

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2001





***"Caracterização Microestrutural,
Mecânica e Fractográfica do Aço
API-5L-X80, contendo Molibdênio,
com Microconstituente Bainítico"***

JULIANA ESPINOSSI ROZA

137

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL,
MECÂNICA E FRACTOGRÁFICA DO AÇO
API-5L-X80, CONTENDO MOLIBDÊNIO,
COM MICROCONSTITUINTE BAINÍTICO

JULIANA ESPINOSI ROZA

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá
2001

468



468

24/01/02

R\$220,00

D

Ficha catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Tratamento da
Informação da Biblioteca – FEG/UNESP

Roza, Juliana Espinossi

R893c Caracterização microestrutural, mecânica e fractográfica de um
aço API-5L-X80, contendo molibdênio, com microconstituente
bainítico/Juliana Espinossi Roza. Guaratinguetá, 2001
119f.: il.; 30cm

Bibliografia: f.114-119
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2001.
Orientador: Prof. Dr.Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço microligado I. Título

CDU 669.14

**“CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL, MECÂNICA E
FRACTOGRAFICA DO AÇO API-5L-X80, CONTENDO MOLIBDÊNIO,
COM MICROCONSTITUINTE BAINÍTICO”**

JULIANA ESPINOSI ROZA

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
Unesp-Feg



Prof. Dr. PAULO ROBERTO MEI
UNICAMP

Março de 2001

DADOS CURRICULARES

JULIANA ESPINOSSI ROZA

NASCIMENTO	20.02.1975 – SANTO ANDRÉ/SP
FILIAÇÃO	Nilo Roza Maria Teresa Espinossi Roza
1993/1998	Curso de Graduação Licenciatura em Física Faculdade de Engenharia Campus de Guaratinguetá - UNESP



aos meus pais, Nilo Roza e Maria Teresa
Espinossi Roza, pelo apoio e incentivo que me
deram em todos os momentos do curso e de
minha vida.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus, pois sem ele nada seria possível;
ao meu querido amigo e orientador, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira*,
por todo apoio e incentivo dados, por sua paciência e dedicação neste estudo;

ao IAE/AMR/CTA, pelos tratamentos térmicos realizados e pela análise
feita através do difratômetro de raios-X, principalmente ao *Engenheiro Dalcy
Roberto dos Santos* e ao técnico *Edevaldo Faria Diniz* ;

ao DEMAR/Lorena, pelos ensaios mecânicos realizados, pelas
micrografias para a análise fractográfica e pelo auxílio na solução de dúvidas
relacionadas à difração de raios-X, principalmente aos técnicos e ao *Prof. Dr.
Paulo*;

aos técnicos *Humberto Lopes Rodrigues, Domingos Hasmann Neto, Célio
José de Souza, José Manoel Bernardes, Manoel F. dos Santos Fº, Wilson
Roberto dos Santos, Odir Vieira da Silva e Ely de Almeida Fornitano*, por todo
apoio oferecido nos laboratórios de computação, de usinagem, de metalografia e
de metrologia;

à *CONFAB TUBOS S.A*, pelo fornecimento do material;

ao *Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein*, pelo auxílio dado
principalmente na solução de dúvidas pertinentes à análise e processamento de
imagens e análise fractográfica;

ao *Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto*, pela ajuda dada principalmente
na etapa dos tratamentos térmicos;

ao professores, *Dr. Herman J. C. Voorwald e Ângelo Caporalli Filho*,
pelo incentivo;

às secretárias da pós-graduação *Regina e Elisa* pela dedicação e atenção
no atendimento;

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá, principalmente
à *Rosana*, pela presteza e atenção no atendimento;

ao colega *Renato Chavez Souza*, pelo incentivo e ajuda, principalmente pela grande colaboração dada na parte de microscopia eletrônica de varredura e ensaios mecânicos;

à *Maria Aparecida Alkimin*, por toda a sua atenção e carinho;

à *doutoranda Ana Lúcia Horovistiz* pela amizade e pelo apoio nos momentos de dificuldades;

à *doutoranda Maria Odila Hilário Cioffi*, pela atenção e incentivo durante o curso;

ao *doutorando André Luis Carvalho*, pelo grande incentivo dado em todos os momentos do curso;

à *Profª Drª Tânia Regina Arantes Macedo de Azevedo*, por todo seu carinho e apoio dados durante a graduação e a pós-graduação, por seu incentivo em todos os momentos destes cursos;

ao *mestrando Luciano Monteiro Florence Ribeiro*, pela amizade e pelo apoio dados;

à *Santiago Sancho Aguilera*, por todo incentivo e apoio dados.

Este trabalho contou com o apoio da seguinte entidade:

- CAPES – Fundação Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior.



“Caminhante, não há
caminho; se faz caminho ao
andar”.

(Saint-Exupéry)



SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

Resumo

Abstract

Capítulo 1 INTRODUÇÃO

1.1 Objetivos

Capítulo 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....22

2.1 Considerações gerais.....22

2.2 Tipos de bainita.....26

2.2.1 Bainita superior.....26

2.2.2 Bainita inferior.....33

2.2.3 Bainita granular.....39

2.2.4 Bainita não-ferrosa.....39

2.2.5 Bainita colunar.....40

2.2.6 Bainita inversa.....40

2.2.7 Ferrita acicular.....42

2.2.8 Ferrita Widmanstätten.....45

2.2.9 O constituinte MA.....47

2.3 Influência dos elementos de liga na formação do microconstituente bainítico.....50

2.3.1 Considerações gerais.....50

2.3.2 O carbono.....51

2.3.3 O molibdênio.....53

2.4 Aços multifásicos.....54

2.5 Ataques químicos.....55

2.6 Processamento e análise de imagens.....59

2.7 O emprego da difração de raios-X para a determinação da austenita retida.....60

2.8 A fractografia.....	62
2.8.1 Fratura dúctil e fratura frágil.....	62
2.8.2 Modos de ruptura.....	64
2.8.2.1 Ruptura por “dimple”.....	64
2.8.2.2 Ruptura por clivagem.....	65
2.8.2.3 Ruptura por fadiga.....	66
2.8.2.4 Ruptura por quase-clivagem.....	66
Capítulo 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	68
3.1 Material.....	68
3.2 Usinagem dos corpos de prova.....	68
3.3 Tratamento térmico.....	69
3.3.1. A fórmula de Andrews.....	75
3.4 Ensaio de tração.....	77
3.5 Caracterização microestrutural.....	78
3.6 A difração de raios-X.....	79
3.7 A análise fractográfica.....	80
Capítulo 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	81
4.1 A microestrutura.....	81
4.1.1 Análise qualitativa.....	81
4.1.2 Análise quantitativa.....	85
4.2 Propriedades mecânicas.....	100
4.3 Análise fractográfica.....	109
Capítulo 5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	112
5.1 Conclusões.....	112
5.2 Sugestões para trabalhos futuros.....	113
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	114

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 – Representação esquemática do microconstituente bainítico.....	24
FIGURA 2.2 – Representação esquemática das etapas de formação do microconstituente bainítico.....	25
FIGURA 2.3 – Micrografia da bainita superior em um aço rico em silício.....	26
FIGURA 2.4 – Emaranhado de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara)/austenita (região escura)	28
FIGURA 2.5 – Imagem de microscopia de força atômica. Crescimento das ripas de ferrita.....	29
FIGURA 2.6 – Representação esquemática dos intervalos de temperaturas onde três tipos de bainita são formadas em um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V durante o resfriamento contínuo.....	31
FIGURA 2.7 - Representação esquemática dos intervalos de temperaturas onde três tipos de bainita são formadas em um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V durante a transformação isotérmica.....	32
FIGURA 2.8 – Microestrutura da bainita inferior mostrando partículas de carbono no interior da ferrita bainítica.....	33
FIGURA 2.9 – Representação esquemática da formação da bainita superior e da bainita inferior.....	34
FIGURA 2.10 – Micrografia realizada através do microscópio eletrônico de varredura da bainita inferior.....	37
FIGURA 2.11 – Esquema tridimensional da estrutura da bainita inferior.....	38
FIGURA 2.12 – Ilustração das diferenças microestruturais entre a ferrita acicular e a bainita inferior.....	44

FIGURA 2.13 – Ilustração da formação do relevo da superfície da ferrita Widmanstätten pelo mecanismo de crescimento.....	46
FIGURA 2.14 – O efeito do carbono na temperatura de transição entre a bainita superior e a bainita inferior.....	52
FIGURA 2.15 Micrografia obtida através do microscópio eletrônico de varredura em aços bifásicos atacados com Nital diferenciando as fases austenítica e martensítica.....	56
FIGURA 2.16 Ataque com o reagente Le Pera Modificado.....	58
FIGURA 2.17 Ataque com o reagente Le Pera Modificado.....	58
FIGURA 3.1 - Corpo de prova para ensaio de tração e caracterização microestrutural (medidas em mm).....	69
FIGURA 3.2 Forno tipo mufla do LTT – IAE/AMR/CTA.....	70
FIGURA 3.3 Forno de banho de sal do LTT – IAE/AMR/CTA.....	70
FIGURA 3.4 Representação esquemática do tratamento térmico realizado....	73
FIGURA 3.5 Representação esquemática do tratamento térmico realizado com uma temperatura de 470 ⁰ C.....	74
FIGURA 3.6 Representação esquemática do tratamento térmico realizado com uma temperatura de 520 ⁰ C.....	74
FIGURA 3.7 Representação esquemática do tratamento térmico realizado, o qual 4 corpos de prova foram resfriados ao ar	75
FIGURA 4.1 – Ataque químico realizado com o reagente Le Pera Modificado.....	84
FIGURA 4.2 – Micrografia obtida após tratamento térmico na temperatura de 470 ⁰ C por um tempo de permanência de 900 segundos.....	89
FIGURA 4.3 - Gráfico da fração volumétrica das fases presentes em função dos diferentes tempos de manutenção do material obtido na temperatura de 470 ⁰ C.	92
FIGURA 4.4 – Micrografia obtida após tratamento térmico na temperatura de 520 ⁰ C por um tempo de permanência de 900 segundos.....	93

FIGURA 4.5 – Gráfico obtido na temperatura de 470°C e de 520°C . Resistência à tração (MPa) x Tempo (segundos)	103
FIGURA 4.6 - Gráfico obtido na temperatura de 470°C e de 520°C . Limite de escoamento (MPa) x Tempo (segundos)	103
FIGURA 4.7- Gráfico obtido na temperatura de 470°C e de 520°C . Alongamento (%) x Tempo (segundos)	104
FIGURA 4.8 – Microestrutura obtida através do microscópio eletrônico de varredura após tratamento térmico na temperatura de 520°C , por um tempo de 3600 segundos. Aumento: 75 X.	109
FIGURA 4.9 - Microestrutura obtida através do microscópio eletrônico de varredura após tratamento térmico. Aumento: 2000 X.	110
FIGURA 4.10. Micrografia obtida através do microscópio eletrônico de varredura após tratamento térmico na temperatura de 470°C , por um tempo de 3600 segundos. Aumento: 2000 X.	110

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 – Composição química típica de aços com alta resistência, baixo carbono e baixa liga (em peso).....	30
TABELA 2.2 – Composição química dos aços atacados com o reagente Le Pera Modificado.....	58
TABELA 3.1 – Composição química do aço API-5L-X80.....	68
TABELA 3.2 Condições geradas nos tratamento térmicos.....	72
TABELA 4.1 – Fração volumétrica da ferrita, da bainita e do constituinte MA obtida na temperatura de 470 ⁰ C nos tempos de 30 s, 120 s, 300 s, 900 s e 3600s.....	90
TABELA 4.2 – Fração volumétrica da ferrita, da bainita e do constituinte MA obtida na temperatura de 520 ⁰ C nos tempos de 30 s, 120 s, 300 s, 900 s e 3600s.....	91
TABELA 4.3 Propriedades mecânicas obtidas na temperatura de 470 ⁰ C.....	102
TABELA 4.4 Propriedades mecânicas obtidas na temperatura de 520 ⁰ C.....	102
TABELA 4.5 Propriedades mecânicas obtidas no resfriamento ao ar e no material como fornecido.....	102

ROZA, J. E. Caracterização microestrutural, mecânica e fractográfica de um aço API-5L-X80, contendo molibdênio, com microconstituente bainítico. Guaratinguetá, 2001. 119 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

Resumo

Este trabalho objetivou estabelecer uma correlação entre estrutura, propriedades mecânicas e processamento, após tratamento isotérmico, para obtenção de estruturas bainíticas, em um aço com baixo teor de carbono (0,05 % C), microligado ao molibdênio (0,23% Mo), que foi cedido pela Confab Tubos S.A. e fabricado pela Usiminas. O material fornecido foi submetido a uma austenitização a 950⁰ C por 1800 segundos, seguido de tratamento isotérmico em um forno com banho de sal, em duas temperaturas isotérmicas (520⁰ C e 470⁰ C) por 5 tempos de permanência diferentes (30 s, 120 segundos, 300 segundos, 900 segundos e 3600 segundos). Realizou-se, também, o estudo do aço como fornecido e o estudo do aço resfriado ao ar a partir da região de austenitização, totalizando assim doze condições. Após os tratamentos térmicos, foi realizada a caracterização microestrutural, onde se utilizou o reagente Le Pera Modificado, buscando a diferenciação e quantificação das fases ferrítica, austenítica e martensítica e do microconstituente bainítico através de diferentes colorações, com auxílio de processamento digital de imagens. A caracterização mecânica foi realizada, através do ensaio de tração, onde, foram analisadas as seguintes propriedades mecânicas: resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade. Finalmente, os corpos-de-prova foram analisados com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura objetivando-se verificar o tipo de fratura ocorrida no

material. Os resultados mostraram que, com o reagente Le Pera Modificado e com auxílio de processamento digital de imagens, é possível a caracterização das fases presentes com alto grau de confiabilidade. Assim, a fase ferrítica apresentou coloração azul-esverdeada, a fase bainítica, marrom e o constituinte MA, branca. Além disso, foi demonstrado, através de ensaios de tração, que a resistência à tração do aço diminuiu com um aumento do tempo de permanência na temperatura isotérmica, enquanto o alongamento apresentou um pico em tempos de permanência de 120 segundos. Esses fatores foram correlacionados com a fração volumétrica da bainita e do constituinte MA presentes no material. A análise fractográfica mostrou a presença de fraturas dúcteis, frágeis e por quase clivagem.

PALAVRAS-CHAVE: Microconstituente bainítico, Le Pera Modificado, caracterização microestrutural, caracterização mecânica, análise fractográfica.

ROZA, J. E. Microstructure, mechanical and fractographic characterization of a Mo bainitic steel API-5L-X80,. Guaratinguetá, 2001. 119 p. Dissertation (Master Science in Mechanical Engineering) - College of Engineering, Campus of Guaratinguetá, São Paulo State University.

Abstract

A correlation among structure, mechanical properties and processing was realized in a API-5L-X80 steel produced by USIMINAS and supplied by CONFAB Tubos S.A. The microalloyed steel containing 0,05%C and 0,23%Mo was processed by austenitization at 950°C for 1800 seconds, followed by isothermal transformation by immersion in a salt bath at 520°C and 470°C for 30, 120, 300, 900 and 3600 seconds. After heat treatments the material was etched by Adapted LePera method. The microstructure consisting of bainite, ferrite, retained austenite and martensitic was evaluated by qualitative and quantitative analysis by image digital processing using light microscopy. The specimens were subjected to tensile testing at room temperature, and the fracture surface was analyzed by scanning electron microscopy. The results showed a high reliability degree in the microstructure characterization of the present phases. Ferritic phase appears blue-green, bainite appears tan-brown and MA constituent appears white. The tensile testing showed that ultimate tensile strength (UTS) decreases with an increase in the isothermal transformation time while elongation showed a peak for 120 seconds. The fractographic analysis showed the presence of ductile (dimples), fragile and quasi-cleavage fractures.

KEYWORDS: bainitic steel, adapted Le Pera, microstructural characterization, mechanical properties and analysis fractographic



Capítulo 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a tecnologia tem avançado rapidamente. Novas descobertas têm auxiliado o homem nas suas diversas necessidades. Devido a estes avanços, o mercado mundial busca acompanhar este desenvolvimento, visando sempre produtos com melhores qualidades e de baixo custo.

Os materiais, em geral, têm sido de grande utilidade para o homem. Um deles, de suma importância, é o aço, que é empregado de várias formas como por exemplo, na indústria automobilística, em tubos de pressão, etc. A busca por melhores propriedades mecânicas, levaram os pesquisadores a criar diversos tipos de aços, introduzindo elementos de liga e realizando tratamentos térmicos e termomecânicos, que melhor se adequassem às necessidades deste mercado.

Durante as primeiras décadas do século XX, foram gastos muito tempo e esforço no desenvolvimento e na classificação dos tipos de aços. Em 1912, um Comitê Internacional Especial, com notáveis físicos metalurgistas (Sauveur, Howe, Osmond, Campbell, etc), tentou definir de forma conveniente alguns constituintes presentes nos aços com algumas nomenclaturas: austenita, cementita, martensita, ferrita, osmondita, ferronita, hardenita, perlita, grafita, troostita e sorbita. Muitas delas não sobreviveram. Porém, após grandes confusões, em 1939, Bain acabou excluindo alguns termos e introduzindo com sucesso as nomenclaturas bainita superior e bainita inferior (Branfitt e Speer, 1990)

A maioria dos aços bainíticos modernos são produzidos com baixo teor de carbono e elementos de liga adequados que facilitem a transformação bainítica. Eles são processados com altas taxas de resfriamento para obtenção de estruturas bainíticas. Quando elementos de liga adequados são introduzidos nos aços com baixo teor de carbono, há um aumento significativo na resistência

mecânica dos aços, além de garantir uma boa soldabilidade (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

A melhora nas propriedades mecânicas do material é um dos principais objetivos da Metalurgia Física. O microconstituente bainítico possui excelentes propriedades mecânicas. Portanto, os aços que possuem este microconstituente certamente terão ótimas características como alta resistência e alta ductilidade (Hehemann, Kinsman, *et al*, 1972). Dentre os diversos tipos de microestruturas, as microestruturas ferrita-perlita podem transformar-se em estruturas bainíticas através da adição de carbono e também da adição de elementos de liga adequados. A microestrutura obtida também será diversificada, dependendo do tratamento térmico realizado, como por exemplo aços bainíticos obtidos por laminação-controlada ou resfriamento acelerado. Para cada tipo de estrutura bainítica obtida, enquadra-se uma determinada aplicação.

Pickering selecionou algumas das principais aplicações dos aços com microestruturas bainíticas obtidas a partir das microestruturas ferrita-perlita: oleodutos e gaseodutos, produção de plataformas, navios, componentes automobilísticos, pontes, torres, tanques de armazenagem de combustíveis, barra de reforços para concreto, etc. (Bhadeshia, 1998).

Atualmente, milhares de toneladas de aços bainíticos são fabricados a cada ano para atender às necessidades do mercado. Entre suas aplicações, incluem-se aços com uma alta resistência e aços para forjamento para reatores nucleares, tubos de pressão e turbinas vapor (Branfitt e Speer, 1990). Aços com média resistência e com reduzido teor de liga têm aplicação na indústria automobilística, como por exemplo em barras de reforço para resistir ao impacto e proteger contra colisões laterais. Outra aplicação na indústria automobilística é a aplicação de componentes forjados, como virabrequim. Estas peças eram anteriormente feitas com aços martensíticos, com operações de forjamento,



endurecimento, revenimento, desempenamento e finalmente alívio de tensões. Algumas operações de tratamento térmico foram substituídas por resfriamento controlado a partir da temperatura de forjamento para induzir a formação da microestrutura bainítica, com redução de custo (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Entre os diversos tipos de aços bainíticos disponíveis comercialmente, destacam-se os aços bainíticos com ultra baixo carbono com alta soldabilidade, os aços com alta resistência mecânica, que competem com os aços liga temperados e revenidos, os aços com alta resistência a fadiga, usados durante décadas na indústria de geração de energia elétrica, os aços para forjamento com qualidades melhores que os martensíticos, etc (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

O estudo dos aços com microconstituente bainítico está sendo muito pesquisado atualmente, variando-se, principalmente, os elementos de liga para avaliar o melhoramento nas propriedades mecânicas do material.



1.1 Objetivos

Este trabalho tem como objetivos principais: a) a obtenção do microconstituente bainítico através de tratamentos térmicos, bem como as fases ferrita, martensita e austenita retida, estabelecendo uma correlação entre processamento, estrutura e propriedades; b) desenvolver uma técnica para caracterização, e/ou identificação das fases presentes através de microscopia óptica, em função das dificuldades e do pouco acesso à essas técnicas encontradas na literatura; c) verificar a influência do constituinte MA (martensita e austenita retida) nas propriedades mecânicas, avaliando a melhor relação resistência-ductilidade encontrada nas diferentes condições microestruturais e d) realizar uma análise fractográfica do material, após o mesmo ter sido submetido ao ensaio de tração, avaliando a influência da microestrutura formada nas diferentes condições de tratamento térmico sobre as características da superfície de fratura do material.



Capítulo 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Considerações gerais

Desde o trabalho inicial de Davenport e Bain, a microestrutura bainítica vem causando um contínuo interesse na pesquisa metalúrgica. Gradativamente, mais e mais informações têm sido acumuladas com respeito às microestruturas bainíticas (Branfitt e Speer, 1990). Essas informações têm servido para revelar sua complexa natureza, devido ao fato de que existem duas, três ou mais possíveis formas de bainita na maioria dos aços. Suas respectivas morfologias variam apreciavelmente com o acréscimo do conteúdo de carbono. Além disso, o efeito adicional dos elementos de liga pode aumentar ainda mais essa complexidade. Porém, a influência dos elementos de liga na morfologia, cristalografia e a cinética das estruturas bainíticas não foi ainda bem definida (Pickering, 1967).

Muitas das características das estruturas bainíticas foram discutidas, em 1972, em debates realizados por Hehemann, Kinsman e Aaronson e, mais recentemente, por Christian. A transformação isotérmica dos aços bainíticos foi distinguida basicamente em dois tipos principais: “superior” e “inferior”, dependendo da distribuição de carbonetos (Branfitt e Speer, 1990).

O microconstituente bainítico é formado a partir da austenita, sendo basicamente composto pela ferrita e por carbonetos. A morfologia de ambos dependerá de quatro parâmetros essenciais: o teor de carbono do material, o teor dos elementos microligantes, o tratamento térmico realizado e o tempo de permanência na temperatura de transformação desses tratamentos.

A definição genérica da bainita correntemente encontrada na literatura é descrita como sendo um constituinte dos aços, que é formado pela decomposição da austenita, localizada entre o campo de formação da martensita e o campo de formação da ferrita e da perlita. Consiste de um agregado de ferrita acicular e carbonetos. O campo de transformação bainítico

é muitas vezes dividido em duas partes, de acordo com o seu aspecto estrutural. Em muitos aços, a transição entre dois tipos de estruturas, mais conhecidas como bainita superior e bainita inferior, encontra-se por volta de 350°C (Habracken e Economopoulos, 1967).

A Figura 2.1 ilustra a formação de diferentes formas do microconstituente bainítico. A Figura 2.1a mostra o início da formação da ferrita bainítica a partir dos contornos de grão da austenita. A Figura 2.1b descreve a formação da cementita entre as ripas de ferrita bainítica. Esse tipo de microestrutura é típica da bainita superior. A Figura 2.1c mostra a formação da cementita no interior da ferrita bainítica. Essa microestrutura é típica da bainita inferior, embora a mesma também apresente formação de carbonetos entre as ripas.



