



Governo do Estado de São Paulo

Universidade Estadual Paulista

FACULDADE DE ENGENHARIA DE GUARATINGUETÁ

*Caracterização Mecânica e
Microestrutural de um Aço Multifásico
Após Recozimento Intercrítico e
Tratamento Isotérmico*

Cristina de Carvalho Ares Elisei

GUARATINGUETÁ – S.P.

BRASIL

Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Multifásico após
Recozimento Intercrítico e Tratamento Isotérmico

CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia da Universidade Estadual
Paulista – Campus de Guaratinguetá, como
parte dos requisitos para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

GUARATINGUETÁ
2004

DADOS CURRICULARES

CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI

NASCIMENTO	20/ 05/ 1968 – CRUZEIRO, S.P.
FILIAÇÃO	Laudelino Ares Diñeiro Onira de Carvalho Ares
1989/1994	Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia Campus de Guaratinguetá – UNESP.

Aos meus pais, Laudelino Ares Diñeiro e Onira de Carvalho Ares
que sempre me incentivaram e ajudaram.

Ao meu marido José Luiz Elisei,
por toda a dedicação, ajuda, paciência e amor.

Aos meus filhos André, Raquel e Angelo
pelo carinho e amor.

AGRADECIMENTOS

A *Deus*, que tem o poder de tomar tudo possível,
ao *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* que, além de orientador, se mostrou um grande amigo e incentivador,
ao IAE/ AMR/ CTA, pelos tratamentos térmicos realizados,
ao DEMAR/FAENQUIL Lorena, pelos ensaios mecânicos realizados, em especial ao *Prof. Dr. Carlos Antônio Reis Pereira Baptista*,
à CONFAB TUBOS S.A., pelo fornecimento do material,
aos técnicos *Célio José de Souza e Wilson Roberto dos Santos*, por toda ajuda oferecida nos laboratórios de metalografia,
ao *Prof. Dr. Herman J. C. Voorwald*, pelo incentivo,
às secretárias da pós-graduação, em especial à *Regina*, pela atenção e paciência,
ao *Prof. Dr. Luís Rogério de Oliveira Hein*, pela ajuda no processamento de imagens.

ELISEI, C. C. A. Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Multifásico após Recozimento Intercrítico e Tratamento Isotérmico. Guaratinguetá, 2004 Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Nos aços multifásicos é bastante importante um perfeito entendimento dos mecanismos atuantes nas temperaturas intercrítica e isotérmicas, buscando estabelecer uma correlação entre o processamento térmico realizado, a microestrutura formada (frações volumétricas das fases presentes) e as propriedades mecânicas finais do material (resistência à tração, limite de escoamento e alongamento). Neste trabalho foi realizada a caracterização microestrutural e determinação das propriedades monotônicas de um aço multifásico contendo 0,05%C, 0,13%Si e 1,55%Mn, além de adições de molibdênio (0,23%). O material foi submetido a um recozimento intercrítico (740°C, em forno mufla) seguido de tratamento isotérmico (400°C e 350°C, em banho de sal) por cinco diferentes tempos de permanência na temperatura (30, 120, 300, 900, 3600 segundos). Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração instrumentada com um sistema digital para captação de dados. A caracterização microestrutural foi realizada através de microscopia óptica utilizando-se o reagente Le Pera para distinguir por cores os microconstituintes presentes. Os resultados mostraram que os valores de resistência à tração diminuíram com o aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, enquanto o alongamento total apresentou tendência de elevação dos valores percentuais em função de um maior tempo de manutenção do material a 400°C e 350°C (transformação isotérmica). Após a aplicação do reagente de Le Pera, com a utilização de um analisador de imagens, foram quantificadas as frações volumétricas de ferrita, bainita, martensita e austenita retida presentes na estrutura multifásica.

PALAVRAS-CHAVE: Aços Multifásicos, Reagente Le Pera, Caracterização Mecânica, Caracterização Microestrutural

ELISEI, C. C. A. Mechanical and Microstructural Characterisation of a Multiphase Steel after Intercritical Annealing and Isothermal Treatment. Guaratinguetá, 2004 Dissertation (Master Sciences in Mechanical Engineering) – College of Engineering, Campus of Guaratinguetá, São Paulo State University.

ABSTRACT

In the multiphase steels is so important the perfect understood of the mechanisms in the intercritical and isothermal temperatures, to establish a correlation among thermal processing, microstructure (volume fractions of the present phases) and the mechanical properties of the material (yield strength, tensile strength and elongation). A microstructural characterisation and determination of the mechanical properties of a multiphase steel containing 0,05%C, 0,13%Si, 1,55%Mn and 0,23Mo was realized. The intercritical annealing (740°C, in the mufla furnace) followed by isothermal transformation (400°C and 350°C, in salt bath) was realized for five different times of maintenance (30, 120, 300, 900 and 3600 seconds). Tensile tests were realized and the microstructural characterisation was done with optical microscope techniques using Le Pera etchant. The results showed that the ultimate tensile strength decreases while the elongation raises with an increase of the isothermal transformation time. Further the volume fraction of the ferrite, bainite, martensitic and retained austenite were measured with the application of Le Pera etchant.

KEYWORDS: Multiphase Steel, Le Pera Etchant, Mechanical Characterisation, Microstructural Characterisation.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 – AÇOS. DIAGRAMA Fe-C	4
2.1.1 – INTRODUÇÃO	4
2.1.2 – DIAGRAMA Fe-C	6
2.2 – DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA.	
DIAGRAMA TTT E CCT	10
2.2.1 – INTRODUÇÃO	10
2.2.2 – DIAGRAMA TTT E CCT	10
2.3 – ESTRUTURA BAINÍTICA. TIPOS DE BAINITAS	15
2.3.1 – INTRODUÇÃO	15
2.3.2 – BAINITA FORMADA ISOTERMICAMENTE	16
2.3.2.1 – BAINITA SUPERIOR	17
2.3.2.2 – BAINITA INFERIOR	19
2.3.2.3 – TRANSFORMAÇÃO DA BAINITA SUPERIOR EM INFERIOR	22
2.3.2.4 – CINÉTICA DA REAÇÃO BAINÍTICA	26
2.3.3 – BAINITA FORMADA POR RESFRIAMENTO CONTÍNUO	29

2.3.4 – BAINITA GRANULAR	33
2.3.5 – INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DO MICROCONSTITUINTE BAINÍTICO	34
2.4 – INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS	35
2.4.1 – INTRODUÇÃO	35
2.4.2 – INFLUÊNCIA DO CARBONO	37
2.4.3 – INFLUÊNCIA DO SILÍCIO E DO MANGANÊS	37
2.4.4 - INFLUÊNCIA DO BORO E DO MOLIBDÊNIO	39
2.5 – TRATAMENTOS INTERCRÍTICOS	41
2.5.1 – INTRODUÇÃO	41
2.5.2 – CÁLCULO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS SUPERIOR E INFERIOR	41
2.5.3 – TIPOS DE TRATAMENTOS INTERCRÍTICOS	42
2.5.4 – INFLUÊNCIA DO TEMPO DE PERMANÊNCIA NA TEMPERATURA INTERCRÍTICA	44
2.6 – O EFEITO TRIP (TRANSFORMATION – INDUCED PLASTICITY)	46
2.7 – AÇOS MULTIFÁSICOS	49
2.7.1 – INFLUÊNCIA DO TEMPO DE PERMANÊNCIA NA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA NA	

OBTENÇÃO DOS AÇOS MULTIFÁSICOS	50
2.8 – ATAQUES QUÍMICOS	52
CAPÍTULO 3: PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	55
3.1 – MATERIAL	55
3.2 – TRATAMENTO TÉRMICO	57
3.2.1 – FÓRMULA DE ANDREWS	61
3.3 – ENSAIO DE TRAÇÃO	63
3.4 – PROCEDIMENTO METALOGRÁFICO. MICROSCOPIA ÓPTICA	64
CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÃO	66
4.1 – MICROESTRUTURA	66
4.1.1 - ANÁLISE QUALITATIVA	66
4.1.2 – ANÁLISE QUANTITATIVA	70
4.2 – PROPRIEDADES MECÂNICAS	75
CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES	80
5.1 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	81
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	82

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 – Representação esquemática das mudanças de fase e mudanças de estrutura para o ferro	4
FIGURA 2.2 – Esquema das estruturas cristalinas formadas pelo ferro	5
FIGURA 2.3 – Diagrama Fe-C	7
FIGURA 2.4 – Influência dos elementos de liga na determinação da temperatura eutetóide	9
FIGURA 2.5 – Diagrama de transformação isotérmica completo para um aço carbono ligado de composição eutetóide	11
FIGURA 2.6 – Estrutura tetragonal de corpo centrado. Célula unitária de um aço martensítico	13
FIGURA 2.7 – Diagrama de transformação isotérmica e diagrama de resfriamento contínuo para um aço carbono ligado	14
FIGURA 2.8 – Diagrama de transformação isotérmica de um aço carbono ligado, de composição eutetóide mostrando as possíveis transformações de austenita em bainita ou perlita	15
FIGURA 2.9 – Emaranhado de discordâncias formado na interface de bainita / austenita	18
FIGURA 2.10 – Micrografia de uma bainita inferior mostrando a precipitação de carbonetos no interior da ferrita	20
FIGURA 2.11 – Micrografia da bainita inferior realizada através de microscópio eletrônico de transmissão	22
FIGURA 2.12 – Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de formação da bainita superior ou da bainita inferior	23

FIGURA 2.13 – Representação esquemática do gradiente de concentração de carbono durante a formação da bainita	24
FIGURA 2.14 – Representação do tempo necessário para a descarbonetação de uma placa de bainita supersaturada	25
FIGURA 2.15 – Representação esquemática das características microestruturais da formação da bainita	27
FIGURA 2.16 – Representação da transformação bainítica para um aço 0,4% C – 1% Cr, a partir de uma austenitização total, em três temperaturas diferentes	28
FIGURA 2.17 – Evolução da fração volumétrica de bainita, apartir dos resultados de dilatometria para os aços 0,16%C – 0,38%Si – 1,30%Mn e 0,29%C – 1,40%Si – 1,50%Mn	28
FIGURA 2.18 – Representação esquemática do diagrama CCT mostrando a formação de bainita granular, bainita superior e bainita inferior	30
FIGURA 2.19 – Representação esquemática do gradiente de concentração na fronteira ferrita – austenita durante o crescimento da bainita	31
FIGURA 2.20 – Representação esquemática das faixas de temperaturas em que aparecem os três tipos de bainita para um aço Ni-Cr-Mo-V durante resfriamento contínuo	32
FIGURA 2.21 – Representação esquemática das faixas de temperatura em que aparecem os três tipos de bainita para um	

aço Ni-Cr-Mo-V durante tratamento isotérmico	32
FIGURA 2.22 – Efeito dos elementos de liga na reação bainítica e nas curvas TTT. Diagrama para um aço baixo carbono com elementos de liga Figura 3.22 a e sem elementos de liga Figura 3.22 b	36
FIGURA 2.23 – Mudança no tempo de permanência a 400°C para obtenção do máximo teor de austenita retida obtendo um valor máximo de alongamento uniforme em função do teor de silício e manganês	38
FIGURA 2.24 – Efeito dos elementos de liga nas curvas TTT. Aços baixo carbono ligado com 0,5%Mo, com boro e sem boro	40
FIGURA 2.25 – Diagrama esquemático de diferentes tratamentos térmicos. O tempo de permanência para as temperaturas de 900°C, T_1 e 400°C é de 1000s. RF, RA e TO representam respectivamente, resfriamento em forno, resfriamento ao ar e têmpera em óleo.	43
FIGURA 2.26 – Influência do tempo e da temperatura nos tratamentos intercríticos, na quantidade de austenita retida em um aço 0,10%C- 2,19% Mn – 0,5%Si, para diferentes taxas de resfriamento	45
FIGURA 2.27 – Estabilização termodinâmica da austenita retida	48
FIGURA 2.28 – Fração volumétrica e teor de carbono em função do tempo de permanência na temperatura intercrítica. Figura 3.28 a, aço de alto teor de silício. Figura 3.28 b, aço de baixo teor em silício.	51

FIGURA 3.1 – Representação esquemática dos corpos-de-prova utilizados para o ensaio de tração	56
FIGURA 3.2 – Forno tipo mufla do LTT- AMR/IAE/CTA	58
FIGURA 3.3 – Forno de banho de sal do LTT – AMR/IAE/CTA	58
FIGURA 3.4 – Representação esquemática das rotas de tratamentos térmicos	60
FIGURA 3.5 – Fluxograma dos tratamentos térmicos realizados	61
FIGURA 4.1 – Micrografia obtida do aço que recebeu o tratamento isotérmico a 400°C num tempo de permanência de 30 segundos, após utilização do reagente Le Pera, com aumento de 1000 vezes.	69
FIGURA 4.2 – Micrografia obtida do aço submetido ao tratamento isotérmico a 350°C, num tempo de permanência de 120 segundos, após utilização do reagente Le Pera, com aumento de 500 vezes.	70

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 2.1 – Composição química do material	43
TABELA 2.2 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico	44
TABELA 3.1 - Composição química do aço em estudo	55
TABELA 3.2 – Condições dos tratamentos térmicos	59
TABELA 4.1 – Tempos e proporções dos reagentes para o aço em estudo	68
TABELA 4.2 – Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A., obtidas na temperatura de 400°C, nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.	71
TABELA 4.3 – Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A., obtidas na temperatura de 350°C, nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.	71
TABELA 4.4 – Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A., obtidas no material como fornecido	72
TABELA 4.5 – Propriedades mecânicas obtidas no aço tratado na temperatura isotérmica de 400°C	76
TABELA 4.6 – Propriedades mecânicas obtidas no aço tratado na temperatura isotérmica de 350°C	77
TABELA 4.7 - Propriedades mecânicas obtidas no material como fornecido	77

Capítulo 1: Introdução

Nos últimos anos, as exigências do mercado por qualidade têm proporcionado uma melhoria nos materiais. Neste trabalho serão discutidas as novas tecnologias que vêm sendo empregadas na tentativa de melhorar a qualidade dos aços. Estes materiais são muito utilizados na indústria em diversos setores como: automobilística (para-choques, barra de proteção, chassi, etc) em geração de energia (turbina, rotor), em conformação (cilindros laminadores) e outros.

Desde 1970, quando Davenport e Bain caracterizaram a estrutura bainítica, numerosos estudos mostram como os aços bifásicos apresentam melhores combinações de resistência e ductilidade do que os aços de baixo carbono que eram empregados anteriormente nas indústrias automobilísticas. Estes aços, constituídos por uma mistura de ferrita e martensita, têm sido utilizados em barras de impacto, para-choques, etc. A melhora nas propriedades mecânicas se deve à combinação de uma matriz dúctil de ferrita com dispersão de martensita dura. Esta microestrutura é obtida por tratamento intercrítico, durante o qual é controlada a formação de uma fração de austenita que, no resfriamento subsequente, é transformada em martensita. (Jacques e colaboradores 1993). Estes aços têm uma certa quantidade de austenita retida à temperatura ambiente e, quando esta fração é pequena, é desprezada do contexto durante os estudos da correlação entre microestrutura e propriedades. Os estudos têm mostrado que, quando a fração de austenita retida for alta, a sua transformação através do efeito TRIP (transformation-induced plasticity) e/ou a sua estabilização melhoram significativamente a ductilidade e as características de conformabilidade. Diferentes pesquisadores, como Jacques e colaboradores (1993), Sakuma, Maltlock e Krauss (1992), têm mostrado que a austenita retida pode melhorar as propriedades dos aços bifásicos através do efeito TRIP, especialmente quando se aumenta a sua estabilidade.

Os benefícios do efeito TRIP têm sido constatados em aços altamente ligados, em chapas de aço baixo carbono é difícil se obter uma quantidade suficiente de austenita retida para melhorar a ductilidade (Sakuma, Matlock e Krauss, 1992). Recentemente, certos processos termomecânicos têm sido usados em aços ligados com magnésio e silício para aumentar a manutenção de austenita retida em temperatura ambiente (Yang e colaboradores, 1996).

Dentre os aços de baixo teor em carbono temos os aços bainíticos, que apresentam uma excelente combinação de dureza, tenacidade e preço. Por isso esses aços vêm sendo muito estudados.

As indústrias, atualmente, precisam de aços com alta resistência e boa conformabilidade. Para atender a essas exigências do mercado, vêm sendo desenvolvidos os aços multifásicos contendo três ou mais das seguintes fases: (ferrita, bainita, austenita retida e martensita). A quantidade de austenita retida nesses aços é que exerce papel importante na alta resistência e ductilidade, levando-se também em consideração o teor dos elementos de liga, sendo os principais o carbono, o manganês e o silício (Jeong, Matlock e Krauss, 1993). Nestes aços tenta-se conseguir uma maior eficiência do efeito TRIP através da estabilização da austenita retida para que esta se transforme em níveis mais elevados de tensão e deformação. Os aços multifásicos são obtidos através de uma austenização parcial ou total seguida de um tratamento isotérmico na faixa de temperatura de transformação bainítica. Durante o tratamento isotérmico parte da austenita é transformada em bainita, enquanto grande parte da austenita residual se mantém sem se transformar em martensita até a têmpera em água (Jacques, Comet e colaboradores, 1998). A ductilidade à temperatura ambiente depende do tempo de permanência na faixa de transformação bainítica assim como da mistura de martensita, bainita e austenita retida dispersas na matriz ferrítica obtida mediante a austenização parcial (Sakuma, Matlock e Krauss, 1992).

Até o momento, parcela significativa dos estudos que tem sido feitos sobre aços multifásicos usam aços com médio teor em carbono, aproximadamente 0,2% - 0,4% em peso. Este fato ocorre devido a necessidade de se conseguir grandes quantidades de austenita retida, em torno de 10% - 20%. Porém, altos teores de carbono, pioram a

soldabilidade desses aços. Este constitui também um dos fatores limitantes da comercialização desses materiais.

1.1 - Objetivos

Este trabalho de pesquisa tem por objetivo:

- a) Desenvolver e otimizar rotas de tratamentos térmicos que levem a obtenção de estruturas multifásicas.
- b) Desenvolver uma técnica para caracterização e/ou identificação das fases presentes através de microscopia óptica.
- c) Caracterizar os microconstituintes das estruturas multifásicas (ferrita, bainita, martensita e austenita retida) e estabelecer uma correlação entre processamento, estrutura e propriedades mecânicas.

Capítulo 2 : Revisão Bibliográfica

2.1 - Diagrama Fe-C

2.1.1 - Introdução

Os aços, que são essencialmente ligas ferro-carbono, oferecem exemplos da maioria das reações e microestruturas disponíveis a fim de ajustar as propriedades dos materiais.

Do diagrama Fe-C, para o ferro puro, temos que:

- Na temperatura ambiente até 912°C a forma estável chamada Ferrita, ou ferro α , tem estrutura cristalina CCC.
- Entre 912°C e 1394°C temos a Austenita, ou ferro γ , com estrutura CFC.
- Acima de 1394°C temos a Ferrita δ , ou Ferro δ , com estrutura CCC, até 1538°C onde temos a temperatura de fusão.

Na figura 2.1 temos uma representação esquemática das mudanças de fase para o ferro e na figura 2.2 é apresentado o esquema das estruturas cristalinas formadas pelo ferro.

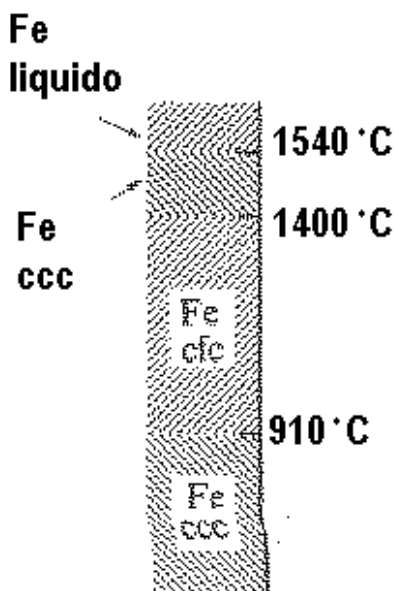
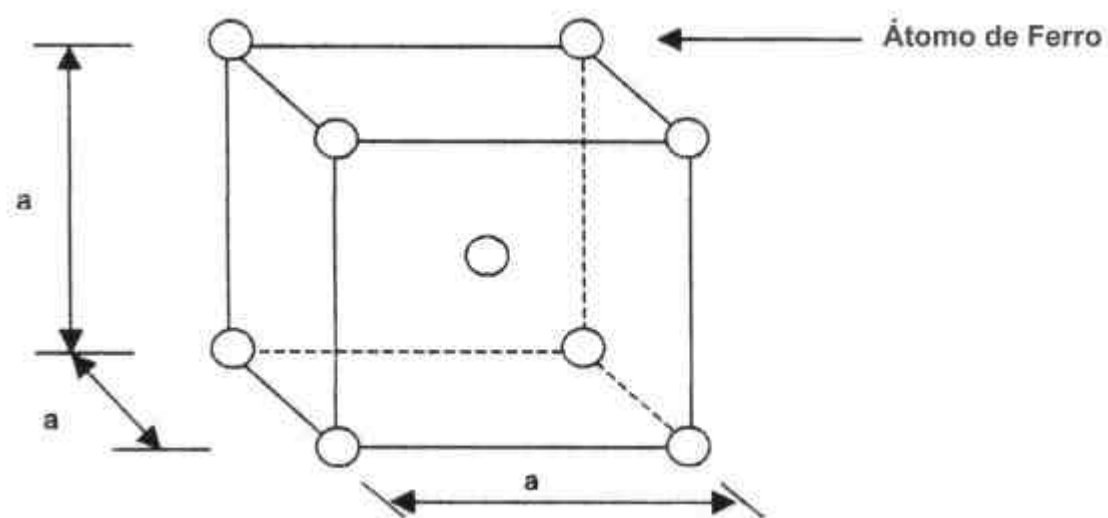
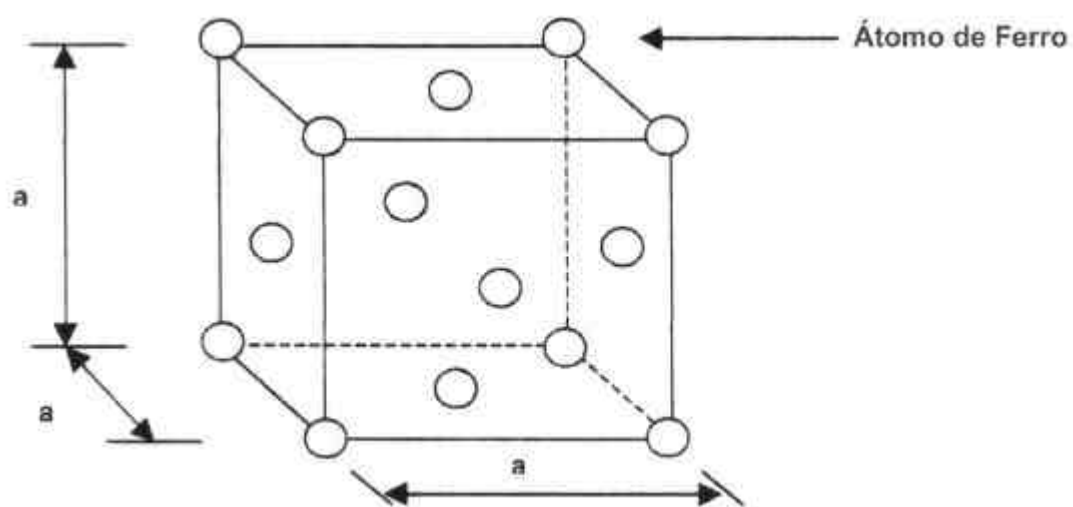


FIGURA 2.1: Representação esquemática das mudanças de fase para o ferro (Van Vlack,1984).



a)



b)

FIGURA 2.2: Esquema das estruturas cristalinas formadas pelo ferro, sendo: a) estrutura cúbica de corpo centrado CCC e b) estrutura cúbica de face centrada CFC (Callister, 2002).

