os cristais de ferrita.

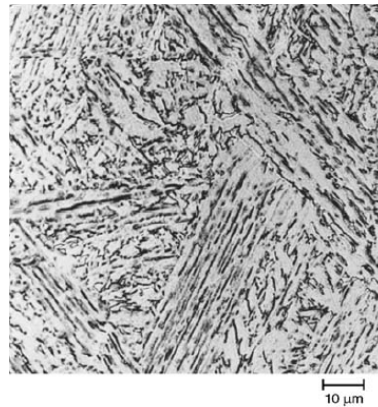


Figura 2.16 - Ferrita acicular formada por transformação isotérmica de um aço HSLA-80. (Adaptado de Krauss, 2005)

Em aços de baixo carbono, no metal de solda, uma outra distribuição de ferrita acicular é formada. Em contraste com a ferrita acicular que se forma em chapas de aços conformados, onde os cristais de ferrita se formam paralelos uns aos outros, a ferrita acicular em solda se forma não-paralela dentro dos grãos de austenita. Esta distribuição de ferrita acicular, é chamada de ferrita acicular intragranular (FAI). A Figura 2.17 mostra uma microestrutura ferrítica muito fina formada em um aço de baixo carbono soldado, produzindo soldas de alta tenacidade.

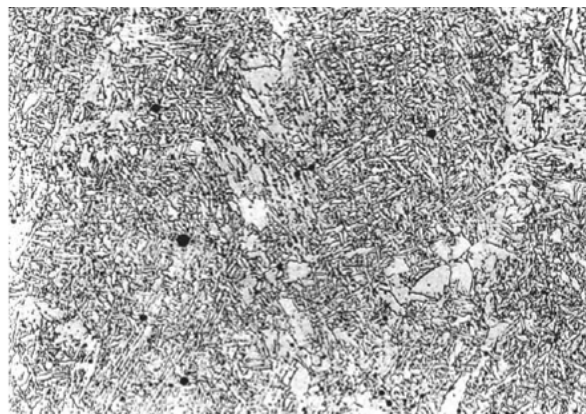


Figura 2.17 – Ferrita acicular no metal de solda de um aço baixo carbono. Magnificação: 250x. (Adaptado de Krauss, 2005)

Uma revisão das propriedades mecânicas de aços de baixo carbono, com microestruturas compostas basicamente por ferrita acicular/MA, mostrou que estes aços

apresentam tensão de escoamento entre 450-985 MPa e limite de resistência à tração entre 580-1415 MPa.

De acordo com Bhadeshia, a formação de ferrita acicular é favorecida por um maior tamanho de grão austenítico, como mostra a Figura 2.18. O crescimento do grão é originado pela aplicação de altas temperaturas de austenitização, gerando uma menor energia interfacial para a nucleação a partir do contorno de grão. Por outro lado, altas temperaturas de austenitização tornam as inclusões presentes no aço mais estáveis, e deste modo tem-se uma maior densidade de inclusões promovendo a nucleação da ferrita acicular (BHADESHIA 2001).

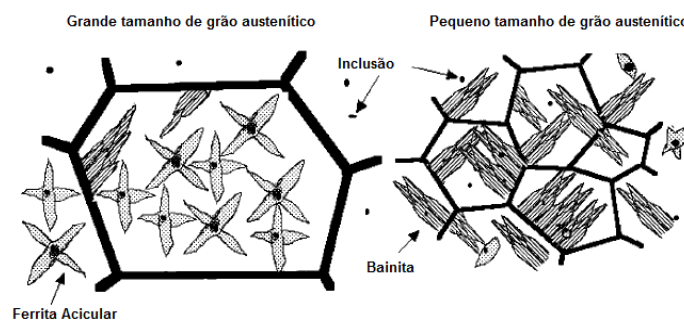
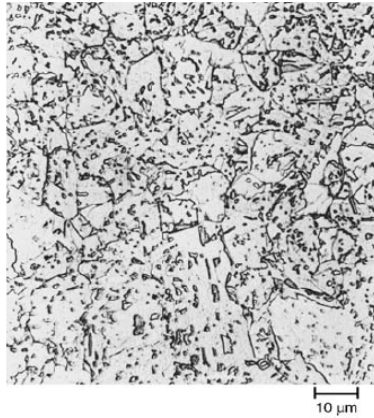


Figura 2.18 - Efeito do tamanho de grão austenítico no desenvolvimento de microestruturas em aços contendo inclusões. (Adaptado de Bhadeshia, 2001)

5. *Ferrita Granular ou Ferrita Bainítica Granular*: A ferrita granular (FG) se forma a temperaturas intermediárias de transformação em aços de baixo carbono, apresentando muitas semelhanças à ferrita acicular ou bainítica. A microestrutura da ferrita granular consiste de ilhas de austenita retida ou M/A dispersas na matriz (a qual pode revelar contornos de grão de austenita como resultado do ataque químico). Contudo, em contraste com a ferrita acicular, as partículas dispersas têm morfologia granular ou equiaxiais. Os cristais de ferrita da matriz são bastante finos, formato equiaxial, contendo uma alta densidade de discordâncias, sendo inclusive separados por contornos de baixo ângulo. A Figura 2.19 mostra uma micrografia de ferrita granular, formada durante o resfriamento contínuo de um aço contendo 0,33%C, 1,44%Mn, 1,20%Cu, 2,19%Ni, 0,67%Cr e 0,46%Mo.



**Figura 2.19 - Ferrita granular formada por resfriamento contínuo.
(Adaptado de Krauss, 2005)**

Resistência da Ferrita

A resistência do ferro puro é dependente da temperatura e a resistência da ferrita é tipicamente de 64 MPa à temperatura de 273 K, como medido por Kimura (MESPLONT 2002).

Os elementos de liga substitucionais têm um efeito de endurecimento, segundo Pickering:

$$\sigma(\text{MPa}) = 680P + 83Si + 32Mn + 38Cu + 33Ni \quad \text{Equação 2.4}$$

Onde o conteúdo dos elementos de liga é medido em porcentagem em peso. (GONZALES 2002).

O tamanho de grão ferrítico também tem efeito na resistência, de acordo com a Equação de Hall-Petch .

2.4.3 Bainita

A bainita é o produto microestrutural de uma transformação na faixa de temperaturas intermediárias entre as transformações de perlita e martensita.

A microestrutura da bainita, para aços transformados isotermicamente, é bem caracterizada como uma mistura das fases ferrita e cementita, envolvendo mecanismo de cisalhamento seguido por uma redistribuição de C (transformação difusiva), que normalmente precipita como carboneto. Este processo de transformação da bainita é semelhante ao da perlita, porém, a ferrita e a cementita estão presentes em arranjos não lamelares na bainita. A ferrita surge na forma de cristais aciculares e a cementita na forma de partículas discretas, conforme mostra a Figura 2.20 (COOMAN 2003).

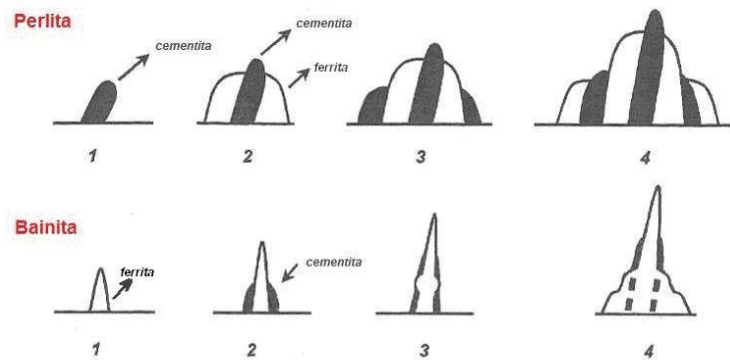


Figura 2.20 - Crescimento cooperativo de perlita e não-cooperativo de bainita. (Adaptado de Cooman, 2003)

Mecanismos de Transformação

A bainita é um agregado complexo de ferrita e carbonetos com morfologia particular descrita como acicular ou feixes. A Figura 2.21 representa esquematicamente como um feixe de bainita superior se propaga através de um grão austenítico. Esses feixes são constituídos por finas placas lenticulares ou "sub-unidades" de ferrita que nucleiam no contorno de grão da austenita. As placas são separadas por regiões de austenita ou carbonetos formados após o crescimento de ferrita e tendem a adotar uma certa orientação cristalográfica dentro de um dado feixe. O crescimento de cada placa é acompanhado por uma mudança de forma, o que provoca deformação plástica da austenita, impedindo o seu crescimento. A segunda placa então nucleia na ponta da primeira placa já existente, onde o conteúdo local de carbono é mais baixo e a temperatura M_s é mais elevada. Consequentemente, o feixe como um todo cresce pelo aparecimento repetido de novas sub-unidades, que nucleiam principalmente próximo as pontas das (BHADESHIA 2001).

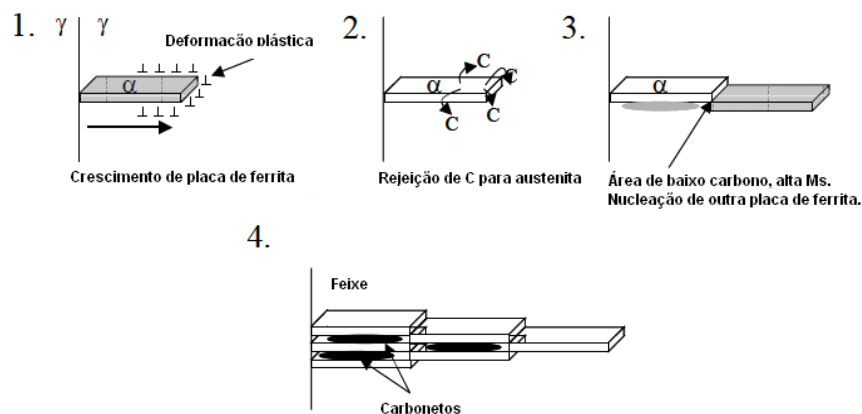


Figura 2.21 - Representação esquemática do desenvolvimento de um feixe de bainita superior. (Adaptado de Mesplont, 2002)

Morfologias da Bainita

Microestruturas bainíticas apresentam diferentes formas. Em aço médio e alto carbono, transformados isotermicamente, a bainita é uma mistura de ferrita e cementita, não lamelar, sendo dependente da partição de carbono entre ferrita e cementita. De acordo com esta definição, Krauss (KRAUSS 2005) cita uma classificação criada pelo pesquisador Aaronson, a qual classifica a bainita em seis morfologias de microestruturas compostas por ferrita e cementita, ver Figura 2.22. Bainita superior e bainita inferior são as formas mais comuns encontradas, sendo descritas em maiores detalhes.

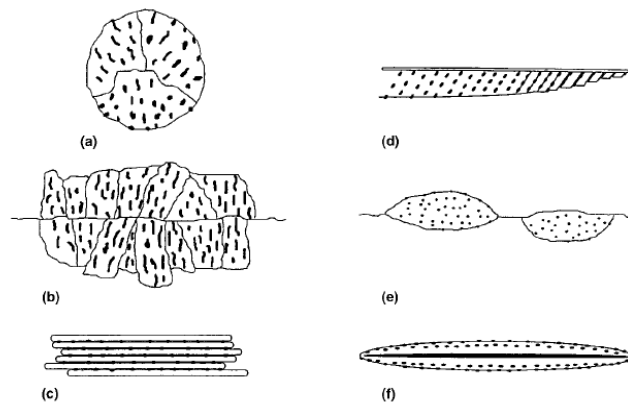


Figura 2.22 - Ilustração das microestruturas classificadas por Aaronson: (a) bainita nodular, (b) bainita colunar, (c) bainita superior, (d) bainita inferior, (e) bainita alotriomorfa de contorno de grão, (f) bainita inversa. (Adaptado de Krauss, 2005)

Uma distinção é feita entre bainita superior e bainita inferior com base no local onde ocorre a precipitação de carbonetos. Isto pode ser compreendido através da comparação do tempo necessário para o carbono difundir para fora da ferrita bainítica. Uma representação esquemática ilustra as morfologias da bainita na Figura 2.23.

Em temperaturas mais elevadas, a redistribuição de carbono é rápida, ou seja, o processo de difusão de carbono domina. Como consequência do mecanismo de transformação, a austenita entre plaquetas torna-se enriquecida em carbono de modo que a precipitação de cementita ocorre adjacente as plaquetas de ferrita. Portanto, a bainita superior consiste de feixes de plaquetas de ferrita com partículas de cementita entre as plaquetas (ver Figura 2.24). A bainita inferior, por outro lado, contém uma fina dispersão de carbonetos dentro de placas de ferrita lenticular (ver Figura 2.25).

Formação de Sub-Unidade de Ferrita C-Supersaturado

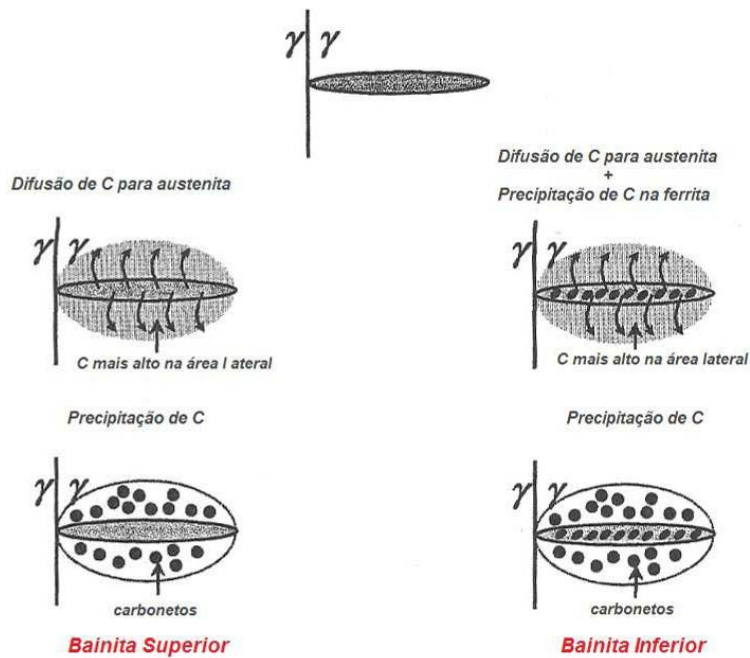


Figura 2.23 - Esquema ilustrando as diferenças entre bainita superior e bainita inferior. (Adaptado de Cooman, 2003)

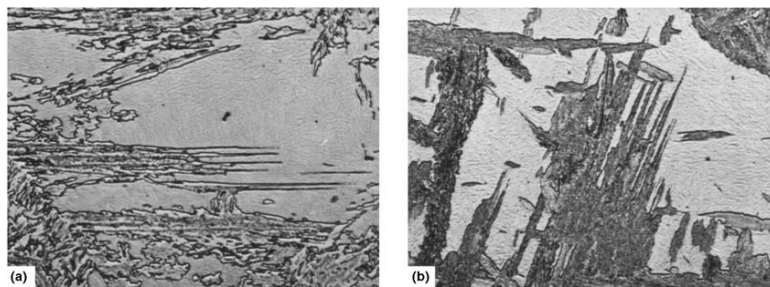


Figura 2.24 - Bainita superior em um aço SAE 4360 transformado isotermicamente a (a) 495°C e (b) 410°C. (Adaptado de Krauss, 2005)

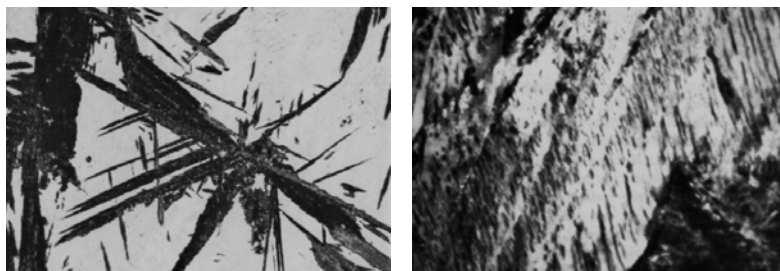


Figura 2.25 - (a) Bainita inferior em um aço SAE 4360 transformado a 300°C e (b) Bainita inferior com carbonetos finos dentro das placas de ferrita em um aço SAE 4360 transformado a 300°C. (Adaptado de Krauss, 2005)

Já em aços baixo carbono comerciais, a transformação bainítica, acontece sob resfriamento contínuo, sendo comum observar-se microestruturas complexas, devido à mistura de produtos de transformação. Em temperaturas intermediárias de transformação,

austenita pode transformar inicialmente apenas para ferrita (não apresentando cementita associada a esta transformação), porém esta ferrita apresenta morfologia diferente da ferrita pró-eutetóide. Estas morfologias de ferrita são similares às da bainita e assim, muitos autores têm criado classificações mais amplas das microestruturas bainíticas.

O sistema de classificação morfológica para bainita (como mostra a Figura 2.27) proposto por Bramfitt e Speer (BRAMFITT 1990), tem sido considerado o mais abrangente. Este sistema apresenta três tipos principais de bainita, baseados em uma morfologia acicular da ferrita combinada com outras fases ou constituintes além da cementita, os quais podem ser austenita, martensita ou perlita. Frequentemente, durante a formação de ferrita acicular, austenita permanece retida e no resfriamento até a temperatura ambiente, esta austenita pode se transformar parcialmente para martensita, produzindo o que é normalmente chamado como constituinte martensita-austenita (M/A). As diferenças nestes tipos propostos de bainita, situam-se no tipo e associação de outras fases ou constituintes com a ferrita, descritas abaixo e ilustradas na Figura 2.26.

- *Bainita (B₁)*: ferrita acicular associada com precipitação (carbonetos de ferro, como cementita) nas ripas (ou placas);
- *Bainita (B₂)*: ferrita acicular associada com partículas ou filmes (como cementita, austenita e/ou martensita) entre as ripas (ou placas);
- *Bainita (B₃)*: ferrita acicular associada com constituintes que consistem de discretas ilhas, ou blocos de austenita e/ou martensita ou perlita.

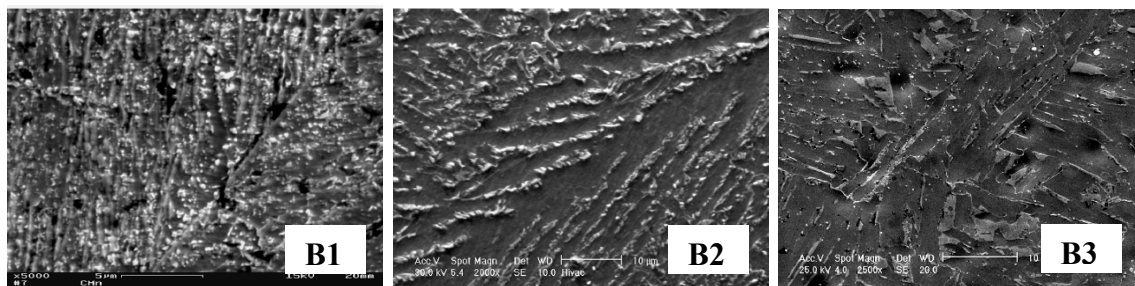
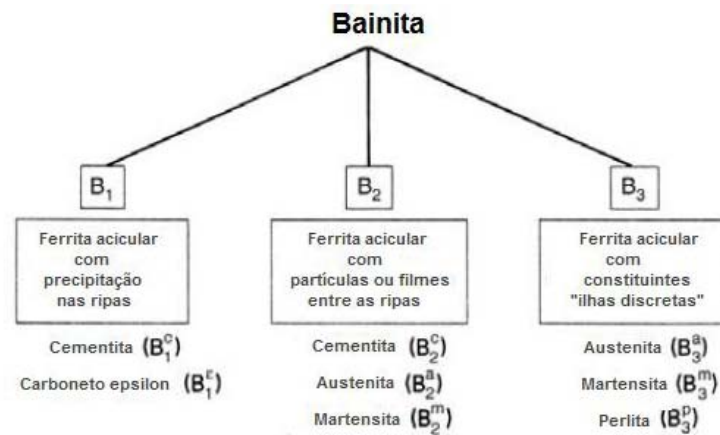


Figura 2.26 – Microestruturas mostrando as três classificações propostas por Bramfitt e Speer.

(Adaptado de Mesplont, 2002)



**Figura 2.27 - Sistema de classificação morfológica para bainita proposto por Bramfitt e Speer.
(Adaptado de Bramfitt, 1990)**

Ainda nesta classificação, é recomendado o uso superescrito da letra inicial do microconstituente associado à ferrita acicular, como mostra a figura acima. Esta classificação também pode ser aplicada para morfologias mistas, como por exemplo $B_{1,2}^c$, quando a microestrutura é composta por ripas de ferrita contendo carbonetos de cementita dentro e nas interfaces das ripas. Porém, não deve ser confundido quando se tem dois tipos diferentes de bainita formados, como B_1^c e B_2^c .

Temperatura de Início de Transformação da Bainita

A transformação bainítica é caracterizada por uma temperatura de início (B_s), a qual é dada pela Equação 2.5 (COOMAN 2003):

$$B_s = 830 - 270 * \%C - 90 * \%Mn - 83 * \%Mo - 70 * \%Cr - 37 * \%Ni \quad \text{Equação 2.5}$$

Ou alternativamente, por uma equação mais recente, a Equação 2.6 (COOMAN 2003):

$$B_s = 637 - 58 * \%C - 35 * \%Mn - 41 * \%Mo - 34 * \%Cr - 15 * \%Ni \quad \text{Equação 2.6}$$

A temperatura final da bainita (B_f), é tipicamente cerca de $B_s - 120x \%C$, onde a composição é em %peso e B_s e B_f em °C.

As propriedades mecânicas da bainita são fortemente influenciadas pela temperatura na qual a microestrutura bainítica é formada. A Figura 2.28 ilustra algumas propriedades mecânicas para aços bainíticos.

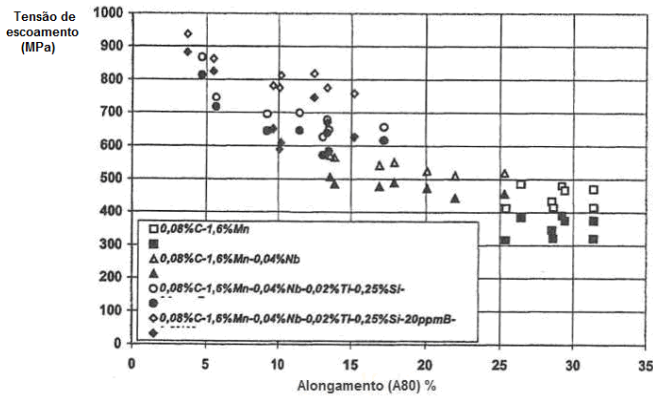


Figura 2.28 - Propriedades mecânicas de alguns aços bainíticos.
(Adaptado de Cooman, 2003)

A resistência da bainita consiste de um número de mecanismos de endurecimento (MESPLONT 2002):

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sum xi * \sigma_{si} + \sigma_c + k_l (l)^{-1} + k_D \rho_D^{0.5} \quad \text{Equação 2.7}$$

Onde:

- x_i concentração de um soluto substitucional o qual é representado por i subscrito;
- K_L coeficiente de endurecimento de acordo com o tamanho da ripa, 115 MN m^{-1} ;
- K_D coeficiente de endurecimento de acordo com as discordâncias, $7,34 \times 10^{-6} \text{ MN m}^{-1}$;
- σ_{Fe} resistência do ferro puro, recozido 219 MN m^{-2} at 300 K ;
- σ_{Si} resistência de soluto substitucional (i);
- σ_c resistência de solução sólida de acordo com o carbono;
- ρ_D densidade de dicordâncias, geralmente 10^{16} m^{-2} ;
- L medida do tamanho de ripa ferrítica, tipicamente $0,2 \mu\text{m}$.

