

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2005



***"Influência do Tempo de Transformação
Bainítica Sobre a Microestrutura e as
Propriedades Mecânicas
de um Aço Multifásico"***

DOUGLAS DOS SANTOS

272



**Influência do tempo de transformação bainítica sobre a
microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço multifásico**

DOUGLAS DOS SANTOS

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Co-orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto

1110000600



FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ

BIBLIOTECA

GUARATINGUETÁ

2005

600

00600

S237i Santos, Douglas dos
Influência do tempo de transformação bainítica sobre a
microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço multifásico /
Douglas dos Santos . – Guaratinguetá : [s.n.], 2005
87f. : il.

Bibliografia: f. 83-87
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade
de Engenharia de Guaratinguetá, 2005
Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Co-orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto

1. Aços – Propriedades mecânicas I. Título

CDU 669.14.018.2

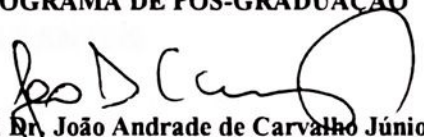
**“INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA SOBRE A
MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE UM AÇO MULTIFÁSICO”**

DOUGLAS DOS SANTOS

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

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: PROJETOS E MATERIAIS**

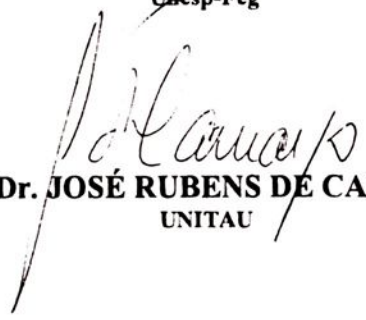
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. João Andrade de Carvalho Júnior
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Unesp-Feg


Prof. Dr. JOSÉ RUBENS DE CAMARGO
UNITAU

Maio de 2005

DADOS CURRICULARES

DOUGLAS DOS SANTOS

NASCIMENTO: 20 MARÇO 1969 – SÃO PAULO, S.P.

FILIAÇÃO: JOAQUIM ALBINO DOS SANTOS

AIDESULEMA PIROLA DOS SANTOS

1992

Engenharia Mecânica

Faculdade de Engenharia Mecânica

Universidade de Taubaté – UNITAU



Aos meus pais, Juca e Aide pela oportunidade e
possibilidade de estar realizando este projeto.
À Andrea pelo apoio e paciência e carinho.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, meu orientador, incentivador e grande amigo,

ao professor Tomaz Manabu Hashimoto, meu co-orientador,

ao CTA/IAE/AMR, pelos tratamentos térmicos realizados, pelas micrografias realizadas no MEV e principalmente aos Engenheiros Ms. Dalcly Roberto dos Santos e Dr. Oliverio Moreira de Macedo Silva, aos técnicos Edevaldo Faria Diniz, João Batista Rodrigues e ao sargento Rogério Duque Gonçalves,

aos técnicos Célio José de Souza, José Manoel Bernardes, Wilson Roberto dos Santos, Odir Vieira da Silva e Ely de Almeida Fornitano, por todo apoio oferecido nos laboratórios de usinagem, de metalografia e de metrologia,

à Ana Carolina Silva Cerri, pela colaboração na metalografia,

aos Professores Dr. José Rubens Camargo e ao Ms. Adilson Peloggia da escola SENAI “Félix Guisard” pelo incentivo e contribuições ao trabalho,

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

às secretárias da pós-graduação, pela dedicação, paciência e atenção no atendimento.