2.1.2 – Diagrama Fe-C

Algumas das várias fases que podem ser obtidas nas ligas metálicas de ferro e suas mudanças são observadas no diagrama de fases Fe-C, como mostra a figura 2.3. Esse diagrama mostra que a fase a ser obtida depende do teor de carbono e da temperatura.

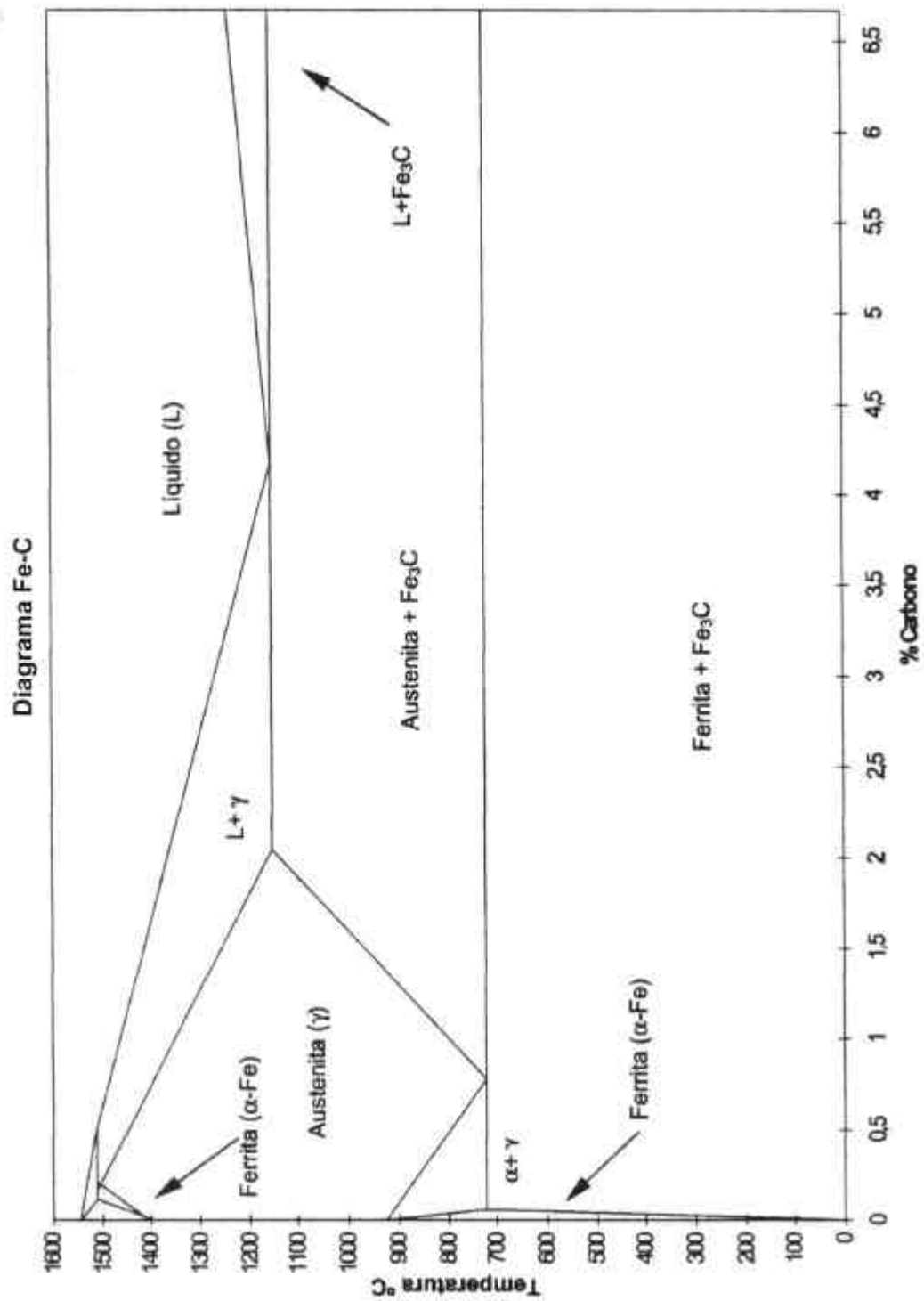
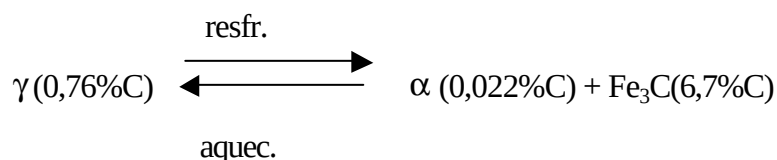


FIGURA 2.3: Diagrama de fase ferro-carbono (Callister, 2002).

Consideremos alguns dos microconstituintes importantes, em equilíbrio apresentados pelos aços (Callister, 2002):

- Ferrita α : fase constituída de uma solução sólida intersticial de carbono em ferro, com estrutura cristalina CCC. Nesta estrutura apenas uma pequena parte do carbono é solúvel. A solubilidade máxima é de 0,022 % a 727°C e diminui para 0,008% na temperatura ambiente. Esta fase é relativamente macia, pode ser magnética abaixo de 768°C e tem densidade 7,88 g/cm³.
- Austenita γ : constitui-se de uma solução sólida intersticial de carbono em ferro CFC. Quando ligada somente com carbono não é estável abaixo de 727°C. A solubilidade máxima de carbono na austenita é de 2,14 % a 1147°C.
- Ferrita δ : esta fase é constituída de uma solução sólida de carbono em ferro com estrutura cristalina CCC. Tem basicamente a mesma estrutura de ferrita α porém só é encontrada acima de 1400°C. A solubilidade máxima de carbono na Ferrita δ é 0,10%.
- Cementita ($\text{Fe}_3\text{-C}$): com alta concentração de carbono 6,7%, é uma fase muito dura, porém frágil.

Se no ponto eutetóide do diagrama metaestável que tem 0,76 %C resfria-se esta liga da fase γ de 800 C passando pelo ponto de 727°C, logo abaixo, tem-se uma formação chamada de Perlita. Esta transformação da austenita ocorre de acordo com a equação:



Este constituinte formado consiste de um agregado laminar de ferrita e cementita.

Normalmente os aços são classificados de acordo com a porcentagem de carbono; desta forma os aços com menos de 0,76% C são denominados hipoeutetóides, e os aços que contêm mais de 0,76% C hipereutetóides.

Outro fator importante a ser considerado é a porcentagem dos elementos de liga que serão adicionados ao aço. Em pequenas quantidades, a temperatura eutetóide não se altera, porém, quando é aumentada a concentração desses elementos de ligas pode-se ter alteração da temperatura eutetóide, como mostrado na figura 2.4.

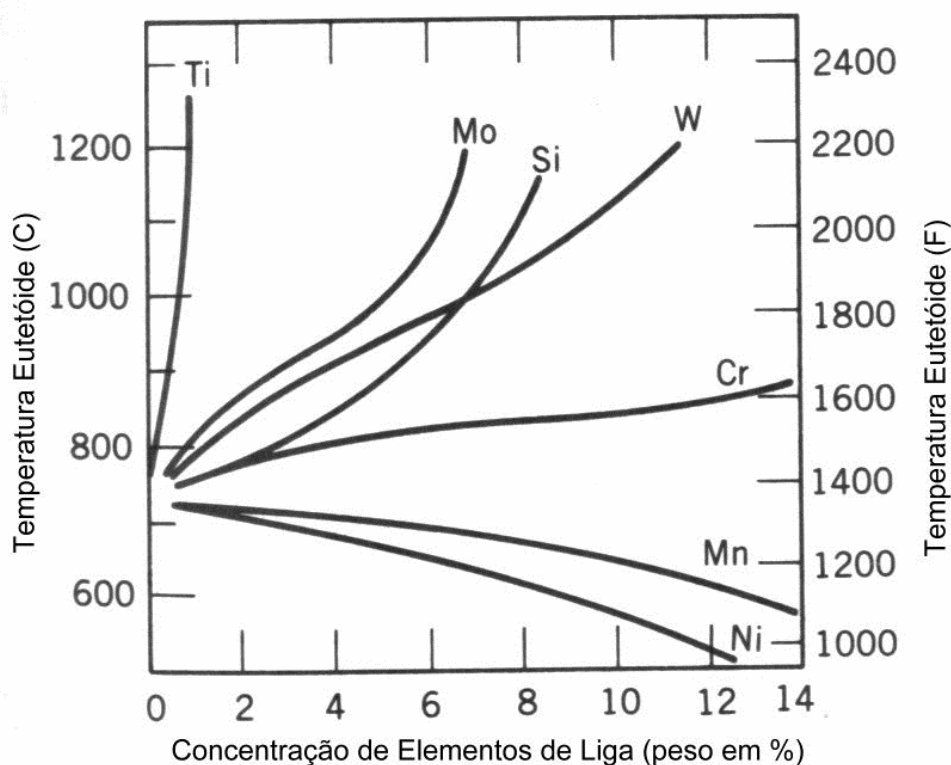


FIGURA 2.4: Influência dos elementos de liga na determinação da temperatura eutetóide (Callister, 2002).

2.2 – Diagramas de Transformação Isotérmica. Diagramas TTT e CCT

2.2.1 – Introdução

O desenvolvimento e a melhoria das características mecânicas de materiais dependem de um perfeito entendimento dos diagramas de fases, estes possibilitam a melhoria das propriedades mecânicas através de tratamentos térmicos convenientes.

Como resultado dos diferentes tratamentos térmicos nos aços ocorre uma alteração na distribuição do carbono e na estrutura cristalina. As mudanças mais pronunciadas são obtidas aquecendo-se o material a uma temperatura na qual se tem a formação de austenita estável, e transformando a austenita em seus produtos de decomposição, seja por transformação isotérmica ou por resfriamento contínuo.

2.2.2 - Diagramas TTT e CCT

Davenport e Bain (1930) foram os primeiros a estudar as transformações isotérmicas. Para a construção das curvas TTT (figura 2.5) eles procederam da seguinte forma: pequenas amostras de aço foram aquecidas na faixa de temperaturas de formação da austenita, durante um tempo suficientemente longo, para que a transformação em austenita fosse completa; essas amostras foram então resfriadas bruscamente até uma temperatura mais baixa e foram mantidas durante diferentes intervalos de tempo, antes de serem de novo resfriadas, rapidamente, até a temperatura ambiente. Cada uma das amostras foi cortada e analisada por microscopia óptica.

A representação dos dados obtidos é feita através de um diagrama Temperatura- $(\log_{10})$ X Tempo, conforme a figura 2.5. As linhas de começo e fim de transformação da austenita em outras fases formam os denominados diagrama Temperatura-Tempo-Transformação (TTT).

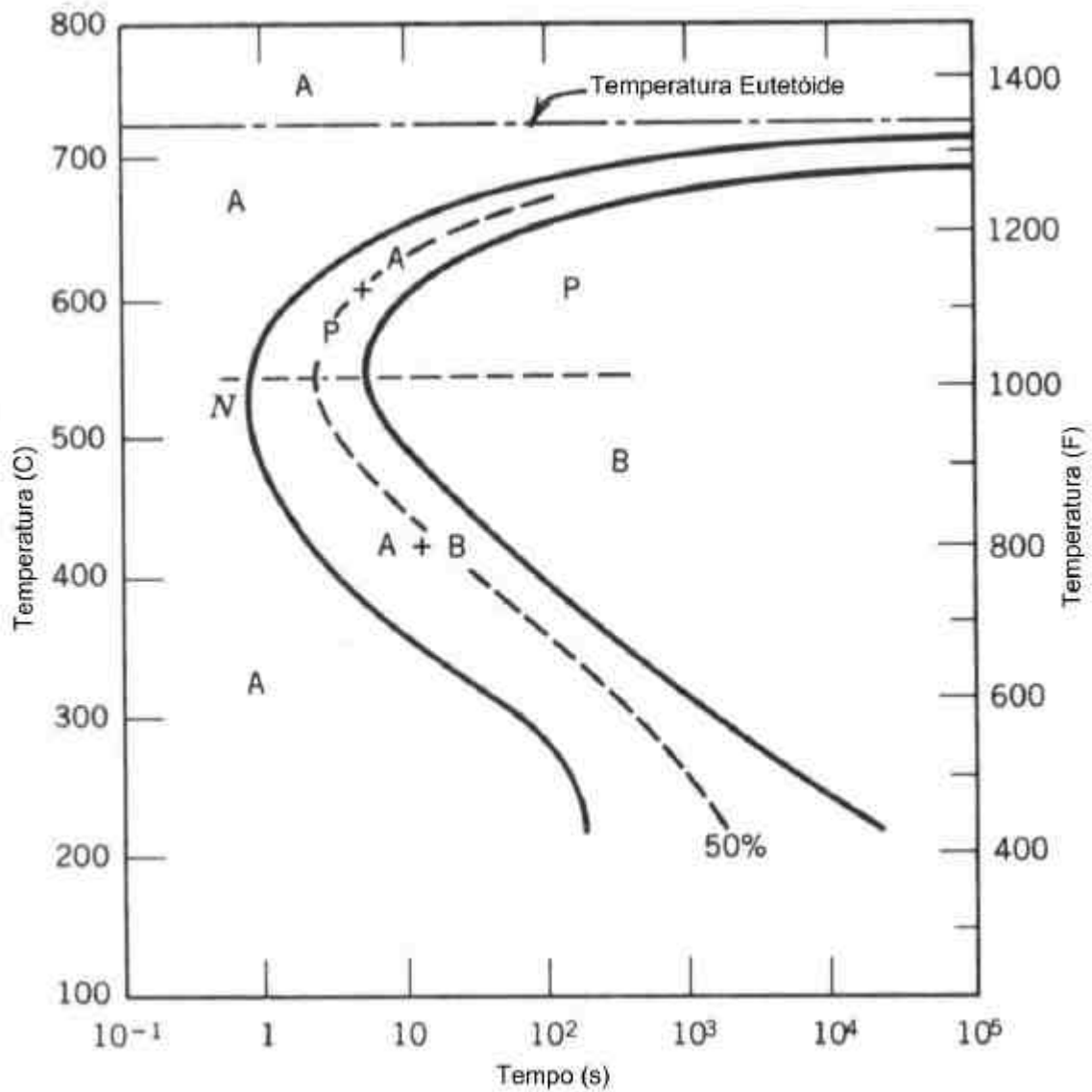


FIGURA 2.5: Diagrama de transformação isotérmica completo para um aço-carbono ligado de composição eutetóide: A, austenita; B, bainita; P, perlita (Callister 2002).

O diagrama representado na figura 2.5 ilustra que as reações são mais lentas tanto em temperaturas relativamente baixas, como nas próximas à temperatura eutetóide (início transformação), na região intermediária, as reações ocorrem rapidamente.

Observando as estruturas obtidas no diagrama 2.5, nota-se que se tratam de estruturas diferentes das de equilíbrio. As estruturas obtidas na zona superior (primeiro “joelho”), se tratam de estruturas semelhantes as de equilíbrio, uma estrutura perlítica , lamelar, mas de espaçamento interlamelar mais fino, conforme se diminui a temperatura. Esta estrutura implica em um aumento da dureza e da resistência mecânica do material.

As estruturas abaixo do primeiro “joelho” já não são do tipo lamelar, e são denominadas de bainita. Seus microconstituintes são de equilíbrio, mas sua combinação e morfologia não são. Devido a importância desta estrutura neste trabalho, ela será posteriormente estudada detalhadamente.

Com resfriamentos muito bruscos, até temperaturas próximas a temperatura ambiente (dependendo da composição química) a austenita se transforma em uma nova fase, que não se forma por nucleação e crescimento e sim por cisalhamento. Sua quantidade depende da temperatura à qual se resfriou e da velocidade de resfriamento, sendo independente do tempo de transformação isotérmica. Esta fase é extremamente dura e se denomina martensita. A transformação martensítica se dá pelo movimento dos átomos mudando de uma estrutura cúbica de face centrada a uma estrutura tetragonal, com átomos de carbono localizados nos interstícios, como na figura 2.6.

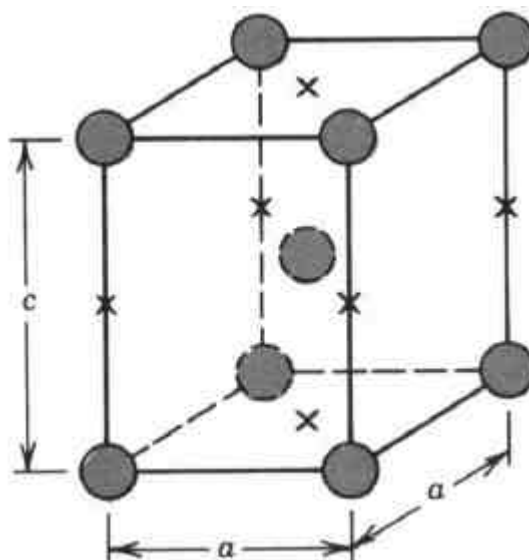


FIGURA 2.6: Estrutura tetragonal de corpo centrado. Célula unitária de um aço martensítico mostrando átomos de ferro (círculos) e lugares que podem ser ocupados por átomos de carbono (cruzes) (Callister, 2002).

A estrutura resultante desta transformação é alongada e distorcida, dando origem a estrutura tetragonal. A temperatura de início de transformação é denominada M_i , enquanto M_f é a temperatura na qual se transforma 100% de austenita em martensita.

Os tratamentos térmicos, com raras exceções, se realizam com resfriamento contínuo. O resfriamento contínuo é obtido com a imersão do material (austenizado) em um banho de água, salmoura, óleo, ar, etc. O diagrama de transformação isotérmico somente é válido para condições de temperatura constante. Este diagrama é então modificado para transformações que acontecem com reduções constantes de temperatura. Para um resfriamento contínuo, o tempo necessário para a reação começar e terminar é atrasado. Por isso as curvas isotérmicas são alteradas para tempos mais longos e temperaturas mais baixas, como indicado na figura 2.7.

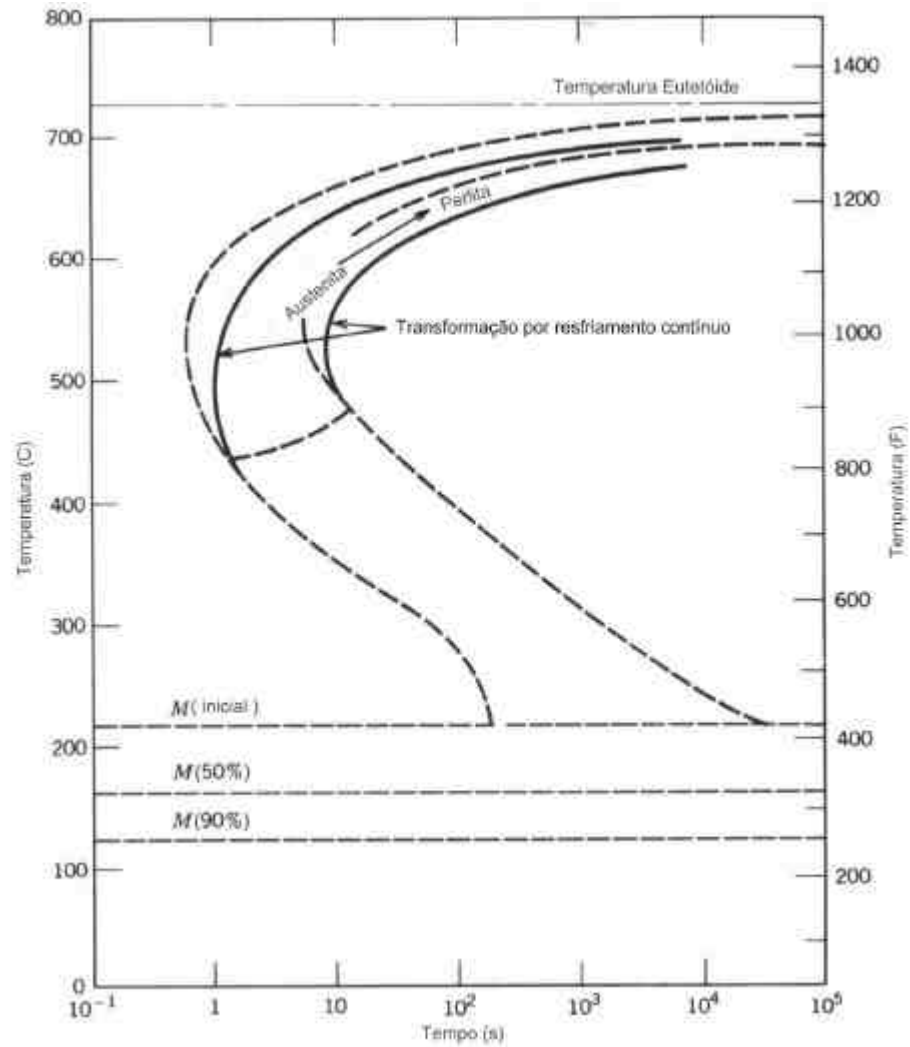


FIGURA 2.7: Diagrama de transformação isotérmica e diagrama de resfriamento contínuo para um aço carbono ligado (Callister, 2002).