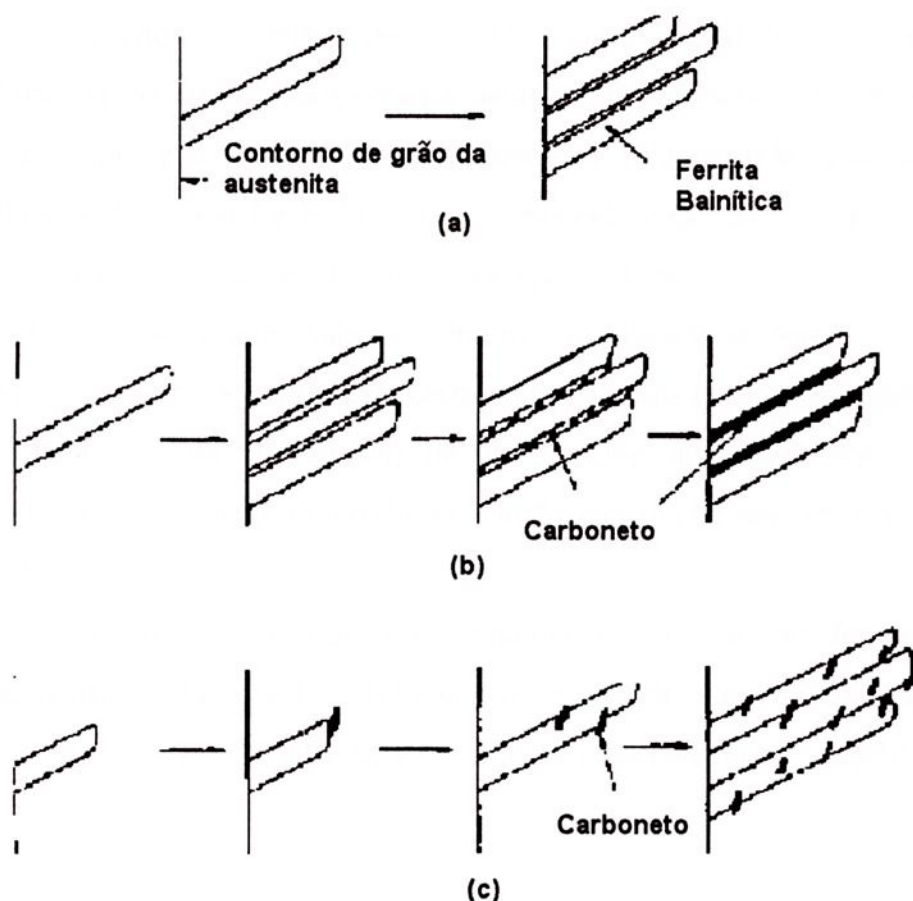


FIGURA 2.1. Representação esquemática do microconstituente bainítico. a) Formação da ferrita bainítica a partir da austenita. b) Formação da carbonetos entre as ripas da ferrita bainítica (bainita superior). c) Formação de carbonetos no interior da ferrita bainítica da bainita inferior (Ohmori e Ohtani, 1971).

A transformação bainítica pode ocorrer isotermicamente ou durante um resfriamento contínuo. As estruturas obtidas através do processamento isotérmico possuem uma microestrutura diferente comparada com as estruturas obtidas através do processamento por resfriamento contínuo. Dependendo do tipo de bainita que se deseja obter, utiliza-se um processamento específico.

A bainita forma-se, geralmente, no intervalo de temperatura intermediária, ou seja, entre as temperaturas abaixo da formação perlítica e acima da formação martensítica (Hehemann, 1967). O termo bainita refere-se

à decomposição de determinados constituintes quando a austenita é transformada. As similaridades entre a bainita e a martensita e as similaridades entre a bainita e a ferrita Widmanstätten têm sido reconhecidas desde os trabalhos de Davenport e Bain. Isso tem causado algumas divergências com respeito aos mecanismos de transformação. O problema da complexa formação do constituinte bainítico envolve a cinética de transformação da austenita em ferrita, a partição de carbono entre essas fases, a precipitação de cementita (e outros carbonetos) da ferrita e/ou austenita, bem como a acomodação e relaxação da tensão da transformação (Hehemann, Kinsman *et al* 1972).

A Figura 2.2 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.

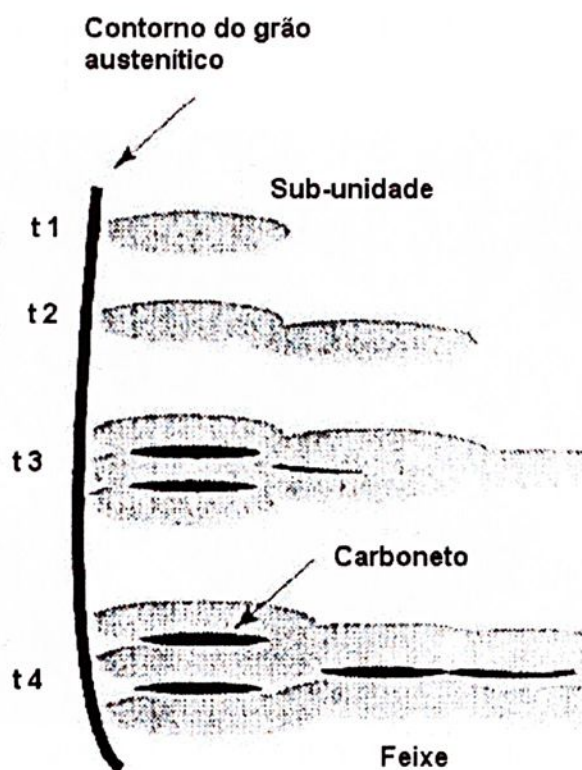


FIGURA 2.2. Representação esquemática das etapas de formação do microconstituente bainítico (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

2.2 Tipos de bainita

Serão descritos, a seguir, os principais tipos de bainitas conhecidos são: bainita superior, bainita inferior, bainita granular, bainita colunar, bainita não ferrosa, ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten. Suas características, suas peculiaridades e suas respectivas formas de obtenção serão discutidas a seguir.

2.2.1 Bainita superior

A microestrutura da bainita superior consiste de ripas finas de ferrita, cada uma com espessura da ordem de $0,2\ \mu\text{m}$ e comprimento de $10\ \mu\text{m}$. As ripas crescem de forma agrupada formando feixes. Em cada um dos feixes as ripas são paralelas e possuem orientação cristalográfica idêntica, e bem definida. As ripas individuais dos feixes são denominadas sub-unidades da bainita. Normalmente, elas são separadas por contornos de baixo ângulo ou por partículas de carbonetos (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

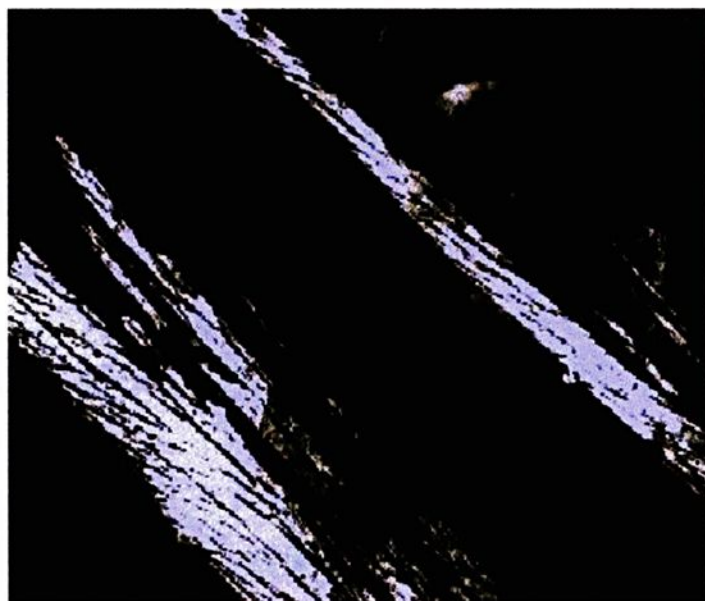


FIGURA 2.3. Micrografia da bainita superior em um aço com alto teor de silício (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

A Figura 2.3 ilustra uma micrografia de um aço com alto teor de silício, em que se suprimiu a precipitação da carbonetos. Ao invés de carbonetos, tem-se filmes de austenita entre as ripas de ferrita. (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

As ripas também têm uma grande densidade de discordâncias, que aumenta com a diminuição da temperatura de transformação. O carboneto, então, é precipitado na região da interface e grande parte do carbono transforma-se em carbonetos entre as ripas paralelas de ferrita, formando uma microestrutura lamelar. O espaçamento do carboneto é geralmente maior do que o espaçamento encontrado na perlita. Além disso, por microscópio óptico, é possível diferenciar a morfologia da perlita e da bainita (Edmonds, 1978).

A altas temperaturas, onde ocorre a transformação da bainita superior, ocorre a nucleação e crescimento de ripas de ferrita. Sendo esta reação uma transformação por difusão e cisalhamento, há uma relação na orientação cristalográfica conhecida como relação Kurdjumov-Sachs ou Nishiyama-Wassermann, entre a austenita e a ferrita bainítica. Ou seja, existe uma direção preferencial na relação de orientação entre a ferrita bainítica e a austenita. A ferrita bainítica contém um baixo teor de carbono. A difusão de carbono ocorre na austenita, movendo-se na interface ferrita-austenita. A deformação ocasionada pela transformação por cisalhamento auxilia a nucleação de muitas ripas de ferrita bainítica (Pickering, 1967).

Mostra-se na Figura 2.4 um intenso emaranhado de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara)/austenita (região escura), causada por uma deformação devido à transformação bainítica. A subestrutura de discordâncias imobiliza a interface por mecanismos de “endurecimento por encruamento”, levando à perda de coerência e à diminuição do processo de crescimento. Este fenômeno é responsável pelo tamanho limitado das ripas de bainita (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

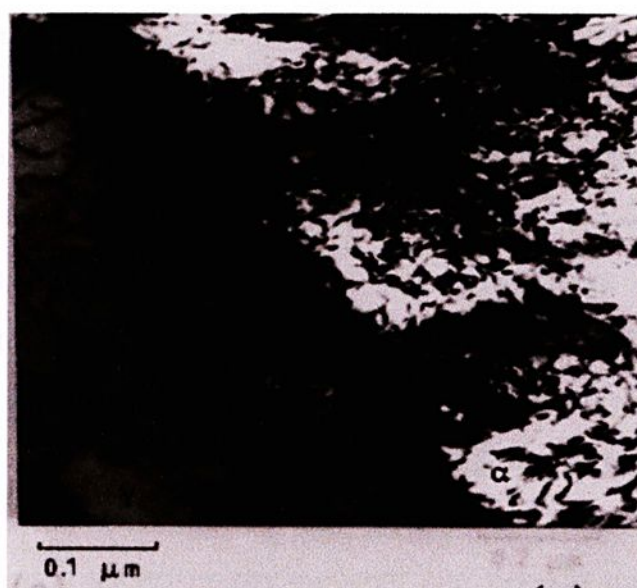


FIGURA 2.4. Emaranhado de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara)/austenita (região escura) (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Além disso, foi visto que a transformação da bainita superior ocorre a altas temperaturas (Pickering, 1967). A morfologia da bainita varia à medida em que esta temperatura de transformação é diminuída. Com essa mudança na temperatura, ocorre um aumento significativo na densidade das partículas de carboneto. Com o auxílio do microscópio eletrônico de transmissão, verifica-se que estas estruturas consistem de ripas de ferrita com precipitados de partículas de carboneto, inicialmente formados entre as ripas (Hehemann, 1967).

A bainita superior forma-se em dois estágios distintos: o primeiro envolve a formação da ferrita bainítica, na qual o carbono possui pequena solubilidade (0,02% em peso). No entanto, o crescimento da ferrita enriquece a austenita de carbono. Em consequência, na austenita residual ocorre a precipitação de cementita entre as sub-unidades de ferrita bainítica. A quantidade de cementita precipitada depende da concentração de carbono da liga. Alta concentração induz a formação de microestruturas de ripas de ferrita separadas continuamente por camadas de carbonetos. Quando o teor de

carbono é baixo a quantidade de carbonetos que se forma é pequena (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

As ripas, que são chamadas de subestruturas, têm espessura inicial de $1\text{ }\mu\text{m}$, com 5 a $10\text{ }\mu\text{m}$ de largura e um comprimento que varia entre 10 a $50\text{ }\mu\text{m}$ (Honeycombe e Bhadeshia, 1995). Essa subestrutura é basicamente a mesma da martensita com baixo teor de carbono, com uma superfície de relevo similar e uma cristalografia ferrítica também similar. A análise realizada com o auxílio do microscópio óptico sugere que essas sub-unidades (subestruturas) são unidades básicas para o crescimento de estruturas bainíticas; i.e., essas subestruturas parecem não resultar da deformação ou processos de recuperação subseqüentes para este crescimento. A deformação por cisalhamento também é um fator muito importante na transformação bainítica (Hehemann, Kinsman et al 1972).

O crescimento das ripas de ferrita, figura 2.5, é acompanhado por mudança na forma da região transformada. Essa mudança pode ser descrita como um plano invariante de deformação com um grande componente de cisalhamento, virtualmente idêntico à observada durante a transformação martensítica (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

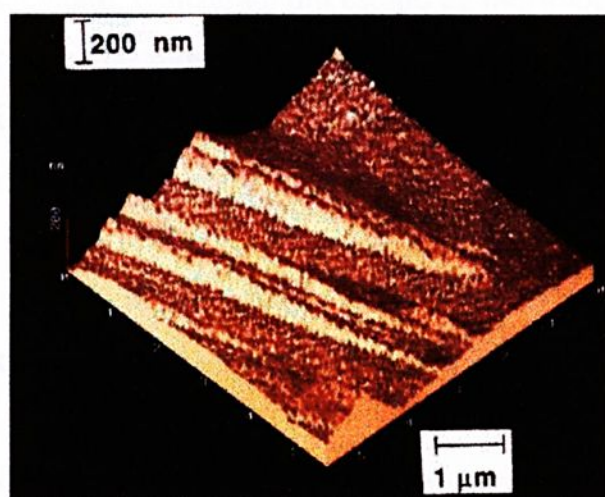


FIGURA 2.5. Imagem de microscopia de força atômica. Crescimento das ripas de ferrita (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Se uma certa quantidade de elementos de liga, como por exemplo silício ou alumínio, que a princípio retardam a formação da cementita, é adicionada ao aço, é possível suprimir a formação da cementita. Com isso a microestrutura da bainita superior será formada de ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. A microestrutura pode conter também martensita se ocorrer a decomposição da austenita residual durante o resfriamento à temperatura ambiente (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

O constituinte bainítico pode ser obtido de duas formas: por transformação isotérmica ou por resfriamento contínuo. Com o auxílio da análise dilatométrica, é possível determinar as temperaturas de transformação bainítica por resfriamento contínuo no diagrama TTT.

TABELA 2.1. Composição química típica de aços com alta resistência, baixo carbono e baixa liga (% em peso) (Ohmori e Ohtani, 1971) .

Aços	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
1	0,12	0,30	0,83	0,004	0,005	0,30	1,11	0,53	0,49	0,03
2	0,22	0,24	0,83	0,007	0,011	0,30	1,06	0,54	0,51	-
3	0,22	0,24	0,85	0,008	0,012	0,30	1,05	0,54	0,51	0,02

Ohmori e Ohtani, realizaram um estudo da morfologia da bainita com três diferentes aços, como mostra a Tabela 2.1. Os resultados indicam que a bainita pode-se formar em três tipos distintos de morfologia (Figuras 2.6 e 2.7) (Ohmori e Ohtani, 1971):

- A bainita I é formada a temperaturas acima de 500 ° C e é constituída por ferrita bainítica livre de carbonetos.
- A bainita II é formada no intervalo de temperatura intermediária entre a formação de bainita superior e de formação de bainita inferior. A bainita II

consiste basicamente de ripas de ferrita com camadas de cementita entre as ripas, mais conhecida como a típica bainita superior.

- A bainita III é formada a uma temperatura próxima a M_s (temperatura de transformação martensítica) ou durante um resfriamento rápido (resfriamento contínuo) e a distribuição de carbonetos é característica da bainita inferior com alto teor de carbono.

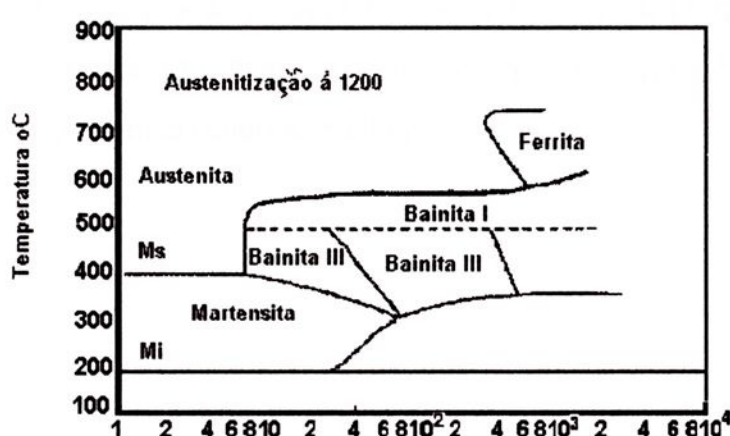


FIGURA 2.6. Representação esquemática dos intervalos de temperaturas onde três tipos de bainita são formadas em um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V durante resfriamento contínuo (Ohmori e Ohtani, 1971).

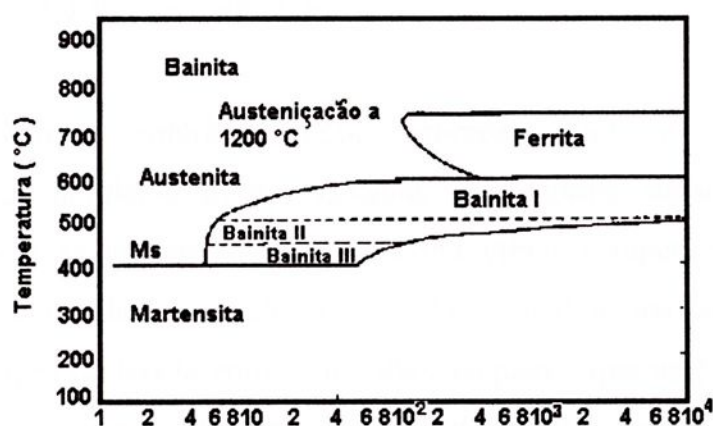


FIGURA 2.7. Representação esquemática dos intervalos de temperaturas onde três tipos de bainita são formadas em um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V durante transformação isotérmica (Ohmori e Ohtani, 1971).

2.2.2 Bainita inferior

A bainita inferior possui microestrutura e características cristalográficas similares às apresentadas pela bainita superior. A maior diferença entre as características da bainita clássica superior e inferior é facilmente distinguida devido aos precipitados de carbonetos estarem tanto no interior das ripas de ferrita como entre elas, enquanto que na bainita superior os carbonetos encontram-se entre as ripas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de carbonetos: o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas da ferrita bainítica, e um segundo carboneto, que precipita a partir da ferrita saturada (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Na Figura 2.8, observam-se diversos tipos de partículas de carboneto no interior da ferrita bainítica. A bainita inferior consiste de plaquetas finas organizadas na forma de feixes, com cada plaqueta parcialmente separada por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).



FIGURA 2.8. Microestrutura da bainita inferior mostrando partículas de carboneto no interior da ferrita bainítica. (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Na Figura 2.9, é possível observar as principais características que diferenciam a bainita superior e a bainita inferior. No caso da bainita superior, ocorre a difusão de carbono na austenita e, posteriormente, a precipitação do carbono na austenita. Os carbonetos são formados entre as ripas de ferrita. Na bainita inferior, ocorre tanto a difusão de carbono na austenita quanto a precipitação de carbonetos na ferrita, seguida da precipitação de carbonetos na austenita, como ocorre também na bainita superior. Portanto, na bainita inferior, encontram-se carbonetos tanto no interior das ripas de ferrita como entre as ripas.

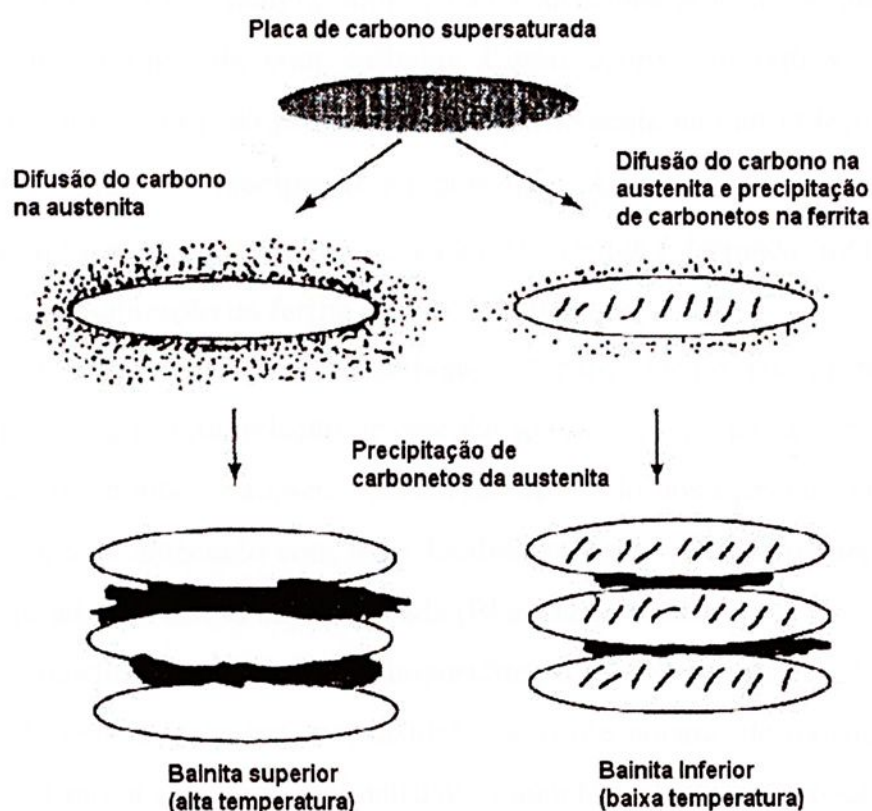


FIGURA 2.9. Representação esquemática da formação da bainita superior e da bainita inferior (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Há evidências na literatura que indicam que as ripas de ferrita bainítica são supersaturadas em carbono. O crescimento da região da ferrita supersaturada somente continuará se a supersaturação é diminuída pela

precipitação de carbonetos. Observou-se que os carbonetos se precipitam rapidamente dentro das ripas de ferrita bainítica. Uma grande parte das ripas de ferrita bainítica é nucleada dentro do grão austenítico (Pickering, 1967).

Em contraste com a bainita superior, a bainita inferior exibe uma superfície singular e uniforme. As placas crescem lentamente no comprimento e na espessura. Esse processo de crescimento, geralmente, só ocorre em um dos lados das placas. Hehemann, verificou que tanto a bainita superior quanto a bainita inferior em aços hipoeutetóides nucleiam predominantemente nos contornos de grãos da austenita (Hehemann, 1967).

A formação da bainita inferior não é analisada através da quantidade de austenita enriquecida com carbono. Como ocorre em outros aços, os carbonetos (no caso ϵ) são precipitados uniformemente na matriz ferrítica. Os carbonetos ϵ não se precipitam na austenita. A densidade uniforme das partículas de ϵ nos aços mostra que a bainita inferior é formada inicialmente por uma supersaturação da ferrita (Oblak e Hehemann, 1967).

A bainita inferior envolve carbonetos localizados no interior da ferrita. A cementita possui uma relação de orientação com a direção de crescimento das placas de bainita. O aumento da adição de silício nos aços permite que o carboneto ϵ seja detectado com mais facilidade. Estes carbonetos geralmente são precipitados da ferrita supersaturada (Bhadeshia, 1998).