O incremento da resistência devido ao carbono dissolvido deve variar com a raiz quadrada da concentração de carbono, de acordo com (MESPLONT 2002):

$$\sigma_c = 1722 * 5C^{1/2} \quad \text{Equação 2.8}$$

Onde:

- Resistência é em MN m^{-2} ;
- Concentração de C é em peso (%).

2.4.4 Martensita

A martensita é uma fase metaestável, não prevista pelo diagrama de equilíbrio Fe-C e se forma por um movimento simultâneo de grupos de átomos, isto é, por cisalhamento de planos atômicos, devido a enorme instabilidade da austenita.

Esta fase tem estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (semelhante à estrutura CCC, porém o parâmetro “c” da célula unitária é maior que os outros dois parâmetros “a”), uma morfologia de ripas ou placas quando observada ao microscópio, sendo de fato o microconstituente de maior dureza dos aços comuns.

Devido às suas características, a transformação martensítica ocorre instantaneamente (até uma certa extensão) abaixo de uma temperatura típica (temperatura de início de formação de martensita, M_s) que depende da composição química do aço. Esta temperatura reflete a quantidade de força motriz necessária para iniciar a transformação por cisalhamento da austenita para martensita (MODENESI 2006). Esta temperatura também é uma função da quantidade de carbono, a qual cai abaixo da T ambiente em ligas contendo mais do que aproximadamente 0,3%C, o que produz quantidades apreciáveis de austenita retida com o aumento da porcentagem de C (ver Figura 2.29).

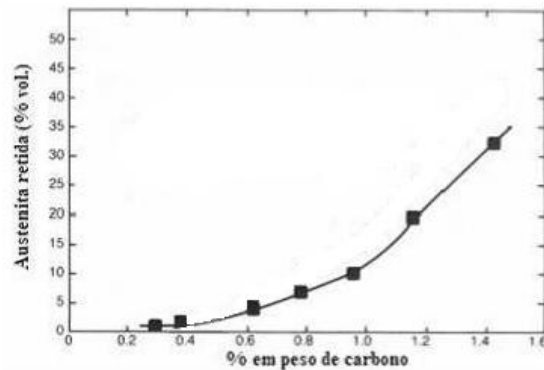


Figura 2.29 - Quantidade de austenita retida em função do teor de carbono em peso(%). (Adaptado de Modenesi, 2006)

Morfologias da Martensita

São observadas duas morfologias básicas de martensita, ripa e placa, dependendo da maneira na qual a transformação procede (ver Figura 2.30). Os termos ripa e placa se referem a formas tridimensionais de cristais individuais de martensita.

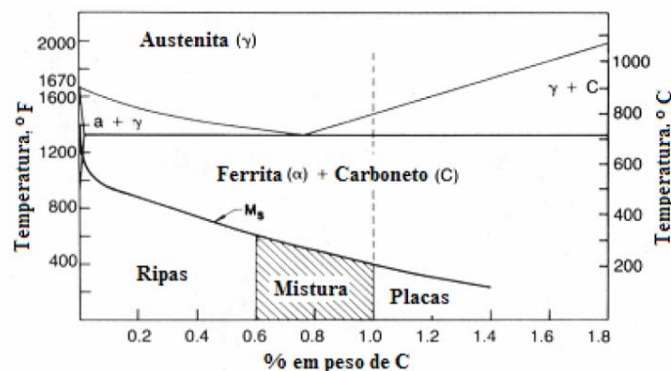


Figura 2.30 - Morfologias da martensita em função de %C e temperatura. (Adaptado de Modenesi, 2006)

A estrutura da martensita em placas (ou acicular) é típica de aços de alto carbono, tendo ductilidade limitada e susceptibilidade à formação de microtrincas, pois a formação de placas não paralelas tem como resultado a colisão de placas de diferentes orientações (ver Figura 2.31). As microtrincas tendem a se formar nas maiores placas e assim não aparecem com muita frequência nos aços em que os grãos austeníticos, e por consequência as placas de martensita, são finas. A austenita retida está muitas vezes presente devido a baixas temperaturas de M_s e M_f .

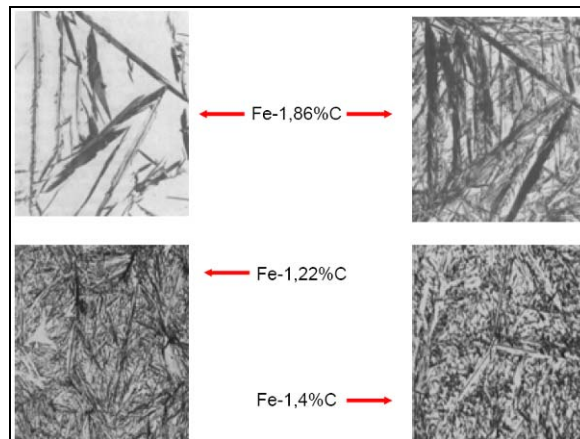


Figura 2.31 - Martensita em forma de placas para alto teor de carbono.
(Adaptado de Krauss, 2005)

A estrutura da martensita em ripas é típica de aços de baixo e médio carbono. A martensita em ripas tende a ser muito fina, mas ainda mantém a característica acicular. Uma importante característica é a tendência de muitas ripas se alinharem paralelas umas às outras em grandes áreas, chamadas de pacotes (ver Figura 2.32).

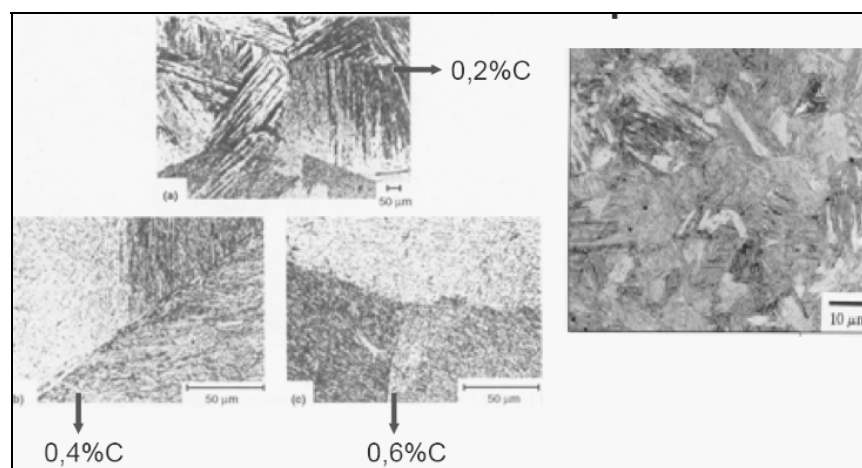


Figura 2.32 - Martensita em forma de ripas para baixo teor de carbono.
(Adaptado de Krauss, 2005)

Tanto a martensita em ripas assim como a martensita em placas apresentam uma grande densidade de discordâncias, ainda que o arranjo e distribuição destas sejam diferentes. É esta grande densidade de discordâncias e a supersaturação com átomos de carbono que torna a martensita uma fase de alta dureza e resistência mecânica. Quanto maior é a quantidade de carbono, maior é a distorção do reticulado (maior é a tetragonalidade) e maior é a dureza e resistência mecânica da martensita.

Martensita não revenida

A martensita não revenida é muito dura, mas excessivamente frágil, o que impede a sua utilização neste estado para a maioria das aplicações de engenharia. Assim, o tratamento térmico conhecido como revenido ou revenimento é aplicado aos aços temperados para aumento da ductilidade e tenacidade, bem como para a redução das tensões internas do material.

O revenimento é realizado pelo aquecimento de um aço martensítico a uma temperatura abaixo da eutetóide, durante um período de tempo especificado, onde os átomos de carbono têm mobilidade. Estes irão difundir a partir dos sítios octaédricos para formar carbonetos.

Normalmente, o revenimento é realizado a temperaturas entre 250 e 650°C (480 e 1200°F). Este tratamento térmico permite, através de processo difusional, a formação de martensita revenida, onde a martensita (supersaturada em C) tem sua tetragonalidade diminuída, sendo assim substituída por uma mistura de ferrita e cementita (COOMAN 2003). A Figura 2.33 mostra que uma queda inevitável de dureza acompanha o tratamento térmico de revenimento.

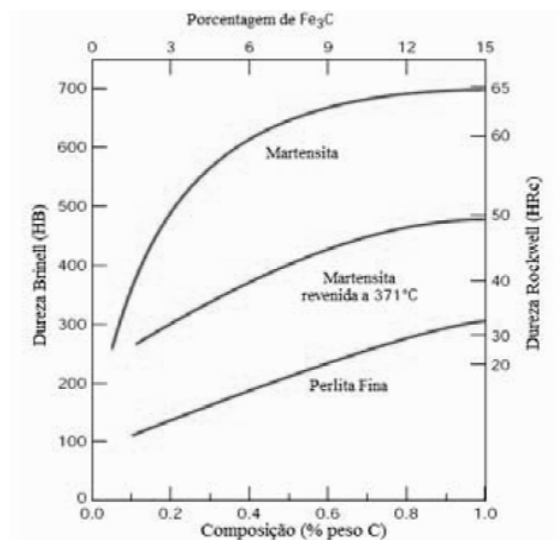


Figura 2.33 - Martensita, martensita revenida e perlita fina em função do teor de carbono. (Adaptado de Cooman, 2003).

2.5 Dilatometria

A dilatometria é uma técnica eficiente no estudo das transformações de fase no estado sólido que ocorrem nos aços, quando submetidos aos mais diversos tratamentos térmicos. Permite acompanhar em tempo real, a evolução das transformações de fase, através da análise das mudanças que sofrem as dimensões do material submetido a um ciclo térmico.

A dilatometria é freqüentemente utilizada para determinar as transformações de fase em temperaturas críticas no aço, tanto no aquecimento (Ac_1 e Ac_3) como no resfriamento (Ar_1 , Ar_3), sendo validada através de uma análise microestrutural posterior.

O uso da dilatometria no estudo das transformações de fase é possível devido às mudanças no volume específico das amostras durante as transformações, que estão associados a alterações de estrutura cristalina. A expansão dos metais com o aumento da temperatura é bem conhecida, e é usada como um princípio de funcionamento de termômetros e termostatos. A expansão é resultado de uma modificação na posição média dos átomos que formam a rede cristalina, resultando em uma mudança do reticulado com a temperatura.

Diversos materiais expandem por quantidades diferentes para um aumento da temperatura equivalente, sendo esta propriedade dos materiais conhecida como coeficiente de expansão térmica linear. Esta é definida como a fração de comprimento original pelo qual uma haste se expande pelo grau de aumento da temperatura. Para a maioria dos metais, a expansão pode ser expressa pela seguinte equação:

$$L_2 = L_1 * (1 + \alpha\theta) \quad \text{Equação 2.9}$$

Onde:

- L_2 novo comprimento;
- L_1 comprimento original;
- α coeficiente de expansão térmica linear;
- θ aumento da temperatura ($^{\circ}C$).

Uma vez que as amostras utilizadas na maioria dos dilatômetros são relativamente pequenas, os instrumentos utilizados para medir ou registrar a alteração de comprimento devem ser muito sensíveis.

Suplementar à dilatometria, a caracterização metalográfica de cada amostra é realizada para permitir a determinação adequada das fases presentes na microestrutura. Ensaios de microdureza também são requeridos (PRIOR 1994).

Há tipos diferentes de funcionamento para medidas em várias escalas de temperatura e atmosfera, como: operando-se sob vácuo e gás inerte, operando-se sob atmosfera normal, análises termomecânicas, têmpera e deformação. Um dilatômetro em modo têmpera é descrito abaixo (DIL 805A/D).

2.5.1 DIL 805A/D

Este tipo de dilatômetro opera em modo de têmpera e deformação. É usado para o registro das transições de fase e estrutura (ver Figura 2.34).



**Figura 2.34 - Dilatômetro DIL 805A/D – Modos de Têmpera e Deformação.
(Catálogo de produtos da BÄHR –Thermoanalyse GmbH)**

Método de funcionamento em têmpera

Uma amostra em estado sólido é aquecida por indução ao ar, gás inerte ou vácuo para um patamar de temperatura definida e depois é continuamente resfriada com diferentes taxas (linear ou exponencial). As transições de fase que ocorrem no processo de resfriamento contínuo ou isotérmico podem ser associadas às mudanças de comprimento. Um conjunto de curvas de resfriamento produz um diagrama de transformação isotérmica (IT) ou resfriamento contínuo (CCT).

Método de funcionamento em deformação

Uma amostra sólida é comprimida com vários programas de deformação em uma temperatura definida pelo usuário. Assim, a deformação pode ser realizada, como por exemplo: linear, estágio múltiplo, com uma taxa de deformação constante ou com uma força constante. Assim como o dilatômetro em têmpera, um processo de resfriamento para criar um UZTU (diagrama tempo-temperatura-trânsito após a deformação) pode ser realizado posteriormente.

2.5.2 Diagrama de Resfriamento Contínuo (CCT)

Embora os tratamentos isotérmicos encontrem algumas aplicações práticas, a maior parte dos tratamentos térmicos envolve o resfriamento contínuo do aço até a temperatura ambiente. Um diagrama de transformação isotérmica é válido somente para condições de temperatura constante durante a transformação. Para as situações em que as transformações ocorrem ao longo de uma queda contínua da temperatura, este diagrama deve ser modificado, surgindo assim o uso do diagrama de resfriamento contínuo (CCT).

Os diagramas de transformação em resfriamento contínuo são utilizados para representar a evolução microestrutural durante um resfriamento contínuo, e são construídos através da representação gráfica de uma série de curvas de resfriamento em um diagrama de temperatura em função do tempo (ilustrado na Figura 2.35).

Cada diagrama CCT requer principalmente uma especificação da composição química do aço, as condições de austenitização, e as condições de resfriamento.

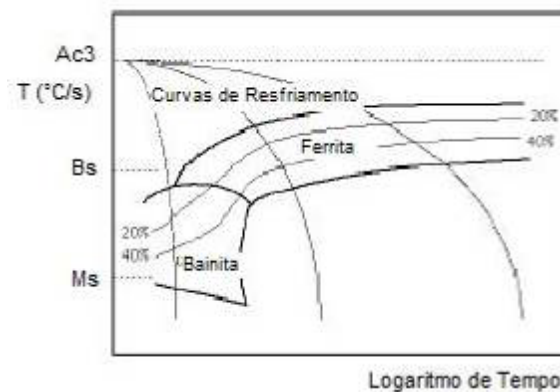


Figura 2.35 - Ilustração de um diagrama CCT com as curvas de resfriamento e microestruturas produzidas. (Adaptado de Bhadeshia, 2001)

O diagrama CCT é normalmente dividido em domínios de microestrutura. Microestruturas mistas são obtidas quando uma curva de resfriamento intercepta os contornos entre os microconstituintes. Os contornos representam a fração de austenita que se transformou em um ou mais microconstituintes. (BHADESHIA 2001).

Este tipo de diagrama é muito útil para a determinação do tratamento térmico mais econômico e condições de resfriamento.

Para a construção de um típico diagrama CCT, oito a doze amostras são obrigatórias. Cada amostra de aço é aquecida a uma taxa moderada até a temperatura de austenitização, sendo as taxas de resfriamento escolhidas de acordo com a área de interesse.

A escolha da temperatura de austenitização é dependente do teor de liga e da temperatura de dissolução de carbonetos ou nitretos de liga. O tempo e a temperatura são funções do tamanho da amostra e da necessidade de se garantir uma composição uniforme da austenita. Adicionalmente às amostras regularmente exigidas, pelo menos duas amostras são aquecidas a uma taxa lenta (em torno de 1°C/s) para a determinação da temperatura de início (Ac_1) e final de formação de austenita (Ac_3), o que são informações importantes adicionais a serem incluídos no diagrama (ver Figura 2.36).

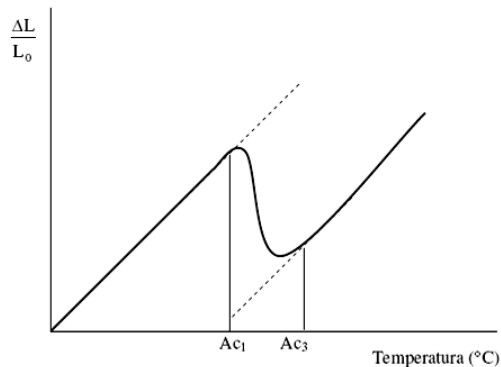


Figura 2.36 - Curva de Dilatação x Temperatura, mostrando a extrapolação usada para a determinação das temperaturas de transformação. (Adaptado de Oliveira, 2005)

Ac_1 é definida como a temperatura em que a expansão térmica linear, representada graficamente pela função $\Delta L/L_0 = f(T)$, sofre um desvio de linearidade devido a contração volumétrica associada à formação de austenita. O ponto da curva que ocorre o desvio é obtido pela extrapolação da parte linear da curva de expansão térmica.

Ac_3 é definida como a temperatura na qual a curva dilatométrica volta a ter um comportamento linear devido ao término da transformação. A temperatura Ac_3 é obtida pela extrapolação da parte linear da curva dilatométrica após a transformação (OLIVEIRA 2005).

2.6 Solubilidade dos Compostos

No processo termomecânico controlado, durante a etapa de reaquecimento de um aço microligado, os elementos microligantes estão presentes inicialmente na forma de carbonetos, nitretos ou carbonitretos dissolvidos na matriz austenítica. À medida que a temperatura é aumentada, esses precipitados dissolvem-se gradualmente, podendo esta dissolução ser parcial ou completa. O principal parâmetro de influência na formação de carbonetos, nitretos ou carbonitretos em um aço é a sua solubilidade. Esta se refere à quantidade de um dado elemento microligante que pode permanecer em solução sólida,

sendo freqüentemente expressa em termos de produto de solubilidade (Ks). O produto de solubilidade relaciona-se com a estabilidade do composto formado, quanto mais estável o composto, menor o produto de solubilidade. A determinação do produto de solubilidade pode ser realizada a partir de cálculos termodinâmicos, extração de precipitados e outros métodos (CUNHA 2009).

Considerando a reação de formação de nitreto de vanádio (VN) a partir de nitrogênio e vanádio dissolvidos na matriz: $[V] + [N] \leftrightarrow VN$

Onde V e N representam a concentração desses elementos, pode-se escrever a constante de equilíbrio através da expressão:

$$Ks = a_{[V]} \cdot a_{[N]} / a_{(VN)} \quad \text{Equação 2.10}$$

Onde $a_{[V]}$ e $a_{[N]}$ são as atividades dos elementos e $a_{(NV)}$ a atividade do nitreto de vanádio.

As atividades podem ser expressas em termos da concentração de cada elemento e dos coeficientes de atividade Henryan (H):

$$a_V = H_X X_V \quad \text{Equação 2.11}$$

$$a_N = H_X X_N \quad \text{Equação 2.12}$$

De uma maneira simplificada, podemos assumir que a atividade para o VN é igual a unidade, como sendo um composto puro e a constante de equilíbrio então pode ser escrita como:

$$Ks = [V] \cdot [N] \quad \text{Equação 2.13}$$

A dependência do produto de solubilidade com a temperatura é expressa pela relação de Arrhenius:

$$\ln Ks = -(Q / RT) + C \quad \text{Equação 2.14}$$

Onde Q é o calor de dissolução e R é a constante dos gases. Assim, o produto de solubilidade pode ser expresso na forma:

$$\log Ks = A - B / T \quad \text{Equação 2.15}$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Três tipos de aço S700 foram estudados, os quais foram identificados como:

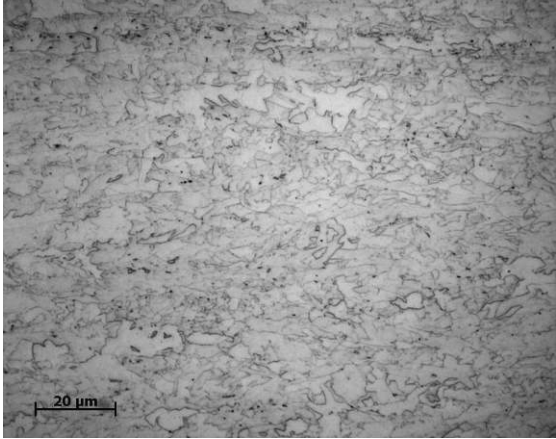
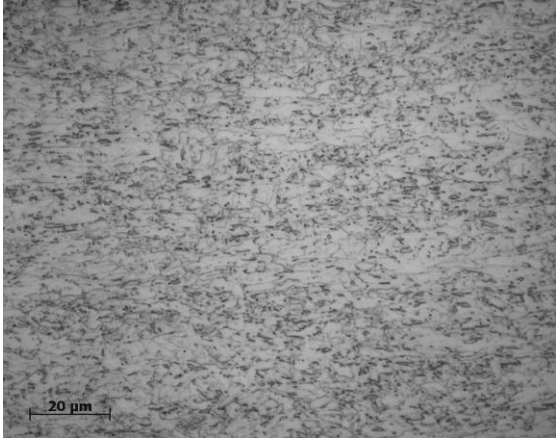
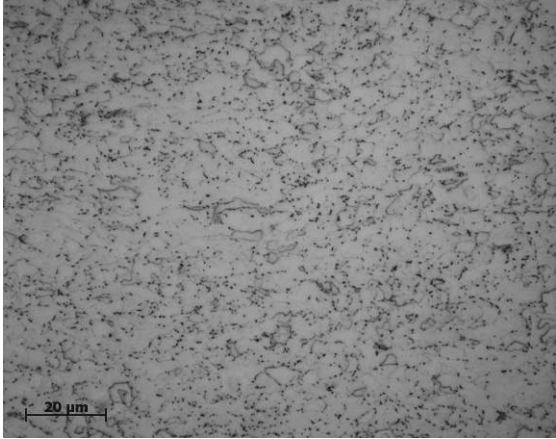
- Aço 1;
- Aço 2;
- Aço 3.

A composição química dos materiais foi determinada através de espectrometria de emissão ótica (e combustão para C e N). Os resultados estão apresentados na Tabela 3.1, onde os principais elementos e teores diferentes entre os aços estão destacados. As microestruturas iniciais dos três aços estão mostradas na Tabela 3.2.

Tabela 3.1 - Composição química dos aços estudados.