Estas curvas com início e fim de reações modificadas são denominadas diagramas de resfriamento contínuo (CCT) – Continuous Cooling Transformation.

2.3 - Estrutura Bainítica. Tipos de Bainitas

2.3.1 - Introdução

Observando os diagramas TTT, como o da figura 2.8, nota-se que em uma temperatura inferior a do “joelho” da curva, não se obtém perlita. Ao invés de se obter uma estrutura lamelar, a cementita fica finamente dispersa na matriz de ferrita, formando a microestrutura conhecida como bainita. A transformação isotérmica dos aços bainíticos foi distinguida basicamente em 2 tipos principais “superior” e “inferior”, dependendo da distribuição de carbonetos (Bramfitt e Speer, 1990).

Desde o trabalho inicial de Davenport e Bain (1930), a microestrutura bainítica tem sido cada vez mais estudada. Esses estudos têm mostrado sua natureza complexa, devido ao fato de que existem duas, três ou mais formas de bainita nos aços. Sua morfologia varia com o acréscimo do teor de carbono. Os elementos de liga podem aumentar ainda mais essa complexidade.

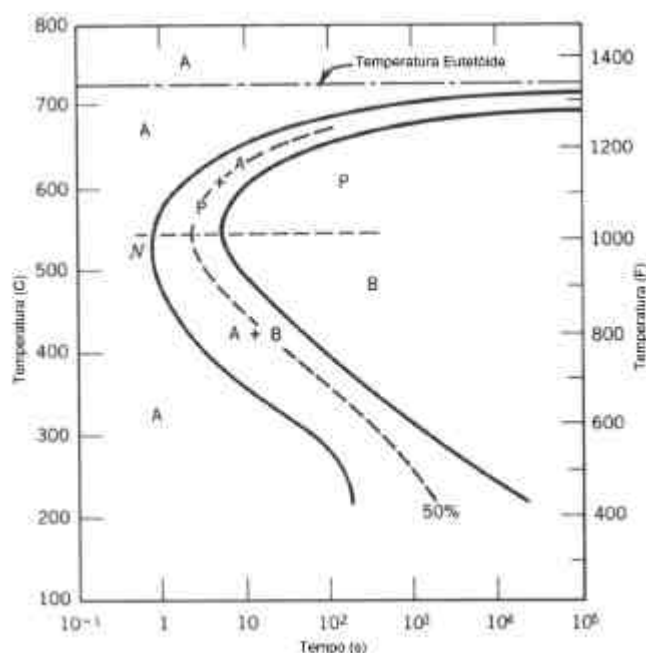
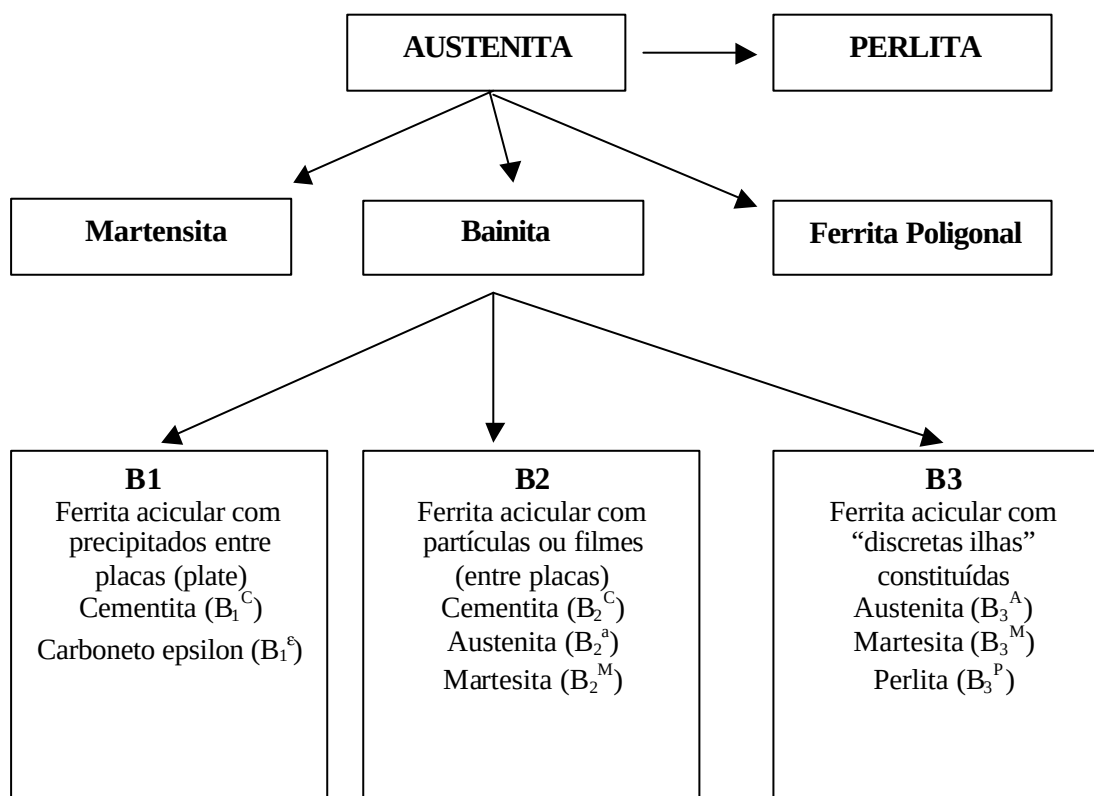


FIGURA 2.8: Diagrama de transformação isotérmica de um aço carbono ligado, de composição eutetóide mostrando as possíveis transformações de austenita em bainita ou perlita (Callister, 2002).

2.3.2 - Bainita Formada Isotermicamente

Desde o trabalho de Davenport e Bain (1930), que foram os primeiros a estudar e caracterizar a bainita, esta microestrutura tem sido muito pesquisada em Metalurgia. A bainita formada isotermicamente pode ser classificada em dois tipos, bainita superior e bainita inferior, dependendo da distribuição de carbonetos. Essas características também foram discutidas em 1972 por Heheman, Kinsman e Aaronson. A diferenciação entre bainita superior e bainita inferior é feita também através da temperatura de transição (superior para inferior), que ficou localizada numa faixa de temperatura entre 350°C e 400°C. Nesta mesma faixa de temperatura aparece ainda uma outra microestrutura chamada ferrita acicular, que é formada de placas nucleadas no interior dos grãos, a partir de inclusões não metálicas, sem uma direção preferencial.

Bramfitt e Speer (1990) propuseram um sistema para a classificação da bainita, a partir da morfologia formada, como segue:



Então o termo usado como bainita inferior agora é classificado como B_1^C ou B_1^ϵ , o termo bainita superior fica classificado como B_2^C . E a bainita acicular será definida por B_3^{ma} . A classificação proposta somente poderá ser aplicada para morfologias mistas.

2.3.2.1 - Bainita Superior

A faixa para formação de bainita superior é de 550°C a 350°C, dependendo da composição química do aço.

A bainita superior se forma em distintas etapas. O processo se inicia com a nucleação das ripas de ferrita nas bordas do grão austenítico. O crescimento de cada ripa é acompanhado por uma mudança na forma da região transformada, a qual pode ser descrita exatamente como uma deformação do plano invariável com um grande componente de cisalhamento, muito parecido ao observado durante a transformação martensítica. A bainita cresce a altas temperaturas, se compararmos com as temperaturas de transformação martensíticas (Bhadeshia,1999), enquanto ocorre a nucleação e crescimento das ripas de ferrita. Nesta reação ocorre transformação por cisalhamento e difusão, existindo uma relação entre a austenita e a ferrita bainítica com relação à orientação cristalográfica conhecida como Kurdjuma-Sachs, que mostra que existe uma direção preferencial na relação de orientação entre a ferrita bainítica e a austenítica.

A ferrita bainítica contém baixo teor de carbono. A difusão de carbono ocorre na austenita movendo-se na interface ferrita-austenita. A deformação ocasionada pela transformação por cisalhamento proporciona a nucleação de muitas ripas de ferrita bainítica (Pickering,1967).

Na figura 2.9, observa-se um intenso, emaranhado de discordância que se forma na interface bainítica (região clara) e austenita (região escura), devido a deformação induzida na transformação bainítica. A subestrutura de discordâncias imobiliza a interface por mecanismos de “endurecimento por encruamento”, levando à perda de coerência e a

diminuição do processo de crescimento . Este fenômeno é responsável pelo tamanho limitado das ripas de bainita (Bhadeshia ,1999).

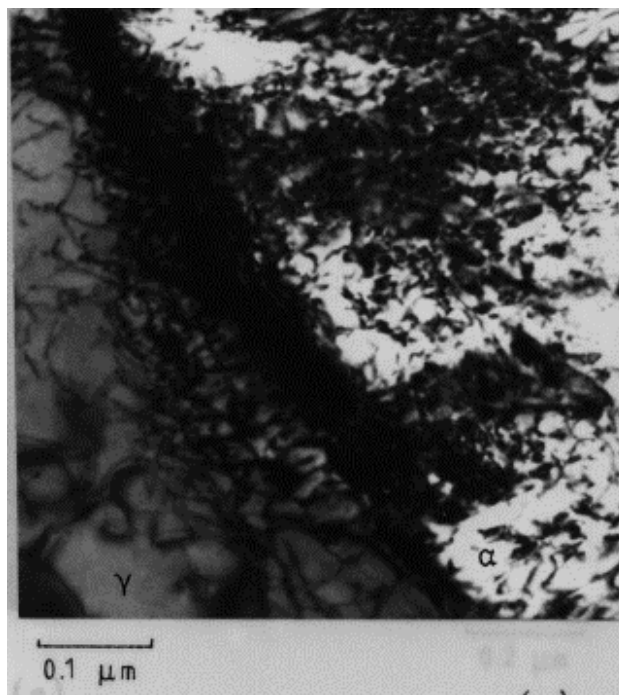


FIGURA 2.9: Emaranhado de discordâncias formado na interface de bainita (região clara)/austenita (região escura) (Bhadeshia e Edmonds, 1999).

A bainita superior forma-se em duas etapas distintas, a primeira envolve a formação da ferrita bainítica, na qual o carbono possui pequena solubilidade (0,002% em peso), motivo pelo qual o crescimento de ferrita enriquece em carbono a austenita residual. Por isso ocorre a precipitação de cementita entre as sub-unidades de ferrita bainítica. A quantidade de cementita precipitada depende da concentração de carbono da liga. Altas concentrações de carbono geram uma microestrutura na qual as ripas de ferrita aparecem separadas por lâminas contínuas de cementita. Quando o teor de carbono é baixo, pequenas e discretas partículas de cementitas se formam entre as ripas de ferrita (Bhadeshia ,1999).

2.3.2.2. - Bainita Inferior

A microestrutura e as características cristalográficas da bainita inferior são semelhantes às da bainita superior. O que as diferencia é que na bainita inferior os precipitados de carbonetos aparecem dentro das ripas de ferrita e entre elas, enquanto que na bainita superior os carbonetos encontram-se entre as ripas de ferrita. Portanto pode-se distinguir dois tipos de precipitados de carbonetos : os que crescem a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas da ferrita bainítica e o carboneto que se precipita a partir da ferrita saturada. Este último precipitado apresenta uma relação de orientação do tipo “revenido”, análoga a exibida pelos carbonetos precipitados durante o revenido da martensita, geralmente descrito como relação de orientação de Bagaryatski .

Na figura 2.10 observam-se diferentes tipos de partículas de carbonetos no interior da ferrita bainítica inferior. A bainita inferior consiste de plaquetas finas organizadas em feixes com cada plaqueta separada parcialmente por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono (Bhadeshia ,1999).



FIGURA 2.10: Micrografia de uma bainita inferior mostrando a precipitação de carbonetos no interior da ferrita bainítica (Bhadeshia e Edmonds , 1999).

O crescimento individual de uma placa de bainita inferior, com seus precipitados internos de carbonetos, parece ser relativamente lenta e restrita, geralmente nucleam e se formam novas ripas na austenita sem se transformar, até obter uma estrutura completamente bainítica no grão de austenita (Pickering , 1967).

Pickering (1967) observou que os carbonetos se precipitam rapidamente dentro das ripas de ferrita bainítica, sendo que grande parte das ripas de ferrita bainíticas são nucleadas dentro do grão austenítico.

A estrutura da bainita inferior parece não ser alterada pelo teor de carbono. Porém a diminuição da temperatura de transição faz com que as placas de ferrita bainítica se tornem mais finas, e a precipitação dos carbonetos é tão rápida, que se torna impossível encontrar placas de ferrita sem precipitação de carbonetos (Pickering , 1967).

Os carbonetos precipitados na ferrita não têm que ser necessariamente cementita. Dependendo da composição química do aço e da temperatura de transformação outros carbonetos podem se precipitar. Por exemplo, em aços com alto teor de carbono, com um teor de silício maior do que 1% em peso (o silício retarda a formação de cementita, como

será visto posteriormente), o carboneto ϵ é geralmente encontrado na ferrita bainítica (Bhadeshia, 1999).

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura de poucos nm e comprimento por volta de 500 nm. Devido a precipitação de carbonetos no interior das placas de ferrita, somente uma pequena quantidade de carbono passa por difusão para a austenita retida. Em outras palavras, significa que menos partículas de cementita, e mais finas, precipitam-se entre as placas de ferrita bainítica, se compararmos com a bainita superior. Em consequência deste fenômeno, a bainita inferior tende a ser mais tenaz e resistente do que a bainita superior (Bhadeshia, 1999).

Com a diminuição da temperatura de transformação, a morfologia da bainita inferior passa a ser predominante. Nesta microestrutura, a relação entre cementita e ferrita é a mesma que se obtém durante o revenido da martensita (Pickering, 1967).

Porém, diferentemente da martensita revenida, as partículas de carboneto na bainita inferior precipitam com apenas uma relação de orientação cristalográfica. Elas formam ripas dispostas paralelamente a cerca de 60° com o eixo das ripas de bainita na martensita revenida, os carbonetos tendem a se precipitar em um arranjo do tipo Windmanstätten. Este modo de precipitação na bainita inferior pode surgir porque os carbonetos nucleam na interface ferrita austenita, e tendem a adotar uma única variante de relação cristalográfica que melhor atende a austenita/ferrita que estiver em contato (Bhadeshia, 1999).

A figura 2.11 mostra uma micrografia realizada através do microscópio eletrônico de transmissão na qual nota-se uma única relação de orientação das partículas de carbonetos em cada ripa.

Quando a força motriz de precipitação de cementita é pequena, formam-se relações de orientações únicas. Este é o caso de aços baixo carbono ou temperatura de transformação altas, onde o carbono pode sair rapidamente da ferrita saturada.

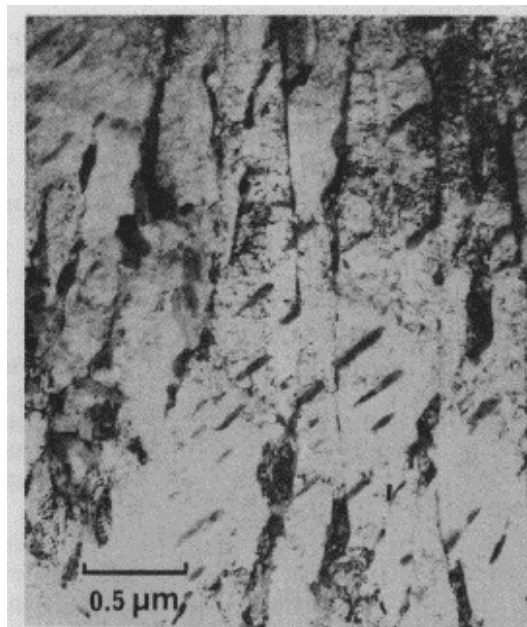


FIGURA 2.11: Micrografia da bainita inferior realizada através de microscópio eletrônico de transmissão (Bhadeshia e Edmonds, 1999).

2.3.2.3 - Transformação da Bainita Superior e da Bainita Inferior

Esta fase de transição da bainita superior e da bainita inferior é marcada principalmente pelo teor de carbono do material. Existem muitos trabalhos em aços de alto teor de carbono, que mostram que mesmo acima de 350°C existe a formação de bainita inferior.

Em aços de baixo teor de carbono, essa transição acontece a temperaturas mais altas. Essa transição só acontece em uma determinada faixa de temperaturas, podendo-se encontrar, em certas temperaturas, uma mistura das duas microestruturas. A máxima temperatura na qual se observa esta mudança, acima da qual não se obtém bainita inferior, é mostrada na figura 2.12, em função do teor de carbono (Pickering, 1967).

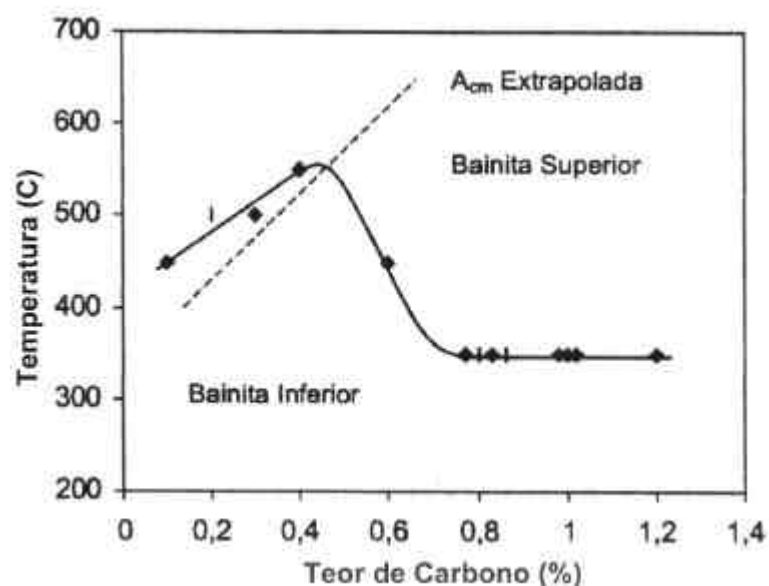


FIGURA 2.12: Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de formação da bainita superior ou da bainita inferior (Pickering, 1967).

Através desse gráfico pode-se observar a máxima temperatura na qual ocorrem essas mudanças, e abaixo da qual a bainita superior não será mais detectada. Com teor de carbono de 0,5% pode-se notar, por exemplo, que em transformações até 550°C obtém-se a bainita inferior e acima de 550°C obtém-se somente a bainita superior. É importante realçar que quando o aço está supersaturado em cementita a temperatura de transição cai bruscamente e permanece constante a 350°C (Pickering, 1967).

Aumentando-se o teor de carbono na austenita o gradiente de difusão diminui a partir de 0,5% C, como ilustrado na representação esquemática na figura 2.13. A difusão do carbono através da fronteira ferrita-bainita se torna mais lenta. Então conforme diminui o teor de carbono da austenita, são necessários menores temperaturas para a precipitação de carbonetos no interior da ferrita-bainítica. Em consequência disso, conforme o teor de carbono aumenta, a temperatura na qual é possível se obter a bainita inferior aumenta, como foi mostrado na figura anterior. Quando o teor de carbono da austenita chega a 0,5%, os carbonetos se precipitam diretamente dela dando lugar a

bainita superior. Para se evitar esta precipitação é necessária uma temperatura de transformação baixa, 350°C .

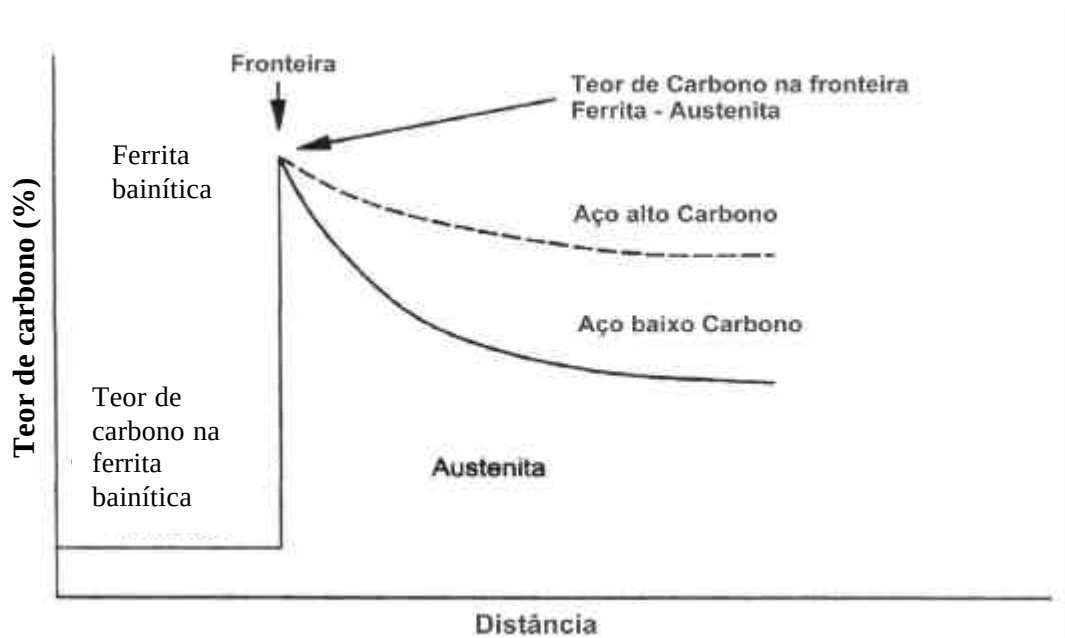


FIGURA 2.13: Representação esquemática do gradiente de concentração de carbono durante a formação da bainita (Pickering, 1967).

Quando a temperatura de transformação se reduz, o tempo necessário para a descarbonetação aumenta. Parte do carbono pode se precipitar como carbonetos finos na ferrita, enquanto o resto se difunde na austenita, para finalmente se precipitar entre as ripas.

A figura 2.14 mostra o tempo necessário para a descarbonetação de uma ripa de bainita supersaturada em um aço 0,4%C.