A morfologia da ferrita Widmanstätten e os demais tipos de bainita é também de grande interesse ao considerar-se o mecanismo de transformação das fases. Tanto a estrutura Widmanstätten quanto a bainita superior são em forma de ripas, ao passo que a bainita inferior em aços ferríticos é em forma de placas. A temperatura de transição em que ocorrem as transformações da bainita superior e inferior é cerca de 350°C , sendo quase a mesma da temperatura intermediária em que ocorrem as transformações de dois tipos de martensita, ou seja, nas formas de ripas e placas de martensita (Ohmori, 1995).

As diferenças entre a bainita inferior e a martensita com alto teor de carbono também foram estudadas por Srinivasan e Wayman. Estes pesquisadores demonstraram que a bainita inferior em aços com 8% Cr e 1,1% C possui diferentes orientações comparadas à martensita formada no mesmo aço, mostrando que a bainita não é uma martensita revenida (Hehemann, 1967).

Em contraste com a martensita revenida, as partículas de carbonetos na bainita inferior frequentemente precipitam com apenas uma relação de orientação cristalográfica. Elas formam ripas dispostas paralelamente a cerca de 60° com o eixo da ripas de bainita. Na martensita revenida, os carbonetos tendem a precipitar com arranjo Windmanstätten. Esse modo peculiar de precipitação na bainita inferior pode surgir por que os carbonetos nucleiam na interface ferrita-austenita, e tendem a adotar uma única variante de relação cristalográfica, que melhor atende a austenita e a ferrita que estiver em contato (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

A Figura 2.10 mostra uma micrografia realizada através do microscópio eletrônico de transmissão. Observa-se que a bainita inferior apresenta uma partícula de carboneto em cada ripa. Uma única partícula tende a ocorrer quando a energia de ativação para a precipitação da carbonetos é pequena, como por exemplo, um aço baixo carbono ou a alta temperatura em que o carbono pode sair rapidamente da ferrita saturada (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).



FIGURA 2.10. Micrografia da bainita inferior realizada através de microscopia eletrônica de transmissão (Honeycombe e Bhadeshia, 1995)

Um aço Fe-1,0C-4,0Cr-2,0Si apresenta uma típica estrutura de bainita obtida numa temperatura de 300°C por 20 minutos. A estrutura bainítica observada é também em forma de placas-feixes. As placas são compostas de sub-placas, e cada sub-placa é composta de muitas unidades paralelas, de feixes irregulares, tendo assim diferentes tamanhos. Ou seja, são sub-unidades dentro de sub-unidades de 20-40 nm de largura e 0,2-0,3 μm de comprimento. Portanto, a bainita inferior possui uma estrutura bem complexa, onde suas placas são formadas de sub-placas, e suas sub-placas formam-se de subunidades (Fang, Bo *et al*, 1998).

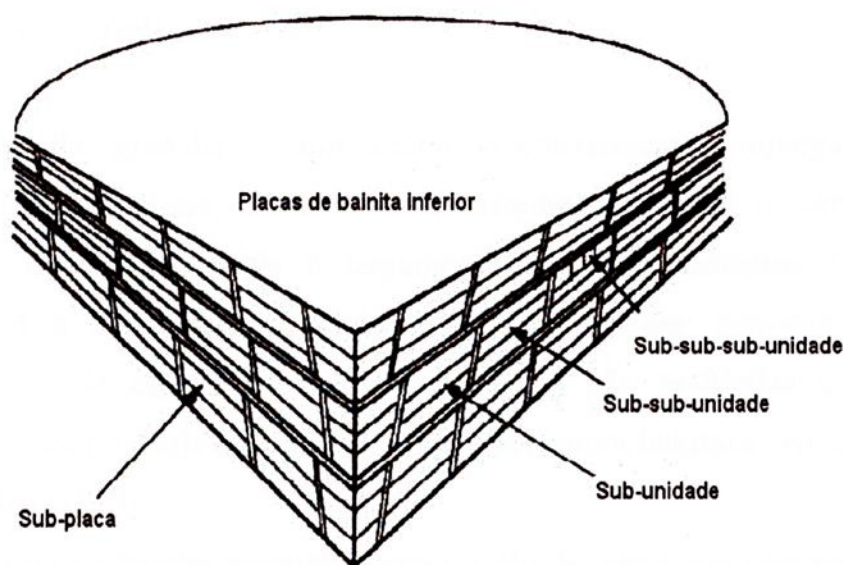


FIGURA 2.11. Esquema tridimensional da estrutura da bainita inferior (Fang, Bo *et al*, 1998).

Na Figura 2.11, verificam-se as placas de bainita inferior. Estas placas também são compostas de sub-placas, que por sua vez, são compostas de sub-unidades dentro de sub-unidades.

2.2.3 Bainita granular

Bainita granular é um termo freqüentemente empregado para descrever a bainita que se forma na transformação durante o resfriamento contínuo. Esta terminologia é largamente usada na indústria. Um bom exemplo é a indústria para geração de energia, que emprega grandes componentes de aço Cr-Mo que normalmente são resfriados do campo austenítico para induzir a formação de microestrutura bainítica (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

O termo bainita granular é empregado devido à sua estrutura ser na forma de grãos, compreendendo uma mistura com a bainita clássica com grãos grosseiros de ferrita massiva e poligonal e regiões de martensita e austenita retida. Estas estruturas granulares são observadas somente em aços de baixo e médio carbono, sendo mais produzido por resfriamento contínuo do que por tratamento isotérmico (Edmonds, 1978).

Segundo Greninger e Owen, muitas estruturas massivas podem ser produzidas num determinado intervalo de transformação e em aços liga com baixo teor de carbono. Consistem em um agregado de ferrita e partículas de austenita-martensita (Habraken e Ecomopoulos, 1967).

Uma 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 contém austenita retida e martensita com alto teor de carbono em adição à ferrita bainítica (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

2.2.4 Bainita não-ferrosa

Algumas ligas não-ferrosas transformam-se a altas temperaturas (abaixo da temperatura de transformação perlítica) e a baixas temperaturas (acima da temperatura de transformação martensítica), para revelar estruturas



morfologicamente similares à bainita clássica. No entanto, esta similaridade na aparência microestrutural não implica num mecanismo simples de transformação (Edmonds, 1978).

As ligas Cu-Al e a decomposição da austenita em ligas Cu-16,5Sn, são exemplos típicos de formação de bainita não-ferrosa. Demonstra-se que a estrutura bainítica é basicamente a mesma que da martensita formada a baixas temperaturas. Estas placas possuem uma estrutura cfc, cujo crescimento pode ser comparado mais diretamente com modelos de difusão controlada do que ocorre com a bainita clássica (Hehemann, 1967).

2.2.5 Bainita colunar

A bainita colunar refere-se a grãos de ferrita não-aciculares contendo precipitados de cementita obtidos em aços com médio teor de carbono, parcialmente transformada em intervalos abaixo das temperaturas de transformação bainítica, a altas pressões. No entanto, estruturas similares têm sido encontradas também em aços com um alto teor de carbono (Edmonds, 1978).

2.2.6 Bainita inversa

A estrutura da bainita inversa também é produzida em aços hipoeutetóides. Os precipitados de cementita, como ripas ou placas, são envolvidos pelas ripas de ferrita. Este tipo de formação é conhecido como bainita inversa, agindo como núcleo de decomposição de austenita adjacente produzindo longas ripas de ferrita e pequenas partículas de cementita (Edmonds, 1978).

A clássica bainita inferior também é formada em aços hipoeutetóides; no entanto, em intervalos de temperaturas maiores, os carbonetos podem

tornar-se a fase principal, dando início à estrutura conhecida como bainita inversa (Hehemann, 1967).



2.2.7 Ferrita acicular

A estrutura da ferrita acicular, longe de ser uma estrutura organizada, é definida como sendo uma microestrutura caótica. Os feixes de ferrita acicular são nucleados heterogeneamente e em direções bem diferentes a partir dos “pontos” de nucleação. Acredita-se que o motivo dessa estrutura possuir trincas por clivagem é devido ao fato de haver muitas orientações cristalográficas diferentes. Apesar de sua estrutura caótica, a ferrita acicular possui boas propriedades mecânicas, especialmente no que diz respeito à tenacidade (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

As microestruturas da bainita clássica e da ferrita acicular diferem significativamente. Agrupamentos de placas de bainita (chamados de feixes), crescem como uma série de placas paralelas de orientação cristalográfica idêntica, que provêm da superfície dos grãos austeníticos, enquanto que a ferrita acicular nucleia estas placas intragranularmente. A ferrita acicular forma-se acima da temperatura B_s (bainita inicial) (Babu e Bhadeshia, 1992).

Muitos dados experimentais têm evidenciado que a ferrita acicular é essencialmente a bainita nucleada intragranularmente. A ferrita acicular não cresce normalmente em forma de feixes paralelos porque é reprimida pela dificuldade encontrada pela nucleação entre as placas, independentemente dos locais adjacentes. Portanto, a bainita convencional e a ferrita acicular podem ser obtidas nas mesmas condições de transformação isotérmica (Babu e Bhadeshia, 1991).

As placas de ferrita acicular consistem em um cristal de ferrita possuindo uma baixa densidade de discordâncias, existindo um controle de crescimento por difusão na interface. Com o auxílio de microscopia óptica e de microscopia de transmissão, a diferença entre a bainita superior e a ferrita acicular torna-se clara. A bainita superior é caracterizada pelo arranjo paralelo dos feixes de ferrita, possuindo uma alta densidade de discordâncias, enquanto

que a ferrita acicular é caracterizada por sua baixa densidade de discordâncias (Oblak e Hehemann, 1967).

Em muitos aços, a redução de ferrita alotriomórfica e de ferrita Widmanstätten corresponde a um aumento na quantidade de ferrita acicular. Evans, citado por Babu e Bhadeshia, demonstrou que, quando as concentrações de cromo e molibdênio são aumentadas, num aço Fe-Cr-Mo-C por exemplo, a quantidade de ferrita alotriomórfica é diminuída. Porém, a quantidade de ferrita acicular possui um limite máximo (Babu e Bhadeshia, 1990). Durante a transformação isotérmica, a reação da ferrita acicular pára quando o teor de carbono contido na austenita retida não se decompõe mais. Isto implica que as placas da ferrita acicular crescem supersaturadas em carbono e através do excesso de carbono rejeitado pela austenita retida (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

A Figura 2.12 ilustra as principais diferenças entre a bainita superior e a ferrita acicular. Enquanto que a bainita superior é caracterizada pelo arranjo paralelo das feixes de ferrita, possuindo uma alta densidade de deslocamento, a ferrita acicular é caracterizada pelo seu arranjo caótico e por sua baixa densidade de discordâncias.



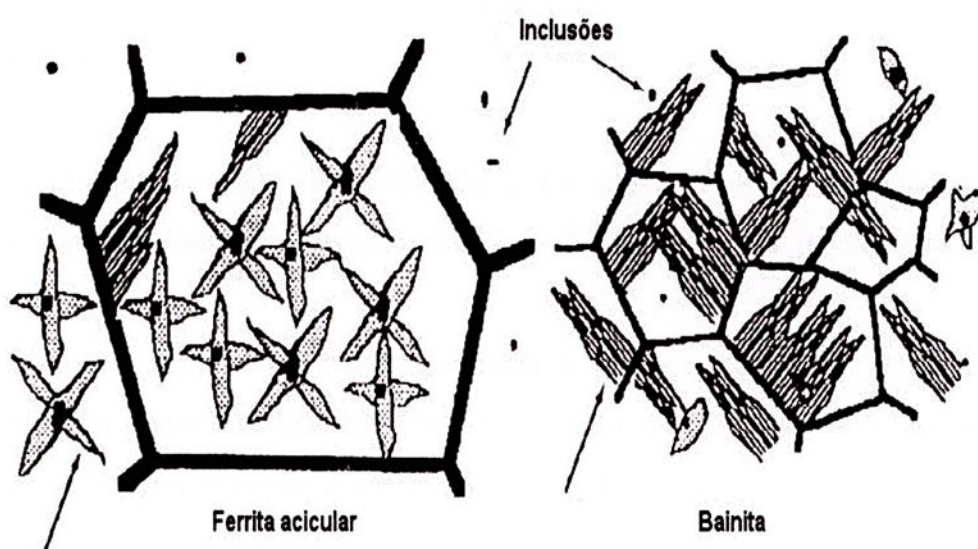


FIGURA 2.12 – Ilustração das diferenças microestruturais entre a ferrita acicular e a bainita superior (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

A ferrita acicular difere da bainita clássica somente pela diferença no processo de nucleação. Algumas das principais diferenças e similaridades, como também algumas peculiaridades entre a bainita e a ferrita acicular são dadas a seguir (Babu e Bhadeshia, 1992):

- Ambas as reações param quando a concentração de carbono na austenita atinge um valor onde se torna termodinamicamente impossível realizar crescimento por difusão. Algumas redistribuições de carbono das placas de ferrita supersaturada ocorrem depois do crescimento. O crescimento é então difusional, mas é seguido imediatamente pela rejeição de carbono dentro da austenita residual.
- A remoção de inclusões auxilia na mudança na microestrutura da ferrita acicular para uma microestrutura bainítica.
- O aumento no número de locais de nucleação na superfície dos grãos austeníticos causa a transição da ferrita acicular para a bainita. O tamanho

de grão austenítico tem forte influência na formação de ferrita acicular e bainita.

- A eliminação das superfícies de grãos austeníticos, juntamente com a ferrita alotriomórfica, causa a transição da bainita para a ferrita acicular.
- Como ocorre com a bainita superior e inferior, é possível obter ferrita acicular superior e inferior. Placas de ferrita acicular inferior, como ocorre com a bainita inferior, contêm finos precipitados de carbonetos.

2.2.8 Ferrita Widmanstätten

Para que sejam esclarecidas as definições de ferrita Widmanstätten e bainita clássica, sua principal diferença e principal similaridade serão descritas a seguir (Ohmori, 1995):

- Tanto a estrutura Widmanstätten como a estrutura bainítica clássica são ripas ou placas que se formam entre o intervalo de transformação por difusão e entre a transformação martensítica.
- A diferença entre elas existe pelo fato de que a nucleação da estrutura Widmanstätten ocorre nos contornos de grão alotriomórficos, enquanto que na bainita as ripas ou placas são nucleadas diretamente nos contornos de grãos adjacentes.

A microscopia eletrônica de transmissão tem sido utilizada para demonstrar que, estruturalmente, a ferrita Widmanstätten, a bainita superior e a bainita inferior não se formam através de séries contínuas de decomposição do produto. A ferrita Widmanstätten forma-se como um cristal com uma baixa densidade de discordâncias; ao passo que a bainita superior exibe

subestruturas em forma de ripa com uma alta densidade de discordâncias. Esta transição estrutural ocorre descontinuamente à temperatura B_s (temperatura inicial de transformação bainítica) como determinado por medidas da cinética de formação. Se a mudança dessa estrutura bainítica ocorre a temperaturas perto de 350°C , haverá então a transição da bainita superior para a bainita inferior (Oblak e Hehemann, 1967).

O relevo da superfície da ferrita Widmanstätten é diferente do relevo da superfície da martensita. Por isso, a ferrita Widmanstätten pode não ser formada por um mecanismo de cisalhamento, mas sim por um mecanismo de crescimento, como mostra a Figura 2.13.

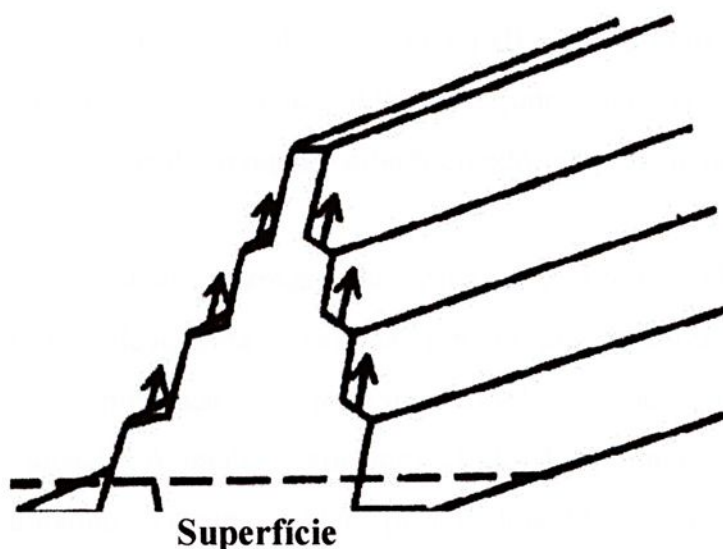


FIGURA 2.13 – Ilustração da formação da superfície de relevo da ferrita Widmanstätten pelo mecanismo de crescimento (Oblak e Hehemann, 1967).

2.2.9 O Constituinte MA

Denomina-se constituinte ou microconstituinte MA ou ainda microfase MA, às regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços C-Mn e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada. Da presença freqüente, e em teores elevados, de martensita nestas “ilhas de austenita, decorre sua denominação Austenita-Martensita (Davemport e Bain, 1930).

Sabe-se que, embora se denomine por microconstituinte ou microfase MA, este pode ser diferenciado em duas fases, através de ataques químicos com reagentes específicos.

É possível também diferenciar estes constituintes por meio do auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV), partindo da análise dimensional de seus elementos químicos, juntamente com a utilização de um analisador de imagens, diferenciando estes elementos através da coloração.

Além dessas duas formas do microconstituinte MA, correspondendo à identificação das fases martensita e austenita retida, pode-se verificar a presença de austenita retida também por difratometria de raios-X. A análise feita através do difratômetro foi realizada neste trabalho. Porém, devido principalmente à pequena fração volumétrica de austenita retida formada no tratamento térmico realizado, tornou-se impossível quantificá-la.

Bain e Davemport, em 1930, estudando as transformações de um aço eutetóide por tratamentos térmicos de têmpera, colocaram em evidência uma microestrutura intermediária entre a martensita e a perlita, que recebeu, posteriormente, a denominação de bainita. Coube porém a Habraken bem mais tarde, em 1957, realizar um estudo bastante completo da transformação bainítica envolvendo uma análise por microscopia eletrônica de transmissão de réplicas, que permitiu

determinar mais claramente os mecanismos desta transformação, bem como um conhecimento mais aprofundado das suas fases constituintes. Como será visto ao longo do trabalho, o constituinte MA desempenha um papel preponderante entre as fases componentes da bainita (Davemport e Bain, 1930).

Além de ter sua formação freqüentemente associada à da bainita, o constituinte MA pode se formar isoladamente em presença de outras fases, como a ferrita. Nestes casos, a formação específica do constituinte MA pode ser descrita pelo seguinte processo já correntemente aceito: no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se a ferrita bainítica, tornando estável a austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento nas regiões adjacentes desta própria ferrita bainítica, que é inerentemente pobre em carbono.

Esse enriquecimento termina a temperaturas em torno de 400-350⁰ C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge 0,5-0,8%. No resfriamento que segue, parte desta austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos, no intervalo 300-350⁰ C. Caso o resfriamento seja rápido, esta decomposição pode não ocorrer. Então, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada, a mais baixas temperaturas, e uma pequena quantidade de austenita permanecerá retida. Este é o processo aceito de formação do constituinte MA (Ikawa, Oshige, *et al*, 1991).

Além da formação martensítica ocorrer devido ao resfriamento rápido (resfriamento contínuo), a martensita também pode ocorrer através do processo do tratamento isotérmico. É importante ressaltar que, neste caso, a martensita só poderá ser formada nesta temperatura de transformação isotérmica caso o material permaneça nesta temperatura por curtos tempos. Isto ocorre devido ao fato de que, com o passar do tempo, a austenita estará supersaturada em carbono



(estabilizada) o suficiente para que não haja transformação martensítica.

Alguns materiais microligados com baixo teor de carbono, apresentam, além das formas clássicas de bainita, outros tipos de bainita (Bellon, 1995):

- compostas por aglomerados de ferrita com morfologia acicular, porém, sem carbonetos;
- ferrita fina também isenta de carbonetos, entretanto, associadas a ilhas de martensita e austenita retida (MA) e com aspecto não acicular, chamada de bainita granular (isso quando a transformação ocorre por resfriamento contínuo);
- ferrita fina contendo carbonetos tanto no interior das ripas e plaquetas como entre elas.

Os dois primeiros tipos de bainita ocorrem para a condição de baixas taxas de resfriamento. O constituinte MA também é encontrado quando se realiza a transformação bainítica através de um tratamento isotérmico.



2.3 Influência dos elementos de liga na formação do microconstituente bainítico

2.3.1 Considerações Gerais

Os materiais diferenciam-se, a princípio, por sua composição química. Sabendo-se a composição química presente em um determinado material, é possível definir o tipo de tratamento térmico que será empregado, caso haja a necessidade de se fazer um tratamento térmico. Realizados os tratamentos térmicos, será analisada a microestrutura do material, correlacionando os resultados obtidos através de sua microestrutura com as propriedades mecânicas do material.

Os parâmetros que influenciam diretamente nas propriedades mecânicas são as temperaturas que foram utilizadas nos tratamentos térmicos, os tempos de permanência em cada uma das temperaturas e a composição química do material. Dependendo do teor dos elementos de liga contidos em um aço, serão verificadas características diferenciadas, pois determinados elementos de liga influenciam de maneira significativa tanto na microestrutura quanto nas propriedades mecânicas.

Além da temperatura de transformação para que haja a formação do microconstituente bainítico, os elementos de liga, principalmente o teor de carbono, possuem uma forte influência na formação do microconstituente bainítico.



2.3.2 O carbono

O carbono é um dos elementos de liga mais importantes na composição química de um aço. Os aços diferenciam-se, basicamente, pelo teor de carbono: aços de ultra baixo carbono, aços de baixo carbono, aços com médio e alto teor de carbono, etc.

Existem diversos tipos de bainitas, porém existem dois tipos de estruturas bainíticas que são mais estudados: a bainita superior e a bainita inferior. O carbono tem um grande efeito na determinação da faixa de temperaturas em que ocorre a formação da bainita superior e da bainita inferior. A temperatura B_s (bainita inicial) é reduzida por alguns elementos de liga, sendo o carbono o elemento que exerce o maior efeito (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Segundo Pickering, a bainita superior é substituída pela bainita inferior numa temperatura de 450°C em aços contendo 0,1 % C. Mas, quando o conteúdo de carbono é aumentado cerca de 0,5 % C, causa um máximo na temperatura de mudança da bainita superior para a bainita inferior. Neste caso, a nova temperatura será de 550°C . Na Figura 2.14 é possível verificar a influência do teor de carbono na formação da bainita superior e da bainita inferior. Com um aumento adicional no conteúdo de carbono, a temperatura de transição (temperatura de mudança) da bainita superior para a bainita inferior é diminuída para 350°C , tornando-se praticamente constante (Pickering, 1967).