Elementos (% peso)	S700MC		
	Aço 1	Aço 2	Aço 3
C	0,051	0,056	0,051
Mn	1,7	1,8	1,4
Si	0,2	0,3	0,2
Ti	0,071	0,064	-
Ni	0,24	0,27	-
Nb	0,062	0,078	0,045
V	0,005	-	0,15
Mo	0,14	-	-
N	0,006	0,006	0,015
Cr	-	0,38	0,81

**Tabela 3.2 – Microestrutura inicial dos três aços estudados.
Reagente: Nital.**

	Microestrutura
Aço 1	 <p>Microestrutura ferrítica.</p>
Aço 2	 <p>Microestrutura ferrítica.</p>
Aço 3	 <p>Microestrutura ferrítica.</p>

3.2 Dilatometria

O dilatômetro é um instrumento sensível capaz de medir com precisão as dimensões (geralmente o comprimento) de uma amostra submetida a vários ciclos de temperatura.

A medida do comprimento é ampliada, sendo constantemente registrada com a temperatura e o tempo, permitindo que as transformações indicadas pela dilatação sejam correlacionadas com a temperatura.

O procedimento experimental aplicado no dilatômetro foi realizado com base na norma ASTM A1033-10: Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations, sendo descrito abaixo.

3.2.1 Preparação das Amostras para Uso no Dilatômetro

Três tipos de amostras foram ensaiadas no dilatômetro (mostradas na Figura 3.1).

- Aço 1 = geometria retangular (6 mm x 5 mm x 10 mm);
- Aço 2 = geometria cilíndrica (6 mm x 10 mm);
- Aço 3 = geometria retangular (3 mm x 5 mm x 10 mm).

Todas as amostras foram extraídas de chapas laminadas a quente por eletroerosão. Estas chapas foram fornecidas por diferentes fabricantes, apresentando diferentes dimensões; razão pela qual as geometrias das amostras não foram as mesmas.

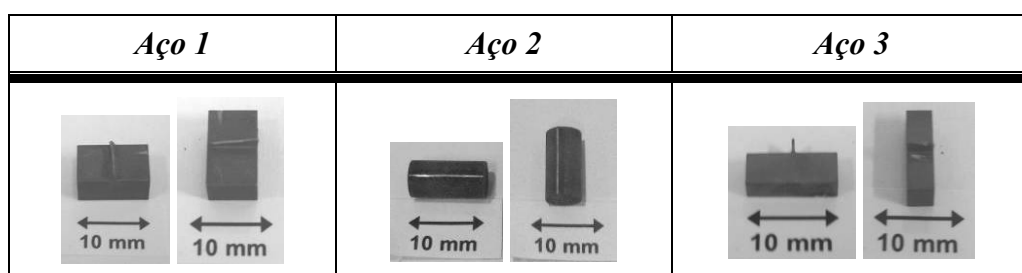


Figura 3.1 - Amostras ensaiadas no dilatômetro.

Termopares do tipo S foram soldados nas amostras a fim de medir a temperatura durante o experimento. A solda é tipo ponto realizada no centro da amostra (previamente lixada), sob atmosfera de argônio para se evitar a oxidação do aço (ver Figura 3.2).

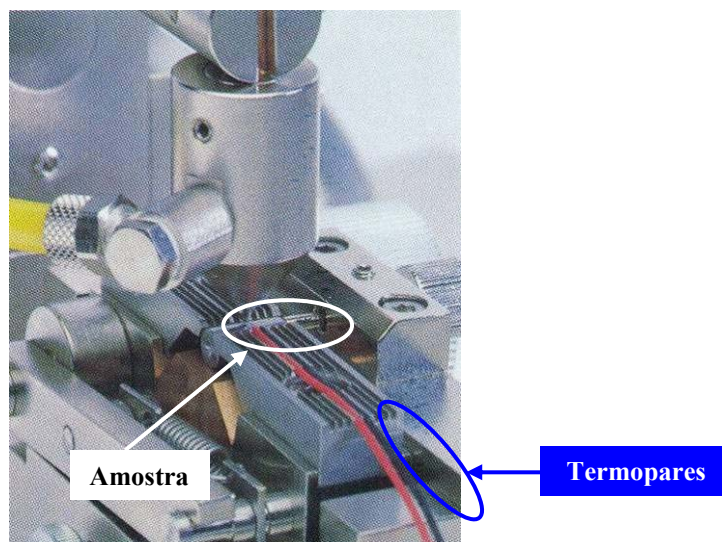


Figura 3.2 - Solda por ponto realizada nas amostras.

3.2.2 Sistema de Funcionamento do Dilatômetro

Os experimentos foram realizados em um dilatômetro do tipo Bahr-Thermoanalyse GmbH, modelo Bähr dilatômetro 805A/D/T (ver Figura 3.3a), operando em modo de têmpera.

Para a utilização do dilatômetro deve-se fornecer previamente todos os dados necessários ao software do equipamento para a execução do ciclo térmico proposto.

A amostra é montada em um suporte (hastes) de quartzo com os sensores de temperatura (termopares) no sistema de medição, dentro de uma câmara (ver Figuras 3.3b e 3.3c), sendo aquecida por uma bobina de indução (ver Figura 3.3d). Após o aquecimento até a temperatura requerida, a amostra é resfriada continuamente à uma taxa de resfriamento especificada, através da injeção de gás (normalmente hélio) na câmara. Quando a velocidade de resfriamento desejada é baixa, não é necessária a utilização de gás de refrigeração. Um sistema de vácuo é aplicado quando os testes são realizados em alta temperatura a fim de se prevenir a oxidação da amostra.

O sistema do dilatômetro pode interromper o ciclo térmico em andamento a qualquer momento, quando acontece alguma coisa errada (muito comum no caso de rompimento do termopar devido à alta variação de temperatura). No final do teste, os dados podem ser recuperados. Valores de tempo, temperatura e mudança de comprimento podem ser exportados em formatos diferentes.

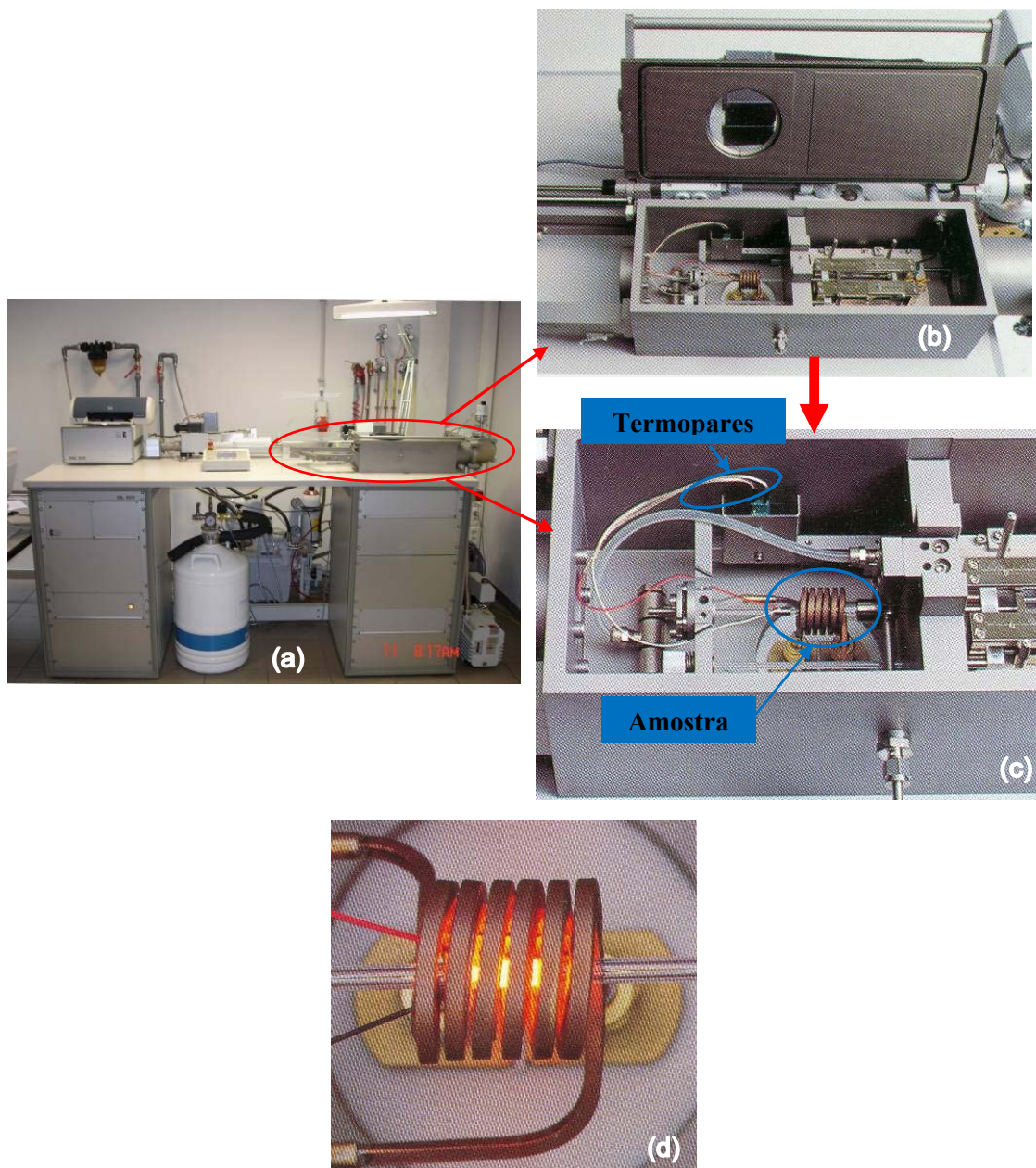


Figura 3.3 - (a) Dilatômetro. (b) e (c) Câmara de medição. (d) Amostra sendo aquecida por indução.

3.2.3 Testes Realizados no Dilatômetro

A fim de analisar as transformações de fase, foram utilizados dois ciclos térmicos:

- No primeiro ciclo, foi analisada a influência da taxa de aquecimento nas temperaturas A_{c1} e A_{c3} : Aquecimento de 25°C até 1100°C com taxas de 1, 10, 50 e 100°C/s .
- No segundo ciclo, foi analisada a influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase durante o resfriamento: Aquecimento de 25°C até duas temperaturas de austenitização (1000 e 1100°C) a uma taxa de 10°C/s . Permanência

na temperatura por 15 minutos e resfriamento nas taxas de 0,2, 1, 5, 10, 25, 50, 100 e 200°C/s.

3.3 Caracterização Microestrutural

As amostras foram preparadas para a caracterização microestrutural, na direção de laminação das chapas de aço, conforme procedimento padrão de metalografia.

Após o embutimento, lixamento e polimento, as amostras estavam prontas para o ataque químico, que foi realizado com os reagentes Nital, Le Pera e Klemm, conforme descritos abaixo.

- *Nital 2% (solução de HNO_3 e etanol)*: A amostra foi imersa na solução por cerca de 10 segundos, lavadas com metanol e secas com ar comprimido. O ataque com nital dá uma visão geral da microestrutura, revelando contornos de grão e presença de carbonetos;

- *Le Pera (uma mistura de Picral 4% e metabissulfeto de sódio)*: Proporção de mistura dos reagentes 2:3, respectivamente. O ataque deve começar imediatamente após a mistura das soluções, porque a solução ácida é reativa apenas por um tempo limitado. Assim, o reagente Le Pera só pode ser usado uma vez. As amostras foram imersas na solução por 20 segundos, sendo em seguida lavadas com metanol e secas com ar comprimido. Com esse ataque, a presença de martensita e/ou austenita (retida) é confirmada pela presença de uma fase branca. A ferrita é principalmente de cor laranja e a fase escura é bainita e/ou perlita (LEPERA 1980);

- *Klemm (0,5g de Dissulfeto de potássio e 25ml de solução de Klemm –Tiosulfato de sódio saturado)*. As amostras foram imersas por 7 segundos em metabissulfeto de sódio 10%, lavadas abundantemente com água da torneira e secas imediatamente com ar comprimido. Em seguida, as amostras foram imersas por 80 segundos no reagente Klemm, lavadas abundantemente com água corrente e secas com ar comprimido. Com esse ataque, somente a austenita retida aparece como uma fase branca.

3.3.1 Observação em Microscópio Ótico

Após os ataques químicos, as microestruturas das amostras foram investigadas por microscopia óptica em um equipamento Axiovert modelo 200. As micrografias foram produzidas com ampliações de 500 x e 1000 x para todos os ataques químicos realizados.

3.3.2 Quantificação de Fases

A quantificação de fases é normalmente realizada em uma amostra convenientemente atacada com um determinado reagente que revela ou destaca a fase ou microconstituente desejado.

Nesse trabalho, foram utilizadas cinco imagens da região central de cada amostra, com ampliação de 500 x e reagente Le Pera. O objetivo foi a quantificação da fase destacada em cor branca (martensita/austenita retida) pelo uso deste reagente. Devido à melhor diferença de contraste apresentada por esta fase em relações às outras fases, a quantificação da mesma se torna mais fácil e correta. A análise quantitativa foi então realizada pelo programa Colour Mapeamento, que tem como referência a diferença de contraste (Carl Zeiss AxioVision).

3.3.3 Microdureza

As medições de microdureza foram realizadas utilizando a escala Vickers em um equipamento Reichert Polyvar 2 TEM. O software mede as diagonais da indentação, sendo que os seguintes parâmetros foram aplicados:

- Força: 200 gf;
- Tempo: 10 s;
- Velocidade: 50 gf/s

Foram realizadas dez medições de microdureza ao longo de cada amostra.

O valor de microdureza do material foi obtido medindo as dimensões da indentação resultante em campo escuro, utilizando-se o Programa KS300 versão 3.0, ver Figura 3.4.

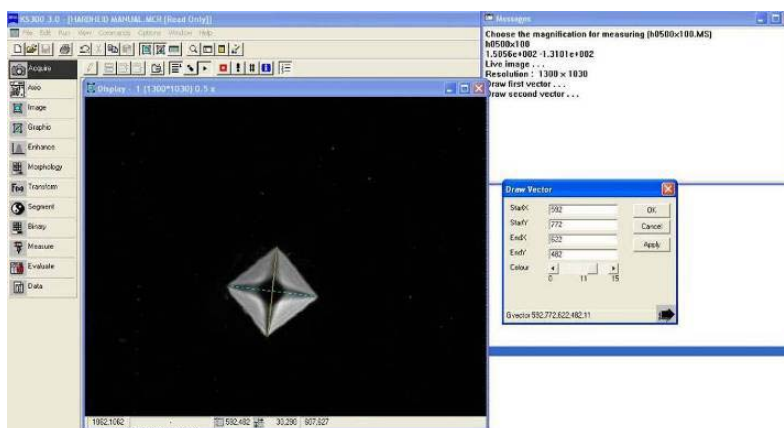


Figura 3.4 - Medição da indentação realizada no material.

3.4 Diagrama CCT

O diagrama CCT abrange um conjunto de curvas de resfriamento nas quais fronteiras de fases ou reações são sobrepostas. O diagrama mostra claramente o efeito da taxa de resfriamento sobre o início e final de transformação, em conjunto com a avaliação microestrutural e determinação de microdureza do material.

Para a construção dos diagramas CCT, oito amostras foram ensaiadas no dilatômetro com diferentes taxas de resfriamento (três vezes cada experimento). As temperaturas de início e final de transformação, bem como os tempos correspondentes, foram determinadas para cada taxa de resfriamento, utilizando-se um programa macro VB (Microsoft Excel).

Na seqüência dos resultados, as curvas de resfriamento correspondentes foram plotadas como Temperatura (°C) versus Tempo (s). Em conjunto com a avaliação microestrutural, as fronteiras das fases foram determinadas. Os valores de microdureza e as porcentagens correspondentes de cada fase formada são apresentadas na parte inferior da curva de resfriamento correspondente.

3.5 Modelamento de Precipitação (Modips)

Para determinar quanto de cada elemento microligante está presente nos precipitados e em solução sólida à medida que a temperatura é aumentada, foi utilizado um software de modelagem de precipitação (Modips). É um modelo para prever o estado de equilíbrio de precipitação em aços para uma dada composição e temperatura. O resultado produzido é apresentado na forma de um gráfico com a concentração dos precipitados e/ou elementos em solução versus temperatura.

O modelo é baseado em três conceitos-chave:

1. Equações de balanço de massa: a massa total de cada elemento químico deve ser constante;
2. Produto de solubilidade: no equilíbrio, os elementos de um precipitado devem seguir uma equação de solubilidade;
 - a. Equações do produto de solubilidade dos precipitados na ferrita:

$$\text{TiN} \quad -18420 / T + 6,4$$

$$\text{TiC} \quad -9720 / T + 3,9$$

$$\text{NbC} \quad -8970 / T + 3,46$$

$$\text{NbN} \quad -12170 / T + 4,91$$

$$\text{VN} \quad -7700 / T + 2,86$$

$$\text{VC} \quad -12265 / T + 8,05$$

b. Equações do produto de solubilidade dos precipitados na austenita:

$$\text{TiN} \quad -15790 / T + 5,4$$

$$\text{TiC} \quad -7700 / T + 2,86$$

$$\text{NbC} \quad -7510 / T + 2,96$$

$$\text{NbN} \quad -10230 / T + 4,04$$

$$\text{VN} \quad -9720 / T + 3,9$$

$$\text{VC} \quad -4240 / T + 4,85$$

3. Estequiometria: os precipitados devem manter a estequiometria escolhida.

Os passos seguidos são:

- Selecionar os precipitados e suas respectivas equações de solubilidade;
- Fornecer a composição química do material;
- Selecionar a temperatura de transformação.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, são apresentados os resultados e as discussões dos testes realizados no dilatômetro de cada aço, contendo as seguintes informações:

→ Diagramas CCTs: Curvas de resfriamento contínuo (taxas de resfriamento de 0,2 °C/s até 200°C/s); A_{c1} e A_{c3} (temperaturas de transformação de ferrita para austenita durante o aquecimento);

→ Microestruturas: Fases e microconstituintes para as taxas de resfriamento de 0,2, 25 e 200°C/s;

→ Microdureza;

→ Modelamento de precipitação - Modips.

4.1 Aço 1

4.1.1 Diagramas CCTs

A Figura 4.1 mostra o diagrama CCT construído para o aço 1 (composição química: C:0,051; Mn:1,7; Si:0,2; Ti:0,071; Ni:0,24; Nb: 0,062; V: 0,005; Mo: 0,14; N: 0,006), austenitizado na temperatura de 1000°C. Além das diversas fases e microconstituintes produzidos e temperaturas de transformação, o diagrama também apresenta a dureza respectiva de cada microestrutura formada, bem como a quantidade da mistura martensita e austenita retida.

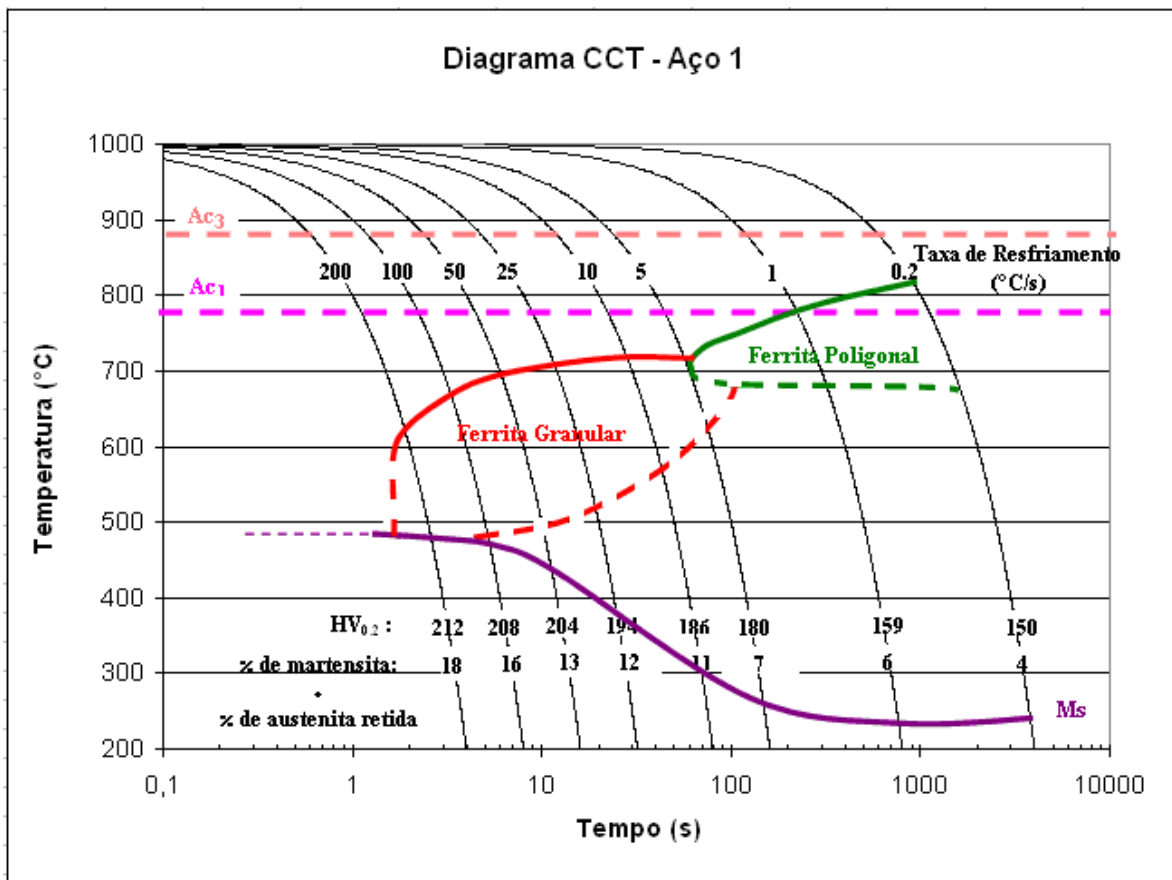


Figura 4.1 - Diagrama CCT do aço 1 austenitizado na temperatura de 1000°C.

A Figura 4.2 mostra o diagrama CCT construído para o aço 1, austenitizado na temperatura de 1100°C.