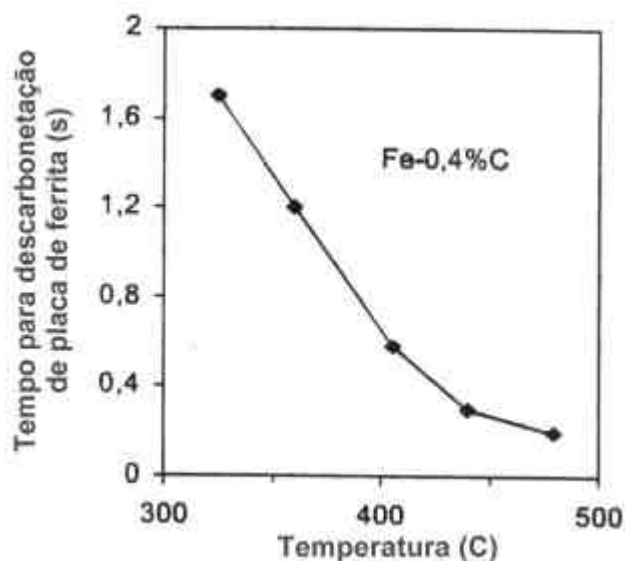


FIGURA 2.14: Representação do tempo necessário para a descarbonetação de uma placa de bainita supersaturada (Bhadeshia e Edmonds, 1999).

Devido a somente uma parte do carbono se difundir na austenita, os carbonetos precipitados entre as ripas são menores do que os carbonetos encontrados na bainita superior.

Esta é a causa pela qual a bainita inferior apresenta uma estrutura tão fina e sempre é mais tenaz do que a bainita superior, apesar de geralmente apresentar maior resistência.

Uma consequência do mecanismo de transição entre bainita superior e inferior seria que em aços com alto teor em carbono só se obteria bainita inferior. A grande quantidade de carbono no interior das ripas de ferrita na transformação não consegue difundir-se suficientemente rápido na austenita, precipitando-se inevitavelmente na ferrita. Analogamente em aços baixo carbono, o tempo de descarbonetação é tão baixo que só pode ser obtida bainita superior, formada na faixa de temperaturas entre o final da transformação bainítica e o começo da transformação martensítica.

Como já foi citado, é possível obter uma mistura das duas microestruturas, bainita superior e bainita inferior através das transformações isotérmicas. Nestes casos, a bainita

superior se forma primeiro, enriquecendo de carbono a austenita retida e aumentando dessa forma a tendência a formação de bainita inferior (Bhadeshia,1999).

2.3.2.4 - Cinética da Reação Bainítica

A transformação bainítica pode ocorrer isotermicamente ou durante resfriamento contínuo. As estruturas obtidas desses processos são diferentes, dependendo do tipo de bainita desejada é escolhido e aplicado o processo.

A bainita é formada geralmente entre as temperaturas abaixo da formação perlítica e acima da formação martensítica (Hehemanm e colaboradores,1972).

Pouco se conhece a respeito do mecanismo de transformação da bainita, porém um fato que todos concordam é que a energia de ativação para a nucleação é diretamente proporcional à força de transformação.

A velocidade de transformação bainítica é considerada um fator caracterizador das etapas de formação bainítica. Primeiramente uma sub-unidade é nucleada no contorno de grão austenítico, esta cresce longitudinalmente com uma certa velocidade, até que seu desenvolvimento é retido pela deformação plástica da austenita. Então, novas sub-unidades são nucleadas a partir da primeira sub-unidade nucleada, desenvolvendo-se assim uma estrutura de feixe conforme o processo continua.

A figura 2.15 mostra um esquema das etapas de formação do microconstituente bainítico. Neste caso, os carbonetos encontram-se entre as ripas de ferrita, o que caracteriza a formação da chamada bainita superior.

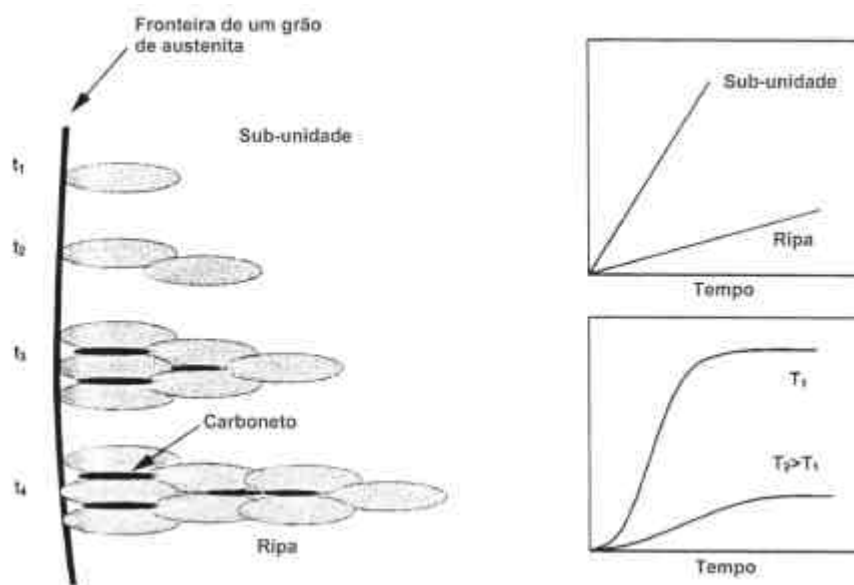


FIGURA 2.15: Representação esquemática das características microestruturais da formação da bainita (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

A reação bainítica é caracterizada como um processo de nucleação e crescimento. Esta reação durante uma transformação isotérmica, começa com um período de incubação no qual não se observa nenhuma transformação. Depois desse período, aumenta-se bruscamente a velocidade de transformação até o final. Este processo está representado na figura 2.16, para um aço 0,4%C-1%Cr, onde se mostra a evolução da transformação bainítica para 3 temperaturas isotérmicas diferentes.

Na temperatura de 510°C a reação está completa depois de uma hora, ficando a austenita estável nesta temperatura por bastante tempo (Honeycombe e Bhadeshia, 1995). Existem muitas divergências bibliográficas com relação aos resultados obtidos em austenizações, seguidas de transformações bainíticas. Nos trabalhos desenvolvidos por Girault e colaboradores (1998) são mostradas essas diferenças. Na figura 2.17.a e 2.17.b, são mostradas as curvas de evolução da transformação bainítica depois de um tratamento térmico intercrítico em dois aços diferentes com 0,16%C-0,38%Si-1,30%Mn e 0,29%C-1,40%Si-1,50%Mn, respectivamente.

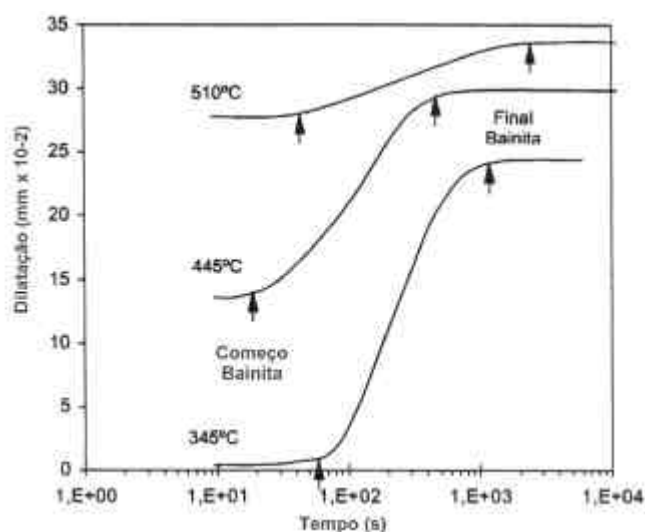


FIGURA 2.16: Representação da transformação bainítica para um aço 0,4% C – 1% Cr, a partir de uma austenitização total, em três temperaturas diferentes (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

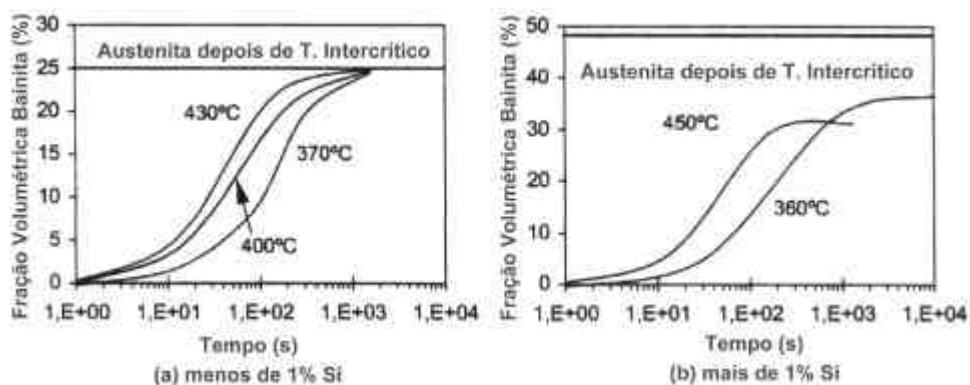


FIGURA 2.17: Evolução da fração volumétrica de bainita, a partir dos resultados de dilatometria: a) aço com 0,16%C-0,38%Si-1,30%Mn e b) aço com 0,29%C-1,40%Si-1,50%Mn (Jacques e Girault, 1999).

2.3.3 – Bainita Formada por Resfriamento Contínuo

Desde que Davenport e Bain (1930) caracterizaram a bainita, as reações bainíticas em aços alto e médio carbono são objeto de estudo de muitos metalúrgicos, que tentam aplicar os resultados obtidos em transformações isotérmicas para o caso de condições de resfriamento contínuo. A faixa de temperatura para a transformação bainítica se estabelece por vários métodos, entre estes é a dilatometria. Através dos diagramas CTT chega-se a conclusão que a estrutura bainítica é obtida numa ampla faixa de temperaturas e taxas de resfriamento. O problema aparece ao se observar as diversas morfologias que aparecem após o processo. Para taxas de resfriamento rápido, observa-se estrutura bainítica do tipo “acicular” enquanto que para taxas de resfriamento lento a estrutura obtida é do tipo granular (Bramfitt e Speer, 1990).

Freqüentemente o termo bainita granular é usado para descrever a bainita que aparece durante o resfriamento contínuo com baixa taxa de resfriamento. A indústria utilizou largamente este termo, onde a maioria dos tratamentos térmicos não são isotérmicos. A bainita granular é chamada assim por ter a forma de “grãos”. A principal característica da bainita granular é a ausência de carbonetos. Ao invés de se produzir a precipitação de carbonetos, o carbono que é segregado da ferrita bainítica estabiliza a austenita residual. Por isso a microestrutura final contém austenita retida e martensita com alto teor de carbono em adição à ferrita bainítica (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

As microestruturas que aparecem durante resfriamento contínuo, na região de formação de bainita, consistem em uma fase de ferrita acicular associada com carbonetos, martensita, austenita ou perlita, dependendo da difusão e saturação de carbono na austenita.

Diversos trabalhos vêm sendo realizados na tentativa de esclarecer os mecanismos de formação e morfologias de bainitas formadas por resfriamento contínuo. Durante o resfriamento contínuo se obtém ilhas de austenita retida em uma matriz de ferrita acicular, estrutura semelhante a que Habraken e Economopoulos em 1967 denominaram bainita granular. Habraken e Economopoulos (1967) encontraram em seus experimentos estruturas parecidas as denominadas bainita superior e inferior, porém misturadas com o que chamaram bainita granular. Na figura 2.18 é mostrado como com baixas taxas de resfriamento se forma bainita granular (Resfr. I), com taxas intermediárias se forma a

bainita superior (Resfr. II) e para se obter a bainita inferior é necessário se manter a uma temperatura isotérmica acima de M_s .

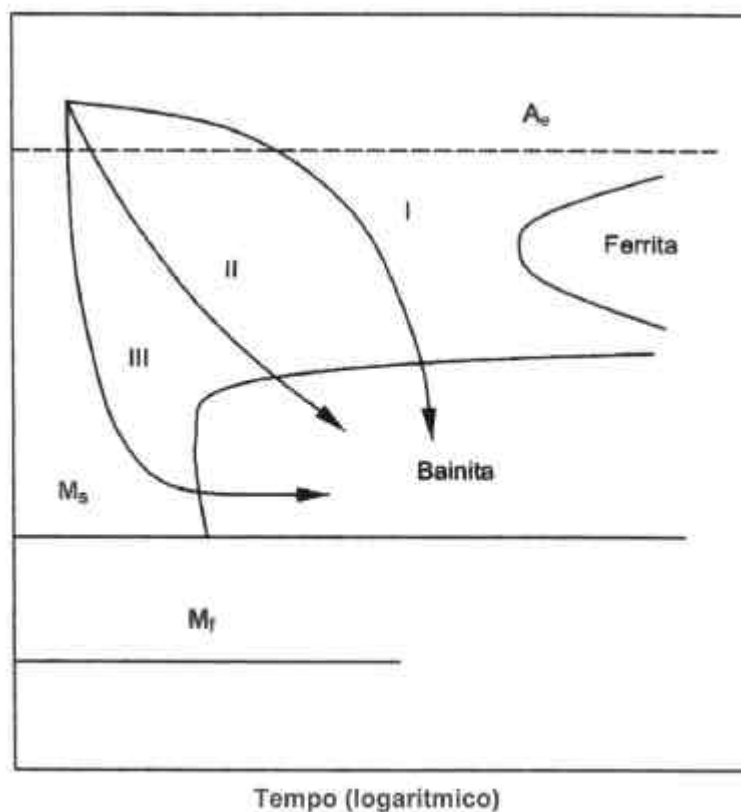


FIGURA 2.18: Representação esquemática do diagrama CCT mostrando a formação de bainita granular (caminho I), bainita superior (caminho II) e bainita inferior (caminho III) (Bramfitt e Speer 1999).

Devido a alta temperatura necessária para a formação da bainita granular, a difusão do carbono na fronteira ferrita-austenita é alta, evitando a precipitação de carbonetos ou cementita. Com altas taxas de resfriamento, aparece um grande gradiente de concentração de carbono na fronteira ferrita-austenita. Em consequência a essa saturação de carbono, produz-se uma bainita semelhante a bainita superior devido a precipitação de cementita durante o processo de crescimento. Para baixas taxas de resfriamento, o gradiente de concentração de carbono diminui, diminuindo a concentração na fronteira ferrita-

austenita, formando-se a bainita granular (isenta de carbonetos). Estes gradientes estão representados esquematicamente na figura 2.19, a seguir:

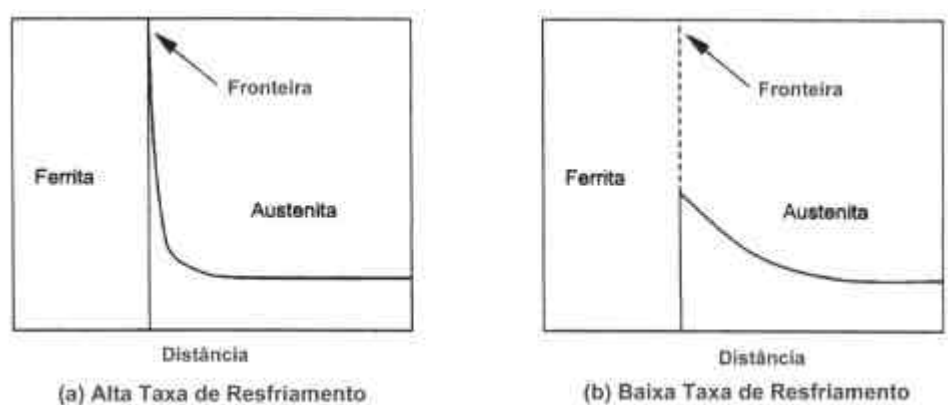


FIGURA 2.19: Representação esquemática do gradiente de concentração de carbono na fronteira ferrita-austenita durante o crescimento da bainita: a) alta taxa de resfriamento e b) baixa taxa de resfriamento (Bramfitt e Speer,1990).

Nas figuras 2.20 e 2.21 são mostrados os diagramas TTT e CCT para um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V, onde estão especificados os três tipos de bainita formadas.

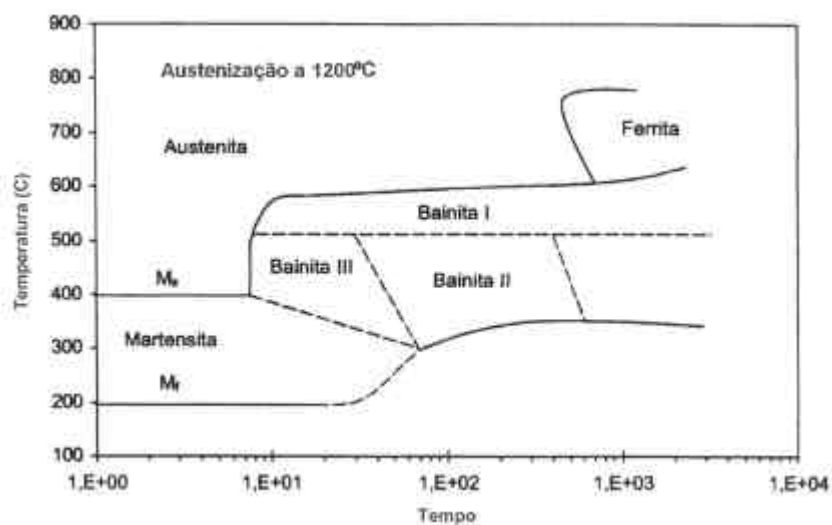


FIGURA 2.20: Representação esquemática das faixas de temperaturas em que aparecem os três tipos de bainita para um aço Ni-Cr-Mo-V durante resfriamento contínuo (Ohmori e colaboradores,1971).

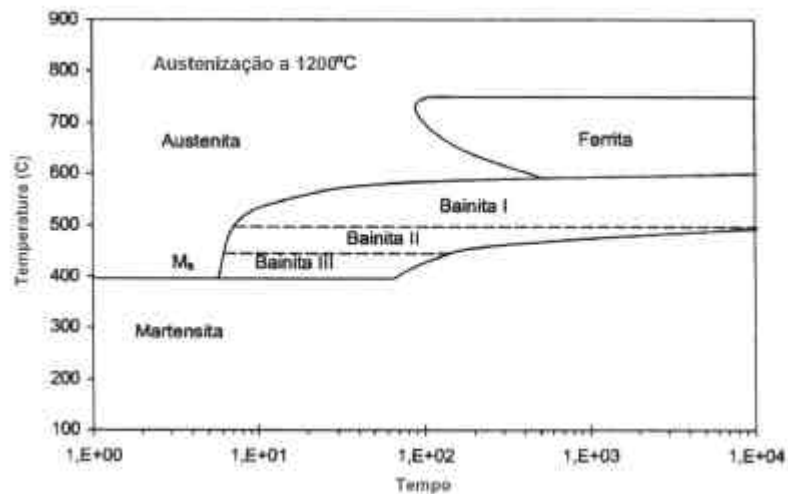


FIGURA 2.21: Representação esquemática das faixas de temperatura em que aparecem os três tipos de bainita em um aço Ni-Cr-Mo-V durante tratamento isotérmico (Ohmori e colaboradores,1971).

2.3.4 - Bainita Granular

Bainita granular é o termo utilizado para se denominar a bainita obtida mediante resfriamento contínuo. Esta terminologia é amplamente usada pela indústria, onde a maioria dos aços não sofrem tratamentos isotérmicos. Um bom exemplo são as indústrias geradoras de energia elétrica, onde grandes componentes de aços ligados com Cr e Mo são resfriados desde o estado de austenização com a finalidade de se obter uma estrutura bainítica (Bhadeshia ,1999).

A bainita granular é assim denominada, pois, sua estrutura é em forma de grãos, sendo composta por uma mistura de bainita clássica com grãos grosseiros de ferrita massiva e poligonal e regiões de martensita e austenita retida. Estas estruturas granulares somente são observadas em aços baixo e médio carbono, sendo em sua maioria produzidos por resfriamento contínuo em lugar de tratamento isotérmico (Bhadeshia e Edmonds, 1999).

Uma propriedade característica da bainita granular (apesar de não ser a única) é a ausência de carbonetos na microestrutura. O carbono que é segregado da ferrita bainítica estabiliza a austenita residual. Assim, a microestrutura final é formada de austenita retida e martensita com alto teor de carbono em adição à ferrita bainítica (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

2.3.5 - Influência dos Elementos de Liga na Formação do Microconstituente Bainítico

O carbono é o elemento de liga que exerce maior influência na faixa de temperatura de formação da bainita superior e inferior. A temperatura abaixo da qual se inicia a reação bainítica é denominada Bs. Esta temperatura se altera com a adição de diversos elementos de liga. A seguir é mostrada uma fórmula empírica que permite o cálculo da temperatura Bs, em função dos elementos de liga (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

$$Bs = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (\% \text{ em peso})$$

O carbono é mais solúvel na austenita do que na ferrita, e é um grande estabilizador da austenita, diminuindo a velocidade das reações. A quantidade de carbonetos precipitados no final da transformação depende do teor de carbono, e este teor deve ser mantido abaixo de 0,4% para se assegurar boas propriedades mecânicas.

Assim como o carbono, outros elementos de liga também influenciam na obtenção do microconstituente bainítico, por exemplo Cr e Mo facilitam a temperabilidade, dando lugar a precipitação de carbonetos que aumentam a resistência à deformação plástica em altas temperaturas.

Estes tipos de aços resistentes a altas temperaturas são usados em centrais nucleares, desde os anos 40. Sua temperabilidade é tal, que mediante resfriamento contínuo deve-se formar bainita em toda a seção de um componente com 1m de diâmetro (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

2.4 - Influência dos Elementos de Liga nas Propriedades Mecânicas e na Microestrutura

2.4.1 - Introdução

Os elementos de liga têm grande influência nas propriedades mecânicas e na microestrutura dos materiais, no caso dos aços, dependendo do teor dos elementos de liga que este aço contenha serão verificadas diferentes características.

No caso de reações bainíticas, em aços sem elementos de liga, as reações perlíticas e ferríticas começam em temperatura mais elevadas e tempos mais curtos. Portanto dificilmente se obtém bainita por resfriamento contínuo, e mesmo com tratamentos isotérmicos a obtenção desta reação é problemática em decorrência da rapidez da reação ferrítica. Com adição de elementos liga normalmente produz-se um atraso nas transformações perlíticas, ferríticas e alterando-se também a temperatura de começo da reação bainítica, como mostrado na figura 2.22.

A seguir será discutida a influência de alguns elementos de liga sobre as reações bainíticas.