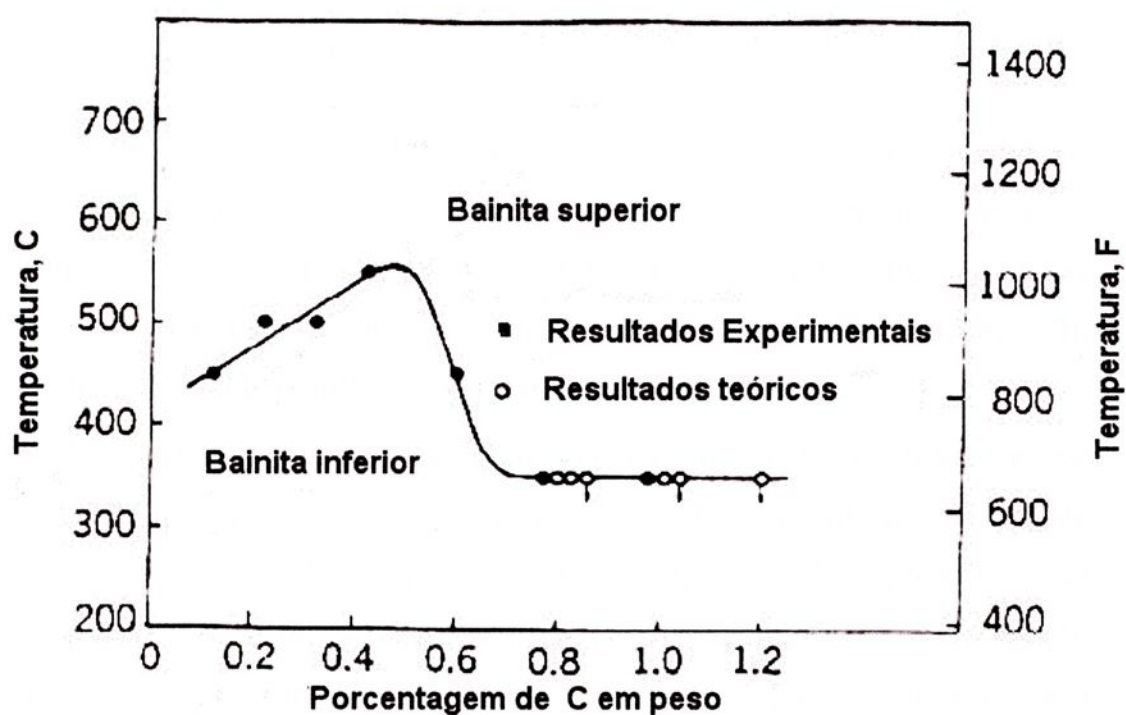


FIGURA 2.14. O efeito do carbono na temperatura de transição entre a bainita superior e a bainita inferior (Pickering, 1967).

2.3.3 O molibdênio

O molibdênio é um elemento de liga que auxilia no melhoramento das propriedades mecânicas dos aços que possuem uma microestrutura bainítica formada por tratamento isotérmico ou por resfriamento contínuo. Muitas vezes, o molibdênio, quando combinado com outros elementos de liga (Si, Mn, Nb e B), também influencia nas propriedades mecânicas.

Verifica-se que um aço contendo um baixo teor de carbono e que possui o molibdênio e o boro como elementos de liga terá uma importante melhora na cinética de formação bainítica. Enquanto o Mo induz a reação bainítica, o boro retarda a reação ferrítica, provavelmente devido à segregação preferencial nos contornos de grão. Isto permite que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Ao mesmo tempo, a curva bainítica é fortemente afetada pela adição de boro e em consequência, não ocorre a formação da martensita. Deste modo, para uma grande faixa de velocidades de resfriamento é possível obter aços completamente bainíticos (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).



2.4 Aços Multifásicos

Recentemente, têm sido desenvolvidos novos aços de alta resistência com microestruturas multifásicas. A microestrutura típica dos aços multifásicos “TRIP-assisted” consiste em uma fina dispersão de ilhas de austenita retida metaestável na base da matriz ferrítica (Girault, *et al*, 1999). Estes aços, chamados “TRIP-assisted”, são obtidos por recozimento intercrítico (o mesmo usado para aços bifásicos), seguido de um tratamento isotérmico no intervalo de transformação bainítica. Durante este estágio do tratamento térmico, parte da austenita é estabilizada após o resfriamento até a temperatura ambiente. Essa austenita retida pode sofrer transformação martensítica, caso exista uma solicitação mecânica. Os aços “TRIP-assisted” geralmente são formados por quatro fases: ferrita, bainita, martensita e austenita retida. Uma boa combinação das frações volumétricas destas fases resulta em excelentes propriedades mecânicas para as mais diversas aplicações. A observação auxiliada pelo microscópio óptico possibilita a análise da microestrutura, porém, é necessária a realização de um ataque químico bastante adequado que seja suficiente para a caracterização destes aços (Girault, *et al*, 1998).

O estudo dos aços multifásicos “TRIP-assisted” tem mostrado atualmente a sua importância para o entendimento das transformações bainíticas. Um exemplo é o caso da austenita intercrítica em aços contendo adições de silício, visando a obtenção de uma boa combinação de resistência e ductilidade no material. Tanto o enriquecimento de carbono na austenita residual, como a precipitação de carbonetos, influenciam a cinética de transformação bainítica. Um conteúdo mínimo de silício é necessário para prevenir a precipitação de austenita durante a formação da ferrita bainítica, permitindo a estabilização da austenita por enriquecimento de carbono (Jacques, *et al*, 1999).



2.5 Ataques químicos

Para revelar características microestruturais específicas dos aços, numerosos ataques têm sido desenvolvidos. Geralmente, esses aços são atacados com um reagente como o Nital (solução de ácido nítrico em álcool etílico). No caso dos aços bifásicos atacados com Nital, por exemplo, quando é realizada a análise por microscopia óptica, nem sempre os resultados são satisfatórios. Na observação realizada por microscopia eletrônica de varredura em aços bifásicos atacados com Nital, é possível verificar a diferenciação de suas fases através de um contraste topográfico. Neste caso, o Nital é uma excelente opção porque ele ataca preferencialmente a austenita e a martensita, deixando a ferrita intacta (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

É importante ressaltar que com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura, observa-se após o ataque com Nital que a fase ferrítica torna-se mais escura e as fases austenita e martensita mais claras, sendo que na observação através do microscópio óptico ocorre o contrário.

As Figuras 2.15a e 2.15b mostram micrografias obtidas através do microscópio eletrônico de varredura realizadas em um aço bifásico, que foi atacado com Nital com o objetivo de diferenciar, através de uma análise topográfica da microestrutura, a austenita e a martensita.

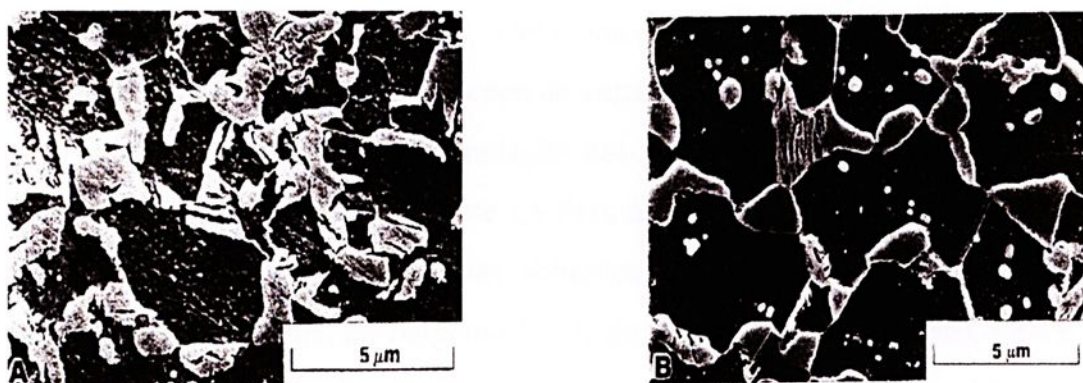


FIGURA 2.15. a) e b) Micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura em aços bifásicos atacados com Nital diferenciando as fases austenítica e martensítica (Girault, *et al*, 1998).

Beraha trabalhou no melhoramento de contraste utilizando vários ataques, sendo um destes baseado no metabisulfito de sódio. O mais recente trabalho utilizando este sal mostra as vantagens com relação à coloração das fases. Porém, neste tipo de ataque não se consegue diferenciar a martensita da bainita. Portanto, excelentes resultados foram obtidos da mistura de 1% de metabisulfito 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, dependendo dos elementos de liga contidos no material, as fases não ficarão diferenciadas o suficiente. Outro problema encontrado neste ataque é que muitas vezes os contornos de grãos não ficam bem delineados. Uma alternativa para delinear melhor os grãos é utilizar um pré ataque como 2% Nital.

Esta técnica tem mostrado ser altamente satisfatória para distinguir a martensita da bainita e da ferrita quando usada juntamente com um sistema de análise de imagens (Le Pera, 1980).

É possível a adaptação de ataques para aços TRIP, que geralmente possuem quatro fases realizando uma análise microestrutural com o auxílio

somente do microscópio óptico. Uma boa opção de ataque para a análise realizada pelo microscópio eletrônico de varredura continua sendo o Nital.

Para uma melhor diferenciação das fases contidas nos aços TRIP, o ataque conhecido como o reagente Le Pera é modificado. O reagente Le Pera Modificado é composto por duas soluções: o reagente I e o reagente II. Utilizam-se 30 ± 2 mL do reagente I (1% de metabisulfito de sódio) e 30 ± 2 mL do reagente II (ácido pícrico), que são colocados em diferentes béqueres. No momento do ataque, os reagentes I e II são colocados em um mesmo recipiente. 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. A amostra é pré-atacada com 2% de Nital para delinear os contornos de grão. Neste ataque, a ferrita aparece azul-esverdeada, a bainita é marrom e a austenita e a martensita aparecem brancas (Girault, *et al*, 1998). Neste trabalho, foi utilizada a seguinte proporção: 15 mL do reagente I e 25 mL do reagente II. Esta proporção mostrou ser a mais eficaz para o aço.

As Figuras 2.16 e 2.17 mostram o ataque Le Pera Modificado realizado por microscopia óptica. Nota-se que as tonalidades das fases diferenciam-se. Isto ocorre devido às diferentes composições químicas dos aços. O carbono e o silício possuem uma grande influência na coloração da matriz ferrítica. O ataque Le Pera Modificado não consegue diferenciar a austenita retida da martensita, pois ambas possuem a coloração branca. Uma boa opção para que seja possível a diferenciação destas fases é utilizar a microscopia eletrônica de varredura para uma análise topográfica da austenita retida e da martensita (Girault, *et al*, 1998)

TABELA 2.2 – Composição química dos aços atacados com o reagente Le Pera (Girault, *et al*, 1998).

Aço	C	Si	Mn	P	S	N
A	0,11	1,50	1,50	0,008	0,006	0,0035
B	0,27	1,40	1,40	0,010	0,008	0,0080
C	0,12	0,78	1,51	0,010	0,006	0,0035
D	0,18	0,39	1,30	0,020	0,010	0,0070

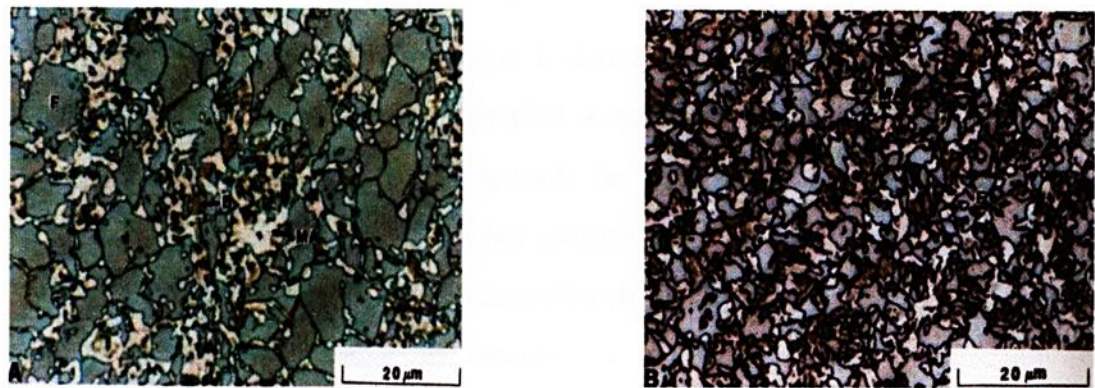


FIGURA 2.16. Ataque com o reagente Le Pera Modificado. a) aço A, b) aço B (Girault, *et al*, 1998).

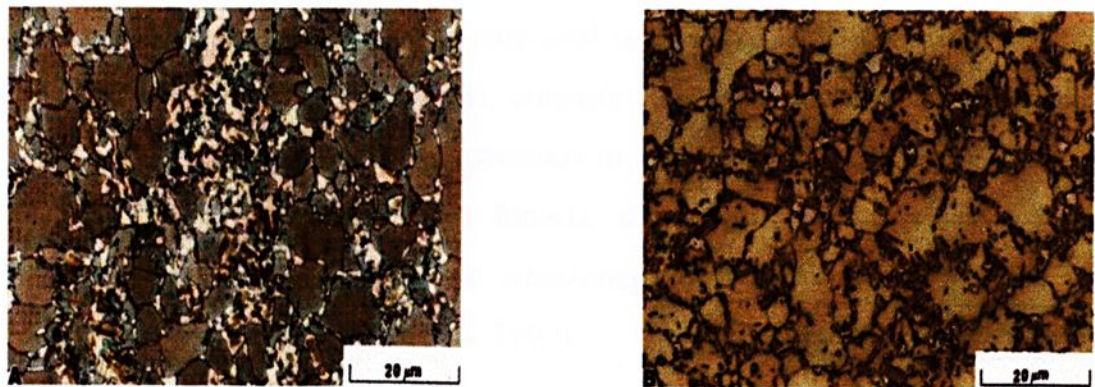


FIGURA 2.17. A Ataque com o reagente Le Pera Modificado. a) aço C, b) Aço D (Girault, *et al*, 1998).

2.6 Processamento e Análise de Imagens

O estudo dos materiais é muito diversificado, podendo ser analisado de diversas formas: através das análises fractográfica, metalográfica, microestrutural, etc.

Desde a escolha do material até a realização da análise microscópica, o material passará por uma série de processos: escolha do material, seccionamento, embutimento, lixamento, polimento, ataque químico e, finalmente, a análise por microscopia.

É importante ressaltar que a análise quantitativa na metalurgia física é um recurso muito confiável para avaliar os resultados obtidos.

As imagens são obtidas através do microscópio óptico e geralmente usando o sistema de iluminação por campo claro, sendo este o método mais utilizado em amostras polidas ou atacadas (Ribeiro, 1999). Porém, não há uma relação direta entre atacar as amostras e observá-las necessariamente em campo claro. No microscópio óptico há a necessidade de se atacar as amostras, para modificar seu relevo, em relação ao polimento, ou modificar a refletividade da superfície.

O procedimento básico para analisar os fatores microestruturais num sistema de análise de imagens consiste da aquisição da imagem, sua digitalização, segmentação, processamento (escala de cinza ou colorida), e transformação das imagens em binária, definição dos parâmetros e suas medidas, obtenção dos dados e armazenagem dos mesmos e a análise e discussão dos resultados (Ribeiro, 1999).

Neste trabalho, utilizaram-se os recursos de microscopia quantitativa, bem como o processamento de imagens para que fosse possível quantificar as frações volumétricas das fases contidas no material.



2.7 O Emprego da difração de raios-X para a determinação da austenita retida

O volume percentual da austenita retida (fase cúbica de face centrada) em aços é determinado comparando a intensidade da difração de raios-X do cromo ou do molibdênio da ferrita (fase cúbica de corpo centrado) como também compara a fase austenítica com as intensidades teóricas. A radiação do cromo foi escolhida para a obtenção de uma melhor resolução dos picos de difração de raios-X para fases cristalinas em aços. Daqui por diante, o termo ferrita pode ser aplicado também para a martensita. Esta prática tem sido designada para não modificar os difratômetros comerciais ou difração de linhas ou filmes revelados pelo auxílio do densitômetro (Annual Book of ASTM Standards, 1998).

Outros tipos de radiações, como a do cobalto ou o cobre podem ser usados, mas os melhores laboratórios que utilizam materiais ferrosos usam a radiação do cromo para melhorar os picos de difração de raios-X ou a radiação do molibdênio para produzir numerosos picos de raios-X (Annual Book of ASTM Standards, 1998). O método aplica-se para aços ao carbono ou aços liga com orientação cristalográfica aleatória, tanto da fase ferrítica como da fase austenítica. Esta prática é válida para conteúdos de austenita acima de 1% do volume total.

A austenita retida é formada também em aços de baixo carbono (0,05% em peso), como ocorre neste trabalho. Porém, devido a sua pequena fração volumétrica, torna-se difícil quantificá-la, mesmo com o auxílio do difratômetro.

A austenita retida pode ser medida por uma seção ou amostra teste que acompanha o tratamento térmico visando o controle de qualidade do material. Esta medida da austenita retida em aços pode ser incluída em estudos do desempenho do material (Annual Book of ASTM Standards, 1998).



Para uma amostra orientada aleatoriamente, as medidas quantitativas de uma relativa fração volumétrica da ferrita e da austenita podem ser feitas por difrações padrões de raios-X porque a intensidade integral total de todos os picos de difração para cada fase é proporcional à fração volumétrica desta fase. Se a fase cristalina ou grãos de cada fase são aleatoriamente orientados, a intensidade de algum pico de difração do plano cristalino (hkl) é também proporcional à fase da fração volumétrica (Annual Book of ASTM Standards, 1998).

Neste trabalho, utilizou-se o difratômetro de raios-X (radiação do cromo) para que fosse possível avaliar a fração volumétrica da austenita retida contida no material. Devido ao baixo volume percentual encontrado no material (inferior à 5%), não foi possível quantificar a austenita retida.



2.8 A Fractografia

As falhas nos metais ocorrem por diferentes razões. Determinando-se a causa da falha, é possível preveni-la. A principal técnica usada para analisar a fratura é a fractografia eletrônica, ou seja, através do microscópio eletrônico, que pode ser de varredura ou de transmissão. O tipo do microscópio utilizado irá depender do tipo de análise que está sendo realizada. O fundamental para a aplicação desta técnica é uma compreensão de como ocorre a fratura nos metais e como ocorre a melhora nos efeitos no processo de fratura (Derek, 1999).

A fractografia é muito importante para descrever e caracterizar os materiais. É através dos modos de fratura que será possível identificar suas características microestruturais no que diz respeito aos tipos de fratura. No ensaio de tração, os valores de alongamento são dados que são utilizados para medir a ductilidade do material (Brooks e Charlie, 1993). Neste trabalho, serão analisadas as superfícies de fratura que foram adquiridas após o ensaio de tração, correlacionando-as com as distintas condições de tratamentos térmicos realizados.

2.8.1 Fratura dúctil e fratura frágil

Os termos dúctil e frágil são descritos pela quantidade de deformação plástica macroscópica que existe na fratura. A fratura frágil é caracterizada pelo cisalhamento acompanhado por uma apreciável deformação plástica e possui uma considerável energia. As fraturas de tração dúctil, na maioria dos materiais, têm uma aparência cinzenta e fibrosa. Em escala microscópica são caracterizadas por se encontrarem perpendicularmente à tensão de tração máxima ou cisalhamento (45° de inclinação da tensão máxima) (Derek, 1999).

Os termos dúctil e frágil são usados para indicar a plasticidade geral à fratura, revelando quantidades, como alongamento à fratura e a presença de



uma estrição para indicar se o material é dútil ou frágil. Os termos dútil e frágil são usados para distinguir a fratura frágil da fratura dútil, seus aspectos macroscópicos e microscópicos. O mecanismo de coalescência de vazios (escala microscópica), a formação de trincas devido à deformação plástica por escorregamento, referem-se muitas vezes à característica dútil. Portanto, é possível haver formação de trincas e a fratura ocorrer por este mecanismo, ainda que o material mostre uma pequena deformação plástica macroscópica. Com base nesta formação de trincas, a fratura poderia ser caracterizada como frágil.

A distinção entre as características dútil e frágil macroscópicas da superfície de fratura são descritas da seguinte forma:

FRATURA DÚCTIL:

- Uma grande quantidade de deformação plástica precede a fratura;
- Os ângulos de cisalhamento são geralmente observados nos extremos da superfície de fratura;
- A superfície de fratura pode apresentar-se de forma fibrosa, uma textura fosca ou uma textura de granulação fina, dependendo do material;
- A seção transversal à fratura é usualmente reduzida por uma estrição.
- O crescimento de trincas é lento.

FRATURA FRÁGIL:

- Pouca ou nenhuma deformação plástica precede a fratura;



- A fratura é geralmente plana e perpendicular à superfície do componente;
- A fratura pode apresentar-se granular ou cristalina e é freqüentemente refletida à luz. As facetas podem também ser observadas, particularmente em aços com grãos grosseiros;
- As trincas crescem rapidamente, muitas vezes acompanhadas por um alto ruído (Brooks e Charlie, 1993).

2.8.2 Modos de ruptura

Existem essencialmente, cinco modos de rupturas: ruptura por clivagem, ruptura por dimple, ruptura por clivagem, ruptura por fadiga e ruptura por quase-clivagem. Cada um desses modos possui uma característica na superfície de fratura e um mecanismo pelo qual a fratura se propaga. (Metals Handbook, 1987).

2.8.2.1 Ruptura por “dimple”

As microcavidades nucleiam regiões de deformações descontínuas localizadas, associadas a partículas, inclusões, contornos de grãos e discordâncias. Como a deformação nos materiais aumenta, crescem as microcavidades, a coalescência e, eventualmente, forma uma superfície de fratura descontínua. Este tipo de fratura apresenta numerosas depressões tipo taça. As depressões tipo taça são referentes aos “dimples”, e o modo de fratura é conhecida como ruptura por “dimple” (Derek, 1999).

O tamanho dos “dimples” na superfície de fratura é governado pelo número e distribuição de microcavidades que são nucleadas. Quando os locais de nucleação são poucos e extremamente espaçados, o crescimento das microcavidades para um grande tamanho antes da coalescência resulta em uma superfície de fratura que contém grandes “dimples”. Pequenos “dimples” são

formados quando numerosos locais de nucleação, ativados por junções de microcavidades adjacentes (coalescência). Estas microcavidades têm uma oportunidade para crescer em um grande número. Os “dimples” extremamente pequenos são muitas vezes encontrados em dispersões de óxidos em materiais resistentes.

O formato do “dimple” é governado por um estado de tensão no material como a forma das microcavidades e a coalescência. A fratura dentro das condições de carregamento uniaxial de tração resulta na formação de dimples essencialmente equiaxiais, limitado por um contorno. Dependendo da microestrutura e da plasticidade do material, os “dimples” podem exibir uma profunda forma cônica ou pode ser totalmente superficial. A formação de dimples superficiais podem envolver a junção de microcavidades por cisalhamento ao longo dos deslizamentos das bandas (Derek, 1999).

A superfície de fratura que resulta do cisalhamento sob condições de carregamento apresenta “dimples” alongados. As características de um “dimple” alongado, como o próprio nome diz, um dos eixos do “dimple” não é completamente cercado por um contorno. No caso da fratura por cisalhamento, os “dimples” alongados em ambas as faces da fratura, são orientados na mesma direção, e fechados no mesmo ponto de origem da fratura. Esta característica de “dimples” por cisalhamento pode ser usada para estabelecer a direção de propagação da fratura. No entanto, a fratura por cisalhamento exibe “dimples” alongados que finalizam em direção oposta à fratura (Metals Handbook, 1987).

2.8.2.2 Ruptura por Clivagem

A clivagem é uma fratura de baixa energia que se propaga ao longo de planos cristalográficos bem definidos, de baixo ângulo, conhecidos como planos de clivagem. Teoricamente, a fratura por clivagem poderia ter perfeitamente uma combinação das faces e poderia ser completamente plana e



sem características especiais. No entanto, as ligas em engenharia são policristalinas e contém contornos de grãos e sub-grãos, inclusões, discordâncias, e outras imperfeições que afetam a propagação da fratura por clivagem, de modo que raramente, características especiais são observadas. A fratura por clivagem inicia-se em planos de clivagem paralelos. Como esta fratura avança, o número de planos ativos diminui por uma união de processos que se forma progressivamente a altos desníveis de clivagem.