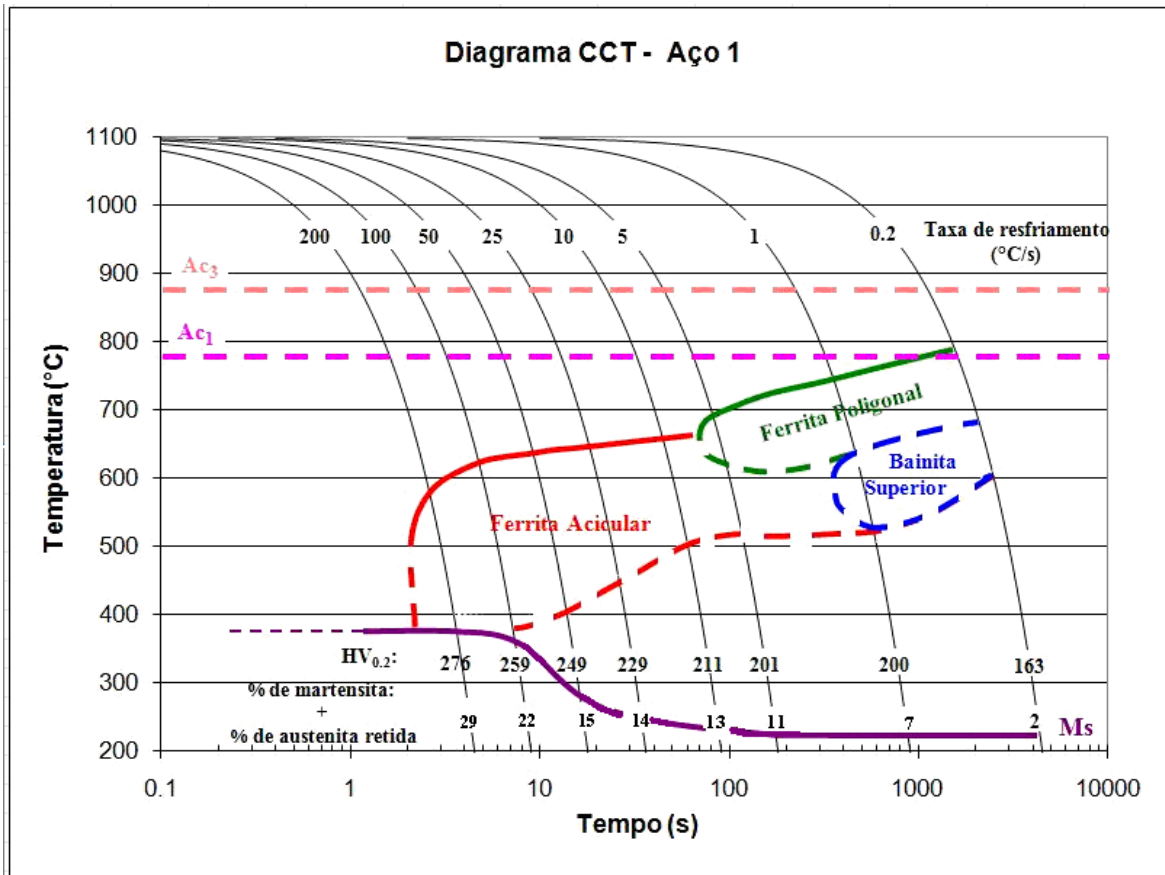


Figura 4.2 - Diagrama CCT do aço 1 austenitizado na temperatura de 1100°C.

As temperaturas de início e término de transformação de ferrita para austenita (Ac_1 e Ac_3), estão apresentadas na Tabela 4.1. As temperaturas Ac_1 e Ac_3 , ilustradas nos diagramas, correspondem à taxa de aquecimento de 10°C/s. Esta foi a mesma taxa utilizada para o aquecimento no segundo ciclo térmico, quando a taxa de resfriamento foi variada.

Tabela 4.1 - Influência da taxa de aquecimento na formação de austenita.

Taxa de Aquecimento (°C/s)	Aço 1	
	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
1	745	885
10	777	875
50	806	892
100	826	917

De acordo com a literatura, as transformações que ocorrem em A_1 e A_3 são controladas por difusão. Sendo assim, as temperaturas críticas são sensíveis à taxa de aquecimento e resfriamento, pois estas afetam o ΔT (diferença de temperatura) em relação

à temperatura de equilíbrio devido ao superaquecimento e superresfriamento. Os resultados obtidos para este aço, confirmaram que altas taxas de aquecimento diminuem o intervalo de tempo de transformação (menos tempo para a difusão). A cinética de formação da austenita é mais rápida para altas taxas de aquecimento devido a um maior superaquecimento (maior ΔT) e, com isso tendem a aumentar as temperaturas Ac_1 e Ac_3 .

No resfriamento realizado a partir da austenita, as temperaturas críticas são reduzidas, devido à uma força motriz maior envolvida na transformação de fase no resfriamento. Estas temperaturas não possuem valores fixos, sendo dependentes da taxa de resfriamento aplicada. Para os resultados obtidos neste aço comprovou-se que utilizando baixas taxas de resfriamento, as transformações ocorrem a altas temperaturas (devido ao pequeno grau de superresfriamento atingido no começo da transformação). A primeira fase formada foi a ferrita poligonal. Ao aumentar a taxa de resfriamento, as temperaturas de transformação são deslocadas para temperaturas menores, aumentando o superresfriamento (maior ΔT) e a taxa de nucleação. O aumento da taxa de resfriamento diminui a quantidade de formação de ferrita pró-eutetóide (poligonal) durante a transformação, devido à diminuição do tempo de transformação.

Por outro lado, à medida que taxas de resfriamento maiores foram utilizadas, o início das transformações ocorreram em temperaturas mais baixas. A primeira fase a ser formada foi a ferrita granular e ferrita acicular (podendo receber o nome de bainita, como já comentado), o que depende de outros fatores como a temperatura de austenitização.

O mesmo efeito da taxa de resfriamento, porém, não ocorreu na formação de martensita. Observa-se nos dois diagramas CCTs (ver Figura 4.1 e Figura 4.2) que a temperatura M_s aumenta à medida que a taxa de resfriamento aplicada é maior. Isto pode ser explicado pelo fato da temperatura M_s ser influenciada pelo carbono em solução sólida. Em pequenas taxas de resfriamento, ocorre o processo de partição do carbono. Há tempo suficiente para a difusão, enriquecendo a austenita remanescente em carbono (devido à sua baixíssima solubilidade na ferrita), diminuindo assim a temperatura M_s . Para altas taxas de resfriamento, não há tempo suficiente para a difusão do carbono, fazendo com que este fique mais uniformemente distribuído, garantindo assim uma alta temperatura M_s .

Comparando os dois diagramas CCTs (ver Figura 4.1 e Figura 4.2), observa-se que as temperaturas de início de transformação de fase ocorreram a temperaturas mais altas quando a temperatura de austenitização utilizada foi a mais baixa (1000°C). A Tabela 4.2 apresenta estas temperaturas de transformação de fase de acordo com as taxas de resfriamento para cada temperatura de austenitização utilizada.

Tabela 4.2 - Influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase para as duas temperaturas de austenitização do aço 1.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	$T = 1000^{\circ}\text{C}$		$T = 1100^{\circ}\text{C}$	
	Fase Primária		Fase Primária	
	Temp. Inicial de Transf. (°C)	Descrição da Fase Formada	Temp. Inicial de Transf. (°C)	Descrição da Fase Formada
0,2	810	Ferrita Poligonal	780	Ferrita Poligonal
1	780	Ferrita Poligonal	750	Ferrita Poligonal
5	725	Ferrita Granular	700	Ferrita Acicular
10	720	Ferrita Granular	670	Ferrita Acicular
25	700	Ferrita Granular	650	Ferrita Acicular
50	695	Ferrita Granular	645	Ferrita Acicular
100	680	Ferrita Granular	640	Ferrita Acicular
200	610	Ferrita Granular	590	Ferrita Acicular

4.1.2 Microestruturas

A identificação dos componentes microestruturais observados seguiu a nomenclatura utilizada no sistema de classificação proposto por Krauss (KRAUSS 2005).

Quando as taxas de resfriamento são pequenas, na ordem de poucos graus por segundo, a austenita se torna termodinamicamente menos estável que a ferrita (passando pela temperatura crítica de A_3). Então α nucleia e cresce quando o grau de superresfriamento for suficiente para prover a força motriz necessária para a transformação, ocorrendo quase que invariavelmente uma nucleação heterogênea.

Observa-se no diagrama CCT (ver Figura 4.1) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C , para uma taxa de resfriamento pequena de $0,2^{\circ}\text{C/s}$, ocorreu inicialmente a transformação de parte da austenita para ferrita poligonal em alta temperatura (810°C), como mostra a Figura 4.3(a1). Seguindo o resfriamento até a temperatura ambiente, a austenita remanescente começa a se transformar em martensita na temperatura de aproximadamente 250°C , produzindo o microconstituente conhecido como martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.3(a2) e Figura 4.3(a3).

Já quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1100°C (ver Figura 4.2), nesta mesma taxa de resfriamento de $0,2^{\circ}\text{C/s}$, ocorreu, em um primeiro momento, a transformação de parte da austenita para ferrita poligonal na temperatura de 780°C , como mostra a Figura 4.3(b1). Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma em bainita superior, entre as temperaturas de 780 e 600°C . Finalmente, seguindo o resfriamento, a austenita que sobrou inicia a sua transformação para martensita a partir da temperatura de aproximadamente 230°C , formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.3(b2) e Figura 4.3(b3). A formação de bainita superior

neste caso, pode ter sido promovida pelo teor de carbono em solução mais elevado devido à esta maior temperatura de austenitização . De acordo com a literatura, em taxas lentas de resfriamento, a rejeição de carbono da ferrita poligonal formada inicialmente enriquece a austenita remanescente. Isto torna possível a formação de cementita e assim a formação de bainita superior, como descrito na revisão bibliográfica.

Foi também observado, que nesta maior temperatura de austenitização, o tamanho de grão da microestrutura formada é maior. Este fato pode estar relacionado com uma maior dissolução dos carbonetos durante a austenitização na maior temperatura, resultando em menos obstáculos para o avanço dos contornos de grão.

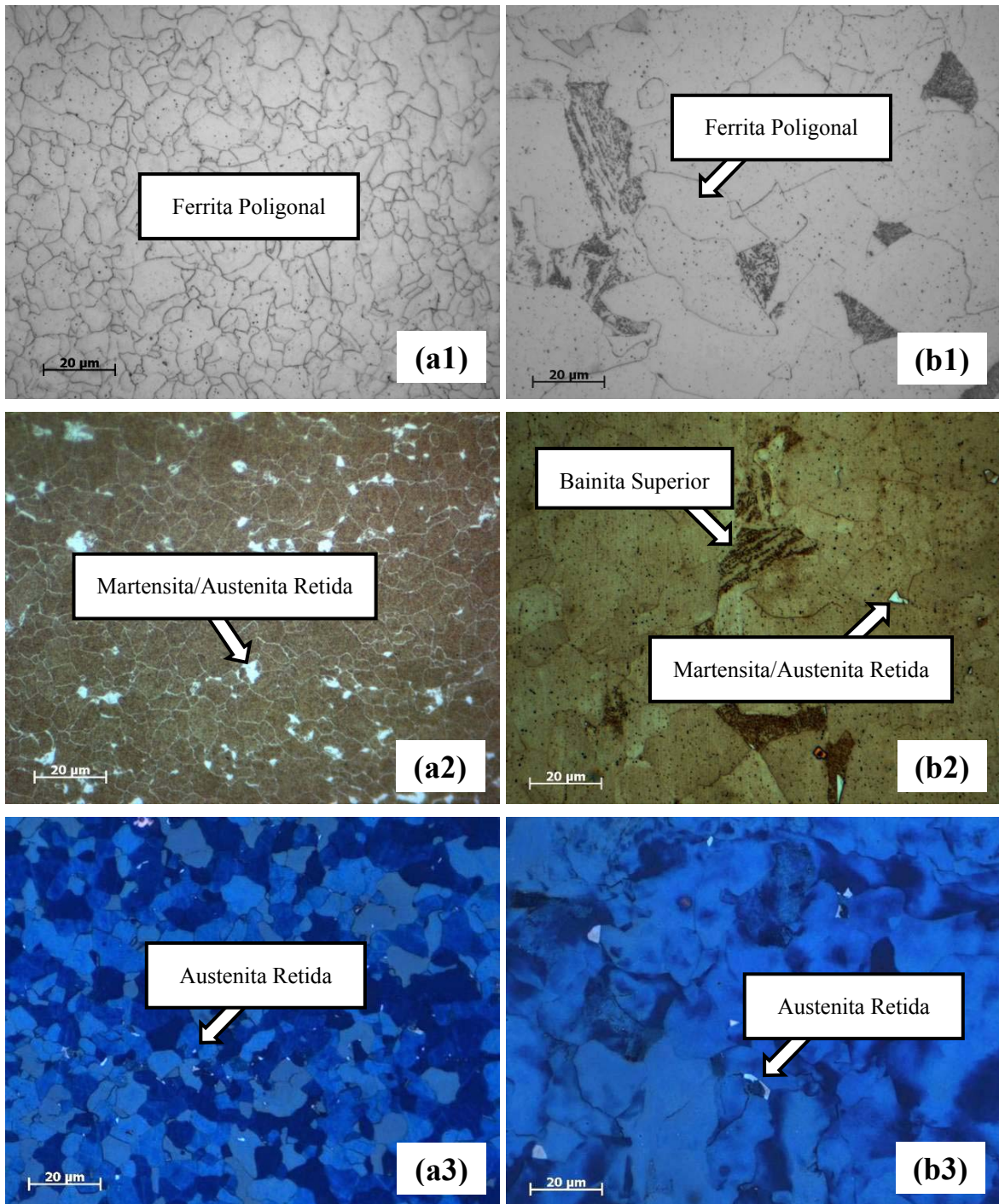


Figura 4.3 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 0,2°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

Quando as taxas de resfriamento são maiores, o grau de superresfriamento aumenta e a temperatura de início de transformação diminui.

Pode ser observado no diagrama CCT (ver Figura 4.1) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C, para uma taxa de resfriamento intermediária de 25°C/s, ocorreu inicialmente a transformação de parte da austenita para ferrita granular na temperatura de aproximadamente 700°C, como mostra a Figura 4.4(a1). Em seguida, a

austenita remanescente inicia a sua transformação para martensita na temperatura de 400°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.4(a2) e Figura 4.4(a3). Esta microestrutura mista de ferrita, associada ao microconstituinte M/A de formato granular disperso na matriz é chamada de ferrita granular, como descrita na revisão bibliográfica.

Comparando esta mesma taxa de resfriamento do aço, quando a temperatura de austenitização foi de 1100 °C (ver Figura 4.2), observa-se a formação de uma microestrutura diferente. Inicialmente, ocorreu a transformação de parte da austenita para ferrita de formato acicular na temperatura de 650°C, como mostra a Figura 4.4(b1). Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma em martensita, na temperatura de aproximadamente 250°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.4(b2) e Figura 4.4(b3). Esta microestrutura, composta pelo constituinte M/A entre as ripas ou placas aciculares de ferrita, é conhecida como ferrita acicular ou bainítica. Foi também observado, que nesta maior temperatura de austenitização, o tamanho de grão da microestrutura formada é maior. Podendo ser, este fato, responsável pela formação da ferrita acicular nesta temperatura de austenitização. Como já mencionado na revisão bibliográfica, um maior tamanho de grão favorece a formação de ferrita acicular.

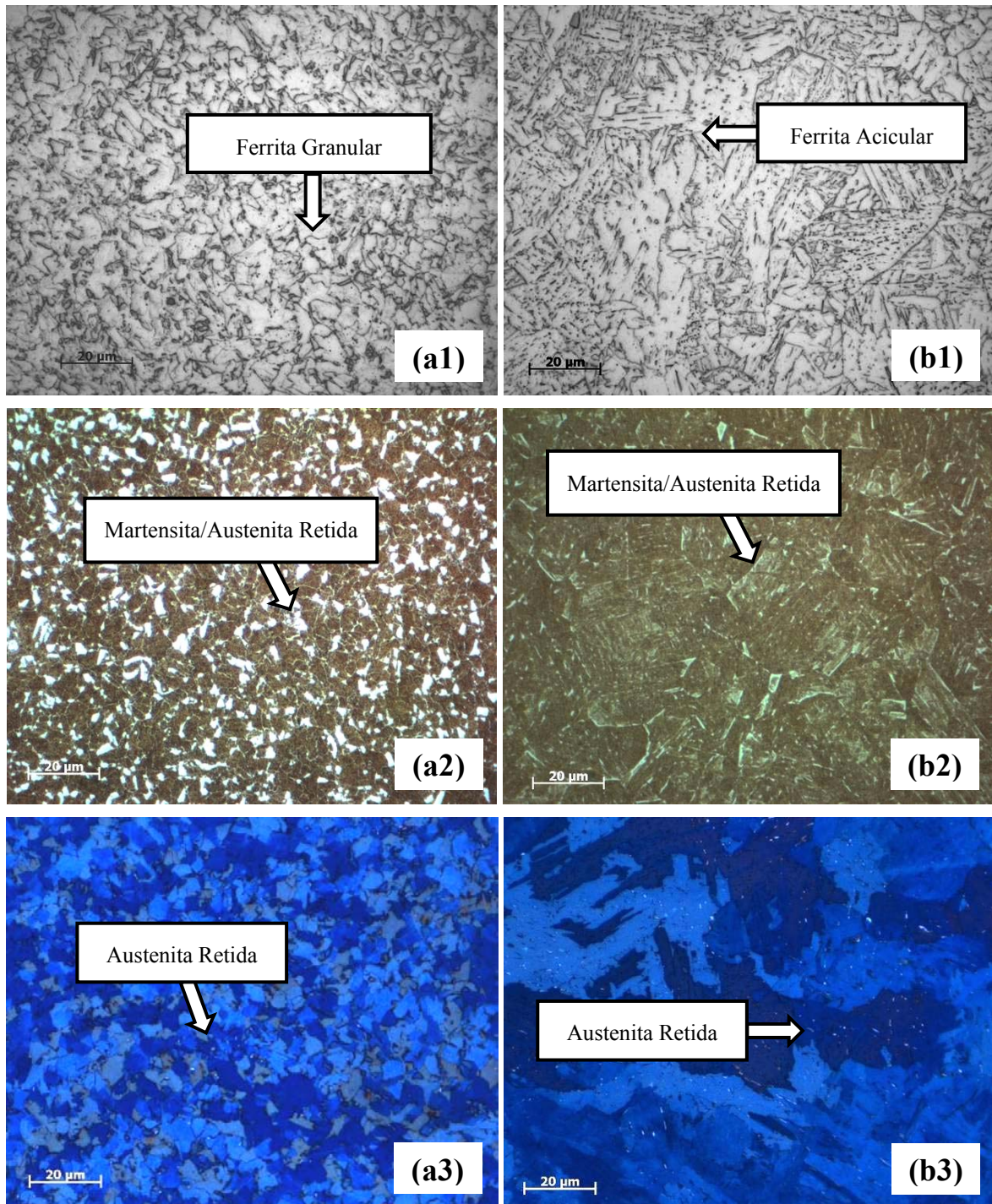


Figura 4.4 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 25°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

Empregando-se taxas de resfriamento ainda mais altas, como 200°C/s, as temperaturas de início de transformação continuam a decrescer.

É observado no diagrama CCT (ver Figura 4.1) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C, para uma taxa de resfriamento de 200°C/s, ocorreu inicialmente a transformação de parte da austenita para ferrita granular, mais refinada a uma temperatura de 610°C, como mostra a Figura 4.5(a1). Seguindo o resfriamento, a austenita

remanescente inicia a sua transformação para martensita na temperatura de aproximadamente 500°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.5(a2) e Figura 4.5(a3). Como já mencionado acima, esta microestrutura é chamada de ferrita granular.

Comparando esta mesma taxa de resfriamento (200°C/s), quando a temperatura de austenitização foi de 1100°C (ver Figura 4.2), observa-se a formação de uma outra microestrutura. Inicialmente, ocorreu a transformação de austenita para ferrita acicular na temperatura de 590°C (ver Figura 4.5(b1)). Em seguida, a austenita remanescente se transforma em martensita, na temperatura de aproximadamente 400°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.5(b2) e Figura 4.5(b3). Esta microestrutura, como um todo, é conhecida como ferrita acicular ou bainítica. A microestrutura nesta taxa de resfriamento tornou-se mais refinada. Porém, o tamanho de grão da microestrutura formada continua sendo maior nesta temperatura de austenitização.

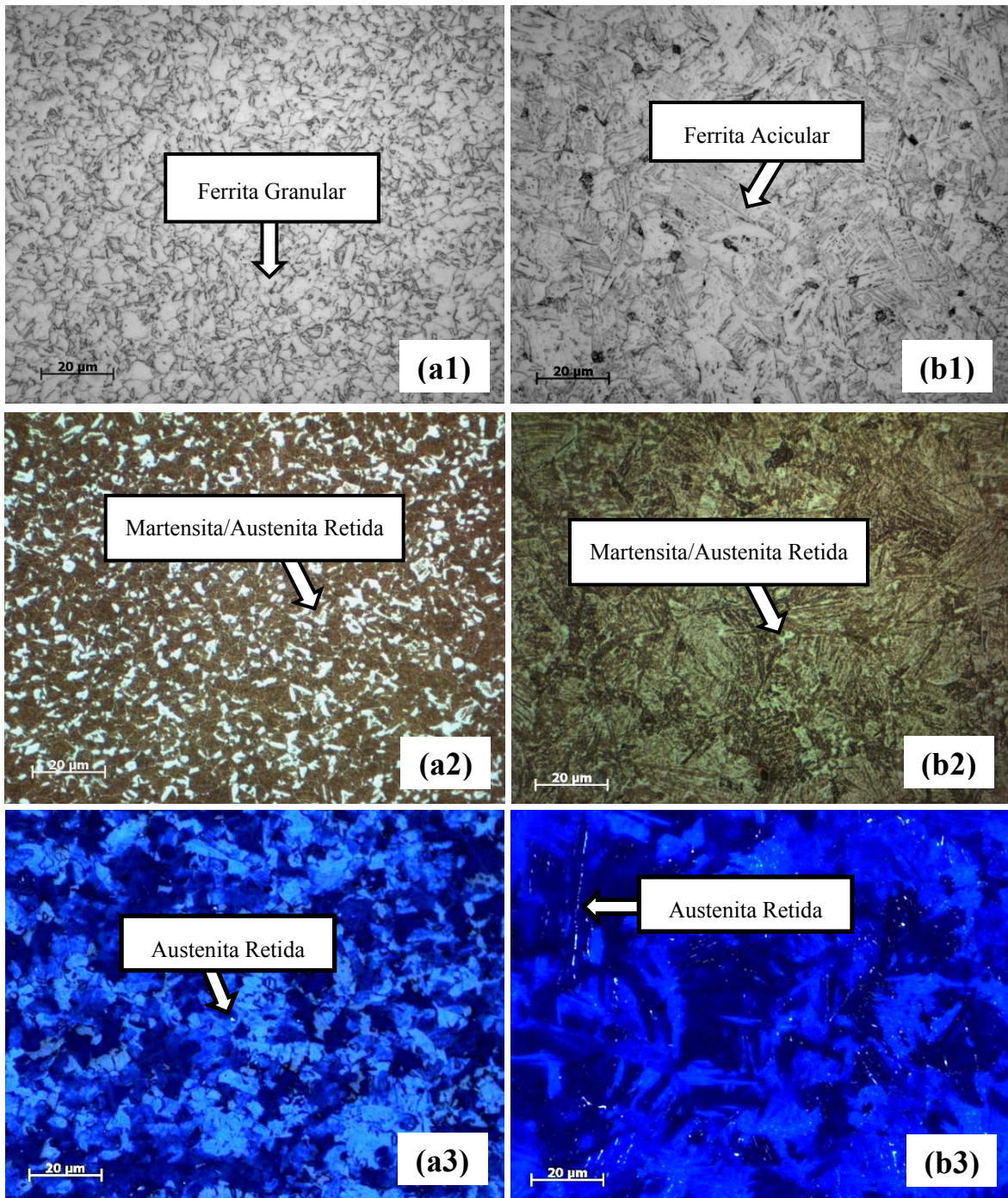


Figura 4.5 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 200°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

A Tabela 4.3 mostra os resultados da análise quantitativa de fase, realizada para a determinação da quantidade de martensita/austenita retida formada, para as duas temperaturas de austenitização, em função da taxa de resfriamento empregada. Observa-se que a temperatura mais alta de austenitização (devido ao maior teor de carbono em solução), assim como o aumento da taxa de resfriamento, apresentaram maiores quantidades desta fase. Esta quantificação foi realizada com base nas microestruturas

resultantes das amostras atacadas com o reagente Le Pera, conforme procedimento descrito na Seção 3.3.2 (ver Figuras 4.3 a 4.5).