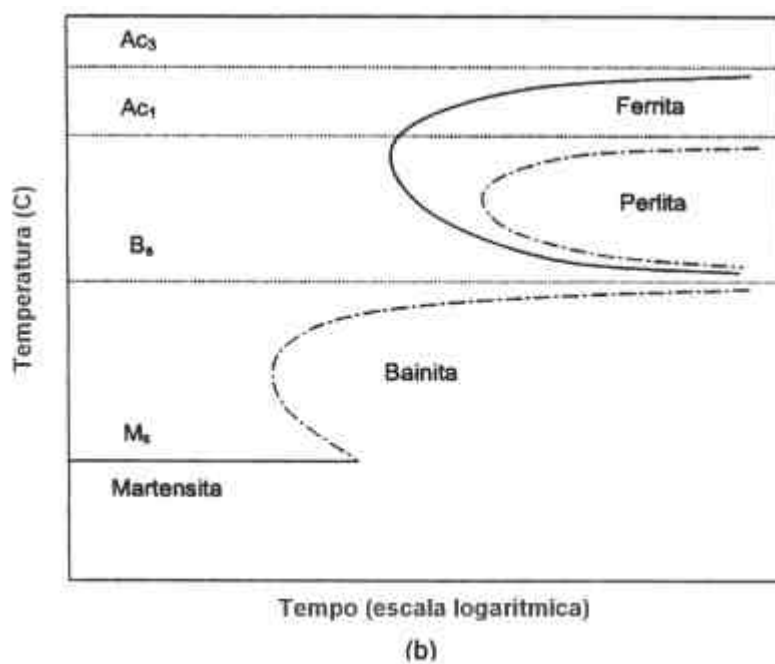
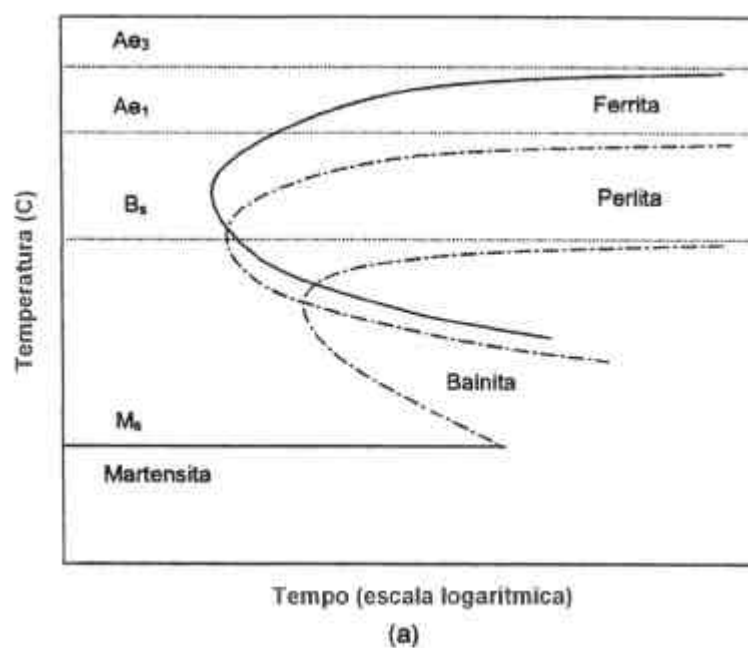


FIGURA 2.22: Efeito dos elementos de liga na reação bainítica e nas curvas TTT. Diagrama para um aço baixo: a) carbono sem elementos de liga e b) com elementos de liga (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

2.4.2 - Influência do Carbono

O carbono é um dos elementos de liga mais importantes na composição química de um aço. Basicamente os aços são classificados de acordo com o seu teor de carbono : aços de ultra baixo carbono, aços de baixo carbono, etc.

A influência do carbono é também observada na determinação da faixa de temperatura onde ocorre a formação da bainita superior e inferior.

Segundo Pickering (1967), a bainita superior é substituída pela bainita inferior numa temperatura de 450 C em aços contendo 0,1%C. Porém quando o teor de carbono é aumentado para 0,5%C, é alcançada a máxima temperatura de mudança da bainita superior para a bainita inferior, 550°C. Este efeito da influência do teor de carbono na formação da bainita superior e inferior foi mostrada anteriormente na figura 2.12.

Assim como a temperatura de transição se altera, com o aumento do teor de carbono na austenita, o gradiente de difusão do carbono diminui, como foi mostrado na figura 2.13. Com o aumento do teor de carbono na austenita, a difusão do carbono através da fronteira ferrita-bainítica acontece mais lentamente, consequentemente conforme diminui o teor de carbono na austenita são necessárias temperaturas menores para a precipitação de carbonetos no interior da ferrita bainítica. Então conforme o teor de carbono aumenta, a temperatura na qual a bainita superior dá lugar á formação de bainita inferior se eleva (até o limite de 0,5%C), conforme mostrado na figura 2.12.

2.4.3 - Influência do Silício e do Manganês

Yasuharu Sakuma e colaboradores (1991) mostram, em um de seus estudos a influência do manganês e do silício (adições de 1% a 2%) em um aço baixo carbono (0,2%C). Este aço era aquecido até a região intercrítica e resfriado até temperaturas entre 350°C e 450°C para formação de bainita por transformação isotérmica e para a obtenção de austenita retida. A figura 2.23 a e 2.23 b mostram os efeitos dos elementos silício e

manganês sobre o tempo necessário para a formação máxima de austenita retida e sobre a ductilidade, medida pela deformação uniforme. As principais conclusões do estudo foram:

- com o aumento do manganês, a taxa de resfriamento ótima para a obtenção de austenita retida desde a região intercrítica é reduzida, e a temperatura isotérmica adequada aumenta. A quantidade de austenita aumenta, mas não se estabiliza, mantendo-se constante a deformação uniforme;
- o silício não afeta nem a taxa de resfriamento nem a porcentagem de austenita retida, mas aumenta sua estabilidade (inibindo a precipitação de cementita) melhorando, conseqüentemente, a deformação uniforme. Este comportamento é melhor verificado a temperaturas isotérmicas altas;
- à medida que se aumenta o teor de manganês e silício, são necessários maiores tempos, na faixa de transformação bainítica, para a obtenção final da máxima deformação uniforme. Este fenômeno é representado na figura 2.23.

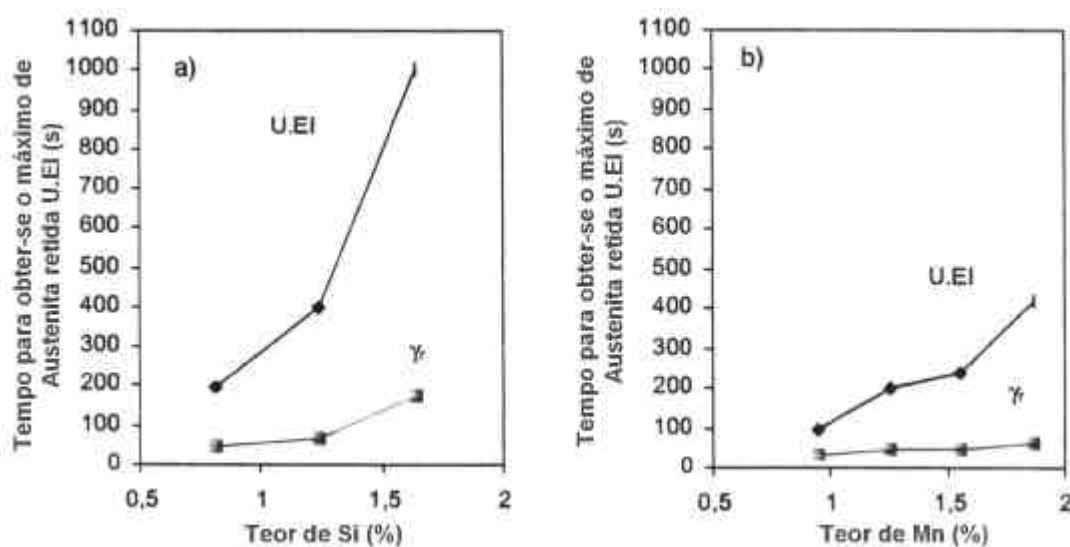


FIGURA 2.23: Mudança no tempo de permanência a 400°C para a obtenção do máximo teor de austenita retida (γ_r) obtendo um valor máximo de alongamento uniforme, em função do teor de silício e manganês (Sakuma, Matsumura e Takechi, 1991).

2.4.4 - Influência do Boro e do Molibdênio

O Molibdênio e Boro são elementos de liga muito eficazes na separação das curvas “C” de transformação ferrítica/perlítica e bainítica.

Mangonon (1976) demonstrou em seu trabalho que o molibdênio promove tanto a estabilização da austenita como a formação de grandes quantidades de martensita, inclusive às taxas de resfriamento de até 400°C/s.

Verifica-se que um aço com baixo teor de carbono contendo molibdênio e boro como elementos de liga, terá uma importante melhora na cinética de formação bainítica. Enquanto o molibdênio separa as curvas “C” de transformação, o boro retarda a transformação ferrítica, sem afetar a linha de começo de transformação martensítica. Desta forma, tem-se uma ampla faixa de velocidade de resfriamento para a obtenção de aços bainíticos (Honeycombe e Bhadeshia, 1995). Este fenômeno está representado na figura 2.24.

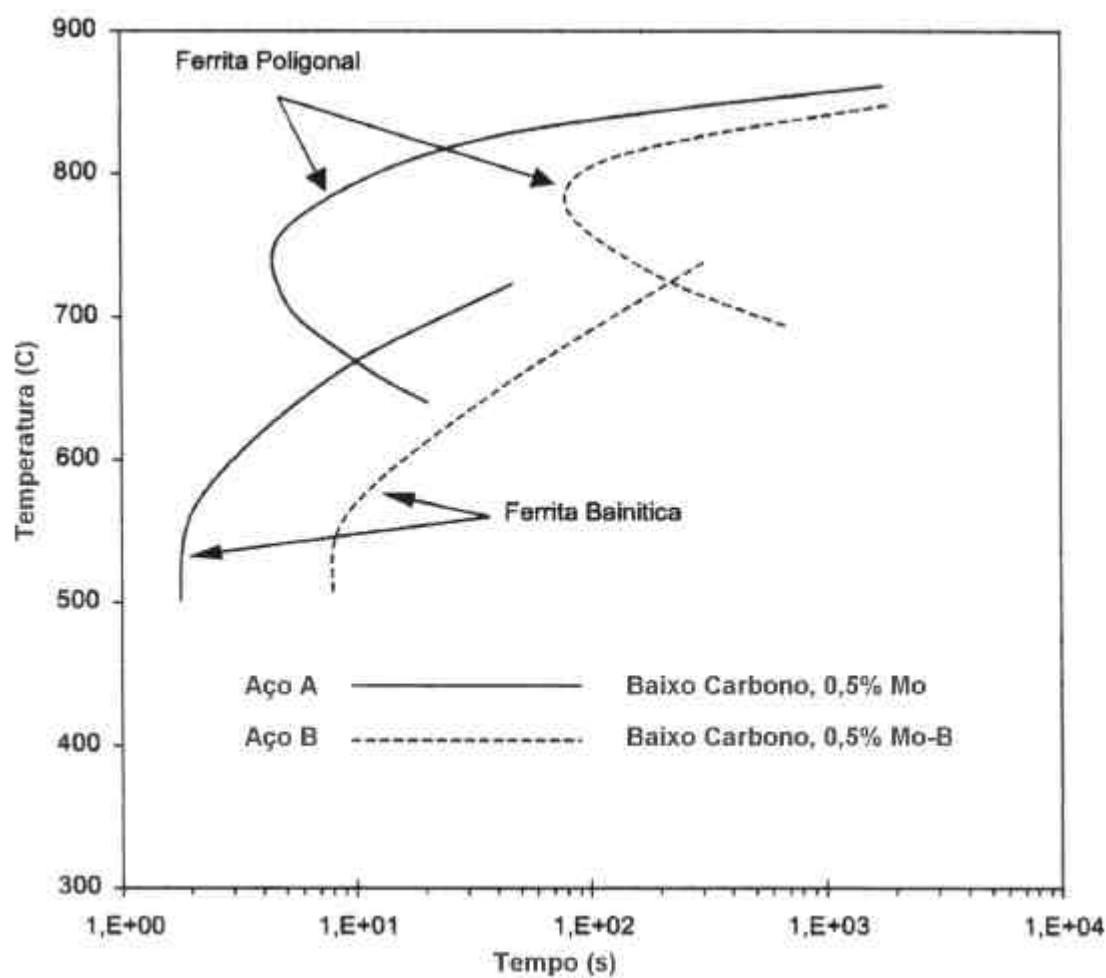


FIGURA 2.24: Efeito dos elementos de liga nas curvas TTT. Aço baixo carbono ligado com 0,5% Mo, com boro e sem boro (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

2.5 - Tratamentos Intercríticos

2.5.1 - Introdução

De acordo com a literatura, (Callister, 2002) os aços com teor de carbono inferior a 0,25%, são classificados como aços baixo carbono. Em função disso as curvas TTT se encontram muito deslocadas para a esquerda, tomando-se assim difícil a obtenção de uma estrutura martensítica e/ou bainítica. Para se aumentar a temperabilidade desse tipo de aço utilizam-se os tratamentos térmicos de austenização parcial, na região que se denomina intercrítica no diagrama Fe-C, região onde as fases de ferrita e austenita coexistem. Nesta região a austenita que se forma é enriquecida de carbono, suficiente para ser transformada em martensita com resfriamento rápido.

Dependendo do tipo de aço com o qual se trabalha, se aplicará um tipo de tratamento (tendo em vista quais as melhorias desejadas), e para isso deve-se conhecer as temperaturas críticas destes tratamentos.

2.5.2 - Cálculo das Temperaturas Críticas Superior e Inferior

Para alguns aços, a temperatura eutetoide A_{c1} , é a temperatura crítica inferior e A_{c3} é a temperatura crítica superior. Estas temperaturas limitam a região intercrítica de austenização parcial dos aços.

A dilatometria é normalmente utilizada para se avaliar estas temperaturas. Existem vários estudos que correlacionam a composição química do aço e as temperaturas críticas, as mais utilizadas são as fórmulas de Andrews (1965). As equações a seguir são utilizadas para a determinação das temperaturas críticas inferior e superior:

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

$$A_{c3}(\text{C}) = 723 - 13,9 \text{ Mn} + 14,4 \text{ Ni} + 22,2 \text{ Si} + 23,3 \text{ Cr} \quad (\% \text{ em peso})$$

3.5.3 - Tipos de Tratamentos Intercríticos

A microestrutura antes da austenitização parcial é muito importante, dependendo dela a morfologia das diferentes fases e a cinética de formação da austenita. No trabalho de Sugimoto e colaboradores (1993), foram realizados três tipos de tratamentos térmicos intercríticos, sendo o fator de diferenciação entre eles a microestrutura inicial e o tempo de permanência na temperatura intercrítica. Após o tratamento intercrítico foi realizado um tratamento isotérmico em banho de sal a 400°C para a obtenção da estrutura multifásica, formada por ferrita, bainita, martensita e austenita retida. Nesse tipo de aços temos as fases secundárias que são formadas por martensita + bainita.

Na figura 2.25 temos uma representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados no trabalho citado.

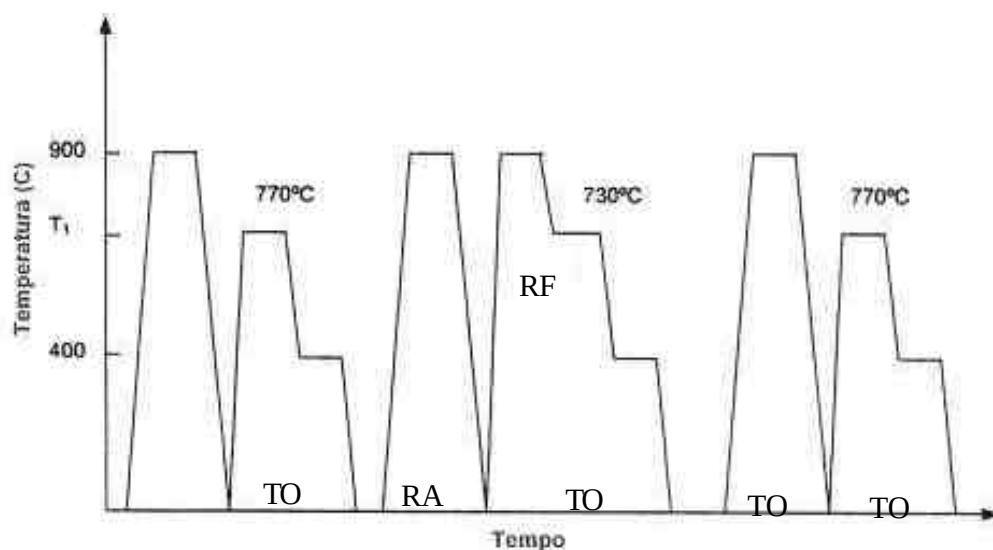


FIGURA 2.25: Diagrama esquemático de diferentes tratamentos térmicos. O tempo de permanência para as temperaturas de 900°C, T_1 e 400°C é de 1000s. RF, RA e TO representam respectivamente, resfriamento em forno, resfriamento ao ar e têmpera em óleo (Sugimoto, Mitsu e colaboradores, 1993).

O aço utilizado no estudo citado tem a seguinte composição química :

TABELA 2.1: Composição química do aço em estudo.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	N
% em peso	0,17	1,41	2,0	0,014	0,001	0,0042

Depois da primeira etapa do tratamento térmico, as microestruturas, a morfologia das fases secundárias e da austenita retida estão representadas na tabela 2.2.

TABELA 2.2: Microestruturas obtidas após a primeira etapa do tratamento térmico.

Tipo de estrutura	Fases Secundárias	Austenita retida
I – Ferrítica-Perlítica	Interligada	Ilhas dispersas na matriz
II – Ferrítica Perlítica	Dispersas em formas de blocos	Película fina entre as ripas de bainita
III – Martensita	Dispersas em forma acicular fina	Ilhas finas e dispersas na matriz ferrítica

2.5.4 - Influência do Tempo de Permanência na Temperatura Intercrítica

A temperatura e o tempo de permanência dentro da região intercrítica tem grande influência no tamanho de grão de austenita e de ferrita que se forma, da mesma forma que também exercem influencia sobre ela o teor de carbono e manganês. Tomando-se como exemplo uma estrutura de ferrita e martensita, durante o tratamento intercrítico ocorrerá a precipitação e dissolução dos carbonetos e a recristalização da ferrita. Esta dissolução dos carbonetos, enriquece a austenita formada em carbono e manganês, durante o aquecimento intercrítico. Para que este processo se complete é necessário um tempo, e Lian e Hua (1995) definiram este tempo de permanência na região intercrítica em duas partes :

- $t_{\text{tempering}}$: Tempo necessário para a precipitação dos carbonetos da martensita e recristalização da ferrita
- $t_{\text{austenitising}}$: Tempo necessário para a dissolução dos carbonetos e formação da austenita.

Quando a temperatura intercrítica é constante, o $t_{\text{tempering}}$ é constante. Se o tempo de permanência é curto, a quantidade de carbonetos dissolvidos e a área enriquecida com carbono e manganês é menor, obtendo-se no final uma quantidade menor de austenita retida. Com o aumento do tempo de permanência na temperatura intercrítica, $t_{\text{austenitising}}$ aumenta, obtendo-se quantidade de carbonetos dissolvidos e de austenita enriquecida de carbono e manganês maior. Com o aumento do tempo, a quantidade de austenita retida

aumenta até alcançar um valor máximo, diminuindo então, para tempos maiores, (figura 2.26). A partir disso conclui-se que para a obtenção de uma grande quantidade de austenita retida precisa-se escolher a temperatura e o tempo de permanência adequados para cada tipo de material.

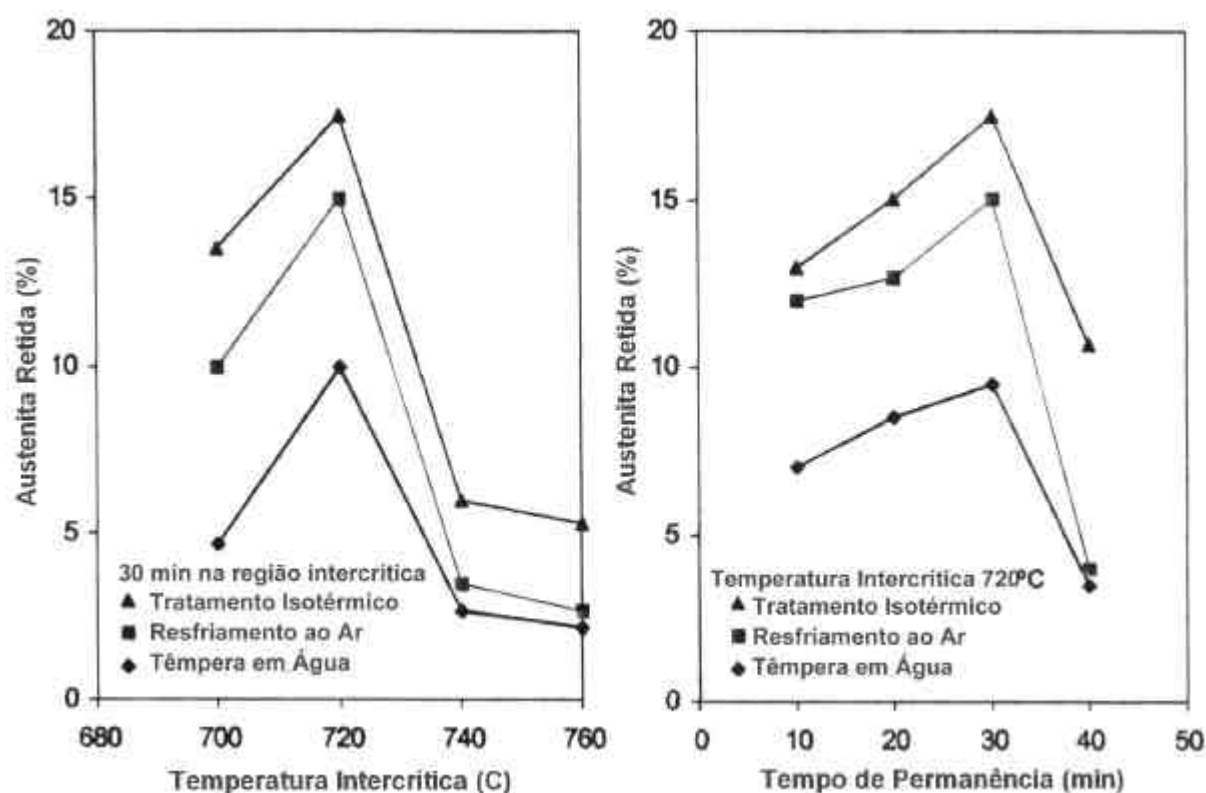


FIGURA 2.26: Influência do tempo e da temperatura, nos tratamentos intercríticos, na quantidade de austenita retida em um aço 0,10%C-2,19%Mn-0,5%Si, para diferentes taxas de resfriamento (Lian e Hua, 1995).