2.8.2.3 Ruptura por Fadiga

O início da trinca por fadiga e o crescimento durante o estágio I ocorre principalmente pela trinca nos planos de escorregamento devido à inversão dos sistemas de escorregamento ativo no metal. O crescimento da trinca é fortemente influenciado pela microestrutura e pela medida da tensão. Aproximadamente 90% da vida em fadiga pode ser consumida no início da trinca. A trinca tende a seguir os planos cristalográficos, mas a mudança na direção devido a descontinuidades, tais como contornos de grão, ocorre frequentemente. Quando uma grande deformação plástica ocorre, a trinca por fadiga pode iniciar-se a partir dos contornos de grãos (Metals Handbook, 1987). A superfície da fratura por fadiga é caracterizada por facetas, muitas vezes assemelhando-se a uma clivagem, não exibindo estrias.

2.8.2.4 Fratura por Quase-Clivagem

A fratura por quase-clivagem é uma fratura localizada. Muitas vezes é uma característica isolada em uma superfície de fratura que apresenta características tanto de clivagem quanto de deformação plástica. O termo quase-clivagem não é correntemente descrito em fraturas. Este termo foi criado, embora a faceta central da fratura por quase-clivagem seja bem parecida com a clivagem. A fratura por quase-clivagem inicia-se na faceta de



clivagem central, como uma trinca radial (Metals Handbook, 1987). A expressão quase-clivagem tem sido adotada para descrever a fratura frágil, por clivagem, em finos agregados de materiais multifásicos. Isto é particularmente relevante para a fratura de aços recozidos e que sofreram um resfriamento. Estes aços têm microestruturas complexas (martensita, bainita e perlita), consistindo de duas fases de ferro como o Fe_3C . A fratura frágil desses materiais envolvem a multiplicidade de efeitos de clivagem como um modo de propagação de trincas através de diferentes orientações cristalográficas. Para obter uma evidência direta da clivagem cristalográfica, é necessário examinar a topografia com uma alta resolução. A expressão quase-clivagem tem sido usada também para descrever fraturas envolvendo misturas de fina escala de clivagem cristalográfica e cisalhamento dúctil (Derek, 1999).



Capítulo 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material

O material utilizado neste trabalho foi fornecido pela CONFAB TUBOS S.A. ao Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP e pode ser definido como um aço microligado contendo baixo teor de carbono, além de adições de molibdênio. O aço foi produzido pela USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A., com composição química determinada na Tabela 3.1.

TABELA 3.1. Composição química do aço API-5L-X80.

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

O material foi fornecido na forma de uma chapa laminada, com as seguintes dimensões nominais: 18,80 mm de espessura x 2503,0 mm de largura e 12350,0 mm de comprimento, tendo como referência a direção de laminação da chapa.

3.2 Usinagem dos corpos-de-prova

A chapa laminada foi usinada no Laboratório de Usinagem por Comando Numérico Computacional, na Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá - UNESP, para a obtenção dos corpos-de-prova para o ensaio de tração e para a caracterização microestrutural e análise fractográfica. A extração dos corpos-de-prova foi feita na mesma direção da laminação. As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM E8M, são representadas na Figura 3.1.



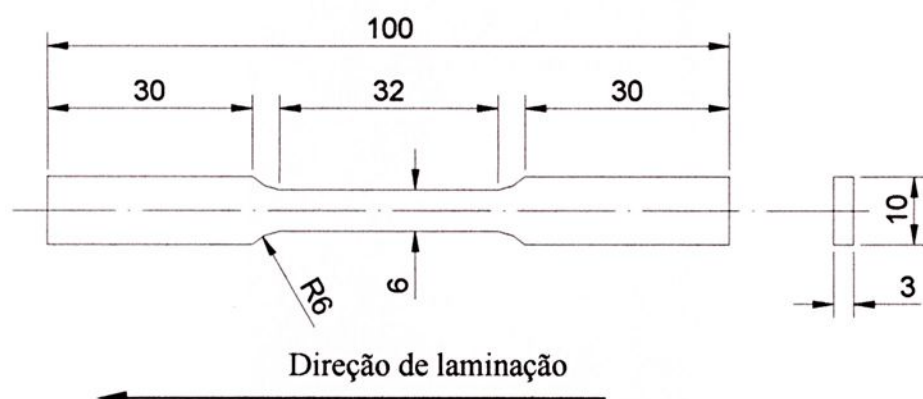


FIGURA 3.1. Corpo-de-prova para ensaio de tração e caracterização microestrutural (medidas em mm).

Foram usinados um total de 48 corpos-de-prova, sendo que 36 corpos de prova foram utilizados para o ensaio de tração e 12 corpos de prova para a caracterização microestrutural.

3.3 Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do IAE/AMR/CTA, em São José dos Campos. Para a realização destes tratamentos foram utilizados dois fornos diferentes. O primeiro forno, no qual se realizou a austenitização dos corpos-de-prova, é do tipo mufla modelo *KOE 40/25/65* (Figura 3.2). A potência utilizada foi de 18 kW. Para que fosse possível minimizar a descarbonetação dos corpos-de-prova, foi injetado gás argônio no forno mufla para o tratamento térmico na temperatura de austenitização.

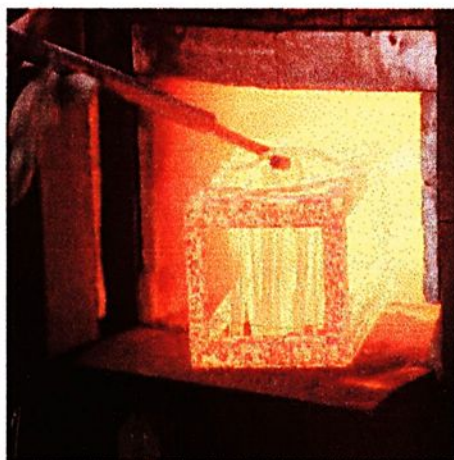


FIGURA 3.2 – Forno tipo mufla do LTT – IAE/AMR/CTA.

O segundo forno, onde foi feito o tratamento isotérmico, trata-se de um banho de sal, *BRASINTER* modelo *ABO 35/60*. A potência utilizada foi de 20 kW e a temperatura máxima possível que pode ser atingida é de 530° C (Figura 3.3).



FIGURA 3.3 – Forno de banho de sal do LTT – IAE/AMR/CTA.

Primeiramente, 48 corpos-de-prova usinados foram divididos em 12 lotes, sendo que cada lote era composto por quatro corpos-de-prova. Todos os corpos-de-prova foram identificados por numeração crescente. De cada um dos lotes, três corpos-de-prova foram utilizados para a realização dos ensaios de tração e um corpo-de-prova para a realização da caracterização microestrutural.

Posteriormente, 44 corpos-de-prova foram levados ao forno mufla, à uma temperatura de austenitização de 950°C por 1800 segundos. Após este tratamento térmico, quatro corpos de prova foram retirados do forno e resfriados ao ar. Os quarenta corpos de prova restantes foram retirados do forno mufla e transferidos diretamente para o forno de banho de sal. Destes quarenta corpos-de-prova, vinte sofreram tratamento isotérmico à uma temperatura de 470°C e os outros vinte sofreram tratamento isotérmico à uma temperatura de 520°C .

Os tempos de permanência nestas duas temperaturas de transformação isotérmica foram: 30 segundos, 120 segundos, 300 segundos, 900 segundos e 3600 segundos.

Para a realização do tratamento isotérmico em banho de sal, foram utilizados sais apropriados para as temperaturas que foram estipuladas neste tratamento. Os sais utilizados foram do tipo *Durferrit* AVS 250. A temperatura máxima que pode ser empregada para este tipo de sal é de 550°C .

Os oito corpos-de-prova restantes não sofreram nenhum tipo de tratamento térmico. Todas as condições de tratamento são mostradas na Tabela 3.2.

A Figura 3.4 mostra um fluxograma do tratamento térmico realizado. As Figuras 3.5, 3.6 e 3.7 mostram, respectivamente, representações esquemáticas do tratamento térmico realizado com temperatura de transformação isotérmica de 470°C , do tratamento térmico realizado com temperatura isotérmica de 520°C e do tratamento térmico de austenitização seguido de resfriamento ao ar.

TABELA 3.2. Condições geradas nos tratamentos térmicos.

Condições	Temperatura (°C)	Tempo de permanência no tratamento isotérmico (em segundos)
1	470	30
2	470	120
3	470	300
4	470	900
5	470	3600
6	520	30
7	520	120
8	520	300
9	520	900
10	520	3600
11	Resf. ao ar	-
12	Fornecido	-

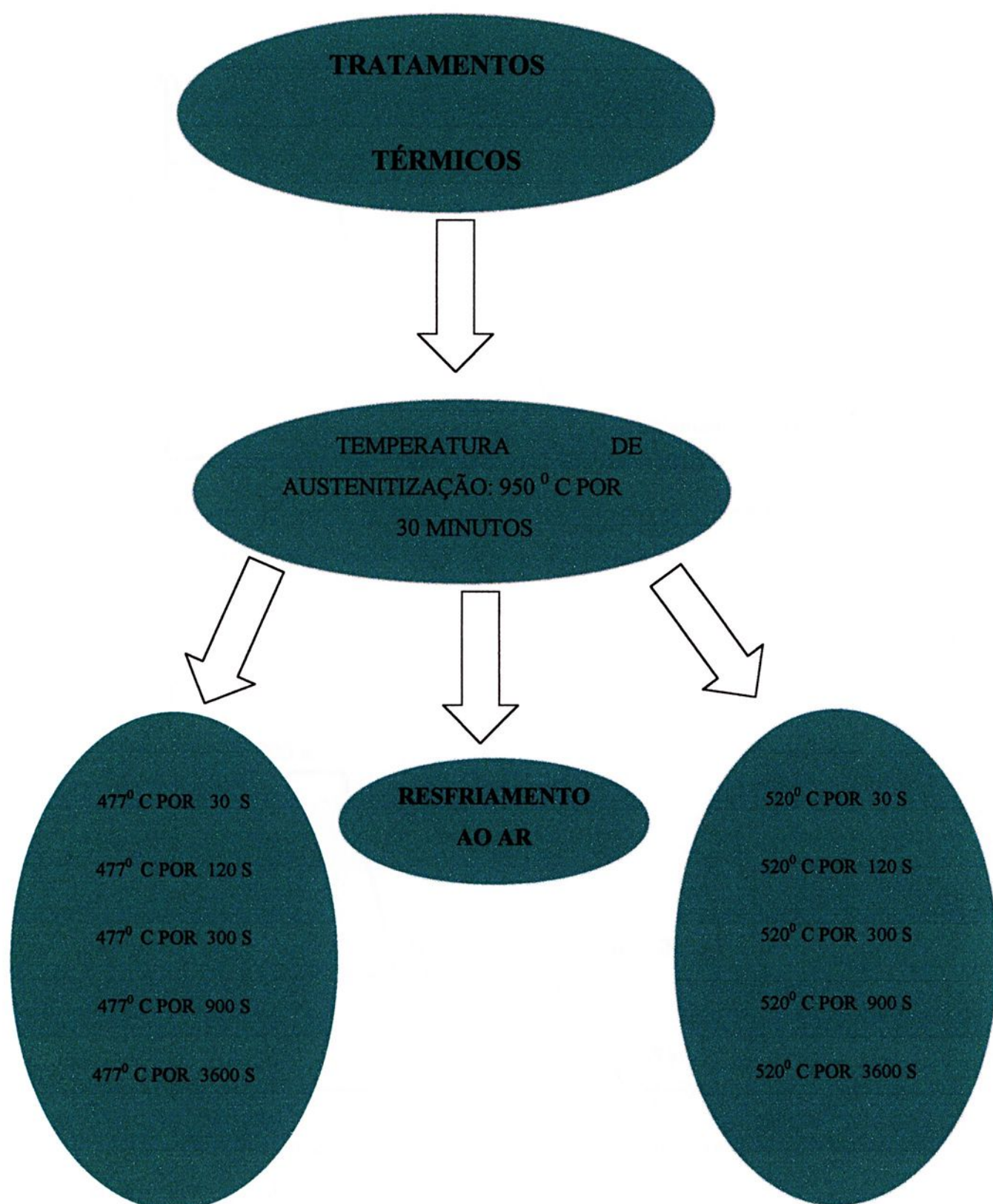


FIGURA 3.4. Representação esquemática do tratamento térmico realizado.

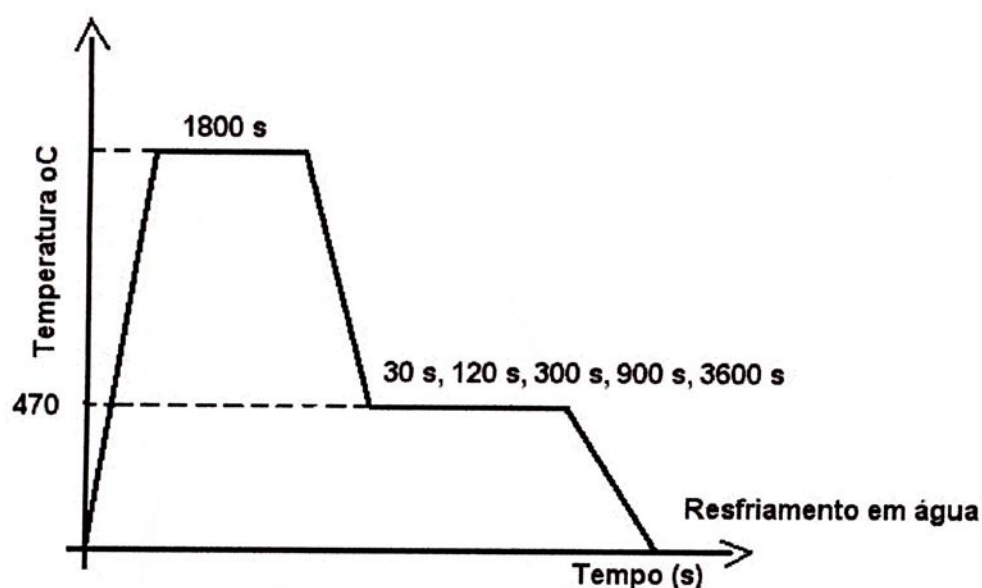


FIGURA 3.5. Representação esquemática do tratamento isotérmico realizado com uma temperatura de 470°C .

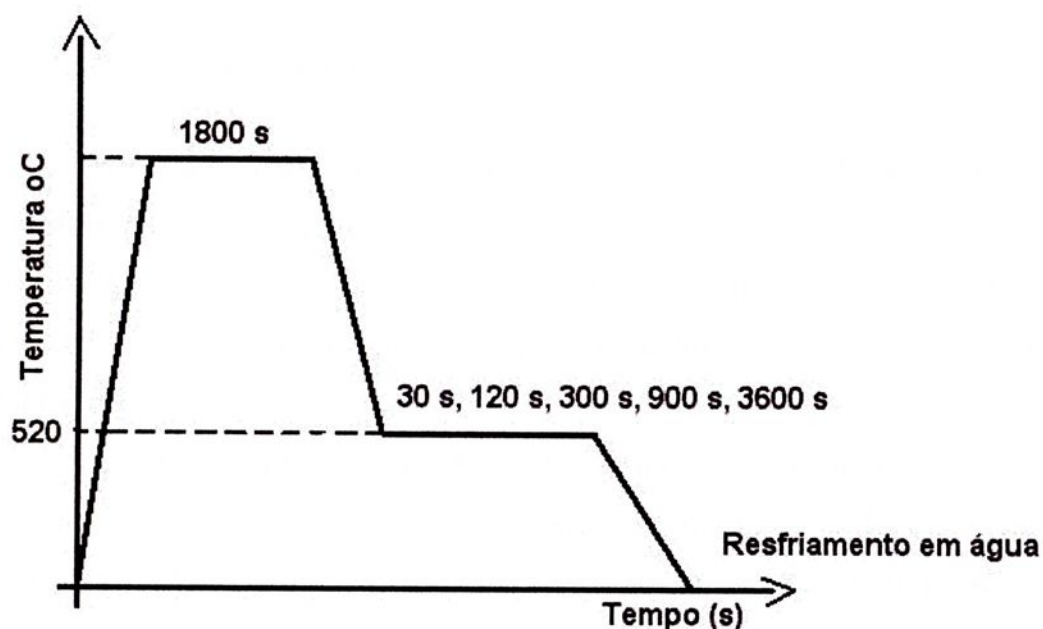


FIGURA 3.6. Representação esquemática do tratamento isotérmico realizado com uma temperatura de 520°C .

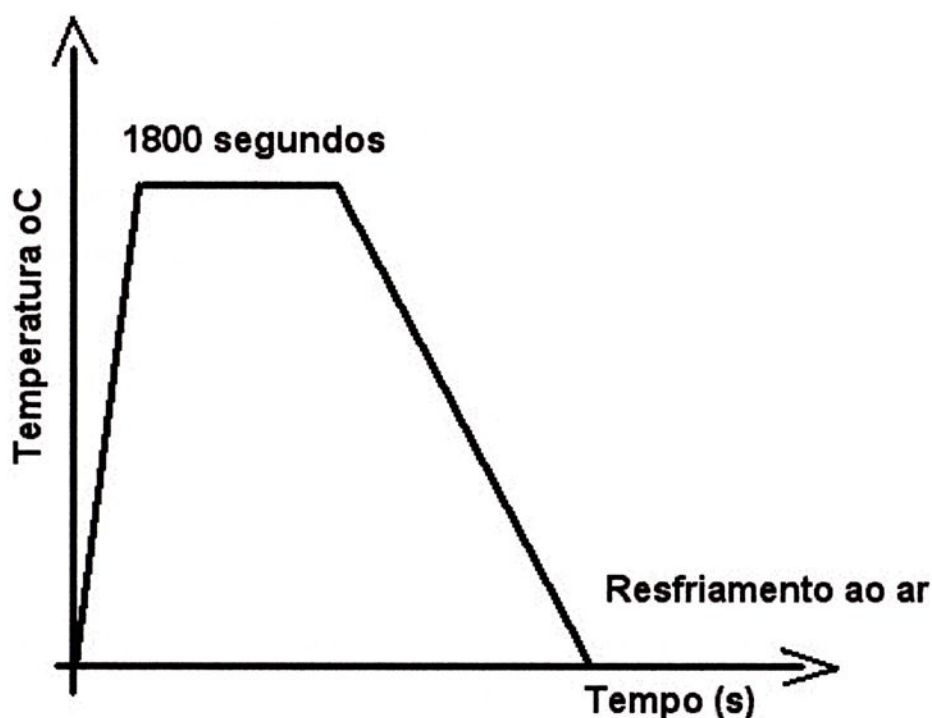


FIGURA 3.7. Representação esquemática do tratamento térmico realizado. Quatro corpos-de-prova foram resfriados ao ar.

3.3.1 A Fórmula de Andrews

Para que houvesse a transformação bainítica, as temperaturas de austenitização e as temperaturas de transformação isotérmicas aplicadas neste trabalho foram determinadas por meio de equações específicas desenvolvidas por Andrews, de acordo com a composição química do material estudado (Andrews, 1965).

As temperaturas Ac_3 ou Ae_3 representam a temperatura mínima de austenitização ou temperatura de tratamento de solução ou o 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).

Tanto Ac_3 como Ae_3 calculam a mesma temperatura (temperatura de austenitização). Elas somente se diferenciam pela quantidade de elementos

químicos utilizados e pela quantidade de aços testados. O mesmo ocorre para Ac_1 e Ae_1 .

A temperatura M_s representa a temperatura onde ocorre o início da transformação martensítica. Portanto, a transformação bainítica necessariamente deverá ocorrer acima desta temperatura.

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

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

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

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

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

Segundo Andrews, as equações (3.3) e (3.5) possuem um índice de confiabilidade maior, pois foram testadas com uma grande variedade de aços, como também com diversos elementos químicos de várias proporções.

Os resultados obtidos para o material utilizado neste trabalho segundo as equações de Andrews, foram: $Ac_3 = 863,6^{\circ}C$ e $M_s = 466,5^{\circ}C$. A partir destes cálculos, fixou-se o valor de $950^{\circ}C$ para a temperatura de austenitização e $470^{\circ}C$ e $520^{\circ}C$ para as temperaturas de transformação isotérmica. A temperatura de $950^{\circ}C$ foi escolhida para que houvesse uma completa austenitização. A temperatura de $470^{\circ}C$ foi escolhida próxima à transformação martensítica porque, teoricamente, haverá a formação da bainita

do tipo inferior. A temperatura de 520^o C foi escolhida porque, teoricamente, à uma temperatura mais alta, haverá a formação da bainita do tipo superior.

3.4 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Câmpus de Guaratinguetá – UNESP e no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMAR/Lorena. Na UNESP o equipamento utilizado foi uma máquina de tração EMIC MEM 10000, eletromecânica, equipada com uma célula de carga para 20 kN. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min. Juntamente com este equipamento, utilizou-se para a aquisição dos dados o *National Instruments Lab View 5,1..* No DEMAR o equipamento utilizado foi uma máquina de tração MTS, modelo 810 23M, servohidráulica, com célula de carga com capacidade de 10 kN. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min, também com aquisição de dados através de software do próprio equipamento.

No ensaio de tração foram avaliados os seguintes parâmetros:

- limite de escoamento, determinado pelo método “offset” a 0,2%, em função das curvas tensão-deformação apresentarem escoamento contínuo;
- resistência à tração, calculada através do carregamento máximo aplicado durante o ensaio dividido pela área inicial do corpo-de-prova; e
- alongamento, calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo-de-prova, após o rompimento.

3.5 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada no Laboratório de Metalografia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP e no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais - LAIMat da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP. Este laboratório conta com o apoio da FAPESP, cujo número do processo é 97/06287-5.

Os 12 corpos-de-prova selecionados para a caracterização microestrutural, foram seccionados na serra de precisão *Buehler - Isomet 1000*, com corte realizado na seção transversal. As amostras foram a seguir embutidas no equipamento *Struers - Tempopress*, com a resina *Struers Multi Fast Brown*.

Após o processo de embutimento, as amostras foram lixadas por lixas d'água na seguinte sequência de granulometria: 400, 600, 1000, 1500 e 2000. Realizado o processo de lixamento, as amostras foram polidas na politriz *Struers - DP - 10* com Alumina *Arotec - 1 µm* e pasta de diamante *Struers - 1 µm*.

Entre o lixamento e o polimento e após o polimento, as amostras foram limpas no Ultrason - Arotec, por 5 minutos, com o objetivo de retirar os resíduos entre um processo e outro. Em seguida, as amostras foram atacadas com Nital 2% por cerca de 30 segundos. Foi realizado também o ataque Le Pera, que consiste em 1g de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2 \text{S}_2 \text{O}_5$) diluído com 100 mL de água destilada (reagente I) e ácido pícrico diluído em 100 mL de álcool etílico (reagente II).

Para se chegar ao resultado ótimo do reagente Le Pera Modificado, foram realizadas inúmeras tentativas de ataque, variando a proporção dos reagentes I e II e o tempo de ataque. Observou-se que, ao levar o reagente Le Pera Modificado à uma temperatura de $\approx 0^\circ$, o tempo de ataque e a proporção dos reagentes I e II foi praticamente a mesma.



A caracterização microestrutural foi realizada no microscópio óptico *NIKON EPIPHOT 200*. Para que fosse possível a determinação da fração volumétrica das fases presentes do material, foram utilizados os programas *Materials Pro* e *Image Pro Plus*.

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

Para cada amostra atacada com o reagente Le Pera modificado, foram capturados vinte campos conforme a norma ASTM E1382. Como o material foi submetido à doze condições de tratamentos térmicos, foram capturados um total de 240 campos. Após este procedimento, foram calculadas as frações volumétricas das fases presentes no material.