Tabela 4.3 - Influência da taxa de resfriamento na porcentagem de martensita/austenita retida produzida no aço 1 austenitizado nas temperaturas de 1000 e 1100°C.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	% de Martensita/Austenita Retida	
	1000°C	1100°C
Material base	-	-
0,2	4,2	2,4
1	6,1	6,9
5	6,8	11,0
10	10,8	12,8
25	11,8	14,1
50	13,1	15,45
100	16,12	22,5
200	16,8	23,9

4.1.3 Medidas de Microdureza

Os valores de microdureza encontrados no aço 1, quando utilizadas as duas temperaturas de austenitização e diferentes taxas de resfriamento, estão apresentados na Figura 4.6.

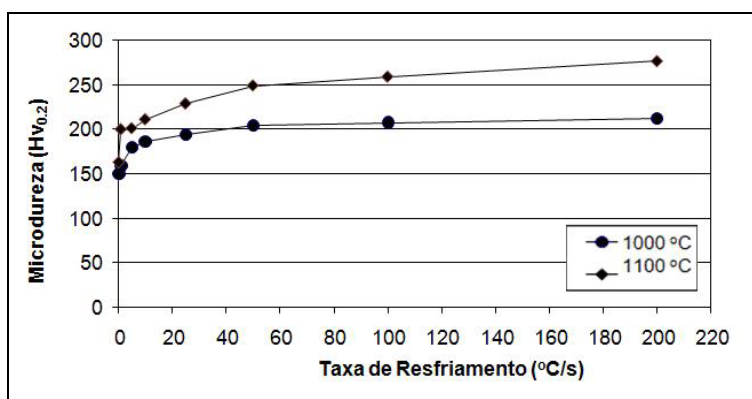


Figura 4.6 – Valores de microdureza encontrados para o aço 1.

Os resultados de microdureza indicam que o aumento da taxa de resfriamento, assim como da temperatura de austenitização, promove um aumento na dureza do material.

4.1.4 Modips

Seguindo os dados gerados pelo programa Modips, pode ser observado na Figura 4.7 (a qual mostra os elementos em solução variando em função da temperatura), a presença de precipitados quando são empregadas temperaturas de austenitização menores do que aproximadamente 1150°C.

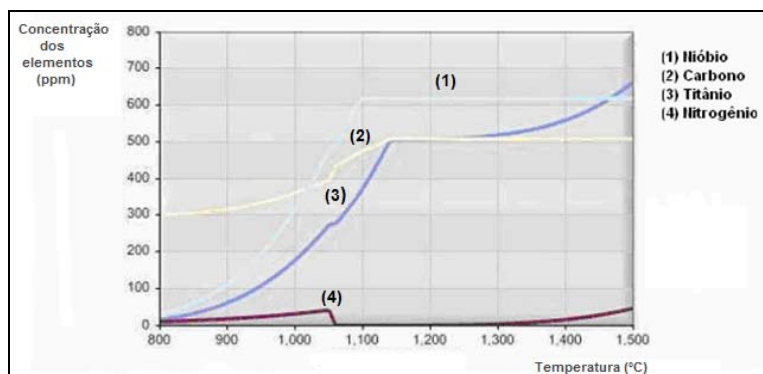


Figura 4.7 - Simulação: Concentração dos elementos em solução versus Temperatura.

As quantidades dos elementos em solução (ppm) estão apresentadas na Tabela 4.4 para as duas temperaturas de austenitização utilizadas.

Tabela 4.4 - Quantidade dos elementos em solução (ppm).

Elementos (ppm)	Temperatura de austenitização (°C)	
	1000	1100
<i>C</i>	362	477
<i>Ti</i>	179	374
<i>N</i>	32	0,21
<i>Nb</i>	317	620

4.2 Aço 2

4.2.1 Diagramas CCTs

A Figura 4.1 mostra o diagrama CCT construído para o aço 2 (composição química: C: 0,056; Mn: 1,8; Si: 0,3; Ti: 0,064; Ni: 0,27; Nb: 0,078; N: 0,006; Cr: 0,38), austenitizado na temperatura de 1000°C. Além das diversas fases e microconstituintes produzidos e temperaturas de transformação, o diagrama também apresenta a dureza respectiva de cada microestrutura formada, bem como a quantidade da mistura martensita e austenita retida.

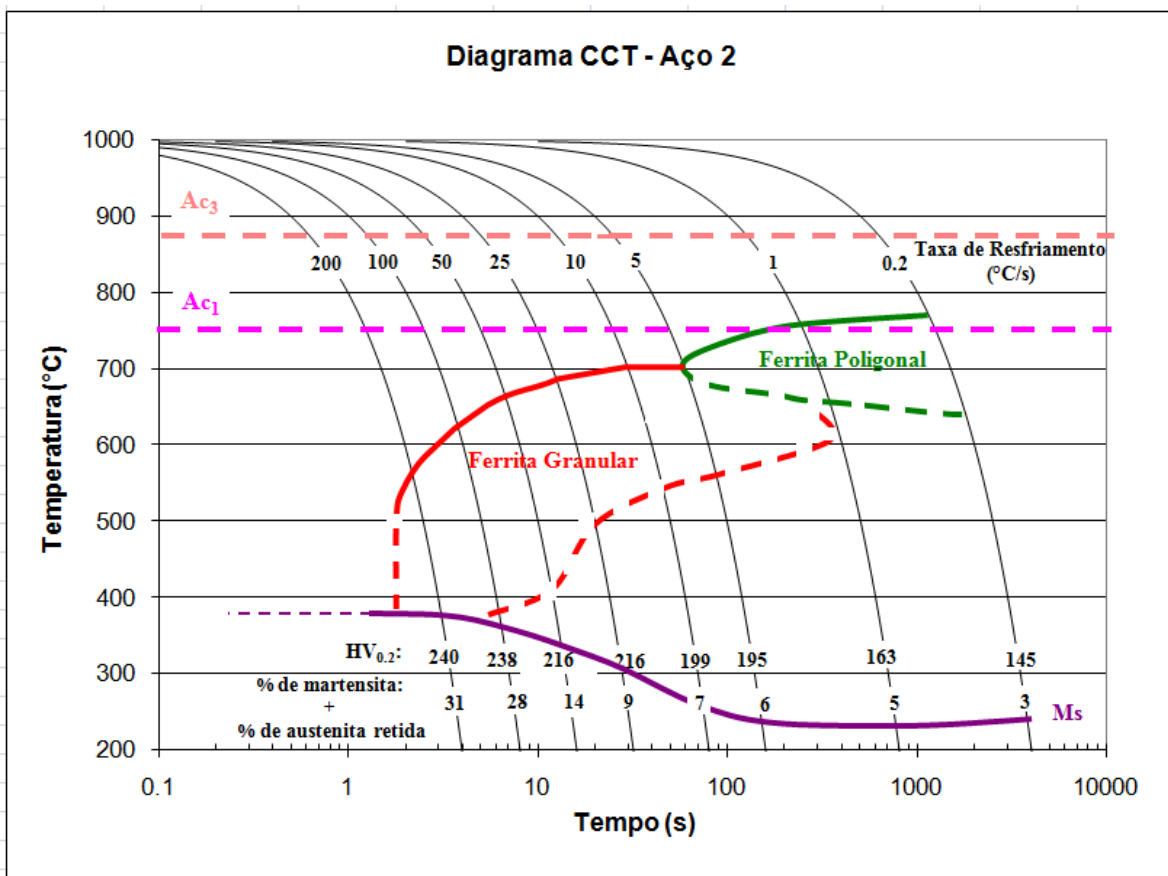


Figura 4.8 - Diagrama CCT do aço 2 austenitizado na temperatura de 1000°C.

Na Figura 4.9 é mostrado o diagrama CCT construído para o aço 2, austenitizado na temperatura de 1100°C.

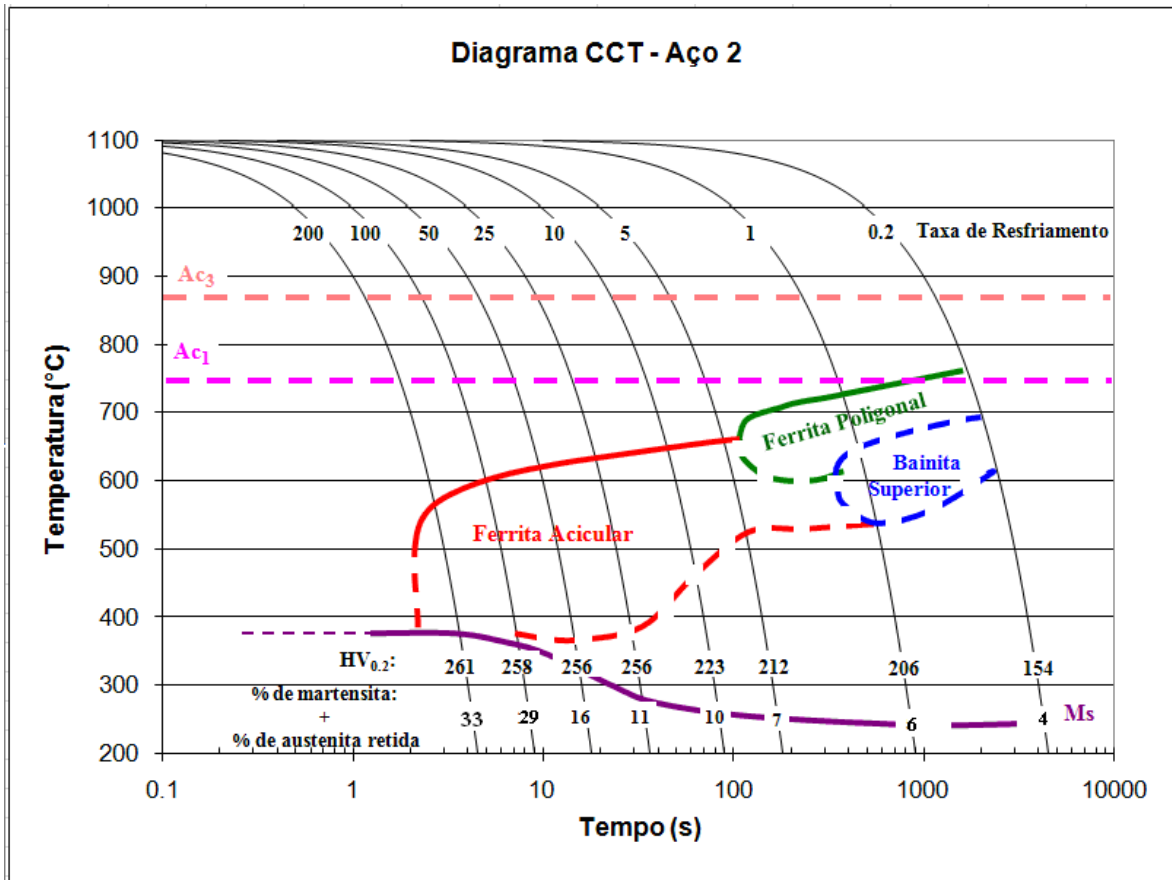


Figura 4.9 - Diagrama CCT do aço 2 austenitizado na temperatura de 1100°C.

As temperaturas de início e término da transformação de ferrita para austenita (Ac_1 e Ac_3) estão apresentadas na Tabela 4.5. As temperaturas Ac_1 e Ac_3 , ilustradas nos diagramas, correspondem à taxa de aquecimento de 10°C/s. Esta foi a mesma taxa utilizada para o aquecimento no segundo ciclo térmico, quando a taxa de resfriamento foi variada.

Tabela 4.5 - Influência da taxa de aquecimento na formação de austenita.

Taxa de Aquecimento (°C/s)	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
1	715	868
10	749	873
50	770	876
100	790	891

A partir dos resultados obtidos para este aço, assim como para o aço 1 mostrados anteriormente, obteve-se altas temperaturas Ac_1 e Ac_3 para taxas de aquecimento maiores. No resfriamento, utilizando-se pequenas taxas de resfriamento, as transformações ocorreram a altas temperaturas e a primeira fase formada foi ferrita poligonal.

À medida que taxas de resfriamento maiores foram utilizadas, o início das transformações ocorreu em temperaturas mais baixas e a primeira fase a ser formada foi a ferrita granular ou acicular, o que depende de outros fatores como a temperatura de austenitização.

Novamente, o mesmo efeito da taxa de resfriamento não ocorreu na formação de martensita. Observa-se nos dois diagramas CCTs (ver Figura 4.8 e Figura 4.9) que a temperatura M_s aumenta à medida que a taxa de resfriamento aplicada é maior. Isto pode ser explicado pelo fato da temperatura M_s ser influenciada pelo carbono em solução sólida, já comentado anteriormente.

Comparando os dois diagramas CCTs (ver Figura 4.8 e Figura 4.9), observa-se que as temperaturas de início de transformação de fases ocorreram a temperaturas mais altas quando a temperatura de austenitização utilizada foi a mais baixa (1000°C). A Tabela 4.6 apresenta as temperaturas de transformação de fases de acordo com as taxas de resfriamento para cada temperatura de austenitização utilizada.

Tabela 4.6 - Influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase para as duas temperaturas de austenitização do aço 2.

Taxa de Resfriamento ($^\circ\text{C/s}$)	$T = 1000^\circ\text{C}$		$T = 1100^\circ\text{C}$	
	Fase Primária		Fase Primária	
	Temp. Inicial de Transf. ($^\circ\text{C}$)	Descrição da Fase Formada	Temp. Inicial de Transf. ($^\circ\text{C}$)	Descrição da Fase Formada
0,2	764	Ferrita Poligonal	760	Ferrita Poligonal
1	750	Ferrita Poligonal	720	Ferrita Poligonal
5	700	Ferrita Granular	670	Ferrita Acicular
10	700	Ferrita Granular	660	Ferrita Acicular
25	690	Ferrita Granular	640	Ferrita Acicular
50	661	Ferrita Granular	620	Ferrita Acicular
100	616	Ferrita Granular	600	Ferrita Acicular
200	565	Ferrita Granular	570	Ferrita Acicular

4.2.2 Microestruturas

A identificação dos componentes microestruturais observados seguiu a nomenclatura utilizada no sistema de classificação proposto por Krauss (KRAUSS 2005).

Observa-se no diagrama CCT (ver Figura 4.8) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C , para uma taxa de resfriamento pequena de $0,2^\circ\text{C/s}$, ocorreu inicialmente a transformação de parte da austenita para ferrita poligonal em alta temperatura (764°C), como mostra a Figura 4.10(a1). Seguindo o resfriamento até temperatura ambiente, a austenita remanescente começa a se transformar em martensita na

temperatura de aproximadamente 250°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.10(a2) e Figura 4.10(a3).

Já quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1100°C (ver Figura 4.9), nesta mesma taxa de resfriamento, ocorreu, em um primeiro momento, a transformação de parte da austenita para ferrita poligonal na temperatura de 760°C, como mostra a Figura 4.10(b1). Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma em bainita superior, entre as temperaturas de 760 e 600°C. Finalmente, seguindo o resfriamento, a austenita que sobrou inicia a sua transformação para martensita a partir da temperatura de aproximadamente 250°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.10(b2) e Figura 4.10(b3).

A formação de bainita superior neste caso, pode explicada pelo maior teor de carbono em solução devido à esta maior temperatura de austenitização, conforme já explicado anteriormente e descrito na revisão bibliográfica.

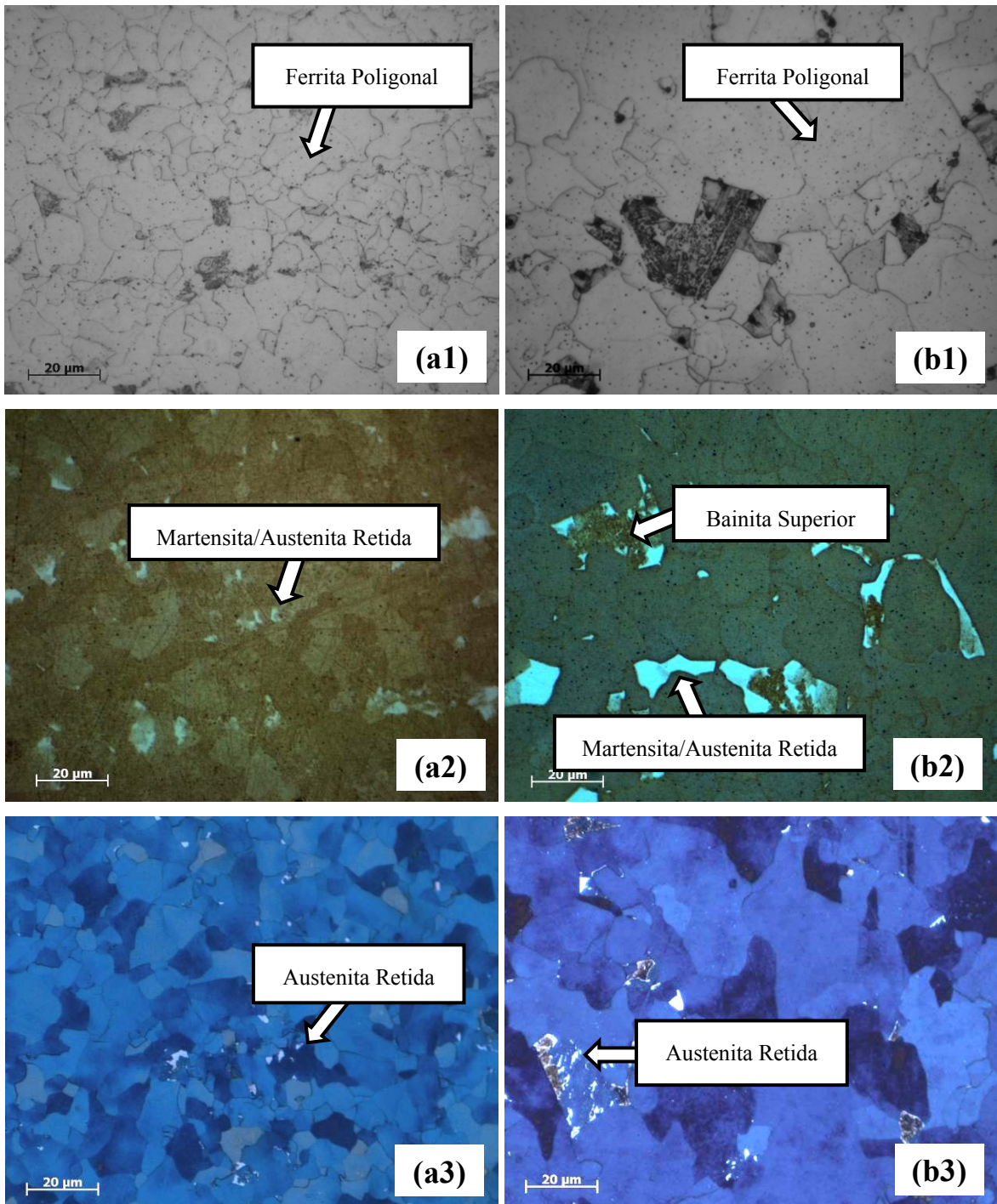


Figura 4.10 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de $0,2^{\circ}\text{C/s}$, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C . Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

Quando as taxas de resfriamento aplicadas são maiores, o grau de superresfriamento aumenta e a temperatura de transformação de fases diminui.

Pode ser observado no diagrama CCT (ver Figura 4.8) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C , para uma taxa de resfriamento intermediária de 25°C/s , ocorreu inicialmente a transformação de parte da austenita para ferrita granular na temperatura de 690°C , como mostra a Figura 4.11(a1). Em seguida, a austenita

remanescente inicia a sua transformação para martensita na temperatura de aproximadamente 310°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.11(a2) e Figura 4.11(a3).

Comparando esta mesma taxa de resfriamento, quando a temperatura de austenitização foi de 1100°C (ver Figura 4.9), observa-se a formação de uma microestrutura diferente. Inicialmente, ocorreu a transformação de parte da austenita para ferrita de formato acicular na temperatura de 640°C, como mostra a Figura 4.11(b1). Em seguida, a austenita remanescente se transforma em martensita, na temperatura de aproximadamente 260°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.11(b2) e Figura 4.11 (b3). Foi também observado, que nesta maior temperatura de austenitização, o tamanho de grão da microestrutura formada é maior. Podendo ser, este fato, responsável pela formação da ferrita acicular nesta maior temperatura de austenitização, como já explicado anteriormente.