2.6 - O Efeito TRIP (Transformation-Induced Plasticity)

A transformação induzida por deformação da austenita em martensita é o que se chama de efeito TRIP. Este efeito foi estudado primeiramente por Zackay et al, para aços ligados ao Ni e Cr. A austenita retida é mais facilmente obtida quando usados elementos de liga como silício ou alumínio (Klaus Eberle e colaboradores, 1999).

Como mostrado na figura 2.27, a transformação da austenita retida em martensita acontece através da ativação mecânica na região plástica ou elástica, dependendo de sua estabilidade termodinâmica. A temperatura de início da transformação martensítica M_s , que descreve a estabilidade termodinâmica da austenita retida, pode ser definida por fórmula empírica desenvolvida por Andrews (peso em %).

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7 Ni - 12,1Cr - 7,5Mo$$

Como pode-se observar através desta fórmula, a estabilização da austenita é obtida através do enriquecimento do manganês. Da mesma forma que o teor de carbono, o teor de manganês tem que estar presente nestes aços em altas concentrações.

Klaus Eberle (1999) também cita em seu trabalho como Haidemonopaelos mostrou para um aço Fe-C-Mn-Si, que a transformação martensítica é influenciada pela composição química, tamanho das partículas, localização da austenita retida na microestrutura assim como a resistência da matriz que a envolve. Foi definida a estabilidade da austenita retida como segue :

$$M_s^\sigma = (6.7891 - 33.45 X_c)^{-1} [A + 5712.6 - 78224 X_c - 21542 X_{Mn} + 18876 X_c X_{Mn} + B]$$

Onde:

$$A = \frac{2\alpha \gamma_s / \rho}{\ln[-\ln(1-f)] N_v V_p} \quad \text{e} \quad B = \sigma_y (0,715 + 0,3206 \sigma_h / \sigma)$$

Com X_c a fração volumétrica de carbono na austenita, X_{Mn} a fração molar de manganês na austenita, σ_y o campo de tensão (limite elástico), σ_h / σ a razão entre a tensão hidrostática e a tensão equivalente, α uma constante, γ_s a energia específica de nucleação da martensita, ρ densidade dos átomos no plano “close-packed”, f a fração de partículas transformadas, N_v o número total de pontos de nucleação e V_p o volume médio das partículas de austenita. Esta fórmula mostra como a austenita retida pode ser estabilizada através da redução do tamanho das partículas.

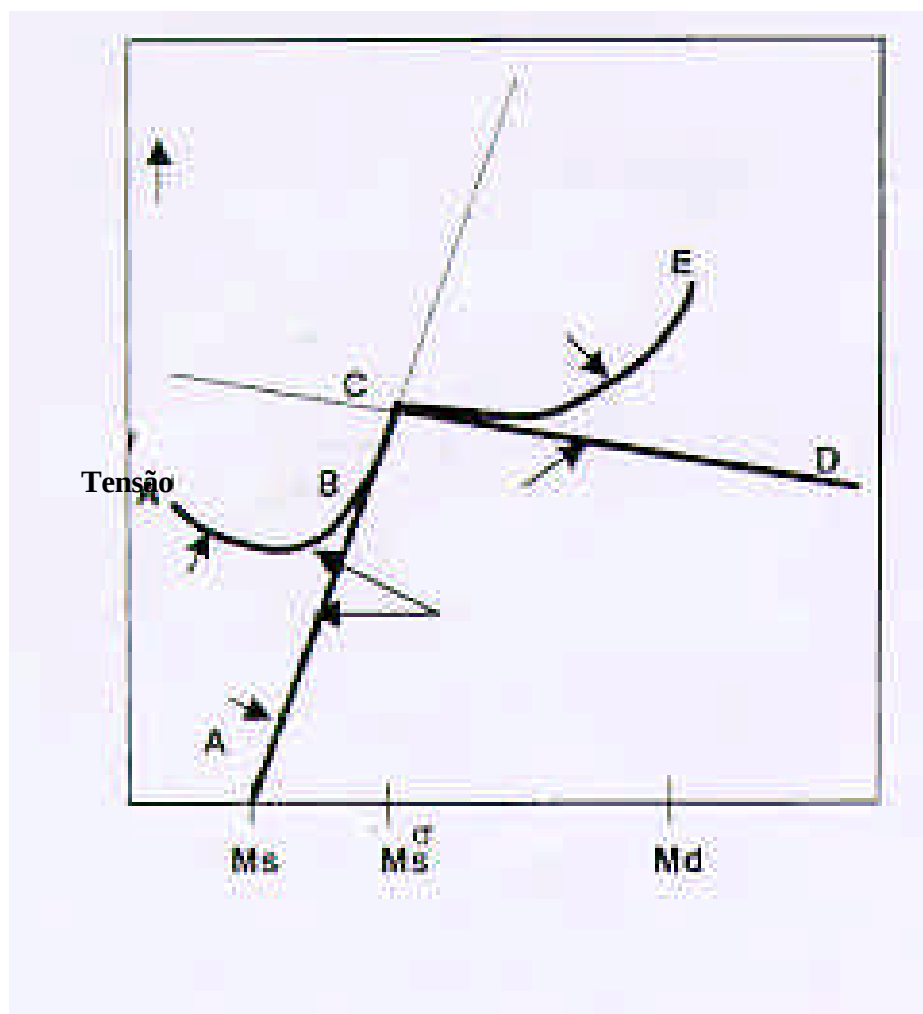


FIGURA 2.27: Estabilização termodinâmica da austenita retida (Klauss Eberle e colaboradores, 1999).

Os elementos de liga influenciam o efeito TRIP de três formas diferentes: Na estabilidade da austenita, morfologia da martensita e sobre a diferença de temperatura de começo e fim de formação martensítica.

Adições de elementos de liga do tipo Fe-Cr-Ni ou Fe-Mn-C, produzem uma martensita em forma de agulhas com carbonetos ϵ , adequados para o efeito TRIP.

2.7 - Aços Multifásicos

Nos últimos anos muitos trabalhos vêm sendo desenvolvidos na busca de melhores propriedades para os aços. Nesta busca por novos tipos de aços surgiram os aços bifásicos, descobriram o efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) e chegaram a uma nova geração de aços denominada de aços multifásicos. Estes aços são formados por quatro fases: ferrita, bainita, martensita e austenita retida.

Para que se obtenha bons resultados com o efeito TRIP é necessário a formação de uma quantidade suficiente de austenita retida o mais estável possível. A estabilidade da austenita retida depende de vários fatores, e pode ser aumentada de diferentes formas, por exemplo:

- Aumento do teor de C, Mn, Cr, Ni e Mo na austenita, como foi estudada por Sakuma e colaboradores (1991).
- Deformação da austenita durante recozimento intercrítico e diminuição do tamanho dos grãos, estudado por Yang e colaboradores (1996) e Sugimoto e colaboradores (1993).
- Adições de silício entre 1 e 2% para inibir a precipitação de cementita, evitando assim a perda de estabilidade da austenita, estudado por Basuki (1999) e Sakuma e colaboradores (1991).
- Transformação bainítica que produz a expulsão do carbono durante a formação de ferrita bainítica, enriquecendo em carbono a austenita adjacente, este é um dos efeitos mais estudados.

Os aços multifásicos tendem a melhorar as características apresentados pelos aços bifásicos, conservando a resistência desses aços, tenta-se aumentar sua ductilidade e conformabilidade por meio do efeito TRIP.

2.7.1 - Influência do Tempo de Permanência na Temperatura de Transformação Isotérmica na Obtenção dos Aços Multifásicos

Quando estuda-se a influência dos elementos de liga na obtenção do microconstituente bainítico, destina-se atenção especial ao silício, ver item (2.4.3), pois este elemento pode modificar a reação bainítica, acelerando a cinética global da reação, e favorecendo a permanência da austenita retida na temperatura ambiente após a reação bainítica.

Na figura 2.28 é mostrada a variação da fração volumétrica de austenita retida e o teor de carbono com o tempo, para dois aços diferentes, submetidos a duas austenitizações parciais, seguidas de dois tratamentos isotérmicos diferentes.

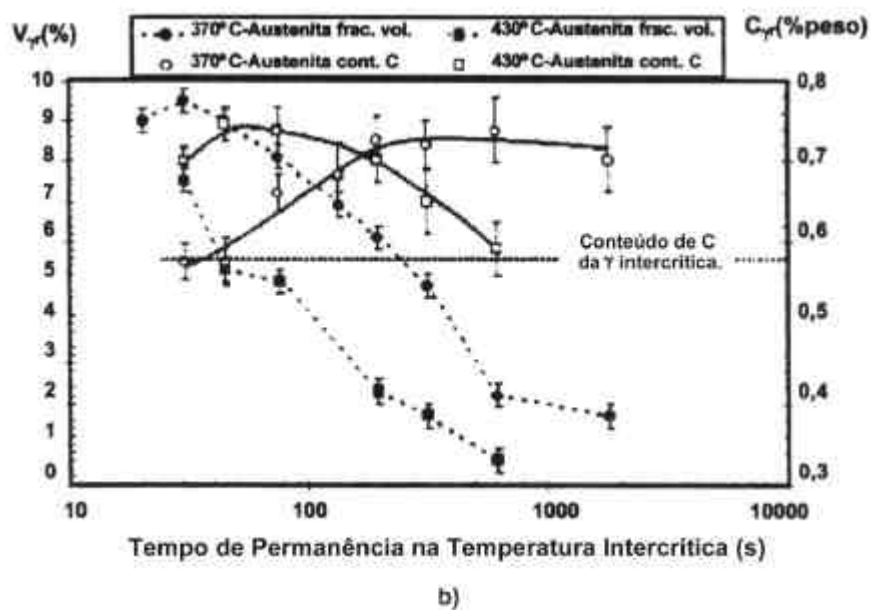
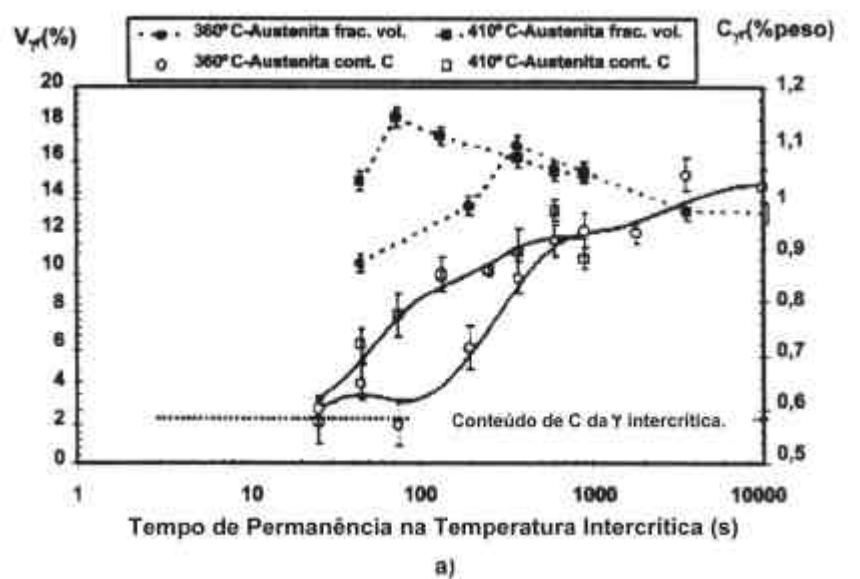


FIGURA 2.28: Fração volumétrica e teor de carbono da fase austenítica em função do tempo de permanência na temperatura intercrítica. Figura 2.28: a) aço de alto teor em silício e b) aço de baixo teor em silício (Girault e colaboradores, 1999).

Além da variação da fração volumétrica, pode-se observar a importância do teor de silício. Quando este se encontra em concentrações superiores a 2%, a formação de carbonetos é completamente inibida e apenas parte da austenita consegue se transformar em bainita, a esta reação chama-se de reação incompleta. Nestas condições, sem a precipitação de cementita, a transformação bainítica continua até que o teor de carbono alcance o limite para a transformação, sem difusão, da austenita em ferrita. O teor de carbono máximo é menor quando a temperatura de transformação é maior, devido a ausência de precipitação de carbonetos, a transformação bainítica pára, o teor de austenita retida é maior e seu teor em carbono cresce com o aumento do tempo de permanência, como pode ser observado na figura 2.28 a . Quando o teor em silício é baixo, os maiores valores de austenita retida são obtidos a temperaturas isotérmicas menores (figura 2.28b).

3.8 - Ataques Químicos

Os drásticos efeitos nas propriedades mecânicas dos aços multifásicos, tornou o exame metalográfico uma necessidade para se compreender as relações microestruturais com as suas propriedades. Para revelar características de microestruturas específicas, numerosos métodos de ataque têm sido desenvolvidos, dos quais, os ataques químicos são os mais amplamente utilizados. Esta técnica utiliza o processo de corrosão controlada, dirigida pelas diferenças eletroquímicas de potencial de oxidação entre áreas de superfície com heterogeneidades químicas e físicas (Vander Voort, 1984). O ataque induz a dissolução seletiva ou descoloração ordenada das fases presentes.

Geralmente, ataques em aços são feitos com Nital (solução de ácido nítrico em álcool etílico), que esboça contorno de grão de ferrita, ferrita-cementita e martensita ou bainita. Existem outros tipos de reagentes que têm sido desenvolvidos, como os desenvolvidos por Ray e Dhua, para caracterizar microestruturas específicas. Quando examinadas com microscópio óptico, o ataque com nital de aços que contém uma dispersão muito fina de partículas de martensita incrustadas em uma matriz ferrítica,

difícilmente mostra contraste visível após este ataque. Isto levou ao desenvolvimento de novas e mais adequadas técnicas de coloração de ataques, que permitem a fácil distinção das fases, colorindo uma ou ambas as fases.

Quando observadas as microestruturas através de microscópio eletrônico de varredura, fazendo uso de elétrons secundários, é necessário a criação de um contraste topográfico entre as diferentes fases através do ataque. Nesta situação o nital é geralmente utilizado, pois ele ataca preferencialmente a ferrita deixando a austenita e a cementita intactas. As fases com bases de ferrita como bainita, ferrita e perlita-ferrita são dissolvidas e exibem uma morfologia típica que geralmente permitem seu reconhecimento. A situação torna-se mais complexa quando a microestrutura apresenta simultaneamente austenita e martensita como fases secundárias. Neste caso, o leve ataque químico conseguido com o nital, não é seletivo o suficiente para permitir a distinção entre as duas fases. Na pesquisa de aços bifásicos, esta limitação não foi crítica, pois a austenita não foi considerada a fase principal da microestrutura.

Com o surgimento do aço de alta resistência e com microestrutura multifásica complexa somente o ataque químico com nital não é suficiente para revelar distintamente todas fases que encontramos neste tipo de estrutura.

Le Pera (1980) trabalhou no melhoramento de contrastes utilizando vários ataques, sendo que o que lhe forneceu melhores resultados foi o que se baseava no metabissulfito de sódio, chegando assim a uma mistura, que forneceu ótimos resultados, 1% de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2 \text{S}_2 \text{O}_5$) diluído em água e 4% de ácido pícrico ($\text{C}_6 \text{H}_2 (\text{NO})_3 \text{OH}$) diluído em álcool etílico. Com este ataque, a martensita aparece branca, a bainita aparece preta e a ferrita aparece marrom e em muitos casos, os contornos de grão não são fortemente delineados (Le Pera, 1980). Neste ataque verifica-se que a composição química do material tem forte influência sobre a estrutura que será revelada e os contornos de grão não ficam sempre bem evidentes; este último problema resolve-se com um pré ataque de nital a 2%.

Para aços TRIP, que geralmente têm 4 fases, têm sido feitas adaptações dos ataques já utilizados para aços bifásicos, com sucesso. Para uma análise através de microscópio eletrônico de varredura a melhor opção ainda é o nital. Para diferenciação

das fases através de microscópio óptico o ataque que vem sendo empregado com maior sucesso é o de Le Pera Modificado (Le Pera, 1980). Este é composto de duas soluções: o reagente I e o reagente II. Utilizam-se 30 ± 2 ml do reagente I (1% de metabissulfito de sódio em água) e 30 ± 2 ml do reagente II (4g ácido pícrico em 100ml de etanol), que são colocados em diferentes béqueres. O tempo de ataque pode variar de 10 a 20 segundos, dependendo da composição química do aço. O ataque é interrompido com álcool etílico seguido de um jato de ar frio para a secagem da amostra. A amostra é pré-atacada com nital para delinear os contornos de grãos. Neste ataque, a ferrita aparece azul-esverdeada, a bainita é marrom e a austenita e a martensita aparecem brancas (Le Pera, 1980).

Capítulo 3: Procedimento Experimental

3.1 - Materiais

O material utilizado neste trabalho foi fornecido pela Confab Tubos S. A., e doado ao departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista “ Júlio de Mesquita Filho ” – UNESP. O material pode ser definido como um aço microligado contendo adições de molibdênio, com baixo teor de carbono. O aço foi produzido pela USIMINAS – Usina Siderúrgica de Minas Gerais S.A, e sua composição química é dada pela tabela 3.1 abaixo:

Tabela 3.1: composição química do material utilizado.

Composição química (% em peso)												
Elemento Químico	C	Si	Mn	P	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
%, em peso	0,05	0,13	1,55	0,022	0,032	0,01	0,059	0,007	0,015	0,18	0,02	0,23

O material foi fornecido em chapas laminadas, com as seguintes dimensões:

Espessura: 18,80 mm

Largura: 250,00 mm

Comprimento: 350,00 mm

A chapa foi usinada no Laboratório de Usinagem por Comando Numérico Computacional do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG. Foram confeccionados 48 corpos-de-prova, extraídos no sentido de laminação da chapa. Os corpos-de-prova seguem a Norma ASTM E8M para ensaios de tração de materiais metálicos à temperatura ambiente.

A seguir na figura 3.1 pode-se ver uma representação esquemática do corpo-de-prova.

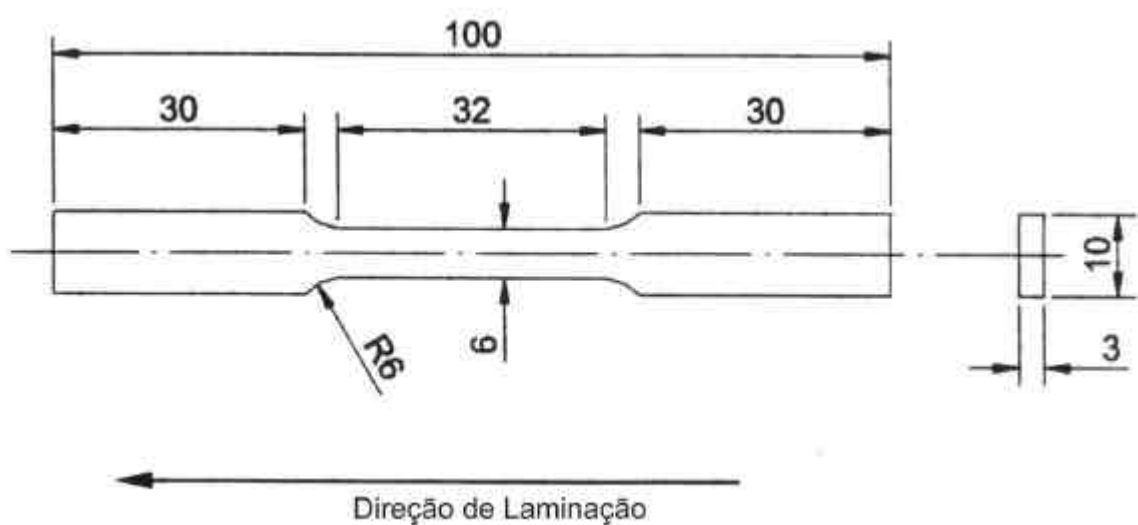


FIGURA 3.1: Representação esquemática dos corpos-de-prova para ensaio de tração.

Para a realização dos ensaios de tração os corpos-de-prova foram lixados, desde a granulometria 100 até a 600, após o tratamento térmico, para a remoção da camada oxidada e proporcionar, assim, um bom acabamento.

Os 48 corpos-de-prova confeccionados foram divididos em 12 lotes com 4 corpos-de-prova cada um. De cada um dos lotes foram retirados 3 corpos-de-prova para a realização do ensaio de tração e um para a caracterização microestrutural.

3.2 - Tratamento Térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Centro Técnico Aeroespacial (CTA) de São José dos Campos. Para a realização dos tratamentos térmicos foram utilizados dois fornos:

- O 1º forno utilizado é do tipo Mufla, modelo KOE 40/25/65 (figura 3.2), com uma potência e temperatura máximas de 18KW e 1000°C, respectivamente. Este forno foi utilizado para a realização do aquecimento dos corpos-de-prova até a região intercrítica ($\alpha+\gamma$). Para minimizar a descarbonetação dos mesmos foi utilizado o gás argônio, propiciando um ambiente inerte dentro da câmara do forno.
- O 2º forno utilizado é do tipo Banho de sal da marca Brasinter, modelo - ABO 35/60 (figura 3.3) com potência e temperatura máxima de 500°C .

Foram levados 40 corpos-de-prova ao forno Mufla, a uma temperatura de 740°C por 30 minutos. Após este tempo os corpos-de-prova foram retirados deste forno e transferidos para o forno de banho de sal. Deste lote, 20 corpos-de-prova receberam tratamento isotérmico à temperatura de 350°C e os outros 20 receberam o tratamento isotérmico à temperatura de 400°C. Nas duas temperaturas de transformação os tempos de permanência foram de 30, 120, 300, 900 e 3600 segundos.

O sal utilizado para a realização do tratamento isotérmico foi do tipo Durferret AVS 250.

Os quatro corpos-de-prova restantes não sofreu nenhum tipo de tratamento térmico, permanecendo como fornecido.



FIGURA 3.2: Forno Tipo Mufla do LTT-AMR/IAE/CTA.