3.6 A difração de raios-X

A difração de raios-x foi realizada no Laboratório de Difração de raios-x do IAE/AMR/CTA. Trata-se de um difratômetro de raios-x *Philips*, modelo *PW 1830*. A difração foi realizada com o intuito de obter a fração volumétrica da austenita retida. Isto porque no ataque com o reagente Le Pera Modificado não é possível diferenciar, através da coloração, a austenita retida da martensita. Obtendo-se a fração volumétrica da austenita retida por meio da difração de raios-x, seria possível então, estimar a fração volumétrica da martensita. Porém, como será discutido no capítulo 4, principalmente em função da pequena quantidade de austenita retida, em geral menor que 5%, não foi possível a utilização deste recurso de caracterização para a determinação das fases presentes.



3.7 Análise fractográfica

A análise fractográfica foi realizada no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do DEMAR/Faenquil. Utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura modelo LEO-Zeiss 438 VP. Foram efetuadas análises da superfície de fratura, através de corpos de prova rompidos nos ensaios de tração nas diferentes condições obtidas através dos tratamento térmicos. Após o ensaio de tração, as superfícies foram protegidas com esmalte, evitando-se, com isso, a corrosão superficial.



Capítulo 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão abordados e discutidos os resultados obtidos referentes à microestrutura, às propriedades mecânicas e à análise fractográfica. Será realizada uma análise individual destes três tópicos, bem como uma análise conjunta dos mesmos, enfatizando sempre a importância e a influência dos resultados obtidos com relação à microestrutura. A caracterização microestrutural correlacionada com as propriedades mecânicas terá uma abordagem qualitativa e quantitativa. A correlação entre a microestrutura e a análise fractográfica será feita qualitativamente.

4.1 A microestrutura

Nesta abordagem, serão apresentados os resultados microestruturais, realizados através de um estudo qualitativo e quantitativo, obtidos através do ataque químico realizado com o reagente Le Pera Modificado no aço API-5L-X80 microligado contendo adições de molibdênio.

4.1.1 Análise qualitativa

A análise qualitativa refere-se especificamente à identificação das fases presentes através do reagente químico Le Pera Modificado, bem como as dificuldades encontradas para a obtenção de um ótimo ataque químico. Este ataque foi empregado para a revelação de microestruturas de aços multifásicos ou multiconstituídos (Girault *et al*, 1998).

Porém, pequenas variações na metodologia para a realização do ataque



químico podem afetar sensivelmente a qualidade da fotomicrografia final, e, além disso, em algumas situações levar a avaliações errôneas sobre a microestrutura.

É importante destacar que neste trabalho, o ataque feito previamente ao reagente Le Pera Modificado, com o reagente Nital 2%, faz com que os contornos dos grãos presentes no material sejam melhor delineados, proporcionando que o ataque posterior mostre de forma mais clara as fases presentes. O ataque Le Pera Modificado mostrou-se muito eficaz para a diferenciação das fases e/ou microconstituintes, principalmente do microconstituente bainítico.

Alguns parâmetros muito importantes, quando se trabalha com o reagente Le Pera Modificado são a proporção dos reagentes, a temperatura em que acontece o ataque químico e o tempo de exposição. Esta discussão é de fundamental importância ao se considerar a falta de aprofundamento e, talvez, a inconsistência que a literatura mostra quando apresentada a metodologia do ataque. Conseqüentemente, contribuir para o desenvolvimento de trabalhos futuros relacionados ao assunto.

Quanto à proporção dos reagentes, foi observado que, ao utilizar a proporção de 15 mL do reagente I e de 25 mL do reagente II, foram obtidas as colorações adequadas na revelação da microestrutura.

Foram realizados ataques com diferentes proporções dos reagentes I e II em função das 12 distintas condições de tratamento térmico. Quanto ao tempo de ataque, este sofreu variação entre 10 e 40 segundos. Os ataques realizados com o reagente à temperatura ambiente não foram adequados, principalmente pela dificuldade de diferenciação por coloração das fases presentes, sendo que a coloração azul-esverdeada da ferrita foi a mais difícil de ser obtida.

Em relação à temperatura dos reagentes também foi observado uma influência direta no ataque químico. Isso ocorre porque quando os reagentes são mantidos a uma temperatura de $\approx 0^{\circ}$, são obtidos os melhores resultados para as 12 diferentes condições de tratamento térmico.



Após a descoberta da temperatura adequada para a realização do ataque químico, a variação quanto ao tempo de ataque e à proporção dos reagentes I e II foi mínima.

No aço API-5L-X80 estudado neste trabalho, utilizando-se este reagente, pôde-se verificar a presença de três distintas colorações. Das quatro fases e/ou microconstituintes contidos na microestrutura, foram isoladas duas fases e/ou microconstituintes: a ferrita e a bainita. A única desvantagem deste método foi a impossibilidade de distinguir a austenita retida da martensita, porque ambas aparecem brancas.

Sendo assim, na análise qualitativa foram tratadas as seguintes fases: a fase ferrítica, o microconstituente bainítico e o constituinte MA, que representa as fases martensítica e austenítica (retida).

Para ilustrar o ataque realizado, os campos não foram capturados em níveis de cinza, mas sim, com a coloração do ataque original. Utilizou-se somente o polarizador com o intuito de acentuar a tonalidade da coloração.

As Figuras 4.1 mostram as micrografias do resultado obtido do ataque químico realizado com reagente Le Pera Modificado. Pôde-se observar que a coloração marrom representa o microconstituente bainítico, a fase azul-esverdeada representa a fase ferrítica e a coloração branca representa as fases martensítica e austenítica. Estes resultados estão em concordância com os trabalhos desenvolvidos pela Universidade de Leuven. Segundo Girault et al, 1999, essa técnica, adaptada do reagente Le Pera (Le Pera, 1980), foi desenvolvida para revelar a microestrutura de aços multifásicos. Neste trabalho, ao se analisar o aço API-5L-X80 com adições de molibdênio, o reagente Le Pera Modificado possibilitou a distinção de uma fase e dois microconstituintes: os microconstituintes bainítico e o MA, e a fase ferrítica, além da quantificação dos mesmos, mostrando-se muito eficaz na caracterização microestrutural de aços multifásicos.

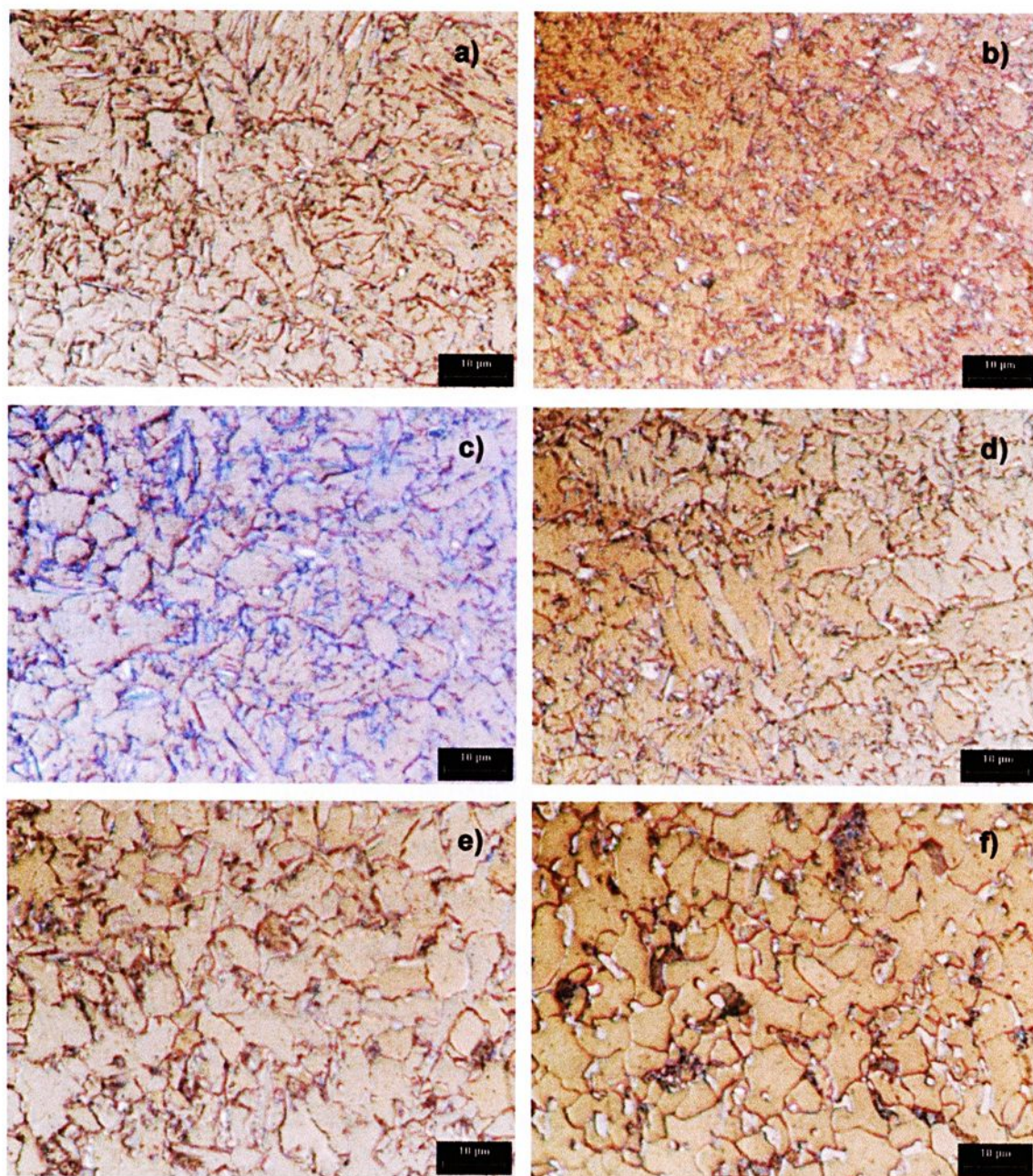


FIGURA 4.1. Ataque químico realizado com o reagente Le Pera Modificado. a) microestrutura obtida através do tratamento isotérmico na temperatura de 470°C no tempo de permanência de 30 segundos e b) num tempo de permanência de 900 segundos. c) temperatura de 520°C num tempo de permanência de 30 segundos e d) 300 segundos, e) resfriamento ao ar e f) material como fornecido.

4.1.2 Análise quantitativa

A análise quantitativa refere-se à determinação da fração volumétrica dos microconstituintes presentes, como também estabelecer uma correlação entre estes dados e os parâmetros de processamento, ou seja, as diferentes temperaturas isotérmicas e os diferentes tempos de permanência nestas temperaturas.

Como citado no capítulo anterior, doze condições distintas foram estudadas. Em cada uma das condições, foi possível verificar as variações das frações volumétricas de cada fase e/ou microconstituente nas diferentes temperaturas e tempos de permanência.

Porém, antes de uma discussão efetiva sobre a análise quantitativa, alguns aspectos importantes devem ser analisados, e que servirão para contribuir para a discussão posterior. Estes aspectos são os seguintes: a) a formação de uma estrutura multifásica; b) a estabilidade da austenita retida em aços com baixo teor de carbono; c) a transformação da bainita nas diferentes temperaturas isotérmicas; e d) a heterogeneidade na distribuição do constituinte MA.

Sobre estes aspectos serão feitas breves considerações, com o intuito de auxiliar e fundamentar a discussão sobre a análise quantitativa da estrutura multiconstituída do aço API-5L-X80.

a) A formação de uma estrutura multifásica.

É importante deixar claro que, neste trabalho, um dos objetivos principais é a formação do microconstituente bainítico. Porém, com o tratamento isotérmico realizado serão formados, além da bainita, outros constituintes e fases, tornando-se assim, um aço multifásico. Nesta situação, o aço possui todas as fases que caracterizariam um aço TRIP, embora com uma fração volumétrica bem menor de austenita retida comparada com a fração volumétrica encontrada em um típico aço TRIP, entre 10% e 25% (Yasuharu, *et al*, 1991).



É importante ressaltar que apesar do material apresentar uma maior fração volumétrica do microconstituente bainítico, todas as outras fases contidas no material são de suma importância para obtenção de melhores propriedades mecânicas finais.

b) A estabilidade da austenita retida em aços com baixo teor de carbono.

A presença da austenita nestas transformações é extremamente importante e será abordada de forma abrangente, pois trata-se da fase que propicia o início de todas as transformações que estão ocorrendo. Com isso, objetiva-se descrever o comportamento das quatro fases formadas neste processo.

A austenita retida é facilmente formada em aços com alto teor de carbono (Yasuharu, *et al*, 1991). Porém, em aços contendo um baixo teor de carbono, a austenita retida formada possui uma estabilidade menor se comparada com a alta estabilidade da austenita retida formada em aços com um médio ou alto teor de carbono. No aço API-5L-X80 estudado neste trabalho, observa-se a formação de uma alta fração volumétrica da bainita em torno de 85%. Portanto, conclui-se que a baixa quantidade de austenita retida formada também se deve ao fato de uma estabilidade mais baixa comparada a um aço com um teor de carbono maior, auxiliando na transformação bainítica.

A tendência da austenita retida e o enriquecimento da austenita em carbono é intimamente ligado com a influência da temperatura de reação, o conteúdo de elementos microligantes e os tipos de carbonetos (precipitados na ferrita ou na austenita) (Girault, *et al*, 1999). Ou seja, o material escolhido é de suma importância, uma vez que é a partir da composição química do material que se estima os microconstituintes resultantes após o tratamento realizado, seja puramente um tratamento térmico ou um tratamento termomecânico.

A transformação parcial da austenita para o aumento da quantidade de bainita a partir da fase austenítica foi analisada detalhadamente em aços 4340 e em aço microligado ao Si. A tendência do enriquecimento da austenita em

carbono também é intimamente influenciada pela temperatura de reação, pela composição química da liga e pelos carbonetos (precipitados na ferrita ou na austenita) (Girault, *et al*, 1999).

Como o manganês e o silício possuem uma contribuição benéfica de austenita retida dos aços TRIP sempre contém uma grande concentração destes elementos (1,5-2,5% ou ambos). O manganês é conhecido para estabilizar a austenita. O silício estabiliza a austenita por inibir a precipitação de carboneto e portanto, promove o enriquecimento da austenita residual com carbono durante a transformação bainítica (Jacques, *et al*, 1998). Um conteúdo significativo de silício auxilia então na transformação bainítica, inibindo a formação de precipitados de carboneto, auxiliando também de forma efetiva na estabilização da austenita, onde após a ocorrência deste efeito esta austenita passa a ser chamada de austenita retida ou austenita estabilizada. O aço analisado possui 1,23 % e de Mn e 0,13% de Si (percentagem em peso).

Com o intuito de determinar a fração volumétrica da fase austenítica também foi utilizado neste trabalho, aço API-5L-X80, o difratômetro de raios-X. Porém, devido principalmente a sua baixa porcentagem presente, abaixo de 5%, não foi possível identificá-la.

c) A transformação da bainita nas diferentes temperaturas isotérmicas.

No caso do tratamento isotérmico, observa-se a formação da bainita chamada clássica. O objetivo do tratamento térmico realizado neste trabalho foi a obtenção de dois tipos de bainita clássica: a bainita superior e a bainita inferior. A bainita inferior tem como característica principal a formação de carbonetos no interior das ripas de ferrita e entre elas, enquanto que na bainita superior só existem carbonetos entre as ripas de ferrita. Isto porque, no caso da bainita superior, ela é formada a uma temperatura maior do que no caso da inferior. Portanto, ocorre mais difusão de carbono no processo de formação da bainita superior, enquanto que na bainita inferior, devido à baixa temperatura, a difusão é

menor, não havendo a possibilidade de todo o carbono sair da austenita no início da formação bainítica. Outro fator muito importante é o teor de carbono contido no material. Além do fato de que a bainita inferior formar-se a temperaturas menores, quando o aço possui um teor de carbono maior, dificulta a difusão de todo o carbono contido nos grãos austeníticos.

Uma consequência observada no mecanismo de transição da bainita superior para a inferior é que, em aços com alto teor de carbono, é possível obter apenas bainita inferior. A maior quantidade de carbono que fica aprisionada na ferrita pela transformação não tem velocidade suficiente para escapar da austenita. Assim, a precipitação da austenita é inevitável. Em aços com baixo teor de carbono, o tempo de descarbonetação é tão pequeno que somente a bainita superior é obtida pela transformação em todas as temperaturas entre o fim de formação perlítica e o início de formação martensítica. É possível obter a mistura de bainita superior e inferior por transformação isotérmica. Com a formação da bainita superior primeiro, a austenita residual torna-se rica em carbono e a tendência para formar bainita inferior aumenta com a continuidade da transformação (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

d) A heterogeneidade na distribuição do constituinte MA.

Após a análise microestrutural feita neste trabalho, observou-se também que existem regiões onde as frações volumétricas das fases presentes variam muito, e regiões onde estas frações encontram-se praticamente constantes. A Figura 4.2 mostra uma micrografia do tratamento térmico realizado na temperatura isotérmica de 470°C por um tempo de permanência de 900 segundos. É possível observar algumas regiões com maior concentração do constituinte MA.

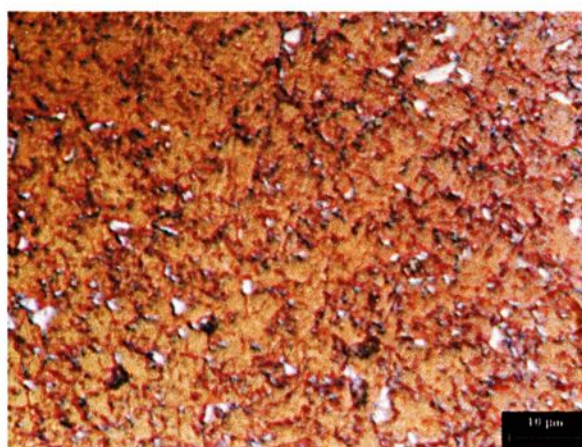


FIGURA 4.2. Micrografia obtida após tratamento isotérmico na temperatura de 470°C por um tempo de permanência de 900 segundos.

Em um aço TRIP Si-Mn, que as fases não ferríticas não consistem somente de MA, mas também de uma quantidade de bainita, dependendo dos parâmetros de recozimento. A distribuição de MA também não é homogênea. A proporção de MA é muito grande em algumas regiões, enquanto a microestrutura contém quase somente grãos de ferrita em outras regiões (Jacques, *et al*, 1998).

A micrografia de alta resolução por microscópio eletrônico de transmissão revela detalhes da austenita retida ao longo dos contornos de grãos ferríticos. Parte da austenita retida é isolada, mas a maior parte está ao redor da martensita ou da estrutura bainítica. Tipicamente, a austenita retida encontra-se ao redor da estrutura bainítica e estende-se ao longo dos contornos de grãos adjacentes. Portanto, a maior parte está presente na interface ferrita/austenita formada por recozimento intercrítico (Yasuharu, *et al*, 1991).

Embora neste trabalho tenha sido realizado um tratamento térmico diferente do citado anteriormente, provavelmente, a maior parte de austenita retida encontra-se na interface ferrita/austenita.

Após o processamento das imagens, correspondentes às doze diferentes condições de tratamento térmico, foram obtidas as frações volumétricas da ferrita, da bainita e do constituinte (Tabelas 4.1 e 4.2).

TABELA 4.1. Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do constituinte MA obtidas na temperatura de 470^o C nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.

477 ^o C – 30 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	5,3%	84,6%	5,5%
Máximo	8,2%	88,7%	7,8%
Média	6,9%	86,7%	6,5%
Desvio Padrão	0,8%	1,2%	0,7%
477 ^o C – 120 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	5,0%	84,0%	6,4%
Máximo	8,0%	87,8%	8,5%
Média	6,5%	86,0%	7,5%
Desvio Padrão	0,8%	1,1%	0,6%
477 ^o C – 300 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	5,5%	84,6%	3,5%
Máximo	9,7%	90,8%	6,5%
Média	7,6%	87,6%	4,8%
Desvio Padrão	1,0%	1,8%	0,9%
477 ^o C – 900 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	6,3%	87,7%	1,8%
Máximo	10,0%	91,7%	5,4%
Média	8,2%	89,2%	2,6%
Desvio Padrão	1,1%	1,1%	0,9%
477 ^o C – 3600 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	4,7%	88,2%	0,9%
Máximo	9,1%	92,5%	3,2%
Média	7,0%	90,6%	2,5%
Desvio Padrão	1,1%	1,0%	0,5%

TABELA 4.2. Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do constituinte MA obtidas na temperatura de 470°C nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.

520 ^o C – 30 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	4,9%	82,2%	5,4%
Máximo	10,5%	88,7%	9,7%
Média	6,8%	85,3%	7,9%
Desvio Padrão	1,6%	1,5%	1,4%
520 ^o C – 120 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	3,6%	78,8%	8,3%
Máximo	10,1%	88,1%	12,0%
Média	6,6%	83,3%	10,1%
Desvio Padrão	1,9%	2,4%	0,9%
520 ^o C – 300 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	6,2%	86,7%	3,2%
Máximo	7,8%	89,8%	6,0%
Média	7,1%	88,3%	4,6%
Desvio Padrão	0,5%	0,9%	0,9%
520 ^o C – 900 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	6,0%	86,0%	2,5%
Máximo	10,5%	90,3%	4,8%
Média	8,4%	88,4%	3,2%
Desvio Padrão	1,3%	1,2%	0,5%
520 ^o C – 3600 segundos			
Análise Estatística	Ferrita	Bainita	MA
Mínimo	4,7%	86,0%	1,7%
Máximo	9,5%	92,1%	4,9%
Média	7,1%	89,7%	3,3%
Desvio Padrão	1,5%	1,7%	0,8%

Com os dados obtidos, foi possível a plotagem de um gráfico relacionando a fração volumétrica das fases presentes com o tempo de permanência do material nas duas diferentes temperaturas isotérmicas: 470°C (Figura 4.3) e 520°C (Figura 4.4). As condições em que o material é resfriado ao ar a partir da temperatura de austenitização, e a condição do material como fornecido serão analisadas posteriormente de forma individual.

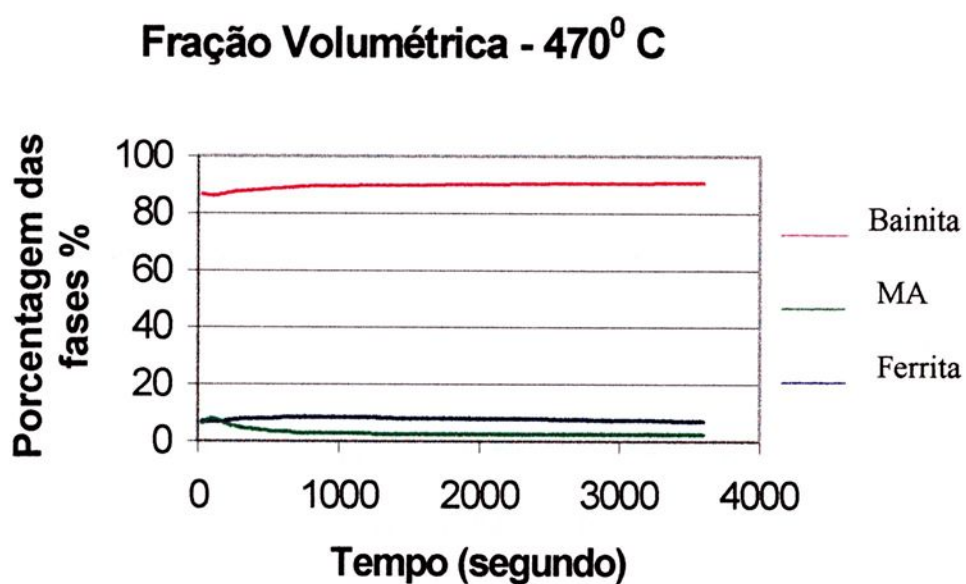


FIGURA 4.3. Gráfico da fração volumétrica das fases presentes em função dos diferentes tempos de manutenção do material obtido na temperatura de transformação isotérmica de 470⁰ C.