SANTOS, D. Influência do tempo de transformação bainítica sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço multifásico. Guaratinguetá, 2005 Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Os aços multifásicos, cuja estrutura consiste de ferrita, bainita, martensita e austenita retida, são largamente estudados por aliarem características de resistência e conformabilidade. Estes são obtidos por recozimento intercrítico, seguido de processamento isotérmico na temperatura de transformação bainítica, onde uma parcela da austenita será transformada em bainita. Resistência mecânica e ductilidade superiores podem ser observadas em aços multifásicos, em função do efeito TRIP (transformation induced plasticity). Esse mecanismo induz a transformação, por deformação, de parte da austenita retida em martensita. Este trabalho tem como objetivo verificar a influência do tempo de permanência do material em temperaturas de transformação bainítica sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura em um aço multifásico com baixo teor de carbono (0,09%). O material foi inicialmente submetido a um recozimento intercrítico, em temperatura de 780° C por 30 minutos, seguido de uma transformação isotérmica, realizada em banho de sal a 350° C, por 12 diferentes tempos de permanência na temperatura, variando de 10 a 3600 segundos. Os resultados finais, obtidos através de análise metalográfica, identificaram e quantificaram as frações volumétricas da ferrita, austenita retida, bainita e martensita presentes na microestrutura do material. Além disso, através de ensaios de tração, foram quantificados os níveis de resistência à tração, do limite de escoamento e do alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, otimizando com isso o tratamento térmico na busca de uma melhor relação resistência-tenacidade.

PALAVRAS-CHAVES: Aços Multifásicos, Propriedades Mecânicas, Caracterização Microestrutural.

SANTOS, D. The influence of the bainitic transformation holding time on the microstructure and the mechanical properties of a multiphase steel. Guaratinguetá, 2005 Dissertation (Master Science in Mechanical Engineering) – Engineering College – Guaratinguetá Campus – São Paulo State University – UNESP.

ABSTRACT

The multiphase steels have been widely studied as a high-strength steels that have a good strength-formability relationship. They are composed by ferrite, bainite, martensite and retained austenite in its microstructure and they are processed by intercritical annealing, in temperatures where ferrite and austenite coexists, followed by isothermal processing in bainitic transformation temperature. Improved mechanical strength and ductility can be observed in multiphase steels in function of the TRIP effect (transformation induced plasticity), where retained austenite is transformed in martensite by stress or strain-induced. In this work was studied the influence of the bainitic transformation holding time on the microstructure and the mechanical properties of a low carbon (0,09%) multiphase steel. The material was intercritically annealed at 780°C by 30 minutes, followed by isothermal transformation in salt bath at 350°C, by 12 different times (10s. to 3600s.). The metallographic analysis results allowed qualitative and quantitative measurements of the volume fraction of ferrite, bainite, martensite and retained austenite. Beyond, tensile strength, yield strength and elongation were determined by tensile tests in function of isothermal holding time, optimizing the heat-treatment in order to reach a better toughness-strength relationship.

KEYWORDS: Multiphase Steel, metallographic analysis, tensile strength, toughness-strength.



SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2 - OBJETIVO	5
CAPÍTULO 3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
3.1 - AÇOS: Diagramas Fe-C e Pontos importantes do sistema Fe-C	6
3.1.1 - Ferrita	7
3.1.2 - Perlita	7
3.1.3 - Martensita	8
3.1.4 - Austenita retida	10
3.1.5 - Bainita	11
3.1.6 - Classificação da Bainita	13
3.1.6.1 - Bainita Superior	14
3.1.6.2 - Bainita Inferior	15
3.2 - TRATAMENTO TÉRMICO	18
3.2.1 - Diagrama TTT	18
3.2.2 - Tratamentos térmicos intercríticos	20
3.3. - AÇOS MULTIFÁSICOS E O EFEITO TRIP	22
3.3.1 - Influência da adição de elementos de liga sobre a estrutura e as propriedades mecânicas	24
3.4 - INFLUÊNCIA DO TEMPO DE PERMANÊNCIA E DA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA NA OBTENÇÃO DOS AÇOS MULTIFÁSICOS	29
3.4.1 - Microestrutura	30
3.4.2 – Propriedades Mecânicas	41