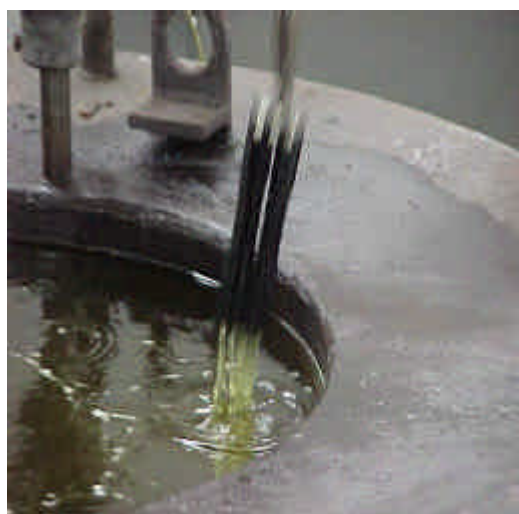


FIGURA 3.3: Forno de Banho de Sal do LTT- AMR/IAE/CTA.

As condições de tratamento térmico são mostradas na tabela 3.2 a seguir:

Tabela 3.2: Condições dos tratamentos térmicos.

CORPO-DE- PROVA	CONDIÇÃO	TEMPERATURA ISOTÉRMICA. (°C)	TEMPO DE PERMANÊNCIA (s)	TIPO DE RESFRIAMENTO
1-4	1	400	30	Em água
5-8	2	400	120	Em água
9-12	3	400	300	Em água
13-16	4	400	900	Em água
17-20	5	400	3600	Em água
21-24	6	350	30	Em água
25-28	7	350	120	Em água
29-32	8	350	300	Em água
33-36	9	350	900	Em água
37-40	10	350	3600	Em água
41-44	11	Como fornecido	—	—

A figura 3.4 mostra uma representação esquemática das rotas de tratamentos térmicos realizados, assim como as microestruturas esperadas.

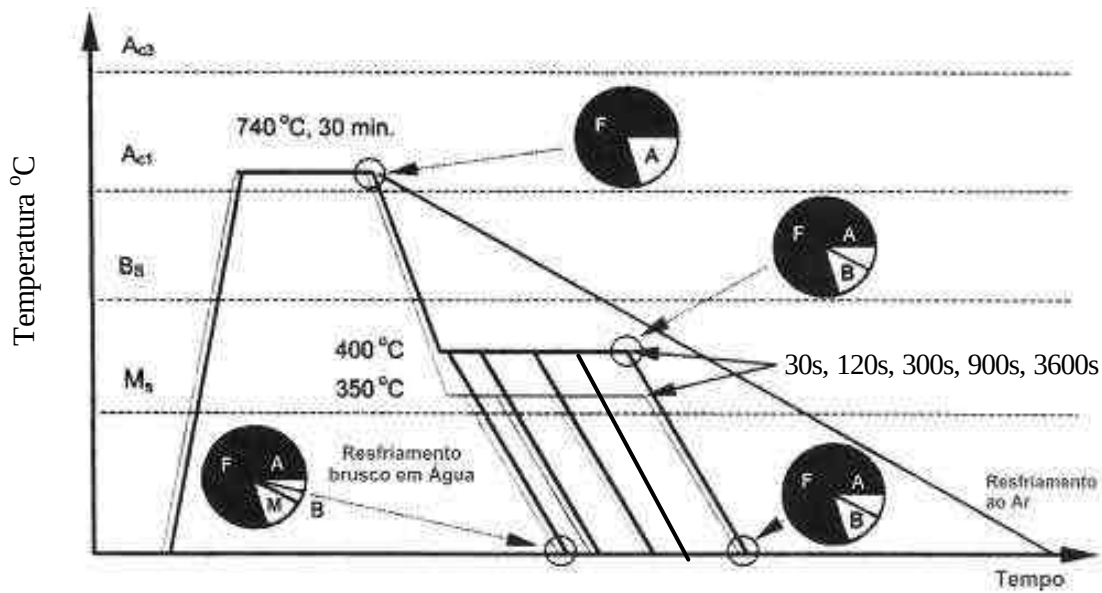


FIGURA 3.4: Representação dos tratamentos térmicos realizados e das microestruturas esperadas.

Na figura 3.5 é mostrado um fluxograma completo dos tratamentos térmicos realizados.

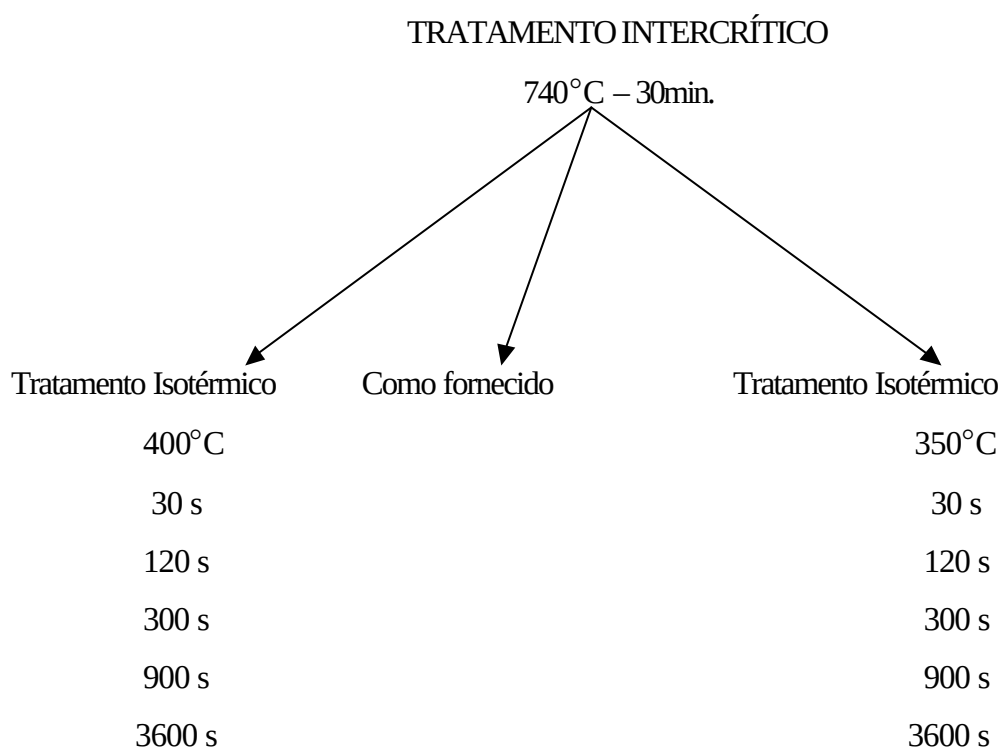


FIGURA 3.5: Fluxograma dos tratamentos térmicos realizados.

3.2.1 - A fórmula de Andrews

Como já foi discutido anteriormente, as fórmulas de Andrews são utilizadas para a determinação das temperaturas de austenização e as temperaturas isotérmicas para a obtenção da estrutura bainítica, estas foram utilizadas neste trabalho de acordo com a composição química do material estudado.

As temperaturas Ac_3 ou Ae_3 representam a temperatura mínima de austenização ou limite superior de um intervalo crítico. As temperaturas Ac_1 ou Ae_1 , representam o início do intervalo de transformação ou a temperatura eutetóide (Andrews, 1965).

A temperatura de austenização é calculada a partir de Ac_3 ou Ae_3 , sendo diferenciadas somente pela quantidade de elementos químicos utilizados e pela quantidade de aços testados. O mesmo procedimento é utilizado para Ac_1 e Ae_1 .

M_s representa a temperatura onde ocorre o início da transformação martensítica. Logo, a transformação bainítica deverá acontecer acima dessa temperatura.

Seguem as fórmulas de Andrews (1965):

$$Ae_3 = 910 - 25Mn - 11Cr - 20Cu + 60Si + 60Mo + 40W + 100V + 700P + 3 - (+ 250Al + 120As + 400Ti); \quad (Eq.3.1)$$

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W; \quad (Eq.3.2)$$

$$Ac_3 = 910 - 203V - C - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (+ 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti); \quad (Eq.3.3)$$

$$M_s (^{\circ}C) = 512 - 453C - 16,9Ni + 15Cr - 9,5Mo + 217(C)^2 + - 71,5(C)(Mn) - 67,6(C)(Cr); \quad (Eq.3.4) \text{ e}$$

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo. \quad (Eq.3.5)$$

As equações 3.3 e 3.5 foram testadas para uma maior variedade de aços e para uma maior variedade de elementos químicos, por esse motivo Andrews indica essas equações como sendo mais confiáveis.

Para este trabalho foram obtidos os seguintes valores através das equações 3.3 e 3.5: $Ac_3 = 860,87^{\circ}C$, $Ac_1 = 712,91^{\circ}C$ e $M_s = 466,47^{\circ}C$. Partindo desses resultados é que foram fixados os valores de $740^{\circ}C$ para a temperatura intercrítica e $400^{\circ}C$ e $350^{\circ}C$ para a temperatura de transformação isotérmica.

3.3 - Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de Ensaio Mecânicos do DEMAR-FAENQUIL, Lorena, de acordo com a norma ASTM E8M.

O equipamento utilizado foi uma máquina de tração MTS 81023M, servo-hidráulica, com capacidade para 250KN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min, com aquisição de dados através do software do próprio equipamento. Para a leitura das medidas de alongamento foi colocado um extensômetro durante todo o ensaio. Os valores obtidos foram importados para a planilha Origin 5.0 para que as curvas Tensão versus Deformação fossem traçadas.

No ensaio de tração foram avaliados os seguintes parâmetros:

- Limite de escoamento (L.E.): foi considerada a tensão que produz uma deformação permanente de 0,2%. Para calculá-lo, traça-se uma reta paralela à reta de proporcionalidade na curva tensão X deformação, a uma distância de 0,2% de deformação, o ponto de intercessão com a curva é o Limite Elástico. Este método é utilizado quando a curva tensão-deformação apresenta escoamento contínuo.
- Limite de resistência à tração: calculada através do carregamento máximo aplicado durante o ensaio dividido pela área inicial do corpo de prova.
- Alongamento: calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo de prova, antes e após o rompimento.

4.4 - Procedimento Metalográfico e Microscopia Óptica

Preparação das amostras

Os 12 corpos-de-prova selecionados para a caracterização microestrutural foram preparados no Laboratório de Metalografia e no Laboratório de Imagens de Materiais – LAIMAT da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP. O seccionamento foi realizado utilizando uma serra de precisão *Buehler – Isomet 1000*, com corte realizado na seção transversal. As amostras foram embutidas utilizando um equipamento *Struers – Tempopress*, com a resina *Struers Multi Fast Brown*.

Após o processo de embutimento, as amostras foram lixadas com lixas d'água com as seguintes granulometrias: 400, 600, 1000, 1500 e 2000. O lixamento foi realizado levando-se em consideração as técnicas adequadas para este tipo de operação; fazendo-se a rotação das amostras de 90° durante a seqüência do processo e utilizando-se a água como refrigerante. Após o lixamento, as amostras foram polidas em uma politriz *Struers – DP –10* com pasta de Alumina *Arotec* - 1µm e pasta de diamante *Struers* - 1µm. Entre as operações de lixamento e polimento as amostras foram limpas, utilizando-se de um *Ultrason* por 5 minutos, com o objetivo de retirar qualquer resíduo restante do processo.

Na seqüência, as amostras foram atacadas com Nital 2% por, aproximadamente, 3 segundos. Neste trabalho utilizou-se também o ataque químico de Le Pera, que consiste em uma mistura de 1g de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2 \text{S}_2 \text{O}_5$) diluído em 100 ml de água destilada (reagente I) e ácido pícrico diluído em 100 ml de álcool etílico (reagente II). Este ataque permite diferenciar até três tonalidades diferentes na microestrutura. Para a realização do ataque, uma vez preparada a amostra, faz-se a imersão da amostra em Nital 2% durante aproximadamente 3 segundos, como já foi dito anteriormente e em seguida limpa-se a amostra abundantemente com álcool e seca-se com jato de ar. O próximo passo é o ataque com Le Pera modificado (mistura dos reagentes I e II citados), que também é realizado por imersão, agitando-se a amostra por um período de 5 a 15

segundos. Após o ataque, limpa-se a amostra repetidas vezes com álcool e seca-se com jato de ar.

Para se chegar às condições ideais do ataque de Le Pera, foram realizadas várias tentativas, modificando-se as proporções dos reagentes I e II e o tempo de exposição ao ataque. Observou-se que mantendo o reagente Le Pera a uma temperatura próxima a 0°C a proporção dos dois reagentes utilizados foi de 1:1 e o tempo de exposição foi de 15 segundos.

A caracterização microestrutural foi realizada no microscópio óptico NIKON APOPHOT. Na determinação da fração volumétrica das fases presentes no material, utilizou-se os programas *Materials Pro* e *Image Pro Plus*.

As micrografias foram analisadas em campo claro, com resolução de 640 x 480 pixels e com aumentos de 500 x para a quantificação das fases, e 1000 x para análise qualitativa do ataque realizado.

Para cada amostra atacada com o reagente Le Pera, foram capturados 20 campos conforme a norma ASTM E1382. Após este procedimento foram determinadas as frações volumétricas das fases presentes no material, utilizando-se os programas já mencionados anteriormente.

Capítulo 4: Resultados e Discussão

4.1 - Microestrutura

Neste item serão apresentados os resultados microestruturais, tanto qualitativa quanto quantitativamente, obtidos através do ataque químico realizado com o reagente Le Pera no aço microligado, contendo baixo teor de carbono e adições de molibdênio.

4.1.1 - Análise Qualitativa

A análise qualitativa refere-se, especificamente, à identificação das fases presentes no material em estudo. Neste caso, possibilitar a caracterização de cada microconstituente presente no material, após a realização dos tratamentos térmicos, através de técnicas de microscopia óptica.

O pré-ataque com Nital tem importância fundamental para delinear os contornos de grão da estrutura, facilitando-se assim a preparação da superfície da amostra para o ataque químico final. O tempo adequado de exposição ao Nital variou entre 2 e 3 segundos.

O ataque químico foi realizado aplicando-se o reagente denominado Le Pera, que é formado por uma mistura de duas soluções, ou seja metabissulfito de sódio dissolvido em água destilada (reagente I) e pelo ácido pícrico dissolvido em álcool etílico (reagente II). Trata-se de um ataque químico que exige muitos cuidados no seu manuseio, para que a revelação da microestrutura seja correta, especialmente quanto a proporção dos reagentes e ao tempo de exposição da amostra.

Sabe-se que a proporção dos reagentes varia de acordo com a composição química do material. O próprio Le Pera (1980) utilizou uma proporção de 1:1, na caracterização de um aço bifásico de alta resistência, com baixo teor de carbono, resultando no aparecimento de uma estrutura marrom, branca e preta. Por outro lado, alguns trabalhos prévios, realizados no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG- UNESP, utilizando aços de baixo teor de carbono, com diferentes teores de silício e manganês, mostraram que a proporção ideal foi de 12 partes de metabissulfito de sódio para 7 partes de ácido pícrico, conseguindo assim um melhor contraste entre as fases ferrita, bainita e o constituinte MA.

Neste trabalho, algumas tentativas foram realizadas para definição da proporção ideal dos reagentes. Foram aplicadas diferentes proporções das soluções de metabissulfito e ácido pícrico, como por exemplo 12:7. Porém, notou-se que o ataque realçava demasiadamente na microestrutura as tonalidades em marrom, impossibilitando a diferenciação das fases presentes. A proporção ideal encontrada foi a mesma utilizada por Le Pera em seu trabalho original, ou seja, 1:1.

Através do método de tentativas e erros, chegou-se ao tempo ideal de exposição, para cada condição de tratamento térmico do material em estudo. Estes dados encontram-se na tabela 4.1. Verificou-se que para cada amostra foi necessário a aplicação de diferentes tempos de exposição aos reagentes, para que o mesmo contraste e a mesma intensidade de cores fosse atingidos. Estes tempos variaram entre 7 e 15 segundos, através da imersão da amostra em um recipiente com a solução a base de metabissulfito e ácido pícrico.

Outra observação importante foi que a temperatura dos reagentes deve ser mantida em temperaturas próxima de zero grau. Os ataques feitos na temperatura ambiente não atingiram o contraste de cor necessário para diferenciar as fases presentes na estrutura.

Para cada amostra a ser atacada, preparou-se um reagente novo, tomando-se o cuidado necessário para que a temperatura da solução permanecesse próxima de zero grau.

Tabela 4.1: Tempos e proporções dos reagentes para o aço em estudo.

Amostra	Nital (tempo em seg.)	Le Pera (tempo em seg.)
02	3	10
06	3	15
10	2	13
14	3	10
18	3	15
22	3	10
26	3	10
30	3	10
34	2	7
38	3	15
42	2	7

A análise qualitativa realizada levou em consideração a presença dos seguintes microconstituintes: a fase ferrítica, o microconstituente bainítico e o microconstituente M.A. (martensita + austenita retida). Para o aço analisado pode-se notar a presença de três colorações distintas. Branca para a austenita retida e martensita, azul-esverdeado para a ferrita e marrom escuro para a bainita. Este método tem o inconveniente de não possibilitar a diferenciação da austenita retida da martensita.

Após a verificação, através de microscópio óptico, da viabilidade do ataque químico, foram capturados 20 campos para cada amostra. O resultado, para a condição de tratamento isotérmico a 400°C e um tempo de permanência de 30 segundos, pode ser

observado na figura 4.1. Foi utilizado um filtro polarizador, para melhorar o contraste das cores.

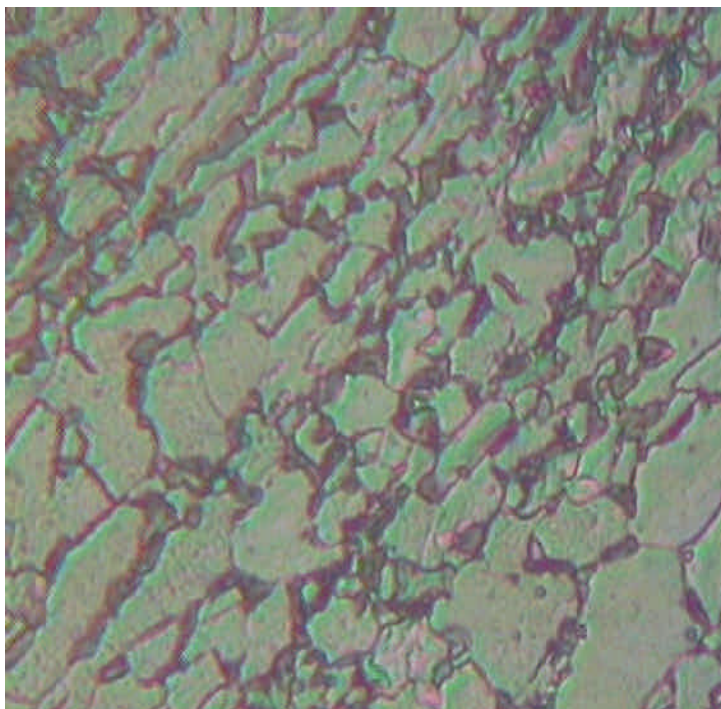


FIGURA 4.1: Micrografia obtida do aço que recebeu o tratamento isotérmico a 400°C num tempo de permanência de 30 segundos, após utilização do reagente Le Pera, com aumento de 1000 vezes.

Portanto, pode-se afirmar que, com a análise qualitativa, tem-se a confirmação da obtenção dos microconstituintes ferrita, bainita, martensita e austenita retida, presentes em coexistência. Sendo assim, fica evidenciado o fato da obtenção da estrutura multifásica. Como um dos objetivos deste trabalho era desenvolver e otimizar rotas de tratamentos térmicos que levassem à obtenção dessas estruturas, pode-se dizer que este resultado foi alcançado.

4.1.2 - Análise Quantitativa

A análise quantitativa foi realizada objetivando a determinação da fração volumétrica dos microconstituintes e, conseqüentemente, estabelecer uma futura correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas, em função das diferentes temperaturas isotérmicas e dos diferentes tempos de permanência nestas temperaturas.

Na figura 4.2, a seguir, pode-se verificar a micrografia do aço analisado, após tratamento térmico em temperatura isotérmica de 350°C por um tempo de permanência de 120 segundos.

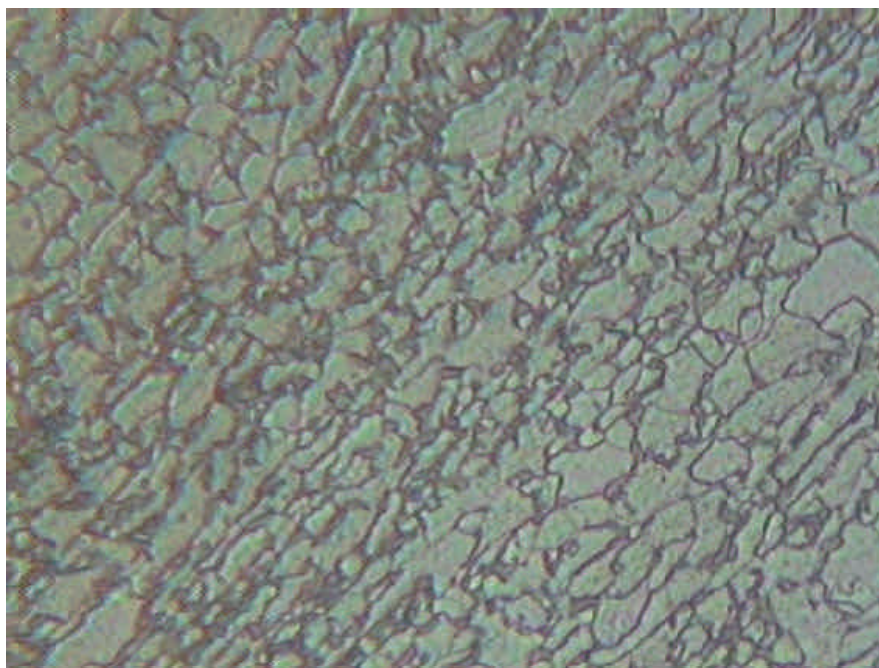


FIGURA 4.2: Micrografia do aço baixo carbono, após tratamento térmico em temperatura isotérmica de 350°C, por um tempo de permanência de 120 segundos, com aumento de 500 vezes.

Nas tabelas 4.2, 4.3 e 4.4 estão representadas as frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A., obtidas após o processamento das imagens, correspondentes às diferentes condições de tratamento térmico.