Fração Volumétrica - 520⁰ C

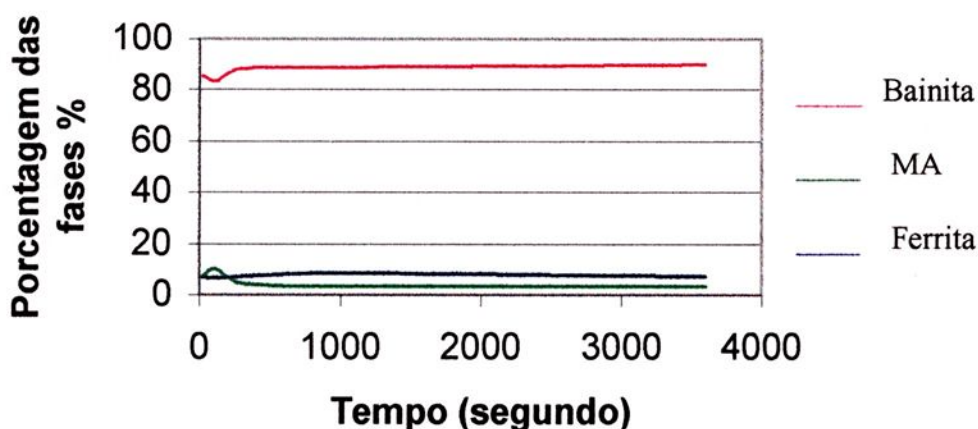


FIGURA 4.4. Gráfico da fração volumétrica das fases presentes em função dos diferentes tempos de manutenção do material obtido na temperatura de transformação isotérmica de 520⁰ C.

Observa-se no aço API-5L-X80 tratado nas temperaturas isotérmicas de 470⁰ C e 520⁰C por um tempo de permanência de 30 segundos, que existe uma quantidade significativa do constituinte MA (6,50% e 7,92%, respectivamente).

A austenita não foi ainda transformada totalmente em bainita. Para um tempo curto de permanência, a austenita retida possui uma fração volumétrica significativa. Esta fração volumétrica diminui na medida em que o tempo de permanência aumenta (Jacques, *et al*, 1998).

Ainda em 30 segundos, a fase bainítica possui uma porcentagem alta, mesmo num tempo curto (86,66% e 85,27%, respectivamente). Nesta condição, a fração volumétrica da ferrita corresponde a 6,85% e 6,81% nas temperaturas isotérmicas de 470⁰ C e 520⁰ C, respectivamente.

Para os tempos de permanência mais curtos do que 180 segundos, ocorre uma transformação parcial da austenita em martensita, juntamente com outras

fases presentes na microestrutura: ferrita, bainita e austenita retida. Para um tempo de permanência de 15 segundos, a fração volumétrica da bainita é pequena e a microestrutura torna-se quase uma microestrutura trifásica (ferrita, martensita e austenita) (Yasuharu, et al, 1991). Porém, no aço API-5L-X80, observou-se que para um tempo de permanência na temperatura isotérmica de 30 segundos, houve uma grande formação do microconstituente bainítico.

Num tempo de permanência de 120 segundos, as tabelas 4.1 e 4.2 mostram as frações volumétricas obtidas. Observa-se que a ferrita continua estável em ambas temperaturas isotérmicas (6,54% - 470⁰ C e 6,63% - 520⁰ C). A fase bainítica também continua praticamente estável (85,98 e 83,27%) e a constituinte MA apresenta uma fração volumétrica de 7,47% e 10,11%, respectivamente.

O ligeiro aumento na AR em estágios intermediários de transformação resulta primeiramente na estabilização da reação martensítica por transformação parcial da bainita. A maioria do enriquecimento de carbono surge do avanço da interface ferrita-austenita pela partição de carbono da ferrita supersaturada para a austenita (Girault, et al, 1999).

Entre os tempos de 60 a 240 segundos é verificada a mais alta densidade de austenita retida. Como foi observado, a maior fração volumétrica de austenita retida encontra-se no tempo de permanência 120 segundos, onde ocorre um ligeiro aumento da fração volumétrica da austenita retida. Enquanto isso, parte da mesma, ao ser resfriada em água, transforma-se em martensita. Parte dessa austenita também auxilia na formação da bainita, porém, em uma escala menor, comparada a tempos maiores (Yasuharu, et al, 1991). No intervalo entre 30 a 300 segundos, estão ocorrendo todas as transformações simultaneamente: a transformação da austenita em martensita, o início da estabilização da austenita e a transformação da austenita em bainita. Porém, no caso da bainita, ela será formada efetivamente após o período de 180 segundos.



Num tempo de permanência de 300 segundos, há uma fração volumétrica do microconstituente bainítico de 87,57% na temperatura de 470⁰ C e de 88,32% na temperatura isotérmica de 520⁰ C. A fase ferrítica possui 7,63% e 7,06% e o constituinte MA 4,80% e 4,62%, respectivamente.

Para um tempo de 300 segundos, a transformação bainítica não é completa e a transformação da austenita não é suficientemente estável (Jacques, *et al*, 1999). Para um tempo de permanência de 300 segundos, é verificado que a transformação bainítica não está completa, mesmo porque a austenita não se encontra totalmente estabilizada, podendo assim ainda ser transformada no microconstituente bainítico. Além disso, depois do resfriamento em água, a microestrutura transforma-se na fase martensítica, além da ferrita, austenita e bainita.

Nas temperaturas isotérmicas de 470⁰ C e 520⁰ C em um tempo de permanência de 900 segundos, a fase ferrítica, como em todas as condições, permanece constante (8,15% - 470⁰ C e 8,44% - 520⁰ C), a austenita retida possui uma fração volumétrica de 2,62% e 3,17%, respectivamente e o microconstituente bainítico possui uma fração volumétrica de 89,23% e 88,39%.

A quantidade de austenita retida diminui com uma diminuição da temperatura de transformação (Yasuharu, *et al*, 1991). É possível verificar que a fração volumétrica da austenita obtida na temperatura mais baixa é menor do que em temperaturas mais altas (Girault, *et al*, 1999). Como pode ser observado, no aço API-5L-X80 avaliado neste trabalho, a quantidade de austenita retida é menor na temperatura isotérmica de 470⁰ C. Verificou-se também que, em todos os tempos de permanência a fração volumétrica da austenita retida é sempre maior na temperatura de 520⁰ C.

Portanto, é neste tempo de permanência que ocorrem grandes variações das frações volumétricas, sendo que, após o tempo de 300 segundos, o processo de transformação é muito pequeno, havendo um pequeno aumento do



microconstituente bainítico e uma pequena diminuição do constituinte MA, agora é denominado somente como fase austenítica.

Esta microestrutura contém numerosos grãos multifásicos, parcialmente bainíticos e parcialmente austeníticos. Quando o tempo de temperatura isotérmica é muito curto, (menor que 180 s à 370⁰ C e menor que 60 s a 430⁰ C), parte da austenita remanescente transforma-se em martensita durante o resfriamento à temperatura ambiente. Progressivamente, a martensita desaparece da microestrutura à temperatura ambiente enquanto que a transformação bainítica procede além disso (Jacques, *et al*, 1998). Portanto, para um tempo de permanência de 900 segundos, estima-se que não esteja havendo a formação da martensita.

A austenita residual aparece suficientemente estabilizada para não se transforma em martensita durante o resfriamento em água à temperatura ambiente (Yasuharu, *et al*, 1991).

No tempo de permanência de 3600 segundos, foi possível observar que a fração volumétrica da bainita na temperatura isotérmica de 470⁰ C é ligeiramente maior (90,59%), e da austenita retida é ligeiramente menor (2,45%), enquanto que a fração volumétrica da bainita na temperatura isotérmica de 520⁰ C é de 89,68% e da austenita retida, de 3,28%.

Numa temperatura isotérmica maior, a difusão do carbono ocorre mais rapidamente. Portanto, a precipitação de carbonetos também será mais rápida. Devido à ausência de precipitação de carboneto, a transformação bainítica poderia parar mais cedo a uma alta temperatura isotérmica (Jacques, *et al*, 1998). Como pode ser verificado, numa temperatura isotérmica maior, a fração volumétrica da bainita é ligeiramente menor do que na temperatura isotérmica menor (Jacques, *et al*, 1998).

Em ambas as temperaturas, encontra-se a maior estabilidade possível da austenita, estando esta muito saturada em carbono, não ocorrendo qualquer

transformação de fase. A fração volumétrica da ferrita comprova sua estabilidade em ambas as temperaturas isotérmicas (6,97% e 7,05%). A reação isotérmica exibe uma característica típica de nucleação clássica e de crescimento, prosseguindo rapidamente com o tempo, mas pára na decomposição completa da austenita. Quando ocorre a estabilidade da austenita em carbono de forma completa, nenhum tipo de transformação ocorrerá. A partir deste momento, todas as fases presentes no material permanecerão constantes (Girault, *et al*, 1999).

Devido à rejeição de carbono que ocorre na formação do microconstituente bainítico, parte da austenita se estabiliza. Quando a mesma alcança sua estabilização máxima, não ocorre mais a transformação, seja da bainita ou da martensita (Jacques, *et al*, 1998).

A fração volumétrica da bainita aumenta quando o tempo de permanência isotérmica aumenta (Jacques, *et al*, 1998). A fração de bainita aumenta durante a transformação isotérmica em função do tempo, atingindo um limite onde ela não sofrerá transformação, permanecendo com uma quantidade considerável de austenita. A transformação é interrompida antes que a austenita atinja seu equilíbrio. Este efeito é denominado “fenômeno da reação incompleta” (Honeycombe e Bhadeshia, 1995). Este limite varia em função da composição química do material e do tratamento térmico realizado. Ou seja, quando ocorre o fenômeno da reação incompleta, não haverá mais transformação bainítica. Observou-se que no aço estudado, mesmo num tempo de permanência de 3600 segundos, ocorreu um ligeiro aumento do microconstituente bainítico.

Para um aço TRIP convencional, o efeito de estabilização de transformação bainítica pode ser atribuído à rejeição de carbono da ferrita bainítica na austenita remanescente não transformada, sem uma significativa precipitação de cementita. Como teorica e experimentalmente demonstrado por Badeshia, se a precipitação de cementita é totalmente inibida durante a transformação bainítica com alto teor de silício (2%), a transformação da

austenita não pode proceder para seu término (a transformação é dita incompleta). Adicionalmente, sem a remoção de carbono da austenita residual por precipitação de cementita, o conteúdo de carbono da austenita aumenta com a estensa transformação bainítica até a concentração de carbono na austenita enriquecida e contornos superiores ao redor, permitindo a transformação difusional da austenita dentro da ferrita (Jacques, *et al*, 1998).

A partir da temperatura de austenitização de 950^o C, houve o resfriamento ao ar (condição 9). Neste caso, a microestrutura formada será diferente das microestruturas formadas nos demais tratamentos isotérmicos. A fase perlítica, neste caso, possivelmente foi formada, porém, não é possível diferenciá-la por meio do reagente químico utilizado. Partindo do princípio de que as colorações obtidas correspondem as mesmas fases e/ou constituintes obtidos através do tratamento isotérmico, tem-se as seguintes frações volumétricas: 73,45% para o microconstituente bainítico, 21,01% para a fase ferrítica e 5,50% para o constituinte MA. É importante ressaltar mais uma vez que parte da porcentagem obtida em uma das colorações, representa a fase perlítica.

Sob a condição de resfriamento contínuo da austenita, como praticado normalmente na produção industrial de chapas e tiras, alguns aços, especialmente os microligados de baixo carbono, apresentam nas suas microestruturas além das formas clássicas de bainita (superior e inferior) outros tipos de bainita com morfologias substancialmente diferentes destas. A presença de microestruturas bainíticas compostas de aglomerados de ferrita com morfologia acicular porém sem carbonetos, ferrita fina também isenta de carbonetos, entretanto associada a ilhas de martensita e austenita retida (MA) e com aspecto não acicular, chamada de bainita granular e ferrita fina contendo carbonetos tanto no interior das ripas e plaquetas como entre elas (Branfitt e Speer, 1990). Os dois primeiros tipos de bainita ocorrem para a condição de baixas taxas de resfriamento (Bellon, 1995).

A Figura 4.1f, análise qualitativa, ilustra a micrografia do material como fornecido. Nesta condição, o material não possui o constituinte MA, mas possui a fase perlítica. Como o reagente químico Le Pera Modificado não evidencia a fase perlítica, não será possível visualizar esta fase através da micrografia. Neste caso, a fração volumétrica da ferrita é de 83% na periferia da chapa e de 75% no centro. A fração volumétrica da perlita é de 3% na periferia e de 5% em seu centro e do microconstituente bainítico, é de 14% na periferia e de 20% no centro da chapa. Os valores de fração volumétrica foram obtidos da Confab Tubos S/A, não foram apresentados os desvios-padrão das fases presentes no material, como fornecido.



4.2 Propriedades Mecânicas

Neste tópico, serão abordadas as propriedades mecânicas do aço API-5L-X80. Estas propriedades foram obtidas pelo do ensaio mecânico de tração.

A composição química do material utilizado, bem como o tratamento térmico realizado são os principais fatores que influenciam nas propriedades mecânicas do material. A quantidade de austenita retida formada após o tratamento térmico, e principalmente o teor de carbono contido no material são de grande importância para a caracterização das propriedades mecânicas. O efeito benéfico do molibdênio, auxilia na diminuição do tamanho de grão austenítico (Gojic, *et al*, 1998). Portanto, devido ao fato do material analisado neste trabalho possuir um teor de significativo de molibdênio (valor em %), auxiliará de forma efetiva para a diminuição do tamanho de grão austenítico, melhorando as propriedades mecânicas do aço API-5L-X80.

Numerosos estudos desde 1970 têm mostrado que os aços bifásicos podem apresentar um melhoramento balanceado na resistência e ductilidade em comparação aos aços com baixo teor de carbono comumente usados na indústria automotiva. Este melhoramento deve-se à combinação da ductilidade da ferrita com a resistência originada da dispersão dos grãos duros martensíticos. Essa microestrutura é obtida depois de um recozimento intercrítico durante o qual acontece o controle da fração volumétrica da austenita. Esta austenita é subsequentemente transformada em martensita após resfriamento em água gelada. Porém, os aços bifásicos sempre contêm pequenas quantidades de austenita retida à temperatura ambiente. Esta austenita quase sempre foi considerada como uma fase com fração volumétrica muito pequena na microestrutura, sendo desprezada na maioria das vezes desprezada. Contudo, alguns estudos têm demonstrado que a austenita retida tende a melhorar as propriedades dos aços bifásicos por intermédio do efeito de deformação plástica induzida (TRIP), especialmente se

a estabilidade da austenita retida pode ser aumentada (Jacques, *et al*, 1998). Apesar das propriedades mecânicas dos aços bifásicos serem muito boas, se analisado o ganho na ductilidade sem perda da resistência mecânica, a transformação deste aço em um aço TRIP pode fornecer ainda melhores propriedades mecânicas. Neste trabalho, foram obtidas as mesmas fases contidas em aços TRIP, porém, não na mesma proporção, uma vez que foi realizado um tratamento térmico distinto do tratamento realizado para a formação dos aços TRIP. Além disso, ressalta-se o fato de que nos aços TRIP o teor de austenita retida é geralmente maior do que comparado com o teor obtido neste trabalho, embora a austenita retida continue tendo grande influência na melhoria das propriedades mecânicas

Atualmente, novos aços com alta resistência têm sido obtidos por gerarem complexas microestruturas multifásicas, nas quais a austenita retida pode conduzir ao mais eficientes dos efeitos TRIP. Este aço denominado TRIP é obtido quando o estágio de recozimento intercrítico é seguido por um tratamento isotérmico no intervalo de temperatura de transformação bainítica (Jacques, *et al*, 1998). Portanto, para um bom balanço entre resistência mecânica e tenacidade, é fundamental o controle sobre a proporção de cada um dos constituintes que compõem a microestrutura (Kaluba, *et al*, 1998).

As vantagens dos aços bainíticos de baixo carbono estão nos excelentes resultados de tenacidade e soldabilidade balanceados com elevados valores de limite de escoamento e resistência à tração. As propriedades mecânicas dependem das proporções relativas de cada um dos constituintes presentes na microestrutura final do produto. Quanto maior a fração volumétrica de bainita, maior a resistência mecânica do aço, porém com uma tendência de redução do níveis de tenacidade (Bellon, 1995). Essa tendência pode ser interrompida ao se introduzir novas fases na microestrutura, se bem entendida a interação entre ferrita, martensita, austenita retida e bainita.

Por intermédio do ensaio de tração realizado no aço API-5L-X80, contendo adições de molibdênio foram obtidas as seguintes propriedades

mecânicas: resistência à tração, limite de escoamento e alongamento (Tabelas 4.3, 4.4 e 4.5).

TABELA 4.3. Propriedades mecânicas obtidas para o tratamento isotérmico de 470⁰C.

Condição 470⁰ C	Resistência à tração	Limite de escoamento	Alongamento (%)
Tempo (s)	(MPa)	(MPa)	
1 - 30	683	521	20,4
2 - 120	669	530	23,0
3 - 300	660	528	21,7
4 - 900	653	555	21,5
5 - 3600	648	594	20,1

TABELA 4.4. Propriedades mecânicas obtidas para o tratamento isotérmico de 520⁰C.

Condição 520⁰ C	Resistência à tração	Limite de escoamento	Alongamento (%)
Tempo (s)	(MPa)	(MPa)	
6 - 30	715	493	23,9
7 - 120	709	492	27,3
8 - 300	681	493	25,2
9 - 900	661	516	25,4
10 - 3600	653	537	25,2

TABELA 4.5. Propriedades mecânicas obtidas no resfriamento ao ar e no material como fornecido.

Condição	Resistência à tração	Limite de	Alongamento (%)
	(MPa)	escoamento (MPa)	
11 - Resfriamento ao ar	574	270	37,8
12 - Material como fornecido	597	313	31,8

Com os dados obtidos no ensaio de tração, foram plotados três gráficos (Figuras 4.5, 4.6 e 4.7) que mostram a variação das propriedades mecânicas obtidas nas temperaturas isotérmicas, 470°C e 520°C , em função dos cinco diferentes tempos de permanência: 30 s, 120 s, 300 s, 900 s e 3600 s.

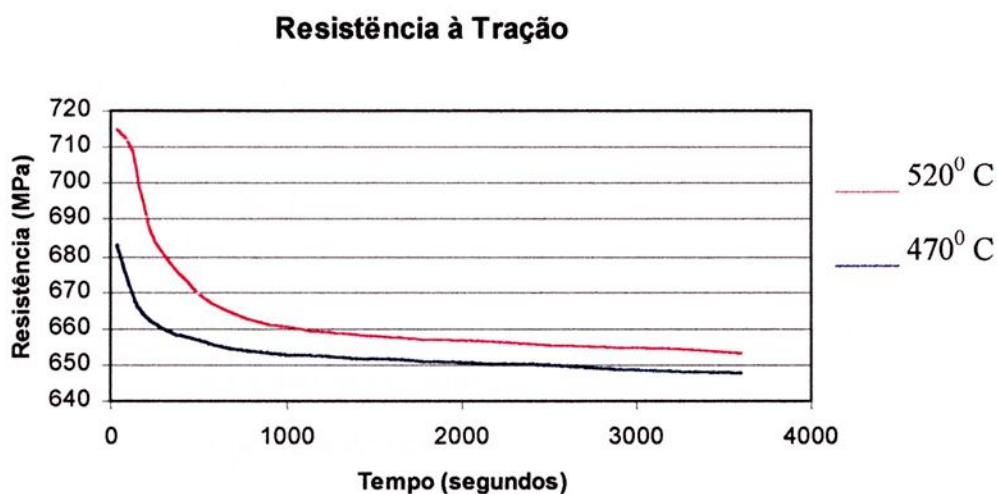


FIGURA 4.5. Gráfico obtido para as temperaturas de 470°C e de 520°C . Resistência à tração (MPa) x Tempo (segundos).

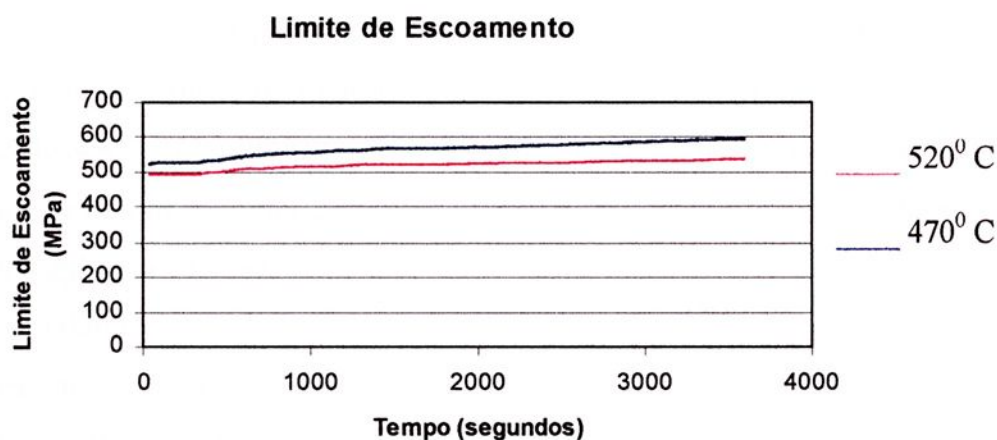


FIGURA 4.6. Gráfico obtido para as temperaturas de 470°C e de 520°C . Limite de escoamento (MPa) x Tempo (segundos).

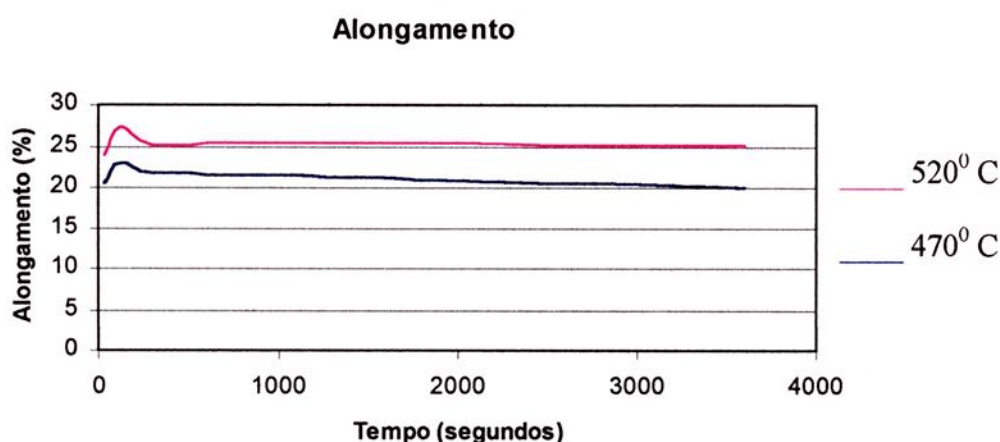


FIGURA 4.7. Gráfico obtido nas temperaturas de 470°C e de 520°C . Alongamento (%) x Tempo (segundos).

Outra consideração importante, no que diz respeito ao entendimento da influência da estrutura sobre as propriedades mecânicas, é que a resistência da bainita depende da espessura de suas ripas, da densidade de discordâncias, do tamanho e distribuição de carbonetos, da quantidade de martensita, da quantidade de carbono dissolvida na ferrita bainítica, entre outros (Hiroshi, *et al*, 1987).