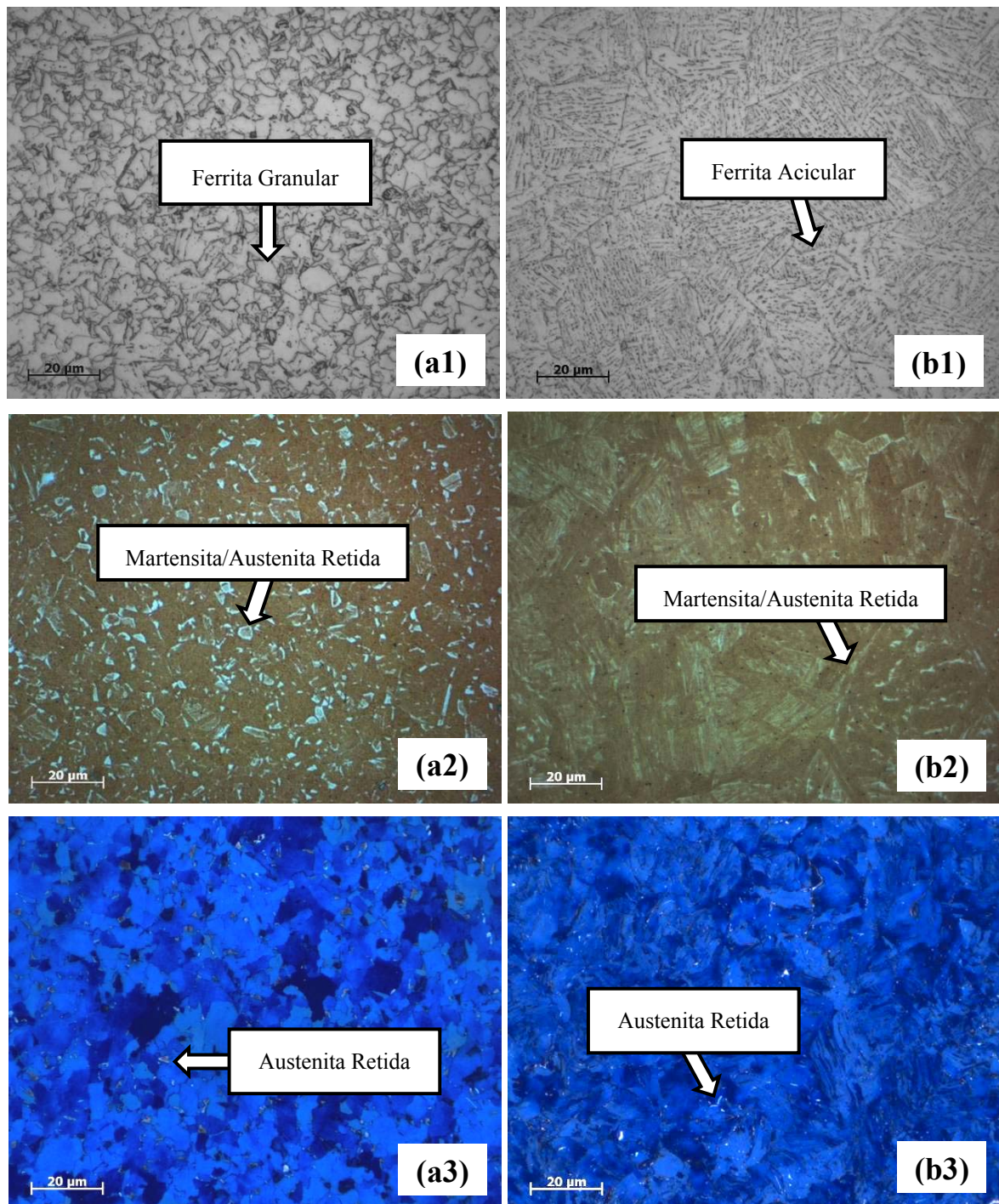


Figura 4.11 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 25°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

Empregando-se taxas de resfriamento ainda mais altas, como 200°C/s, as temperaturas de início de transformação continuam a decrescer.

É observado no diagrama CCT (ver Figura 4.8) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C, ocorreu inicialmente a transformação de parte da austenita para ferrita granular mais refinada, a uma temperatura de 565°C, como mostra a Figura 4.12(a1). Seguindo o resfriamento, a austenita remanescente se transforma para martensita

na temperatura de 380°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.12(a2) e Figura 4.12(a3).

Comparando esta mesma taxa de resfriamento (200°C/s), quando a temperatura de austenitização foi de 1100 °C (ver Figura 4.9), observa-se a formação de uma outra microestrutura. Inicialmente, ocorreu a transformação de austenita para ferrita acicular na temperatura de 570°C, como mostra a Figura 4.12(b1). Em seguida, a austenita remanescente se transforma em martensita na temperatura de 380°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostras a Figura 4.12 (b2) e Figura 4.12(b3). A microestrutura nesta taxa de resfriamento tornou-se mais refinada. Porém, o tamanho de grão da microestrutura formada é maior nesta temperatura de austenitização, quando comparado com a microestrutura formada na temperatura mais baixa de austenitização.

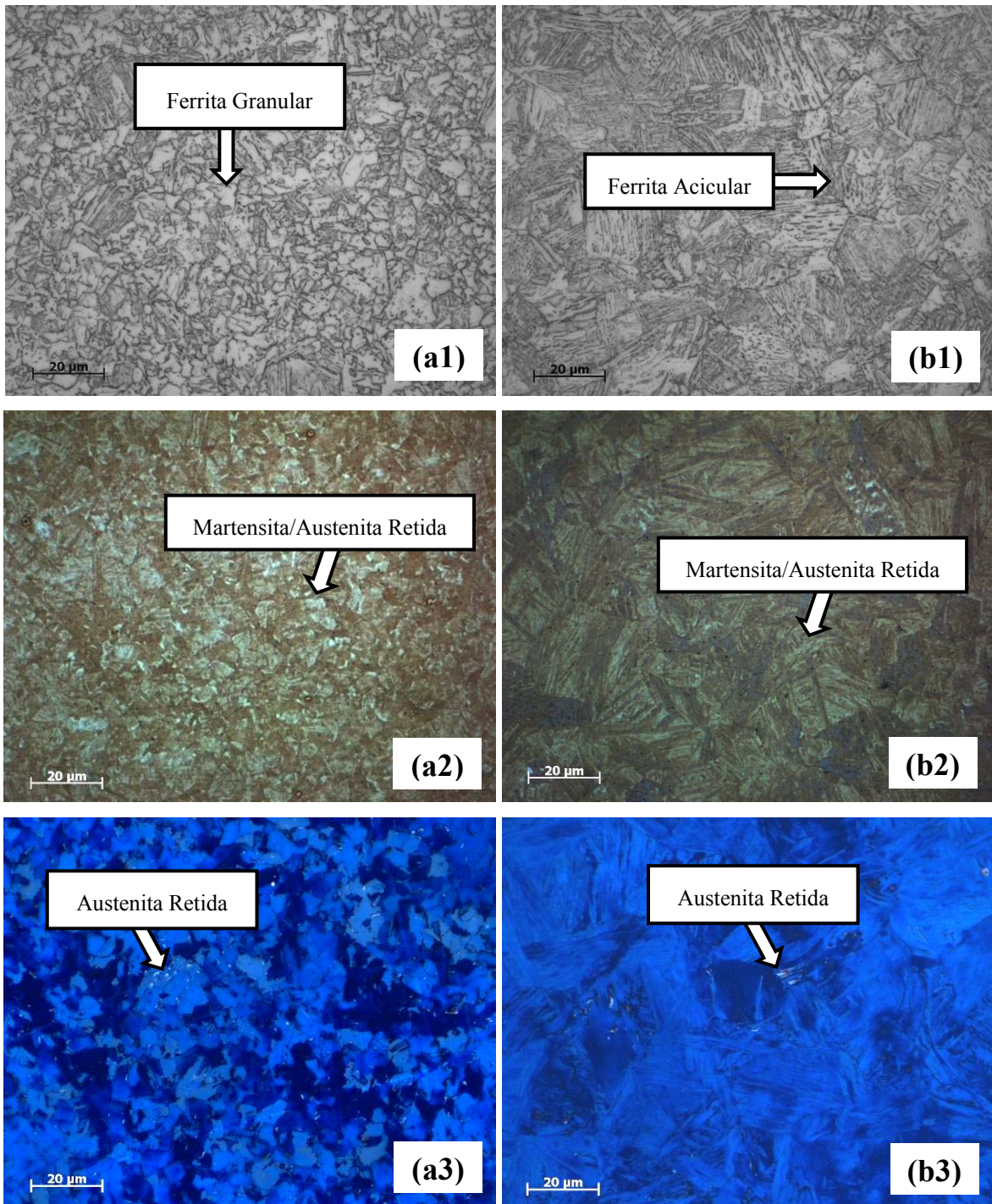


Figura 4.12 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 200°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

A Tabela 4.7 mostra os resultados da análise quantitativa de fase, realizada para a determinação da quantidade de martensita/austenita retida formada, para as duas temperaturas de austenitização, em função da taxa de resfriamento empregada. Observa-se que a temperatura mais alta de austenitização (devido ao maior teor de carbono em solução), assim como o aumento da taxa de resfriamento, apresentaram maiores quantidades desta fase. Esta quantificação foi realizada com base nas microestruturas

resultantes das amostras atacadas com o reagente Le Pera, conforme procedimento descrito na Seção 3.3.2 (ver Figura 4.10 à Figura 4.12).

Tabela 4.7 - Influência da taxa de resfriamento na porcentagem de martensita/austenita retida do aço 2 austenitizado nas temperaturas de 1000°C e 1100°C.

<i>Taxa de Resfriamento (°C/s)</i>	<i>% Martensita/Austenita Retida</i>	
	<i>1000°C</i>	<i>1100°C</i>
Material base	-	-
0,2	2,9	3,6
1	5,5	5,6
5	6,5	6,5
10	7,0	10,0
25	9,3	11,3
50	13,7	16,5
100	28,1	29,2
200	30,9	32,7

4.2.3 Medidas de Microdureza

Os resultados das medidas de microdureza do aço 2, quando utilizadas as duas temperaturas de austenitização e diferentes taxas de resfriamento, estão apresentados na Figura 4.13.

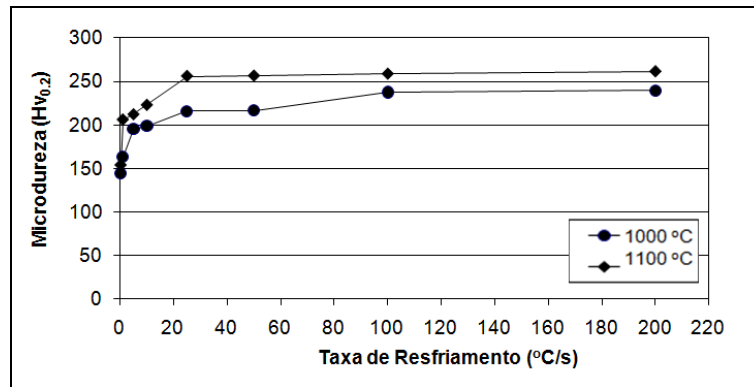


Figura 4.13 - Medidas de microdureza do aço 2.

Os resultados das medições de microdureza mostraram que o aumento da taxa de resfriamento assim como da temperatura de austenitização promovem um aumento na dureza do material.

4.2.4 Modips

Seguindo os dados gerados pelo programa Modips, pode ser observado na Figura 4.14 (a qual mostra os elementos em solução variando em função da temperatura), a

presença de precipitados quando são empregadas temperaturas de austenitização menores do que aproximadamente 1110°C.

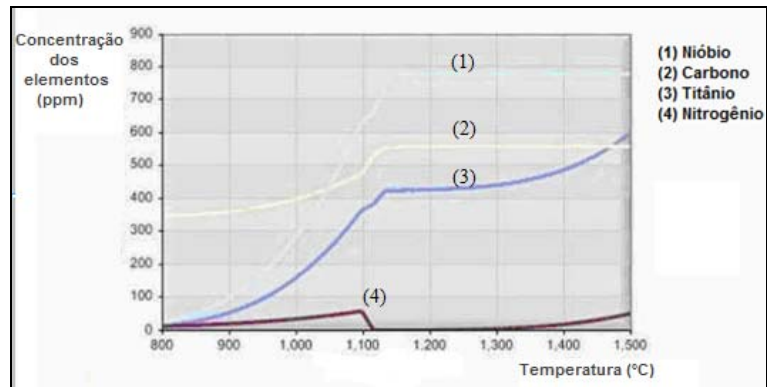


Figura 4.14 - Simulação: Concentração dos elementos em solução versus Temperatura.

A quantidade dos elementos em solução (ppm) estão apresentados na Tabela 4.8. para as duas temperaturas de austenitização utilizadas.

Tabela 4.8 - Quantidade dos elementos em solução (ppm).

Elementos (ppm)	Temperatura de austenitização (°C)	
	1000	1100
<i>C</i>	396	476
<i>Ti</i>	150	366
<i>N</i>	34	59
<i>Nb</i>	268	635

4.3 Aço 3

4.3.1 Diagramas CCTs

A Figura 4.15 mostra o diagrama CCT construído para o aço 3 (composição química: C: 0,051; Mn: 1,4; Si: 0,2; Nb: 0,045; V: 0,15; N: 0,015; Cr: 0,81), austenitizado na temperatura de 1000°C. Além das diversas fases e microconstituintes produzidos e temperaturas de transformação, o diagrama também apresenta a dureza respectiva de cada microestrutura formada, bem como a quantidade da mistura martensita e austenita retida.

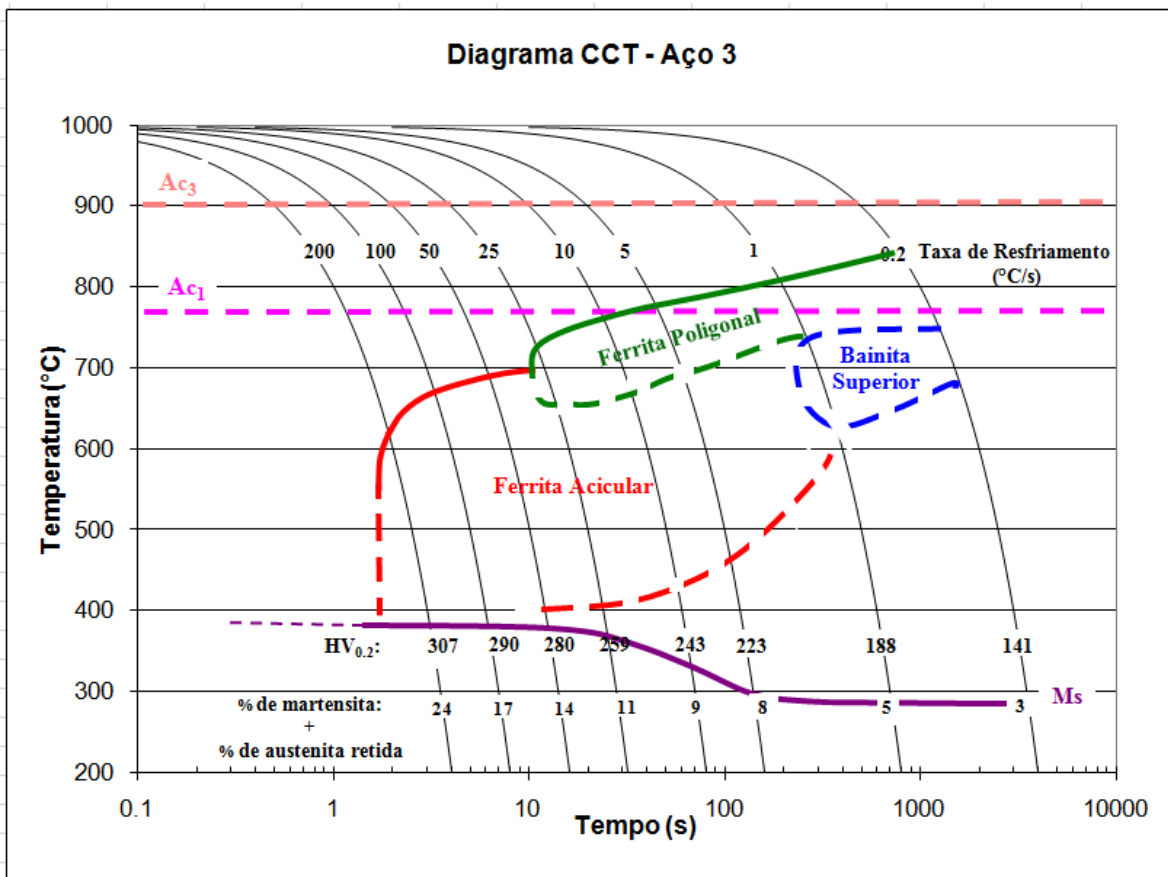


Figura 4.15 - Diagrama CCT do aço 3 austenitizado na temperatura de 1000°C.

Na Figura 4.16 é mostrado o diagrama CCT construído para o aço 3, austenitizado na temperatura de 1100°C.

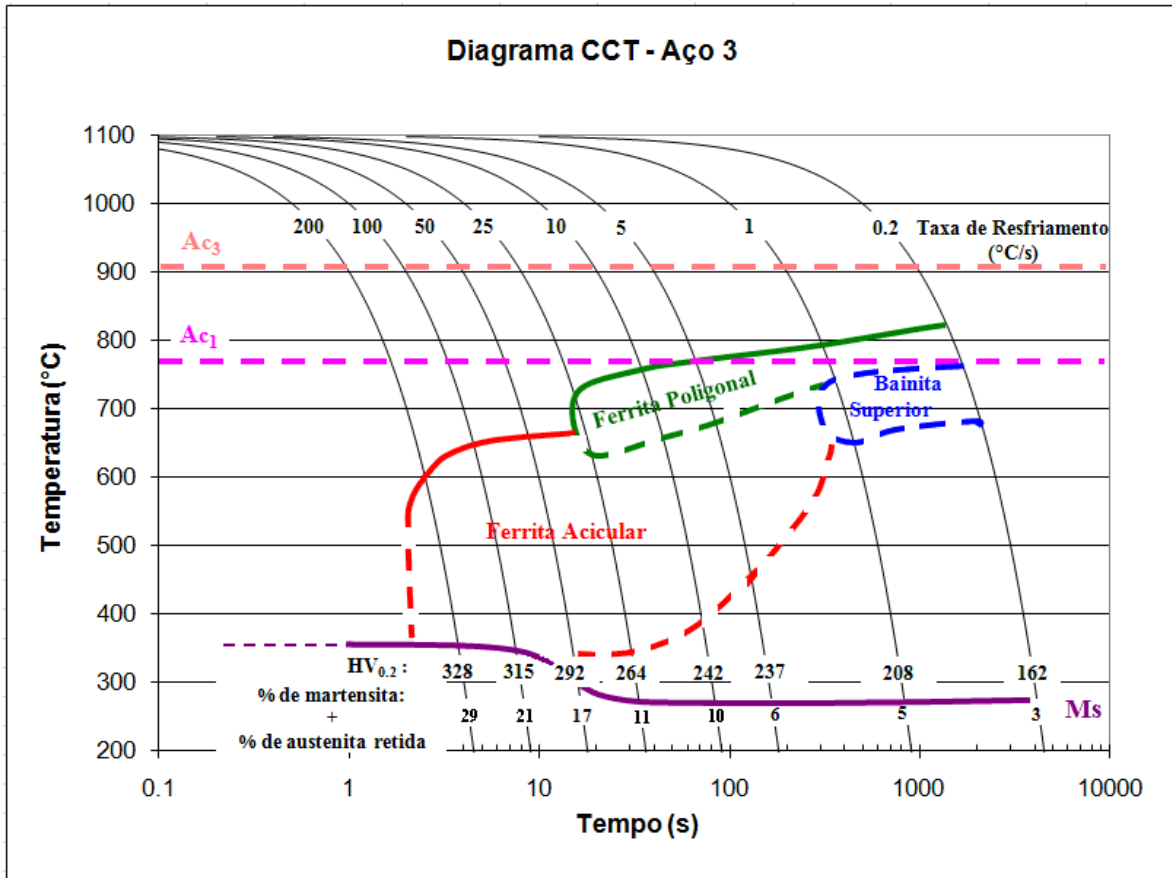


Figura 4.16 - Diagrama CCT do aço 3 austenitizado na temperatura de 1100°C.

As temperaturas de início e término da transformação de ferrita para austenita (Ac_1 e Ac_3), estão mostrados na Tabela 4.9. As temperaturas Ac_1 e Ac_3 , ilustradas nos diagramas, correspondem à taxa de aquecimento de 10°C/s. Esta foi a mesma taxa utilizada para o aquecimento no segundo ciclo térmico, quando a taxa de resfriamento que está sendo variada.

Tabela 4.9 - Influência da taxa de aquecimento na formação de austenita.

Taxa de Aquecimento (°C/s)	Aço 3	
	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
1	755	891
10	770	900
50	790	920
100	795	887

A partir dos resultados obtidos para este aço, assim como para os outros aços aqui estudados, obteve-se altas temperaturas Ac_1 e Ac_3 para taxas de aquecimento maiores, estando de acordo com a literatura.

No resfriamento, utilizando-se pequenas taxas de resfriamento, as transformações ocorreram a altas temperaturas e a primeira fase formada foi ferrita poligonal. À medida que taxas de resfriamento maiores foram utilizadas, o início das transformações ocorreu em temperaturas mais baixas e a primeira fase a ser formada foi a ferrita granular e ferrita acicular.

Novamente, o mesmo efeito da taxa de resfriamento não ocorreu na formação de martensita. Observa-se nos dois diagramas CCTs (ver Figura 4.15 e Figura 4.16) que a temperatura M_s aumenta à medida que a taxa de resfriamento aplicada é maior, conforme já explicado anteriormente para os outros aços.

Comparando os dois diagramas CCTs (ver Figura 4.15 e Figura 4.16), observa-se que as temperaturas de início de transformação de fase ocorreram a temperaturas mais altas quando a temperatura de austenitização utilizada foi a mais baixa (1000°C). A Tabela 4.10 apresenta as temperaturas de transformação de fase de acordo com as taxas de resfriamento para cada temperatura de austenitização utilizada.

Tabela 4.10 - Influência da taxa de resfriamento nas temperaturas de transformação de fase para as duas temperaturas de austenitização do aço 3.

Taxa de Resfriamento ($^\circ\text{C/s}$)	$T = 1100^\circ\text{C}$		$T = 1100^\circ\text{C}$	
	Fase Primária		Fase Primária	
	Temp. Inicial de Transf. ($^\circ\text{C}$)	Descrição da Fase Formada	Temp. Inicial de Transf. ($^\circ\text{C}$)	Descrição da Fase Formada
0,2	850	Ferrita Poligonal	819	Ferrita Poligonal
1	806	Ferrita Poligonal	800	Ferrita Poligonal
5	775	Ferrita Poligonal	775	Ferrita Poligonal
10	770	Ferrita Poligonal	765	Ferrita Poligonal
25	720	Ferrita Poligonal	718	Ferrita Acicular
50	695	Ferrita Acicular	680	Ferrita Acicular
100	670	Ferrita Acicular	665	Ferrita Acicular
200	630	Ferrita Acicular	600	Ferrita Acicular

4.3.2 Microestruturas

A identificação dos componentes microestruturais observados seguiu a nomenclatura utilizada no sistema de classificação proposto por Krauss (KRAUSS 2005).

Observa-se no diagrama CCT (ver Figura 4.15) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C , para uma taxa de resfriamento pequena de $0,2^\circ\text{C/s}$, ocorreu em um primeiro momento, a transformação de austenita para ferrita poligonal na temperatura

de 850°C. Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma para bainita superior, entre as temperaturas de 850 e 674°C, como mostra a Figura 4.17. Finalmente, seguindo o resfriamento, a austenita remanescente inicia a sua transformação para martensita a partir da temperatura de aproximadamente 290°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.17(a2) e Figura 4.17(a3).

Transformações semelhantes ocorreram, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1100°C (ver Figura 4.16), nesta mesma taxa de resfriamento. Ocorreu, em um primeiro momento, a transformação de austenita para ferrita poligonal na temperatura de 819°C. Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma em bainita superior, entre as temperaturas de 819 e 680°C, como mostra a Figura 4.17(b1). Finalmente, seguindo o resfriamento, a austenita remanescente inicia a sua transformação para martensita a partir da temperatura de aproximadamente 280°C, formando o constituinte martensita-austenita (M/A), como mostra a Figura 4.17(b2) e Figura 4.17(b3). Foi observado que a microestrutura formada apresentou tamanho de grão semelhante nas duas temperaturas de austenitização.