Tabela 4.2: Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A. obtidas na temperatura de 400°C, nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.

Fase / Tempo de Permanência (s)	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita + Austenita Retida (%)
30	76,6 ± 1,8	10,8 ± 1,2	12,7 ± 1,5
120	75,3 ± 2,0	11,0 ± 1,0	13,6 ± 1,1
300	76,4 ± 1,8	12,7 ± 0,8	10,9 ± 0,9
900	76,9 ± 2,1	13,8 ± 1,1	9,3 ± 1,3
3600	75,8 ± 1,5	14,1 ± 0,9	10,1 ± 1,0

Tabela 4.3: Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A. obtidas na temperatura de 350°C, nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.

Fase / Tempo de Permanência (s)	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita + Austenita Retida (%)
30	77,1 ± 2,4	10,6 ± 1,1	12,4 ± 1,4
120	76,3 ± 1,4	11,2 ± 1,4	12,4 ± 1,2
300	76,6 ± 1,9	13,5 ± 1,2	9,8 ± 1,3
900	75,9 ± 1,9	14,7 ± 1,0	9,5 ± 1,2
3600	76,5 ± 1,6	15,3 ± 1,1	8,2 ± 0,8

Tabela 4.4: Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A. obtidas no material fornecido.

Fase / Condição	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita + Austenita Retida (%)
Fornecido	71,2 ± 2,1	18,4 ± 1,7	10,3 ± 1,8

Analisando as tabelas anteriores, pode-se notar que variando o tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, a quantidade de ferrita formada, em ambas as temperaturas de 400°C e 350°C, é praticamente constante. Os valores variaram entre 77,1 e 75,3%. Tomando-se como base o diagrama de fases Fe-C, pode-se afirmar que após o tempo de permanência na temperatura intercrítica estão presentes na estrutura do aço apenas duas fases: a ferrita (α) e a austenita (γ). A ferrita, com estrutura CCC, dissolve pouco carbono, e portanto não se transformará após o resfriamento. Porém, a austenita rica em carbono será o constituinte responsável pela formação de bainita (ferrita + cementita), austenita retida e martensita, sendo que para este último constituinte a transformação não depende exclusivamente do tempo, mas principalmente da velocidade de resfriamento. Este fato foi também verificado por Jacques, Cornet e colaboradores (1998) em estruturas multifásicas.

Já na análise do campo bainita e martensita + austenita retida nota-se claramente que a proporção de bainita aumenta quando o tempo de permanência aumenta, tanto para a condição de 400°C como para a condição de 350°C. Na primeira condição (400°C) a fração volumétrica de bainita elevou-se de 10,8% para 14,1%, representando um aumento de 31,4%, enquanto que para a condição de 350°C a fração volumétrica aumentou de

10,6% para 15,3%, ou seja, uma variação de 45,1%, em função da manutenção do material nas temperaturas de transformação bainítica. Para tempos inferiores a 120 segundos parte da austenita presente se transforma em martensita, durante o resfriamento brusco até atingir a temperatura ambiente. A martensita desaparece progressivamente da microestrutura final, observada à temperatura ambiente, quando o tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica aumenta. Não se pode definir precisamente com que tempo de permanência não ocorre mais o final da transformação da austenita em martensita. Porém, sabe-se que a transformação bainítica é acompanhada por uma redução significativa da temperatura M_s , causada com o aumento da quantidade de carbono na austenita retida, o que deixa esta fase suficientemente estabilizada para não se transformar em martensita durante o resfriamento brusco. Portanto, provavelmente, para tempos menores que 120 segundos, a microestrutura final contém a presença de 4 fases: ferrita, bainita, martensita e austenita retida, enquanto para tempos superiores, ou seja de 300 a 3600 segundos, a microestrutura final é composta apenas por três fases: ferrita, bainita e austenita retida.

A fração volumétrica da bainita aumenta durante a transformação isotérmica em função do tempo, e tende a atingir um limite onde ela estabilizará, permanecendo a estrutura com uma quantidade considerável de austenita retida. Na realidade esta transformação é interrompida no momento que a austenita retida atinge o seu equilíbrio, ou seja no instante em que ocorre um enriquecimento de carbono suficiente na fase austenítica gerado pela rejeição de carbono da ferrita bainítica (ferrita presente no microconstituente bainítico). Este efeito, denominado “fenômeno da reação incompleta”, identificado por Bhadeshia (1999) e por Honeycombe e Bhadeshia (1995), não foi percebido neste trabalho, pois mesmo com tempos de 3600 segundos ainda percebe-se uma pequena elevação na fração volumétrica da bainita. Nas condições pesquisadas neste trabalho, especialmente em função da composição química do material e do tratamento térmico realizado, pode-se afirmar que a total estabilidade da austenita retida deverá ser

atingida em tempos superiores a 3600 segundos, e que, conseqüentemente, as transformações bainíticas só irão terminar após este tempo.

Sakuma, Matlock e Krauss (1992) verificaram que a mais alta fração volumétrica de austenita retida ocorreu que entre os tempos de 60 – 240 segundos. Estes resultados estão em concordância com os valores percentuais de austenita retida e martensita obtidos neste estudo. Pode-se observar nas tabelas 4.2 e 4.3 que em tempos de permanência entre 30 e 300 segundos ocorre a maior fração volumétrica do constituinte martensita + austenita retida. Este fenômeno é observado para as duas temperaturas de tratamento isotérmico, tanto a 400°C como a 350°C. Provavelmente, até 120 segundos de permanência na temperatura de transformação bainítica, a fração volumétrica da austenita retida apresente uma elevação, seguido de um decréscimo até atingir o tempo de permanência de 3600s.

Deve-se realçar que o pico na fração volumétrica de austenita retida está intimamente relacionado com a transformação martensítica e, conseqüentemente, com a estabilidade da austenita retida. Especialmente, se considerado que a transformação martensítica deve ocorrer somente para tempos inferiores à 120 segundos.

Quando comparados os níveis de temperatura aplicados no tratamento isotérmico pode-se afirmar que os resultados das frações volumétricas apresentam similaridades com o observado por E. Girault e colaboradores (1999), onde foi verificado que as frações volumétricas da austenita retida, obtidas na temperatura de transformação bainítica mais baixa, são menores do que em temperaturas de transformação bainítica mais altas. Isto pode ser constatado observando-se que para a temperatura de transformação isotérmica de 350°C as frações volumétricas do constituinte M.A., de forma geral, são menores do que para a temperatura de 400°C. Estas temperaturas de transformação bainítica foram selecionadas através da fórmula de Andrews, visando uma maior formação de bainita superior em 400°C e de bainita inferior em 350°C. Acredita-se que a maior quantidade de bainita em altas temperaturas de transformação possa ser explicada em função da própria

bainita superior, ou seja em função da formação de carbonetos somente entre as ripas da ferrita, e não no interior das ripas, como acontece na bainita inferior.

Porém, como não é possível a diferenciação entre bainita inferior e superior utilizando-se apenas recursos de microscopia óptica, esta discussão fica sensivelmente prejudicada. Contudo, pode-se afirmar que este estudo deve ser aprofundado, especialmente para se detectar estas pequenas variações que ocorrem nas frações volumétricas das fases presentes, em função das diferentes temperaturas de transformação bainítica, visando um melhor entendimento destas transformações. Uma proposta de utilização de recursos de microscopia eletrônica de transmissão para trabalhos futuros deve se considerada.

4.2 - Propriedades Mecânicas

Da realização do ensaio de tração, foram obtidos os resultados relativos as seguintes propriedades mecânicas: limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, que estão dispostos nas tabelas 4.5, 4.6 e 4.7.

A composição química assim como os tratamentos térmicos realizados em um material são fatores que têm grande influência nas propriedades mecânicas finais. O carbono é tão importante neste item que a própria denominação da classe de aços pode ser realizada através da quantidade de carbono presente no material.

A quantidade de austenita retida também tem muita importância. Jacques e colaboradores, em 1998, mostraram em seu trabalho que a austenita retida tende a melhorar as propriedades dos aços bifásicos por intermédio do efeito da plasticidade

induzida por deformação (TRIP), especialmente se for possível o aumento da estabilidade da austenita retida. Os aços TRIP são obtidos quando o estágio de recozimento intercrítico é seguido por um tratamento isotérmico no intervalo de tempo de transformação bainítica (Jacques e colaboradores, 1998). Outro fator que apresenta grande influência sobre as propriedades mecânicas finais do aço é o tamanho dos grãos austeníticos, pois, grãos menores dão uma resistência maior ao material. Neste trabalho, o refino do grão austenítico foi atingido pelo processamento termomecânico, quando da fabricação da chapa, e através da adição de alguns elementos de liga, como por exemplo o molibdênio. O silício também contribuiu muito na melhora das propriedades mecânicas, pois, quando em combinação com o molibdênio contribui com a diminuição do tamanho de grãos (Jacques e colaboradores, 2001).

Esses novos aços têm a vantagem de ter limites de resistência a tração e escoamento mais elevados, e maior ductilidade que os aços comuns, devido a maior fração volumétrica de bainita e a estabilidade da austenita retida (Yasuharu, Matlock e Krauss, 1991).

Tabela 4.5: Propriedades mecânicas obtidas no aço tratado na temperatura isotérmica de 400°C.

Condição 400°C tempo (s)	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
30	786,4 ± 8,4	465,3 ± 5,2	20,3 ± 1,2
120	701,6 ± 5,4	467,5 ± 3,3	21,6 ± 1,4
300	692,3 ± 3,5	457,9 ± 4,1	22,9 ± 1,1
900	683,4 ± 4,8	453,0 ± 3,5	23,8 ± 1,3
3600	681,9 ± 4,5	494,7 ± 6,4	23,8 ± 1,3

Tabela 4.6: Propriedades mecânicas obtidas no aço tratado na temperatura isotérmica de 350°C.

Condição 350°C tempo (s)	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
30	773,2 ± 7,0	439,8 ± 3,6	20,5 ± 1,3
120	712,6 ± 4,3	437,5 ± 2,9	22,1 ± 1,4
300	701,3 ± 3,2	428,5 ± 3,4	22,8 ± 1,4
900	695,4 ± 3,2	423,6 ± 4,1	23,6 ± 1,2
3600	696,7 ± 4,9	465,9 ± 6,2	24,1 ± 0,9

Tabela 4.7: Propriedades mecânicas obtidas no material como fornecido.

Condição	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
Material como fornecido	681,1 ± 4,3	567,4 ± 5,8	36,0 ± 2,1

Comparando-se os resultados obtidos do material como fornecido (tabela 4.7) e do material após os tratamentos térmicos (tabelas 4.5 e 4.6), pode-se notar uma melhora na resistência à tração em tempos de permanência inferiores a 300 segundos. Em todos os tempos de permanência nas temperaturas de transformação isotérmica ocorreu um sensível prejuízo nos níveis de alongamento. Portanto, a alta resistência mecânica nos primeiros tempos de permanência está correlacionada com as maiores frações volumétricas do constituinte M.A., especialmente da martensita, e com a presença da fase

bainítica na estrutura. Sabe-se que a subestrutura do constituinte M.A. é formada por alta densidade de discordâncias e/ou maclas, conferindo alta dureza (Ikawa). Resultados semelhantes foram obtidos por Jacques e colaboradores (2001) onde foi proposta uma correlação diretamente proporcional entre quantidade de austenita retida formada e limite de resistência à tração.

Para a condição de tratamento isotérmico a 400°C, a manutenção do aço em diferentes tempos de permanência na região de transformação bainítica ocasionou uma diminuição de 786,4 MPa para 681,9MPa na resistência à tração representando uma redução de 15,3%. Esta redução como já citado, está provavelmente relacionada com a formação de menores teores de martensita. Pelos mesmos motivos, para o tratamento isotérmico a 350°C o limite de resistência à tração teve uma redução de 11,0%, sendo seu limite máximo de 773,2 MPa e o limite mínimo de 696,7 MPa.

Observando, a tabela 4.2 e 4.3, está evidenciado o fato de que quando a resistência à tração diminui a partir de 120 segundos, há também um aumento na formação de austenita retida e bainita, e o provável desaparecimento da martensita em ambas temperaturas de tratamento isotérmico.

O limite de escoamento, comparando os tempos de 30s. e de 3600s, para as condições de 400°C e 350°C teve um aumento da ordem de 6,3% e 5,9%, respectivamente. Se tomarmos as tabelas de frações volumétricas como base, observa-se que há um aumento da fração volumétrica da bainita. Este fato, em conjunto com a estabilização da austenita retida, contribui para o aumento do limite de escoamento. Este resultado está em conformidade com o trabalho de Sakuma e colaboradores (1991).

O alongamento medido para as duas condições (400°C e 350°C) teve um aumento similar, da ordem de 17,2% para a condição de 400°C e 17,6% para a condição de 350°C. Este fato pode estar relacionado com o aumento gradual nas quantidades de bainita devido ao maior tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

Tendo em vista que não houve o “fenômeno da reação incompleta”, ou seja, que para tempos de 3600 segundos ainda houve um aumento na fração volumétrica deste constituinte, levando, conseqüentemente, a um aumento gradual do alongamento.

Analisando os resultados obtidos através dos ensaios de tração, pode-se afirmar que o tratamento térmico aplicado ao aço em estudo, foram muito positivos, se considerarmos os valores de limite de resistência à tração para tempos de permanência inferiores a 300 segundos. Por outro lado, no alongamento ocorreu uma sensível redução quando comparado com os valores observados no material fornecido. Deve-se realçar que a manutenção do aço em tempos longos na temperatura de transformação isotérmica ocasionou uma sensível elevação do alongamento total, gerando diferentes combinações da relação: limite de resistência à tração versus ductilidade. Pode-se afirmar portanto que o aço com estrutura multifásica, nas condições de tratamento térmico realizadas, contendo frações volumétricas variadas de austenita retida, ferrita, martensita e bainita pode ser benéfico para aplicações que exijam ganhos de resistência mecânica com pequenos prejuízos nos níveis de alongamento.

Capítulo 5: Conclusões

Para o aço com baixo teor de carbono (0,05% em peso), com adições de molibdênio, processado termicamente através da temperatura de austenitização de 740°C e, posteriormente, mantido nas temperaturas de transformações isotérmicas de 350°C e 400°C, por intervalos de tempos diferenciados, pode-se concluir que:

- A análise qualitativa que se refere a identificação das fases presentes através do reagente químico Le Pera, feita por microscopia óptica, permitiu caracterizar a microestrutura presente como multifásica. O ataque utilizado permitiu destacar os seguintes constituintes: a bainita com a cor marrom escura, a ferrita em tom azul-esverdeado e a austenita retida + martensita aparecem branca.
- Ainda na análise qualitativa obteve-se a constatação da formação de diferentes microconstituintes, ficando evidenciada a obtenção da estrutura multifásica, ou seja, as temperaturas adotadas para o tratamento intercrítico e isotérmico foram adequadas a obtenção da estrutura de aços TRIP, se considerada a presença de austenita retida.
- A fração volumétrica dos microconstituintes influenciou as propriedades mecânicas de forma significativa. O decréscimo do valor da fração volumétrica de martensita + austenita retida com o aumento do tempo de permanência na temperatura isotérmica, proporcionou uma redução nos níveis de resistência e um aumento no alongamento total.
- Comparando os tratamentos isotérmicos realizados na temperatura de 400°C com os tratamentos isotérmicos realizados a 350°C, pode-se afirmar que não ocorreram variações significativas nas propriedades mecânicas do material, assim como na fração volumétrica das fases presentes.

De uma maneira geral, o estudo realizado atingiu os objetivos propostos neste trabalho. Foram definidas rotas de tratamentos térmicos que levaram a obtenção de estruturas multifásicas. Os microconstituintes presentes foram caracterizados qualitativa e quantitativamente, sendo estabelecida uma correlação entre processamento, microestrutura e propriedades mecânicas. Finalmente, foi aplicada um ataque químico que permitiu a caracterização microestrutural de aços multifásicos, realizada unicamente com a utilização de técnicas de microscopia óptica.

5.1 - Sugestões para Trabalhos Futuros

- Realização de um estudo para determinação da tenacidade à fratura o material, nas diferentes condições de tratamentos térmicos.
- Analisar os tipos de bainita obtidos, assim como sua morfologia por microscopia eletrônica de transmissão.

REFERÊNCIAS

ANDREWS, K.W.. **Empirical Formulae for the Calculation of Same Transformation Temperatures.** In: Journal of the Iron and Steel Institute.. p 721-727, 1995

BRAMFITT, B.L., SPEER, J. G. A Perspective on the Morfology of Bainite. **Metallurgical Transactions.**v. 21 A , p. 817-829, 1990.

BHADESHIA H. K. D. H. The Bainite Transformatios: Unresolved issues. **Materials Science and Engineering.** A, v 21, p.817-829, April, 1999.

HONEYCOMBE, R. W. K., BHADESHIA, H. K. D. H. **The Bainitic Reaction.** Metallurgical and Materials Science Steels- Microestruture and Properties. p. 115-139, 1995.

PICKERING, F. B. **The Structure and Properties of Bainite in Steels.** The United Steel Companies Ltd. Moorgate, Rotherham, Great Britain. p.109-132, 1967.

HABRAKEN, L. J., ECONOMOPOULOS, M. **Bainitic Microestrutres in Low-Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties.** Belgium. p.69-108, 1967.

DAVEMPORT, E. S., BAIN, E. C. Trans. AIME 90. 117, 1930.

OHMORI, Y., OHTANI, H., KUNITAKE, T., **The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels.** Transactions of the Iron and Steels Institute of Japan. v. 11, p. 251-259, 1971.

HEHEMANN, R.F., KINSMAN, K .R., AND AARONSON, H. I., **Debat on Bainite Reaction.** Metallurgical Transactions. v 3, 1972.

LIAN, M S. AND HUA, L.. **Effect of Retention and Mechanical Stability of Retained Austenite on Tensile Properties in Low Carbon-low Alloy Triphase Steel** Materials Science and Technology. v. 11, May, 1995.

GIRAULT, E., JACQUES, P., RATCHEV, P., VAN HUMBEECK, J., VERLINDEN, B. e AERNOUDT, E. **Study of the Temperature Dependence of the Bainitic Transformation Rate in a Multiphase TRIP-Assisted Steel.** Materials Science and Engineering. A273-275, p.471-474, 1999.

GIRAULT, E., JACQUES, P., HARLET, P., MOLS, K., VAN HUMBEECK, J., AERNOUDT, E., DELANNAY, F., **Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels.** In: Materials Characterization. v.40, p. 111-118, 1998.

EBERLE, K., CANTINIEAUX, P. and HARLET, P. **New Thermomechanical Strategies for the Productions of High Strenght Low Allowed Multiphase Steel Showing a Transformation Induced Plasticity (TRIP) Effect.** Steel Research 70, No.6, 1999.

SAKUMA, Y., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., **Intercritically Annealed and Isothermally Transformed 0,15 Pct C Steels Containing 1.2 Pct Si- 1.5 Mn and 4 Pct Ni: Part I Transformation, Microestruture, and Room-Temperature Mechanical Properties.** Metallurgical Transactions volume 23 A, p. 1221-1232 , april, 1992.

YANG, J.R., HUANG, C.J., HSIEH, W.H., and CHIOU, C.S., **Mechanical Stabilization of Austenite against Bainitic Reaction in Fe-Mn-Si-C Bainitic Steel.** Materials Transactions, JIM, volume 37, No 4, p. 579-585, 1996.

SUGIMOTO, K., MISU, M., KOBAYASHI, M. and SHITASAWA, H., **Effects of Second Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in a TRIP-aided Dual-Phase Steel Sheet.** ISIJ International, volume 33, No 7, p. 775-782, 1993.

SAKUMA, Y., MATSUMURA, O., TAKECHI, H., **Mechanical Properties and Retained Austenite in Intercritically Heat-Treated Bainite-Transformed Steel and their Variation with Si and Mn Additions.** Metallurgical Transactions. volume 22 A., february, 1991.

SUGIMOTO, K., KOBAYASHI, M. and SHITASAWA, H., **Ductility and Strain-Induced Transformation in High-Strength Transformation - Induced Plasticity-Aided Dual Phase Steel.** Metallurgical Transactions volume 23 A , november, 1992.

JEONG, W. C., MATLOCK, D. K., and KRAUSS, G., **Observation of Deformation and Transformation behavior of Retained Austenite in a 0.14C-1.2Si-1.5Mn Steel with Ferrite-Bainite-Austenite Structure.** Materials Science and Engineering, A165, p. 1-8, 1993.

JEONG, W. C., MATLOCK, D. K., and KRAUSS, G., **Observation of Deformation and Transformation behavior of Retained Austenite in a 0.14C-1.2Si-1.5Mn Steel with Ferrite-Bainite-Austenite Structure.** Materials Science and Engineering, A165, p. 9-18, 1993.

LE PERA, F. S., **Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel.** In: Journal of Metals. p. 38-39, 1980.

CALLISTER, W. D., Materials Science and Engineering.^{5^a} Edition, 2002.

VANDER VOORT, Metallography Principles and Practice. Mc Graw Hill, 1984.

JACQUES P., CORNET X., Ph HARLET, LADRIÈRE J., and DELANNAY F., **Enhancement of the Mechanical Properties of a Low-Carbon, Low-Silicon Steel by Formation of a Multiphases Microstructure Containing Retained Austenite.** Metallurgical and Materials Transactions, volume 29 A., p.2383 – 2393, 1998.

APOSTOLOS N. VASILOKOS, KOSTAS PAPAMANTELLOS, GREGORY N. HAIDEMENOPoulos and WOLFGANG BLECK, **Experimental Determination of the Stability of Retained Austenite in Low Alloy TRIP Steels.** Materials Technology, volume 70, no.11, p.466 – 471, 1999.

JACQUES P., LADRIÈRE J., and DELANNAY F., **On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation – Induced Plasticity Multiphase Steel.** Metallurgical and Materials Transactions, volume 32 A, p. 2759 – 2768, 2001.

MANGONON P. L., **Effect of Alloying Elements on the Microstructure and properties of a Hot-Rolled Low-Carbon Low-Alloy Bainitic Steel.** Metallurgical and Materials Transactions, volume 7 A , september 1976.

HEHEMANN R. F., **Phase Transformation.** American Society of Metals, Metals Park, Oh, p. 397, 1970.

BASUKI A. and AERNOULD, **Effect of Deformation in the Intercritical Area on the Grain Refinement of Retained Austenite of 0,4 C TRIP Steel.** Journal of Materials Processing Technology, p. 37-43, 1999.