CAPÍTULO 4 – MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	52
4.1 - MATERIAL	52
4.2 - CORPOS-DE-PROVA	52
4.3 - TRATAMENTOS TÉRMICOS	53
4.4 - ENSAIO DE TRAÇÃO	56
4.5 - METALOGRAFIA	56
4.5.1 - Microscopia óptica	56
4.5.2 - Microscopia eletrônica de varredura	61
 CAPÍTULO 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	 62
5.1 - MICROESTRUTURA	62
5.1.1 - Análise qualitativa	62
5.1.1.1 - Microscopia óptica	62
5.1.1.2 - Microscopia eletrônica de varredura	66
5.1.2 - Análise quantitativa	73
5.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS	76
 CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES	 81
6.1 - Conclusões	81
6.2 - Sugestões para trabalhos futuros	82
 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	 83

LISTAS DE FIGURAS

3.1 - Diagrama Fe-C	6
3.2 - Representação esquemática da formação da perlita a partir da austenita	8
3.3 - Fotomicrografia de uma estrutura martensítica	9
3.4 - Diagrama esquemática da formação da bainita	11
3.5 - Ilustração esquemática da formação da bainita superior e inferior	13
3.6 - Sistema para a classificação da bainita a partir da morfologia	14
3.7 - Emaranhado intenso de discordâncias formado na interface da bainita	15
3.8 - Microestrutura da bainita inferior	16
3.9 - Microscópio eletrônico de transmissão observa-se que a bainita inferior apresenta uma variante de partícula de carboneto em cada ripa	17
3.10 - Exemplo de curva TTT para um aço carbono	20
3.11 - Diagrama esquemático de diferentes tratamentos térmicos	21
3.12 - Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de transformação da bainita superior em bainita inferior	26
3.13 - Representação esquemática do gradiente de concentração de carbono durante a transformação da bainita	26
3.14 - Fotomicrografia MEV para microestrutura típica de um tratamento isotérmico	30
3.15 - Fotomicrografia MEV: mostrando a evolução da microestrutura em função do tempo de transformação isotérmica	31
3.16 - Fotomicrografia MEV amostra aquecida à temperatura intercrítica de 730°C seguida de manutenção na temperatura de transformação bainítica de 350°C por 60 segundos	32
3.17 - Fotomicrografia MEV de uma amostra típica multifásica em cinza claro é observado bainita e austenita retida e no limites ferrita	33

3.18 - Fotomicrografia óptica do aço ECO-1 obtido na condição de aquecimento intercrítico à 840°C e transformação isotérmica à 430°C e 465°C por 1 minuto e 10 minutos	34
3.19 - Fotomicrografia dos aços (a) ECO-1, (b)ECO-2, e do (c) ECO-3: obtido na condições de aquecimento intercrítico à 840°C, 770°C e 740°C por 5 minutos e mantido na temperatura de transformação isotérmica à 450°C, 430°C, e 400°C por 3 minutos	35
3.20 - Fotomicrografia do aço ECO-1 obtido na condições de aquecimento intercrítico à 840°C, e 800°C por 5 minutos e mantido na temperatura de transformação isotérmica à 430°C por 5 minutos	36
3.21 - Fotomicrografia dos aços ECO-2 obtido na condições de aquecimento intercrítico à 770°C/5 min e mantido na temperatura de transformação isotérmica à 430°C/10 min. Martensita identificada pela letra “M”	37
3.22 - Microestrutura dos aços laminado a quente, (a) Si-Mn, (b) Ni	38
3.23 - Microestrutura de um aço Si-Mn mantido na temperatura de transformação isotérmica à 400°C para diferentes tempos de manutenção	40
3.24 - Curva de tensão x deformação de uma amostra de um aço Si-Mn transformado à 400°C	41
3.25 - Mudanças das propriedades mecânicas de um aço Si-Mn, em função da temperatura isotérmica de permanência	42
3.26 - Resistência à Tração e Limite Elástico em função do tempo de transformação isotérmica (a) após aquecimento intercrítico de 730°C (b) após aquecimento intercrítico de 780°C	44
3.27 - Alongamento uniforme em função do tempo de transformação isotérmica após aquecimento intercrítico de 730°C e 780°C e temperaturas de transformação isotérmica de 370°C e 430°C	45
3.28 - Curva do coeficiente de encruamento em função do alongamento	47
3.29 - Curvas de tensão x deformação para os aços (a) ECO-1, (b) ECO-2, e (c) ECO-3, após tratamento térmico istoérmico	48