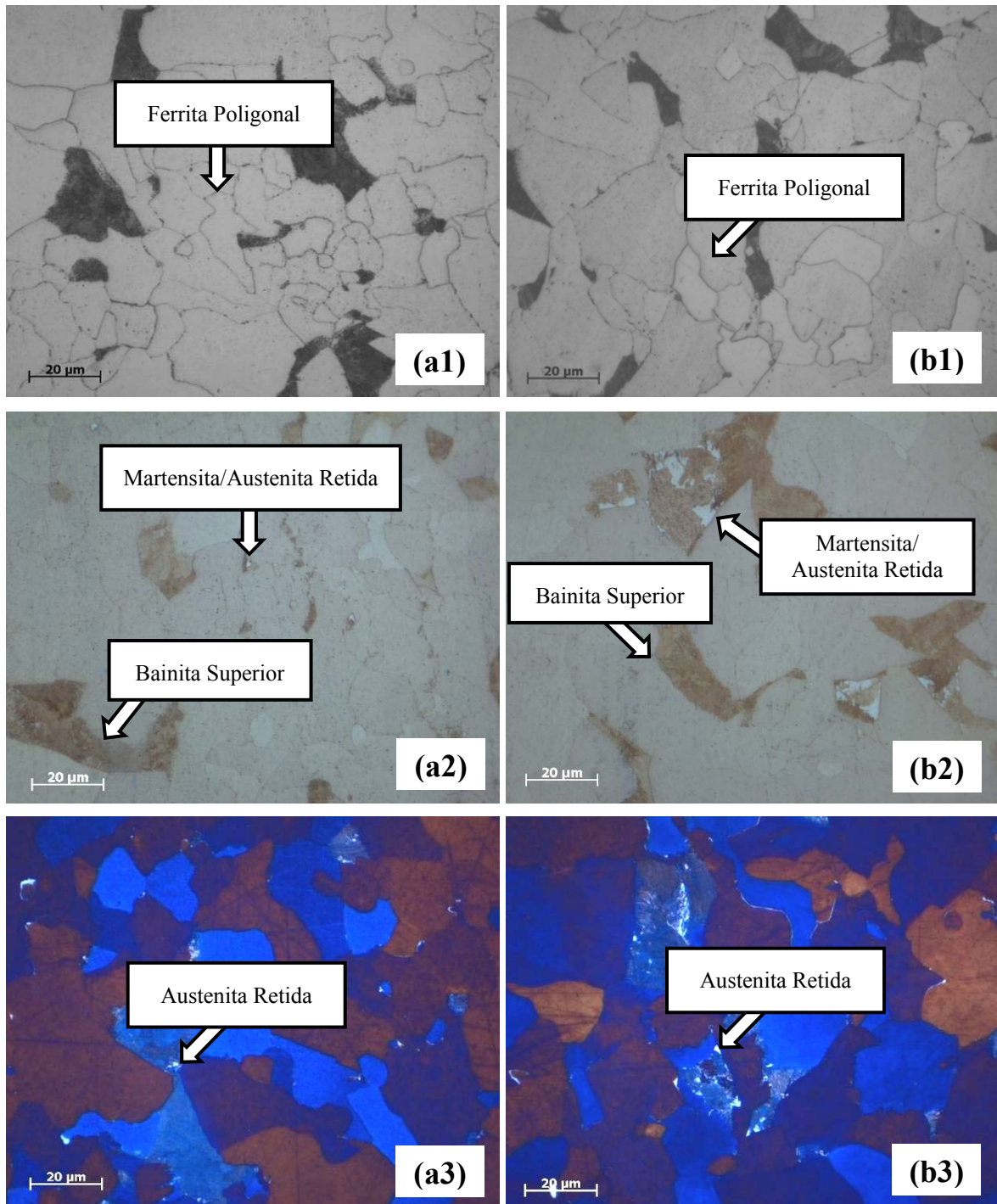


Figura 4.17 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 0,2°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

Quando as taxas de resfriamento são maiores, o grau de superresfriamento aumenta e a temperatura de início de transformação diminui.

Pode ser observado no diagrama CCT (ver Figura 4.15) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C, para uma taxa de resfriamento intermediária de 25°C/s, ocorreu inicialmente a transformação de austenita para ferrita poligonal na temperatura de 735°C. Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma para

ferrita acicular na temperatura de aproximadamente 660°C, como mostra a Figura 4.18(a1). Seguindo o resfriamento, a austenita remanescente se transforma para martensita na temperatura de 370°C, formando o constituinte M/A, como mostra a Figura 4.18(a2) e Figura 4.18 (a3).

Comparando esta mesma taxa de resfriamento, quando a temperatura de austenitização foi de 1100 °C (ver Figura 4.16), observa-se que ocorreram transformações semelhantes, porém em temperaturas menores. Inicialmente, ocorreu a transformação de austenita para ferrita poligonal na temperatura de 710°C. Em seguida, parte da austenita remanescente se transforma para ferrita acicular na temperatura de aproximadamente 630°C, como mostra a Figura 4.18(b1). Seguindo o resfriamento, a austenita remanescente se transforma para martensita na temperatura de aproximadamente 280°C, formando o constituinte M/A, como mostra a Figura 4.18(b2) e Figura 4.18(b3). Foi novamente observado que a microestrutura formada não apresentou, aparentemente, diferença no tamanho de grão nesta temperatura de austenitização.

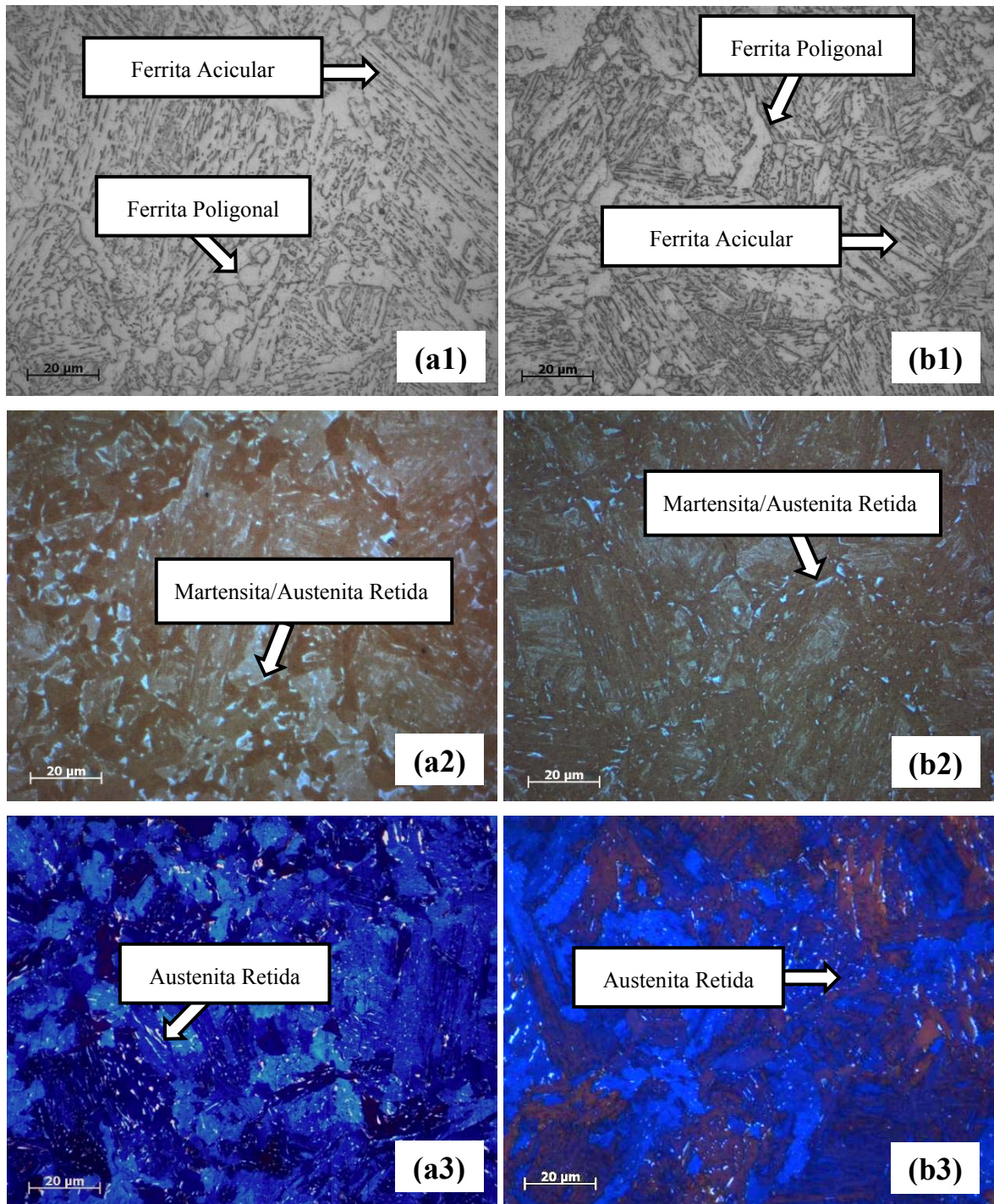


Figura 4.18 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 25°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

Empregando-se taxas de resfriamento ainda mais altas, como 200°C/s, as temperaturas de início de transformação continuam a decrescer.

É observado no diagrama CCT (ver Figura 4.15) que, quando o aço foi austenitizado na temperatura de 1000°C, ocorreu inicialmente a transformação de austenita para ferrita acicular na temperatura de 630°C, como mostra a Figura 4.19(a1). Seguindo o

resfriamento, a austenita remanescente se transforma para martensita na temperatura de 380°C, formando o constituinte M/A, como mostra a Figura 4.19(a2) e Figura 4.19(a3).

Comparando esta mesma taxa de resfriamento do aço (200°C/s), quando a temperatura de austenitização foi de 1100 °C (ver Figura 4.16), as transformações ocorridas nesta taxa de resfriamento repetem os resultados já apresentados para a temperatura de austenitização de 1000°C. Ocorreu inicialmente a transformação de austenita em ferrita acicular na temperatura de 600°C, como mostra a Figura 4.19(b1). Em seguida, a austenita remanescente se transforma em martensita, na temperatura de aproximadamente 360°C, formando o constituinte M/A, como mostra a Figura 4.19(b2) e Figura 4.19(b3). Foi novamente observado que a microestrutura formada não apresentou, aparentemente, diferença no tamanho de grão nesta temperatura de austenitização.

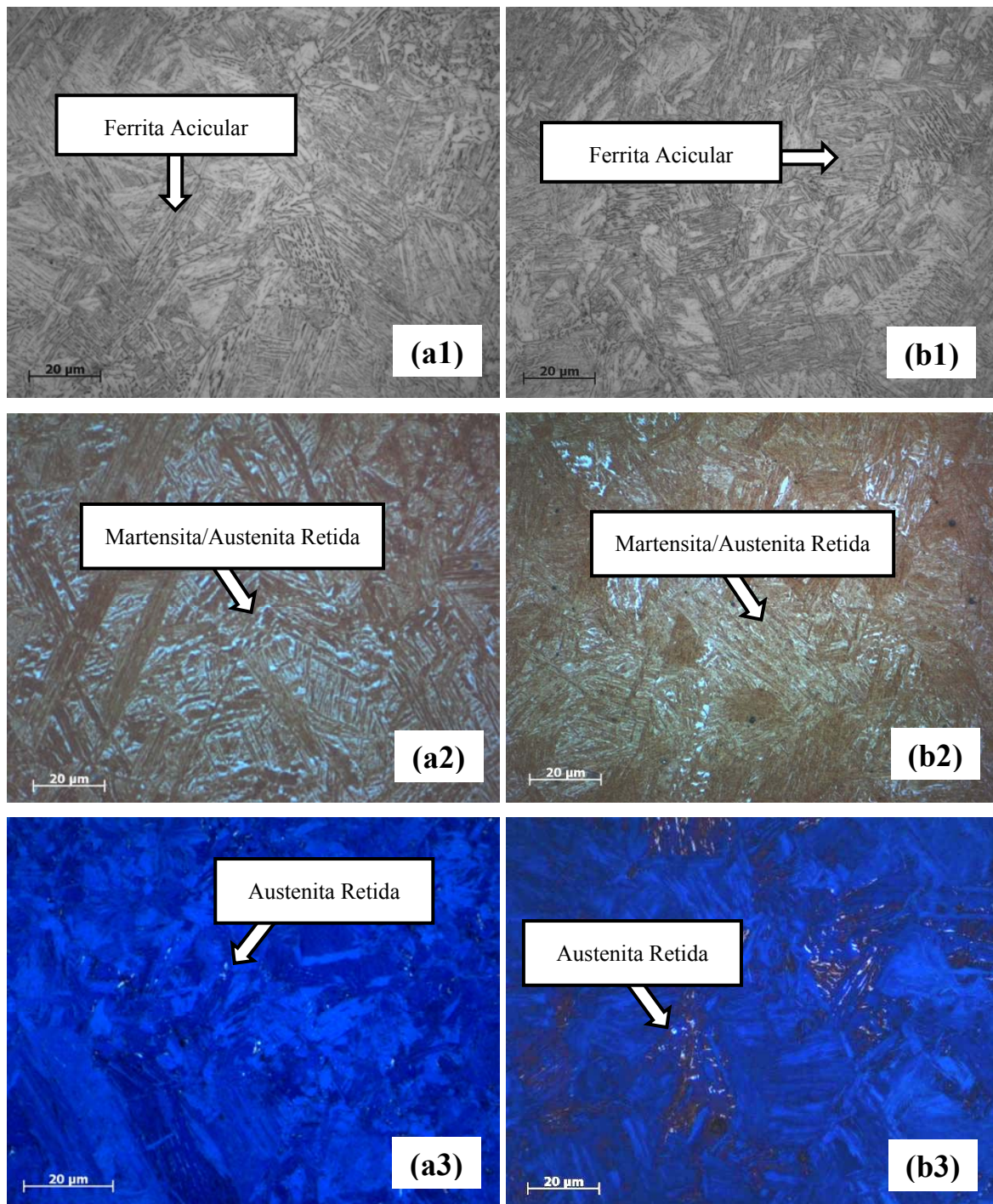


Figura 4.19 - Microestruturas produzidas por um resfriamento a uma taxa de 200°C/s, a partir das temperaturas de austenitização de: (a1)-(a3) 1000°C e (b1)-(b3) 1100°C. Ataques químicos: Nital, Le Pera e Klemm, respectivamente.

A Tabela 4.11 mostra os resultados da análise quantitativa de fase, realizada para a determinação da quantidade de martensita/austenita retida formada, para as duas temperaturas de austenitização, em função da taxa de resfriamento empregada. Observa-se que a temperatura mais alta de austenitização (devido ao maior teor de carbono em solução), assim como o aumento da taxa de resfriamento, apresentaram maiores quantidades desta fase. Esta quantificação foi realizada com base nas microestruturas

resultantes das amostras atacadas com o reagente Le Pera, conforme procedimento descrito na Seção 3.3.2.

Tabela 4.11 - Influência da taxa de resfriamento na porcentagem de martensita/austenita retida do aço 3 austenitizado nas temperaturas de 1000°C e 1100°C.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	Aço 3	
	% Martensita/Austenita Retida	
	1000°C	1100°C
Material base	-	-
0,2	2,9	3,5
1	5,1	5,3
5	7,7	6,4
10	8,5	10,2
25	10,8	11,5
50	14,4	17,0
100	17,0	21,3
200	24,3	28,5

4.3.3 Medidas de Microdureza

Os resultados das medidas de microdureza dos materiais, quando utilizadas as duas temperaturas de austenitização e diferentes taxas de resfriamento, estão apresentados na Figura 4.20.

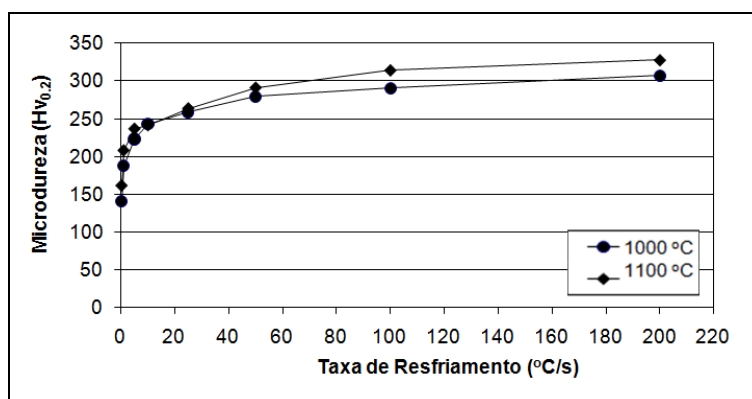


Figura 4.20 - Medidas de microdureza do aço 3.

Os resultados das medições de microdureza mostraram que o aumento da taxa de resfriamento assim como da temperatura de austenitização promovem um aumento na dureza do material.

4.3.4 Modips

Seguindo os dados gerados pelo programa Modips, pode ser observado na Figura 4.21 (a qual mostra os elementos em solução variando em função da temperatura), a

presença de precipitados quando utilizadas temperaturas de austenitização menores do que aproximadamente 1200°C.

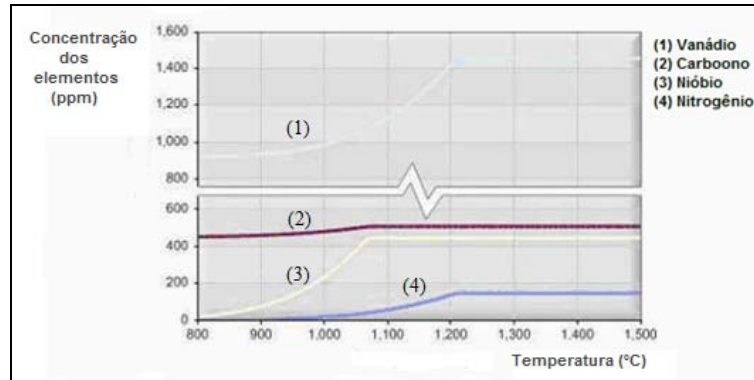


Figura 4.21 - Simulação: Concentração dos elementos em solução versus Temperatura.

A quantidade dos elementos em solução (ppm) está apresentada na Tabela 4.12 para as duas temperaturas de austenitização utilizadas.

Tabela 4.12 - Quantidade dos elementos em solução (ppm).

Elementos (ppm)	Temperatura (°C)	
	1000	1100
<i>C</i>	480	510
<i>V</i>	984	1129
<i>N</i>	17	57
<i>Nb</i>	221	450

4.4 Correlação Entre os Três Aços

A partir de todos os resultados mostrados, é feita uma correlação entre os três aços estudados, mostrando as microestruturas formadas e qual delas seria a mais favorável na obtenção das propriedades mecânicas desejadas. Também é mostrado quais os fatores que influenciaram nas transformações de fase ocorridas durante o aquecimento e resfriamento.

Transformações de Fase Durante o Aquecimento

Comparando os resultados obtidos durante o aquecimento, confirmou-se a influência da taxa de aquecimento nas temperaturas de transformação de fase (Ac_1 e Ac_3) para os três aços estudados, mostrados na Tabela 4.13, estando de acordo com a literatura. Altas taxas de aquecimento aceleram a cinética de formação da austenita, devido a um superaquecimento maior (maior diferença de temperatura em relação à temperatura de equilíbrio) e com isso tendem a aumentar as temperaturas Ac_1 e Ac_3 .

Tabela 4.13 - Influência da taxa de aquecimento na transformação austenítica para os três materiais.

<i>Taxa de Aquecimento (°C/s)</i>	<i>Aço 1</i>		<i>Aço 2</i>		<i>Aço 3</i>	
	<i>Ac1 (°C)</i>	<i>Ac3 (°C)</i>	<i>Ac1 (°C)</i>	<i>Ac3 (°C)</i>	<i>Ac1 (°C)</i>	<i>Ac3 (°C)</i>
1	745	885	715	868	755	891
10	777	875	749	873	770	900
50	806	892	770	876	790	920
100	826	917	790	891	795	887

Transformações de Fase Durante o Resfriamento

Sobre as transformações ocorridas durante o resfriamento, pode-se dizer que as temperaturas de início da transformação de fase foram influenciadas pelas taxas de resfriamento. Quando as taxas de resfriamento aplicadas foram maiores, as transformações de fase ocorreram a temperaturas menores, devido ao aumento do superresfriamento (maior diferença de temperatura em relação à temperatura de equilíbrio) e taxa de nucleação, também estando de acordo com a literatura.

Observou-se também a influência da temperatura de austenitização e conseqüentemente do carbono. Quanto maior o teor de carbono em solução, devido à maior temperatura de austenitização (ver Tabela 4.14), o tamanho de grão da austenita cresce (não há mais carbonetos atuando como obstáculos para o avanço dos contornos de grão) e o número de sítios para nucleação é então menor, havendo um atraso na transformação, começando a baixas temperaturas. Este fato pode ser observado na Figura 4.22 onde são comparados os CCTs dos 3 aços estudados nas duas temperaturas de austenitização utilizadas.

Tabela 4.14 - Carbono em solução para os três materiais.

Carbono em solução (ppm)		
Aço	<i>1000°C</i>	<i>1100°C</i>
<i>Aço 1</i>	362	477
<i>Aço 2</i>	396	476
<i>Aço 3</i>	480	510

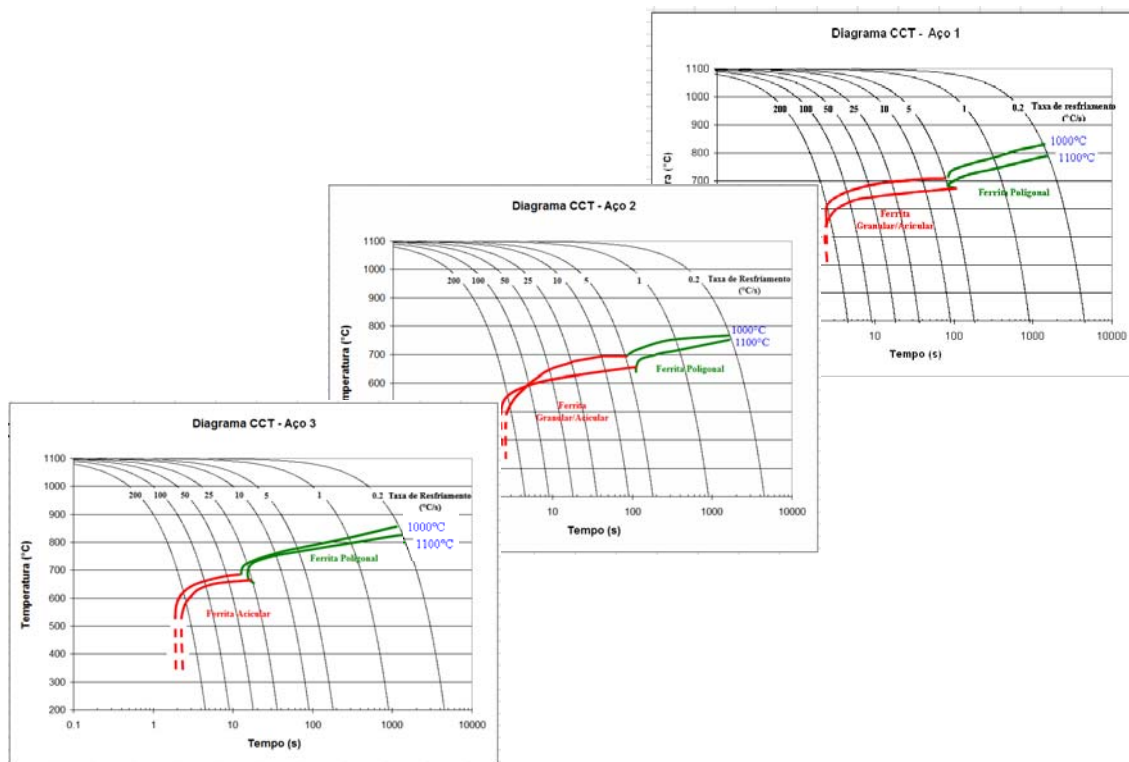


Figura 4.22 - Comparação das temperaturas de início de transformação de fases dos três materiais nas duas temperaturas de austenitização.