O aumento da ductilidade no material está relacionado com o aumento da quantidade de bainita e na estabilidade da austenita retida formada por transformação isotérmica (Yasuharu, *et al*, 1992). A estrutura bainítica em aços microligados com baixo carbono desempenha um papel importante na utilização desses aços na indústria. Com o intuito de melhorar a resistência e a ductilidade, esses aços serão aplicados para novos setores de atividade no futuro (Nakagawa e Miyazaki, 1999).

A tabela 4.3 mostra as propriedades mecânicas na temperatura isotérmica de 470°C . Observa-se que nos três primeiros tempos de permanência (30 segundos, 120 segundos e 300 segundos), os valores médios dos limites de escoamento (521 MPa, 530 MPa e 528 MPa, respectivamente), são praticamente constantes. O mesmo comportamento é observado para os valores dos limites de escoamento na temperatura isotérmica de 520°C (tabela

4.4). Para os três primeiros tempos de permanência têm-se os valores médios dos limites de escoamento de 493 MPa, 492 MPa e 493 MPa, respectivamente.

Observou-se também que, entre 30 a 300 segundos, os gráficos tensão-deformação apresentam escoamento contínuo. Nestes tempos de permanência na temperatura isotérmica, a baixa estabilidade da austenita (pouco carbono) favorece a formação da martensita. Conseqüentemente, o escoamento contínuo está associado com as discordâncias geradas na ferrita através desta transformação da austenita em martensita.

Verificou-se que, para um tempo de permanência de 900 segundos, ocorre o início de transição do escoamento contínuo para o escoamento descontínuo, com também um pequeno aumento no limite de escoamento (555 MPa a 470⁰ C e 516 MPa a 520⁰ C). Essa transição está associada com a transformação bainítica, que não gera grande densidade de discordâncias. Portanto, a formação das bandas de Lüders são necessárias para o início do escoamento.

Para o tempo de permanência de 3600 segundos, o limite de escoamento atinge seu máximo na temperatura isotérmica de 470⁰ C (594 MPa) e na temperatura isotérmica de 520⁰ C (537 MPa). Nesta condição o escoamento possui um comportamento descontínuo.

Estes resultados estão em concordância com Yasuharu *et al*, 1992 que analisaram o efeito do tempo de transformação na temperatura de transformação isotérmica sobre a curva tensão-deformação à 400⁰ C em um aço Si-Mn. As curvas para curtos tempos de transformação mostram a presença de um escoamento contínuo e de baixos níveis de limite de escoamento para uma máxima resistência à tração, consistente com o comportamento de deformação de aços bifásicos, o qual contém martensita. Com o aumento do tempo de permanência na transformação isotérmica, foi caracterizada a transição para o escoamento descontínuo e um aumento no limite de escoamento.



Os resultados obtidos para determinação da resistência à tração estão plotados na Figura 4.5. Verificou-se que, tanto na temperatura de 470°C como na temperatura de 520°C , a resistência à tração decresce com o aumento do tempo de permanência nessas temperaturas. Nos primeiros tempos de permanência de 30 segundos, 120 segundos e 300 segundos, observou-se que esse decréscimo é mais acentuado. Na temperatura de transformação isotérmica de 470°C , obteve-se os valores de 683 MPa, 669 MPa e 660 MPa, respectivamente. Na temperatura de transformação isotérmica de 520°C , obtiveram-se os valores de 715 MPa, 709 MPa e 681 MPa, respectivamente. A resistência à tração está diretamente ligada com a fração volumétrica da martensita, ou seja, a fração volumétrica do constituinte MA. Já é aceito que a subestrutura do constituinte MA é formada por alta densidade de discordâncias e/ou maclas lhe confere alta fragilidade e alta dureza (Ikawa, *et al*, 1991). Portanto, a resistência mecânica encontrada nos primeiros tempos de permanência está correlacionada com as maiores frações volumétricas do constituinte MA encontradas.

Nos tempos de permanência de 900 segundos e 3600 segundos, a resistência à tração continua diminuindo. Porém, esse decréscimo é menos acentuado tanto no tempo de 900 segundos (653 MPa a 470°C e 661 MPa a 520°C), como no tempo de 3600 segundos (648 MPa a 470°C e 653 MPa a 520°C).

A resistência também é influenciada pela fração volumétrica da bainita, além do constituinte MA. Portanto, a partir do tempo de permanência de 900 segundos, a fase martensítica não influenciará mais nas propriedades mecânicas. Como citado no item anterior, a partir de 300 segundos, a austenita encontra-se estabilizada o suficiente para que não ocorra formação da fase martensítica.

Os valores do alongamento são mostrados nas Tabelas 4.3, 4.4 e 4.5. Em ambas as temperaturas de transformação isotérmica, o alongamento atinge um valor máximo no tempo de permanência de 120 segundos. Na temperatura



de 470⁰ C atingiu-se um alongamento de 23,0% e, na temperatura de 520⁰ C, atingiu-se um alongamento de 27,3%.

Para um tempo de permanência de 120 segundos, verifica-se que há uma grande variação nas frações volumétricas obtidas, uma vez que, nesta condição, nem todas as transformações estão estabilizadas. Verificou-se que a fração volumétrica do constituinte MA é a maior dentre as outras condições analisadas, evidenciando sua grande influência no alongamento.

Como verificado na análise microestrutural, houve um decréscimo na fração volumétrica do constituinte MA a partir de 300 segundos, mas verificou-se que a fração volumétrica da austenita retida e da martensita (% MA) na temperatura isotérmica de 520⁰ C é maior em todos os tempos de permanência, comparada à temperatura mais baixa de 470⁰ C. Sabendo-se da influência da austenita retida na ductilidade do material e na resistência mecânica, verificou-se que os resultados obtidos na temperatura isotérmica de 520⁰ C (Tabela 4.4) foram melhores do que na temperatura isotérmica de 470⁰ C (Tabela 4.3).

Na condição 11 (Tabela 4.5), onde o material é resfriado ao ar a partir da região de austenitização, verificaram-se uma resistência à tração de 574 MPa, um limite de escoamento de 270 MPa e um alongamento de 37,8%. Na condição 12 (Tabela 9.4), onde o material é mantido como fornecido, obtiveram-se para a resistência à tração o valor de 597 MPa, para o limite de escoamento de 313 MPa e para o alongamento o valor de 31,8%.

Comparando essas duas últimas condições com as condições em que o material permaneceu nas temperaturas isotérmicas de 470⁰ C e 520⁰ C, verificou-se que os resultados de resistência à tração e escoamento foram superiores aos valores encontrados nas condições 11 e 12. Porém, essas duas condições tiveram os valores de alongamento superiores às demais condições.

Em resumo, pode-se afirmar que os resultados obtidos neste trabalho, por intermédio dos ensaios de tração, mostraram que o tratamento térmico aplicado ao aço API-5L-X80, contendo adições de molibdênio, foram muito



positivos, se considerados os valores de resistência à tração e limite de escoamento. Os ganhos de resistência variaram de 8,5% (condição 470⁰ C – 3600 segundos) a 19,8% (condição 520⁰ C – 120 segundos), enquanto que nos valores do limite de escoamento, variaram de 57,2% (condição 520⁰ C – 120 segundos) a 89,8% (condição 470⁰ C – 3600 segundos). Por outro lado, as propriedades de alongamento sofreram reduções de 14,2% (condição 520⁰ C – 120 segundos) a 36,8% (condição 470⁰ C – 3600 segundos). Esses resultados mostram que o aço com microestrutura multifásica, contendo alta fração volumétrica de bainita e quantidades de austenita retida são benéficos para aplicações em produtos que exijam maiores necessidades de resistência à tração e, conseqüentemente, no limite de escoamento. Estudos adicionais ainda devem ser realizados neste material, objetivando a manutenção destes ganhos de resistência e a minimização das perdas na ductilidade através de alterações nos parâmetros de processamento.



4.3 Análise Fractográfica

Neste item, serão analisadas as micrografias obtidas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura. O objetivo desta análise é a realização de um estudo qualitativo com relação à caracterização da fratura observada nos corpos de prova após o ensaio de tração.

As micrografias apresentadas a seguir mostram o relevo da superfície formada em diferentes condições de tratamento térmico. Como se trata de um aço multifásico, serão encontradas características variadas nas micrografias, devido à sua complexa microestrutura.

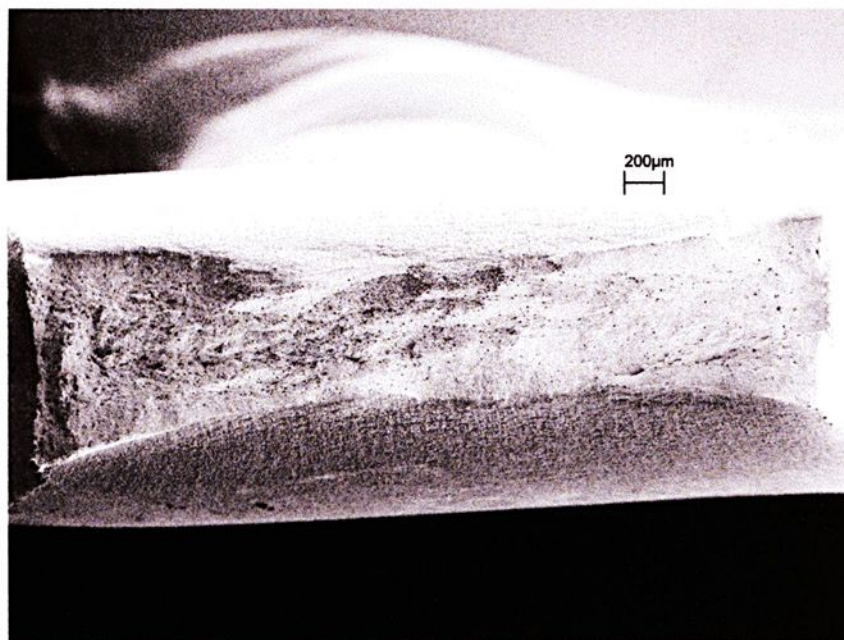


FIGURA 4.8. Micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura após tratamento térmico na temperatura de 520°C , por um tempo de 3600 segundos. (Aumento: 75 X).

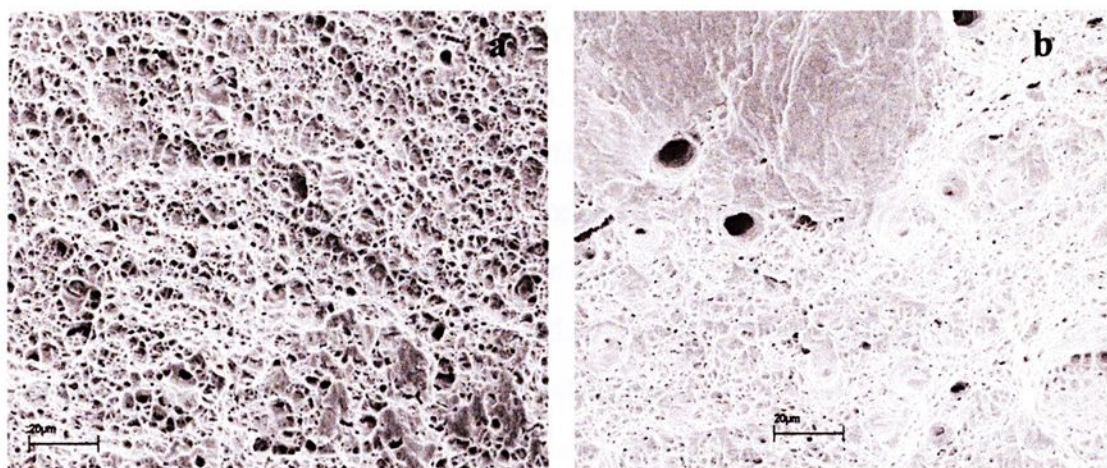


FIGURA 4.9. Micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura após tratamento térmico. a) na temperatura de 520°C , por um tempo de 30 segundos. b) na temperatura de 470°C , por um tempo de 120 segundos (Aumento: 2000 X).

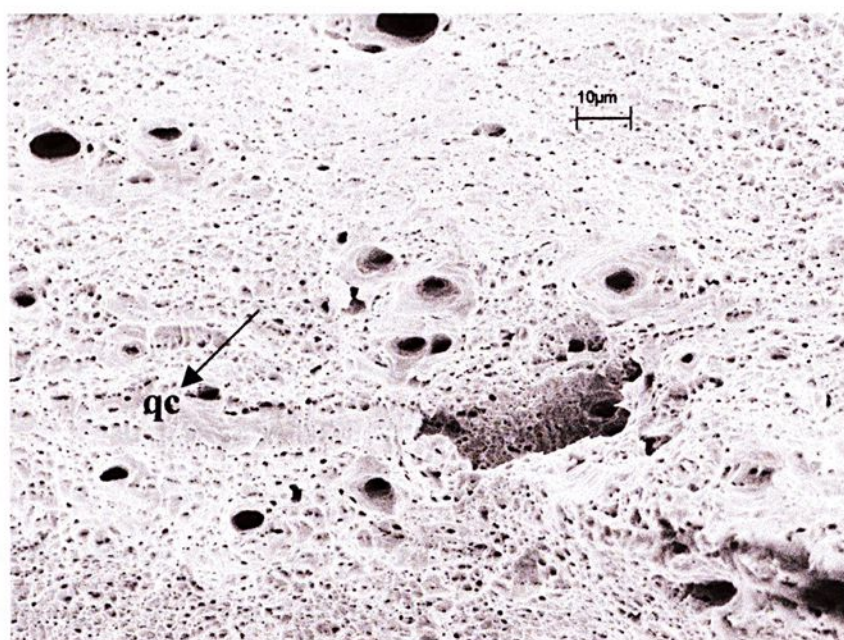


FIGURA 4.10. Micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura após tratamento térmico na temperatura de 470°C , por um tempo de 3600 segundos (qc – quase-clivagem) (Aumento: 2000 X).

A Figura 4.8 mostra que o material sofre deformação plástica e a fratura é do tipo taça-cone. As micrografias, em geral, possuem uma fratura com característica muito mais dútil do que frágil. Na Figura 4.9a são observados “dimples” maiores (largos) devido à coalescência de inclusões e/ou precipitados. Esses “dimples” são rasos, provavelmente devido à dispersão de finos carbonetos. Essa caracterização mais dútil que é dada à micrografia se deve a presença das fases ferrita e bainita contida na microestrutura.

Nas Figura 4.9a e 4.9b observa-se também que a microestrutura possui algumas facetas de clivagem com “dimples” nos seus contornos, caracterizando uma fratura mista. Esse comportamento é verificado em todas as condições de tratamento térmico, embora prevaleça sempre a característica de fratura dútil.

Na Figura 4.10 verifica-se a presença de uma fratura por quase-clivagem, que é definida como uma fratura que possui uma faceta de clivagem. Porém, devido à coalescência de vazios em seu interior, formam-se “dimples”. A seta contida na micrografia indicada por qc, mostra a região onde é possível verificar a presença da fratura por quase-clivagem.

A complexidade encontrada nos tipos de fraturas existentes nas micrografias deve-se ao fato de tratar-se de uma microestrutura multifásica, contendo ferrita, bainita, martensita e austenita retida. As micrografias também são diferentes porque, dependendo da condição do tratamento térmico realizado (temperaturas isotérmicas, tempos de transformação), serão encontradas frações volumétricas distintas para cada condição. Além disso, a microestrutura é diferenciada também porque não são encontradas as quatro fases e/ou microconstituintes em todas as condições de tratamento térmico, ou seja, a ausência de martensita para tempos de permanência na temperatura isotérmica a partir de 300 segundos.

Capítulo 5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

Com relação ao aço API-5L-X80 com baixo teor de carbono (0,05% em peso), com adições de molibdênio, levado a uma temperatura de austenitização de 950°C e, posteriormente, levado às temperaturas de transformação isotérmica de 470°C e 520°C , além do resfriamento ao ar, pode-se concluir que:

- a) quanto à análise qualitativa, o reagente Le Pera Modificado, desenvolvido para revelar a microestrutura de aços multifásicos, possibilitou a distinção de uma fase e dois microconstituintes: os microconstituintes bainítico e MA, e a fase ferrítica, mostrando-se muito eficaz na caracterização microestrutural do aço API-5L-X80.
- b) quanto à análise quantitativa, foi verificado que a maior fração volumétrica encontrada, correspondeu ao microconstituente bainítico ($\approx 88\%$). Porém essa fração volumétrica, como nas demais fases, sofreu variação nos diferentes tempos de permanência nas temperaturas de transformação isotérmica e no resfriamento ao ar. Embora a bainita seja o microconstituente com uma maior fração volumétrica na microestrutura, é importante ressaltar que a fase ferrítica e o constituinte MA também auxiliaram de forma efetiva nos resultados das propriedades mecânicas obtidas.
- c) com relação às propriedades mecânicas, pode-se afirmar que os resultados obtidos através dos ensaios de tração foram muito positivos, se foram

observados os ganhos nos valores de resistência à tração e limite de escoamento. Porém, as propriedades de alongamento sofreram reduções.

- d) a análise fractográfica realizada com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura, mostrou que o material sofreu deformação plástica do tipo taça-cone e que, em geral, as micrografias mostraram uma característica muito mais dúctil do que frágil.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

- 1) Analisar os tipos de bainita obtidos, bem como sua morfologia por microscopia eletrônica de transmissão.
- 2) Realizar diferentes tratamentos mecânicos e/ou tratamentos termomecânicos com o intuito de quantificar a austenita retida por difratometria de raios-X.
- 3) Analisar tridimensionalmente a microestrutura formada em aços multifásicos por microscopia de força atômica.
- 4) Realizar novos estudos neste material, objetivando a manutenção dos ganhos de resistência e a minimização das perdas na ductilidade através de alterações nos parâmetros de processamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ANDREWS, K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel I.*, v.203, p.721-27, 1965.
2. BABU, S. S., BHADSHIA, H. K. D. H., Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite. *Materials Transactions*, v. 32. p.679-98, 1991.
3. BABU, S. S., BHADSHIA, H. K. D. H. Transition from bainite to acicular ferrite in reheated Fe-Cr-C weld deposits. *Materials Science and Technology*, v. 6, p. 1005-20, 1990.
4. BABU, S. S., BHADSHIA, H. K. D. H. Stress and the acicular ferrite transformation. *Materials Science Engineering A*, v.156, p.1-9, 1992.
5. BELLON, J. C. **Aplicação do tratamento térmodinâmico a um aço bainítico microligado com nióbio, titânio e boro.** 117 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual de Campinas,. Campinas, 1995.
6. BHADSHIA H. K. D. H. Alternatives to the ferrite-perlite microstructures. *Materials Science*, v. 284-286, p. 39-50, 1998.
7. BOUET, M. et al. The effect of Mo in Si-Mn Nb bearing TRIP steels. *Materials Science*, v. 284-286, p. 319-26, 1998.



8. BRAMFITT, B. L., SPEER, J. G. A Perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical Transaction A*, v. 21, p. 817-29, 1990.
9. BROOKS, C.R., CHOUDHURY, A., *Metallurgical failure analysis*. NewYork: McGraw-Hill, 1993. 409p.
10. CIZEK, P. et al. Effect of composition and prior austenite deformation on the transformation characteristics of ultra-low carbon microalloyed steels. *Materials Science*, v. 284-286, p. 177-184, 1998.
11. DAVENPORT, E. S., BAIN, E. C., *Transaction of The AIME*, Vol.90, p.117-44, 1930.
12. DEREK, H. *Fractography: observing, measuring and interpreting fracture surface topography*. Cambridge: Cambridge University Press, 1999. 450p.
13. EDMONDS, D. V. Bainitic structures. *Metallurgical Transaction A*, v.3, p.662-67, 1972.
14. FANG, H. S., BO, X. F., WANG, J. J. A Model for surface reliefs formation in bainite transformation mechanism. *Materials Transactions*, v. 39, p. 1264-71, 1998.
15. GIRAULT, E. et al. Study of the temperature dependence of the bainitic transformation rate in a multiphase TRIP-assisted steel. *Materials Science Engineering A – Struct.*, v.275, p. 471-74. 1999.



16. GIRAULT, E. et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. *Materials Characterization*, v. 40., n.2, p. 111-8, 1998.
17. GOJIC, M., KOSEC, L. , MATKOVIC, P. The effect of tempering temperature on mechanical properties and microstructure of low alloy Cr and CrMo steel. *J. Materials Science*, v.33, n.2, p.395-403, 1998.
18. HABRAKEN, L. J., ECONOMOPOULOS, M. Bainitic microstructures in low-carbon alloy steels and their mechanical properties. In: *Transformation and Hardenability in Steels*, Ann Harbor: Climax Molybdenum Company, 1967, p. 69-108.
19. HEHEMANN, R. F., KINSMAN, K. R., AARONSON, H. I. A. Debate on the Bainite Reaction. *Metallurgical Transaction A*, v. 3, p.1077-94. 1972.
20. HEHEMANN, R. F. The Bainite Transformation. In: *Transformation and Hardenability in Steels*, Ann Harbor: Climax Molybdenum Company, 1967, p.397-432.
21. HIROSHI, T. et al. Optimum chemical composition and thermomechanical processing condition for niobium–boron steel. *Metallurgical Transaction A*, v.17, p. 130-138. 1987.
22. HONEYCOMBE, R. W. K., BHADESHIA, H. K. D. H. The Bainitic Reaction. In: Steels – Microstructure and properties.

Cambridge: Cambridge University Press, 1995, p. 115-39. (Metallurgy and Materials Science)

23. JACQUES, P. et al. Bainite transformation of low carbon Mn-Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention. *Materials Science Engineering A – Struct.*, v.275, p. 475-79, 1999.
24. JACQUES, P. et al. Enhancement of the mechanical properties of a low-carbon, low-silicon steel by formation of a multiphased microstructure containing retained austenite. *Metallurgical Transaction A*, vol. 29, p. 2383-93. 1998.
25. KALUBA, W. J., TAILLARD, R, FOCT, J. The bainitic mechanism of austenite formation during rapid heating. *Acta Metallurgica*, vol. 46, n.16, p.5917-27, 1998.
26. LE PERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. *Journal of Metals*, v.32, p.38-9, 1980.
27. METALS Handbook: fractography. Materials Park, Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1987. vol. 12.
28. NAKAGAWA, T., MIYAZAKI, H., Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel. *Journal of Materials Science.*, v.34, n.16, p. 3901-08, 1999.

29. OBLAK, J. M., HEHEMANN, R. F. Structure and growth of widmanstätten ferrite and bainite. In: *Transformation and Hardenability in Steels*, Ann Harbor: Climax Molybdenum Company, 1967. p. 15-29.
30. OHMORI, Y. Bainitic transformations in extremely low carbon steels. *Metallurgical Transaction A.*, v.26, p.962-8, 1995.
31. OHMORI, Y., OHTANI, H. The bainite in low carbon low alloy high strength steels. *Transaction of. Iron and Steel Institute of Japan*, v.11, p.250-7, 1971.
32. PICKERING, F. B. The Structure and Properties of Bainite in Steels. In: *Transformation and Hardenability in Steels*, Ann Harbor: Climax Molybdenum Company, 1967, p.109-132.
33. RIBEIRO, R. B. **Influência das condições do ataque químico para revelação metalográfica sobre investigação quantitativa por sistemas de processamento digital e análise de imagens.** 130 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 1999.
34. YASUHARU, S., 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, microstructure, and

room-temperature mechanical properties. *Metallurgical Transaction A.*, v. 23, p.1221-32, 1992.

35. YASUHARU, S., OSAMU, M., HIROSHI, T. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. *Metallurgical Transaction A.*, v.22, p.489-98, 1991.