3.30 - Propriedades mecânicas de três aços em função do tempo de transformação isotérmica	50
4.1 - Representação esquemática dos corpos-de-prova	53
4.2 - Forno Tipo Mufla do LTT - AMR/IAE/CTA	54
4.3 - Forno de Banho de Sal do LTT – AMR/IAE/CTA	54
4.4 - Representação esquemática das condições do tratamento térmico	55
5.1 – Fotomicrografia obtido na condição de aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s e transformação isotérmica à 350°C por 1800s	63
5.2 - Fotomicrografia do aço multifásico obtido na condição de aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s e transformação isotérmica à 350°C por 30s ...	64
5.3 - Fotomicrografia do aço multifásico. Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. e transformação isotérmica à 350°C por 600s	65
5.4 - Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. Transformação isotérmica à 350°C por 30s. Ampliação: 4000x. Ataque químico: Nital 2%.	67
5.5 - Fotomicrografia MEV, Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. Transformação isotérmica de 350°C para seguintes variações (a) resfriamento em água, (b) 10 segundos, (c) 180 segundos e (d) 3600 segundos. Ampliações de 1500x e 4000x. . Ataque químico: Nital 2%	68
5.6 - Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. Transformação isotérmica à 350°C / 20s. Ampliação de 7000x. Ataque químico: Nital 2%	70
5.7 - Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. Transformação isotérmica à 350°C / 30s. Ampliação de 7000x. Ataque químico: Nital 2%.	71
5.8 - Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. Transformação isotérmica à 350°C / 120s. Ampliação de 7000x. Ataque químico: Nital 2%.	71

5.9 - Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s.	
Transformação isotérmica à 350°C / 180s. Ampliação de 7000x.	
Ataque químico: Nital 2%	72
5. 10 - Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à	
780°C / 1800s. Transformação isotérmica à 350°C / 2700s.	
Ampliação de 7000x. Ataque químico: Nital 2%	72
5.11 - Resistência à Tração x Tempo de Permanência	77
5.12 - Alongamento x Tempo de Permanência	78
5.13 - Limite de escoamento x Tempo de Permanência	79

LISTAS DE TABELAS

3.1 - Composição química do material em estudo	21
3.2 - Microestruturas obtidas após tratamento térmico	22
4.1 - Composição química do aço	52
5.1 - Frações volumetricas	73
5.2 - Propriedades mecânicas do aço multifásico	76

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

As exigências de mercado vêm incentivando a pesquisa e o desenvolvimento de processos térmicos e termomecânicos que possibilitem o aumento da resistência de aços de baixa liga com estrutura multifásica. Com isso, estudos sobre aços que alcancem propriedades mecânicas de alta resistência e elevada tenacidade, como os aços bifásicos, aços multifásicos e aços TRIP, vem tendo um crescimento contínuo nos últimos anos (Pereira, 2004). Neste contexto, a estrutura bainítica (total ou parcial) representa uma alternativa promissora, tendo em vista que esta estrutura pode aumentar a tenacidade, sem perda na resistência mecânica, ou ainda, aumentar a resistência mecânica, mantendo um bom nível de tenacidade. Além disso, a busca destas características tem colocado a bainita e a austenita retida como os constituintes que apresentam maior potencial em termos de pesquisa e desenvolvimento de aços bainíticos e multifásicos para aplicações estruturais.