Observando-se a influência de alguns dos elementos de liga nas temperaturas de início de transformação de fases (ver Tabela 4.15), em relação ao que se sabe da literatura, pode-se dizer que:

- O teor de C em solução diminui as temperaturas de transformação;
- Mn tem o efeito de diminuir as temperaturas de transformação;
- Mo não apresentou efeito claro nas temperaturas de transformação;
- Cr tem efeito de elevar as temperaturas de transformação.

Tabela 4.15 - Comparação dos três materiais em função de alguns dos elementos de liga.

S700MC	Temperatura Aust. (°C)	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Temperatura Transf. (°C)
Aço 1	1000	0,036	1,7	-	0,14	810
	1100	0,047				780
Aço 2	1000	0,039	1,8	0,4	-	764
	1100	0,047				760
Aço 3	1000	0,048	1,4	0,8	-	850
	1100	0,051				819

Quanto às microestruturas encontradas, observou-se a influência das taxas de resfriamento para a formação das fases, bem como da temperatura de austenitização.

Quando utilizadas pequenas taxas de resfriamento, obteve-se a formação de ferrita poligonal, com certa quantidade de martensita e austenita retida ou constituinte (M/A); e em alguns casos ainda a formação de bainita superior.

Para taxas intermediárias de resfriamento, passou-se a ter uma mistura de diferentes morfologias. Em alguns casos, foi observada a formação de microestrutura composta por ferrita granular associada a partículas dispersas ou constituinte (M/A) martensita-austenita retida (para o aço 1 e aço 2 na temperatura de austenitização de 1000°C), sendo esta microestrutura classificada por Krauss, como ferrita granular. Nos outros casos, observou-se a formação de ferrita, agora com formato acicular, também associada ao constituinte (M/A) martensita-austenita retida. Este tipo de morfologia é classificado por Krauss na categoria de ferrita, como ferrita acicular. Porém, esta mesma morfologia (conjunto de produtos de transformação) recebe o nome de bainita, de acordo com Bramfitt e Speer. A classificação e distinção entre os diferentes tipos de ferrita e bainita ainda é assunto em discussão, pois têm sido encontrados diferentes tipos de bainita “não-tradicionais”, especialmente para aços de baixo carbono em vários estudos.

Para taxas de resfriamento maiores, a microestrutura continuou a ser formada por ferrita granular para o aço 1 e aço 2 na temperatura de austenitização de 1000°C e por ferrita acicular nos outros casos. A microestrutura formada é mais refinada com maiores quantidades do constituinte M/A.

De uma forma geral, para os aços estudados neste trabalho, a microestrutura apresentou grãos maiores quando a temperatura de austenitização aplicada era a mais alta, tornando-se cada vez mais refinada e de maior dureza, à medida que taxas de resfriamento maiores foram aplicadas, como mostrado na Tabela 4.16.

Tabela 4.16 - Comparação dos três materiais para as medidas de microdureza.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	Microdureza (HV _{0.2})					
	Aço 1		Aço 2		Aço 3	
	T = 1000°C	T = 1100°C	T = 1000°C	T = 1100°C	T = 1000°C	T = 1100°C
Material base	275,1 ± 5,0	275,1 ± 5,0	257,2 ± 5,0	257,2 ± 5,0	244,2 ± 5,0	244,2 ± 5,0
0.2	150,2 ± 3,0	162,7 ± 4,0	144,9 ± 4,0	154,2 ± 7,0	140,8 ± 8,0	161,5 ± 4,0
1	159,4 ± 3,0	199,8 ± 7,0	163,1 ± 7,0	206,1 ± 4,0	187,9 ± 6,0	208,3 ± 7,0
5	179,9 ± 3,0	201,0 ± 6,0	195,1 ± 3,0	212,1 ± 3,0	223,1 ± 5,0	236,9 ± 5,0
10	186,4 ± 2,0	210,9 ± 4,0	198,6 ± 4,0	222,8 ± 6,0	243,1 ± 3,0	241,6 ± 5,0
25	194,4 ± 2,0	228,8 ± 7,0	215,7 ± 7,0	255,9 ± 3,0	258,6 ± 5,0	263,9 ± 5,0
50	204,1 ± 6,0	249,0 ± 7,0	216,5 ± 2,0	256,3 ± 8,0	279,6 ± 8,0	291,6 ± 6,0
100	207,6 ± 2,0	258,8 ± 4,0	237,6 ± 7,0	258,5 ± 3,0	290,5 ± 5,0	314,5 ± 6,0
200	212,3 ± 3,0	276,4 ± 7,0	239,8 ± 6,0	261,2 ± 4,0	307,3 ± 8,0	327,9 ± 6,0

Na Figura 4.23, está ilustrado um gráfico com uma comparação dos resultados de microdureza dos materiais.

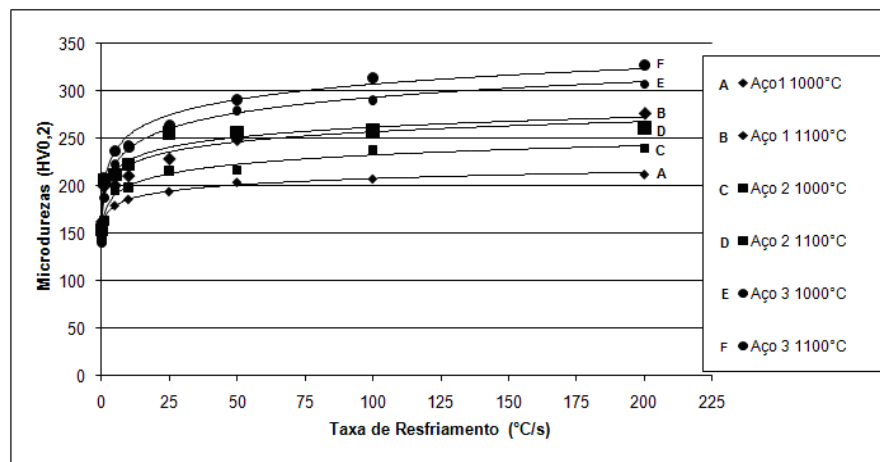


Figura 4.23 – Comparação das medidas de microdureza dos três aços.

Pode ser observado que os aços estudados apresentaram valores mais altos de dureza quando a maior temperatura de austenitização foi utilizada. Este fato é um pouco contraditório, no que diz respeito ao tamanho de grão da microestrutura, já que à temperatura mais alta de austenitização tem-se uma microestrutura mais grosseira. Porém, deve-se levar em conta que uma série de outras variáveis estão envolvidas no mecanismo de formação destes aços, responsáveis pelo endurecimento do material, além do maior teor de carbono em solução à temperatura mais alta de austenitização.

Através dos resultados dos ensaios de microdureza, pode ser realizada uma conversão para valores de resistência à tração (apesar desta conversão não ser tomada como verdadeira para cálculos de engenharia), tendo como referência a tabela abaixo.

Tabela 4.17 - Tabela de conversão de dureza para valores de resistência à tração.

Tensão Máxima de Tração (MPa)	Brinell	Rockwell		Vickers
	HB	HRC	HRB	HV
1118	331	34	-	331
1079	321	33	-	321
1050	311	31	-	311
1020	302	30	-	302
991	294	29	-	294
961	285	28	-	285
932	277	27	-	277
902	269	26	-	269
873	262	25	-	262
853	255	24	-	255
834	248	23	-	248
814	241	21	-	241
795	235	20	-	235
775	229	19	100	229
755	223	18	99	223
735	217	17	98	217
716	212	16	97	212
696	207	15	96	207
677	201	14	95	201
667	197	13	94	197
647	192	12	93	192

A partir desta análise, observa-se que os valores de dureza, os quais conferem uma resistência máxima dentro do especificado para esses aços (isto é, entre 750 MPa e 950 MPa), seriam os resultantes das taxas de resfriamento entre 25 a 50°C/s (destacados nas tabelas acima) para os aços 1 e 2 (de acordo com a temperatura de austenitização utilizada) e para o aço 3.

Sendo assim, observando as microestruturas formadas nestas taxas de resfriamento (entre 25 e 50°C/s) e temperatura de austenitização dos aços, tem-se a formação de microestrutura composta por ferrita granular (quando austenitizados na temperatura de 1000°C) e ferrita acicular (quando austenitizados na temperatura de 1100°C) para os aços 1 e 2. Já para o aço 3, tem-se a formação de microestrutura composta por ferrita acicular para as duas temperaturas de austenitização utilizadas.

5 CONCLUSÕES

Neste estudo, avaliou-se as microestruturas produzidas em três tipos de aços da classe S700MC ensaiados em dilatômetro, buscando a obtenção de propriedades mecânicas adequadas. Para isso, controlou-se os parâmetros de tratamento térmico. Em seguida, realizou-se uma caracterização microestrutural para que se pudesse investigar as transformações de fase ocorridas nas amostras provenientes dos ensaios de dilatométrica.

Analisando os resultados obtidos, conclui-se que:

- Em aços de baixo carbono, resfriados continuamente, obtêm-se uma variedade de microestruturas. Tais microestruturas são compostas por constituintes ou fases, muitas vezes difíceis de serem identificados ou classificados, sendo inclusive um assunto em discussão na comunidade científica.
- Os três aços analisados apresentaram evolução microestrutural semelhante, porém com a formação de produtos de transformação diferentes. Para a classificação das microestruturas formadas, utilizou-se termos empregados em sistemas de classificações conhecidos.
- Taxas lentas de resfriamento, apresentaram a formação de microestrutura composta, predominantemente, por ferrita poligonal e pequenas quantidades do constituinte M/A, para os três aços. A formação desta microestrutura como um todo, corresponde a baixos valores de dureza, conferindo uma resistência mecânica fora do especificado.
- Taxas intermediárias de resfriamento, entre 25°C/s e 50°C/s apresentaram a formação de uma microestrutura mais favorável à obtenção das propriedades requeridas. Esta microestrutura é formada predominantemente por ferrita acicular e apresentou valores de dureza satisfatórios, conferindo uma resistência mecânica dentro do especificado:

- Para os aços 1 e 2, obteve-se a formação de ferrita granular na temperatura de austenitização de 1000°C sendo associada a baixos valores de dureza (resistência mecânica fora do especificado). Na temperatura de austenitização de 1100°C, obteve-se a formação de ferrita acicular e os valores de dureza se apresentaram mais elevados (resistência mecânica dentro do especificado).
- Para o aço 3, obteve-se a formação de ferrita acicular nas duas temperaturas de austenitização, apresentando os melhores valores de dureza, conferindo uma resistência mecânica dentro do especificado.
- Taxas mais rápidas de resfriamento, entre 100°C/s e 200°C/s também apresentaram a formação de microestrutura composta por ferrita granular ou ferrita acicular. Porém, a microestrutura formada apresenta maiores quantidades do constituinte M/A, chegando a apresentar alguns valores de dureza mais altos, o que confere resistência mecânica acima (fora) do limite especificado.
- Os parâmetros que mostraram influência nas temperaturas de início de transformação foram a temperatura de austenitização, teor de carbono em solução e taxa de resfriamento.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar mais detalhadamente as microestruturas formadas entre as taxas de resfriamento entre 25 e 50°C/s, consideradas neste trabalho as mais favoráveis na formação da microestrutura desejada:
 - Visualização das fases em maiores resoluções, como em microscópio eletrônico de varredura ou de transmissão;
 - Aplicação de outros tipos de ataques químicos específicos para uma melhor caracterização e diferenciação das fases;
 - Outras técnicas de análises como difração de raios-x, análise dos precipitados formados, entre outras.
- Se possível, variar somente um elemento na composição química dos aços estudados, sendo assim possível analisar com precisão a influência da composição química nas transformações de fases.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA A. J., MONTEIRO W. A.; **Modelo de Discordâncias em um Aço ARBL Submetido à Fadiga** – Congresso Iberoamericano de Metalurgia y Materiales, Habana, Cuba, Octubre 8 de 2006.

ASM HANDBOOK – **Heat Treating** – Volume 04, 1991.

ASM HANDBOOK – **Metallography and Microstructures** – Volume 09, 1992.

ASTM A1033-10: **Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations** - April, 2010.

BHADESHIA H. K. D. H.; **Bainite in Steels – Transformations, Microstructure and Properties** – University of Cambridge; Second Edition 2001, pg 1-24.

BOYADJIEV, I. I.; **Computation of the Diffusional Transformation of Continuously Cooled Austenite for Predicting the Coefficient of Thermal Expansion in the Numerical Analysis of Thermal Stress** – ISIJ International - Volume 36 N11, pgs 1413 – 1419, 1996.

BRAMFITT B.L., SPEER J.G.; **A Perspective on the Morphology of Bainite** – Metallurgical Transactions A, Volume 21A, April 1990, pg 817-829.

BRITISH STANDARD 10149-2:1996 – **Specification for Hot-Rolled Flat Products made of High Yield Strength Steels for Cold Forming – Part 2: Delivery conditions for thermomechanically rolled steels.**

CALLISTER, W. D.; **Materials Science and Engineering – An Introduction** – Third Edition, pg 288-323, 1994.

Catálogo de dilatômetros - BÄHR-Thermoanalyse GmbH – Hüllhorst - Germany, pg 10-13.

COOMAN, B. C.; **Fundamentals of Steel Product Metallurgy** – Ghent University, pg 22-29, 2003.

CUNHA E. F.; **Caracterização da Resistência à Deformação a Quente do Aço Baixo carbono Microligado ao Vanádio** – Dissertação de mestrado, Programa de Pós Graduação de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM - UFRGS, Porto Alegre - RS, 2009.

DIN EN 10149-2: Hot-rolled products made of high yield strength steels for cold forming - Delivery conditions for thermomechanically rolled steels, 1995.

FERNANDEZ A. I., URANGA P., LOPEZ B., RODRIGUES J. M.; **Static Recrystallization Behaviour of a Wide Range of Austenite Grain Sizes in Microalloyed Steels** – ISIJ International, Vol. 40 (2000) No.9, pg 893-901.

GONZALES J. E. G.; **Study of the Effect of Hot Rolling Processing Parameters on the Variability of HSLA Steels** – Thesis of Master of Science and Engineering, University of Pittsburgh – 2002.

HAMADA et al.; **Welded High-Strength Steel Structures and Method of Manufacturing the Same** – United States Patent No: US 6,188,037 B1 – February 13, 2001.

HARTMANN J. E., MISRA R. D. K., BOUCEK A. J.; **Method of Making a High-Strength Low-Alloy Hot Rolled Steel** - United States Patent No US 6.488.790 B1. December, 2002.

HASHIMOTO T. M., SILVA A. P., PEREIRA M.S., ABDALLA A. J.; **Caracterização Microestrutural de Aços Multifásicos por Técnica de Tríplice Ataque** – 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguacu – PR– Brasil.

HERRING D. H.; **What Happens to Steel During Heat Treatment? Part Two: Cooling Transformations** – June 8, 2007.

HORNIKOVA J., SANDERA P., POKLUDA J.; **Influence of Tempering Temperature on Mechanical Properties of Ultra-High Strength Low-Alloy Steels** – Brno University of Technology, Czech Republic.

HSLA Steels: Metallurgy and Applications – American Society for Metals, 1986.

HULKA K.; **The role of Niobium in Low Carbon Bainitic Steel** – Niobium Products Company GmbH, Dusseldorf, Germany, pg 1-12.

INOUE T., MOTOYASHIKI Y., KIKUCHI H., FURNAKAWA Y., NAKATA Y., IMADA S., INAZUMI T.; **Steel Sheet and Method for Manufacturing the Same** – United States Patent Application Publication No US 2002/ 0007882 A1, January 2002.

KALWA C., HILLENBRAND H. G., GRAF M.; **High Strength Steels Pipes: New Developments and Applications** – Onshore Pipeline Conference - June 2002; Houston Texas - USA.

KASAMATSU et al.; **Niobium-Containing Weldable Structural Steel Having Good Weldability** – United States Patent No: 4,210,445 - July 01, 1980.

KIRMAN I.; **Alloy Steels** – United States Patent No: 4,043,807 - August 23, 1977.

KOIKE M. K., HONMA H., MATSUDA S., IMAGUNBAI M., HIRAI M., YAMAGUCHI M.; **Steel Materials for Weld Structures** – United States Patent Number 4.629.504, December 1986.

KRAUSS G., THOMPSON S. W.; **Ferrite Microstructures in Continuously Cooled-Low and Ultra Low-Carbon Steels** – ISIJ International, Vol. 35 (1995), No. 08, p 937-945.

LEPERA F.S.: **Journal of Metals**, March 1980, pg.38.

LOURENÇO N. J.; **Estudo da Deformação de um Aço Microligado ao Vanádio na Região de Transição de Fase** – Tese de doutorado – Programa de Pós Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais – UFSCar, São Paulo - SP, 2001.

MANOHAR, P. A.; **Continuous Cooling Transformation Behavior and High Strength Microalloyed Steels for Line pipe Applications** - ISIJ International - Volume 38 N 7, pg 766 – 774, 1998.

MATSUOKA S., SCHIMIZU T., SAKATA K., FURUKIMI O.; **Hot-Dip Galvanized Hot-Rolled and Cold-Rolled Steel Sheets Excellent in Strain Age Hardening Property** - United States Patent Application Publication No US 2004/ 0007297 A1, January 2007.

MAZUDA H., TAMEHIRO H., OHASHI M., ONOE Y., TAMUKAI S.; **Method of Producing Steel Having High Strength and Toughness** - United States Patent No 4.591.396, May 1986.

MEGA T., SAKATA K.; **High Tensile Hot-Rolled Steel Sheet Excellent Resistance to Scuff on Mold and in Fatigue Characteristics** - United States Patent Application Publication No US 2004/ 0231393 A1, November 2004.

MENEZES W. M. M.; **Inter-relações entre Tratamento Térmico, Microestrutura e Propriedades Mecânicas em Aço ARBL** – Biblioteca Digital de Teses e Dissertações (BDTD IBICT) Cód: 6171482 - 23 de fevereiro de 2009.

MESPLONT, C.; **Phase Transformations and Microstructure – Mechanical Properties Relations in Complex Phase High Strength Steels** – Doctoral Dissertation, University Gent, 2002.

NATHANI H., MISRA D., HARTMANN J., JANSTO S.; **Some Physical Metallurgy Aspects of High Strength Rot-Rolled Nb-Ti Microalloyed Steels with Superior Fracture Resistance and Formability** – Lafayette; USA.

OHTANI H., OKAGUCHI S., FUJISHIRO Y., OHMORI – **Morphology and Properties of Low-Carbon Bainite** - Metallurgical Transactions A, Volume 21A, April 1990, pg 887-888.

OLIVEIRA, F. L. G.; **Estudo da Cinética de Formação da Austenita no Aquecimento Contínuo em um Aço Microligado com Nb** - Dissertação de Mestrado – REDEMAT - UFOP, 04.03.2005.

PANIGRAHI B. K., **Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – An Overview** – Bull. Mater. Sci., Vol 24, No. 04 August 2001, pg 361-371 – Indian Academy of Sciences.

PARK, In-Seo.; **Hot-Rolled and Cold-Rolled Steel Sheet with Good Ultra Low Temperature Toughness and the Method of the Same** - International Application Published Under the Patent Cooperation Treaty (PCT) No: WO 03/025241 A1 - March 27, 2003.

POKLUDA J., BRATIK L., SANDERA P.; **Steels and Materials for Power Plants – Euromat 99**” Ed. P. Neumann, D. Allen, E. Tenckhoff, Wiley – VCH, Weinheim, 2000 p 2022.

PRIOR, G. K.; **The Role of Dilatometry in the Characterization of Steels** – Materials Forum - Volume 18, pg 265-276, 1994.

RAO B. V. N.; **High Performance High Strength Low Alloy Cast Steels** – United States Patent No: 5,129,966 - July 14, 1992.

RAY P. K., GANGULY R. I., PANDA A. K.; **Determination of Recrystallization Stop Temperature (T_R) of an HSLA Steel** – Journal of Steel and Related Materials, 2004.

REISDORF B. G.; **Steel With Improved Low Temperature Toughness** – United States Patent No: 4,185,998 - January 29, 1980.

ROE G. J.; **Low Carbon High Yield and Tensile Strength Steel and Method of Manufacture** – United States Patent No: 4,155,155 - September 19, 1978.

ROYER et al.; **Method for the Manufacturing of Tubes from Steel Having High Ductility at Low Temperature** – United States Patent No: 4,345,952 - August 24, 1982.

SAUNDERS N., GUO Z., LI X., MIODOWNIK A. P., SCHILLE J. P.; **The Calculation of TTT and CCT Diagrams for General Steels** –Surrey Technology Centre – The Surrey Research Park Guildford GU2 7YG, U. K.

SCHMITZ A., NEUTJENS J., HERMAN J. C., LEROY V.; **New Thermomechanical Hot Rolling Schedule for the Processing of High Strength Fine Grained Multiphase Steels** – ISS Technical Paper, pg 1-14; RDCS, Bvd de Colonster, Liege – Belgium.

VIEIRA A. A. H, **Avaliação Microestrutural de Aços da Classe API5LX80 Submetidos a Diferentes Ciclos Térmicos** – Dissertação de Mestrado – PUC Rio – Setembro de 2007.

WAGONER R. H.; **Physical Metallurgy of Steel** - MSE 661 Steel, 2002.

WATANABE K., HASHIMOTO Y.; **Method for Producing High Tensile Strength, High Ductility, Low Yield Ratio Hot Rolled Steel Sheet** - United States Patent No 4.188.241, February 1980.

YAMAMOTO K., SATOH H.; **Structural Steel Excellent in Wear Resistance and Fatigue Resistance Property and Method of Producing the Same** - United States Patent No US 6.258.181 B1, July 2001.

ZHAO J. Z., MESPLONT C., COOMAN B. C.; **Kinetics of Phase Transformations in Steels: A New Method for Analyzing Dilatometric Results** – ISIJ International, Vol. 41 (2001) No. 05, pg 492-497.

www.cimm.com.br, Centro de Informação Metal Mecânica, acessado em 07.01.2009.

www.steelforge.com/ferrous/hslasteel.htm, acessado em 08.05.2009.