Existe, atualmente, um vasto mercado para aços com microestrutura bainítica e multifásica, tais como:

- aços bainíticos constituídos de agregado de ferrita acicular e carbonetos. Estes apresentam interessantes propriedades mecânicas, especialmente quanto à tenacidade. Têm excelente soldabilidade e níveis de resistência mecânica de até 700 MPa;
- aços bainíticos resistentes à fluência. São usados em indústria de geração de energia (turbina, rotor) para aplicação em temperaturas de trabalho acima de 500°C;
- aços bainíticos forjados. Com resistência entre 700 MPa e 900 MPa, são usados na fabricação de parafusos e componentes de automóveis como eixos de came;
- aços bainíticos de média resistência com resistência à tração variando entre 900 MPa e 1200 MPa. São usados como barra de reforço lateral em automóveis;
- aços multifásicos constituídos de frações volumétricas variáveis de bainita, ferrita, martensita e austenita retida. Apresentando alta resistência (1200 MPa a 1600 MPa) competem com aços martensíticos;



- aços bifásicos ou trifásicos contendo frações de bainita. Têm melhores características de conformação do que os aços convencionais;
- aços ao Cr-W com estrutura bainítica ou multifásica. São usados em componentes de reatores nucleares, devido a sua baixa radioatividade;
- os aços de alta resistência e baixa liga com baixo teor de carbono com microestrutura bainítica ou multifásica. Representam uma nova família de aços utilizados em tubos para gás e óleo em ambientes de baixas temperaturas como regiões do Mar do Norte, Canadá e Sibéria.

Atualmente, embora estejam sendo desenvolvidos com sucesso aços bainíticos com baixo e médio teores de carbono, falta um entendimento mais aprofundado das estruturas e das reações bainíticas. Por exemplo, diferentes pesquisadores, como Jaques e colaboradores (1998), Sakuma, Matlock e Krauss (1992), têm mostrado estudos relacionados com aços multifásicos (TRIP- transformation-induced-plasticity), considerando a transformação da bainita apenas como um meio para obtenção de uma fração maior de austenita retida estabilizada, em uma vasta faixa de condições de revenimento bainítico. Enquanto que é bem demonstrado que o efeito TRIP representa uma melhoria significativa nas propriedades (SAKUMA, MATLOCK e KRAUSS, 1992), a natureza, tamanho e distribuição de outras fases certamente têm influências que devem ser melhor entendidas.

Como uma breve fundamentação teórica desta pesquisa, pode-se afirmar que a contínua preocupação no desenvolvimento de aços com características especiais, proporcionou o surgimento dos aços bifásicos que apresentam melhores combinações de resistência e ductilidade, quando comparados com aços de baixo carbono usados na indústria automobilística. Este aperfeiçoamento é devido à combinação de uma ferrita dútil com dispersão de martensita dura. Esta microestrutura é obtida por tratamento intercrítico, durante o qual é controlada a formação de uma fração de austenita que, no resfriamento subsequente, é transformada em martensita.

Os aços bifásicos sempre contêm uma certa quantidade de austenita retida. Quando a fração de austenita retida for pequena ela é desprezada do contexto, durante os estudos usando uma correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas.



Estudos realizados por Nakagawa e Thomas (1985), Erdogan (2003), mostram que quando a fração volumétrica da austenita for alta a sua transformação e/ou a sua estabilização melhoram significativamente a ductilidade e as características de conformabilidade, através do efeito TRIP (transformation-induced-plasticity).

Recentemente tem sido desenvolvidos novos aços de alta resistência para conformação, pela geração de microestruturas multifásicas mais complexas, onde a austenita retida pode contribuir de forma mais eficiente no efeito TRIP. São chamados aços multifásicos obtidos por efeito TRIP ou, simplesmente, aços TRIP. Basicamente o processo consiste em uma manutenção do aço na faixa de temperatura de transformação bainítica após aquecimento intercrítico. A reação é incompleta visto que parte da austenita retida transforma-se em bainita, enquanto que a outra parte torna-se suficientemente estabilizada e não se transforma em martensita no resfriamento final. A microestrutura final é constituída de ferrita, martensita, bainita e austenita retida estável. A eficiência do efeito TRIP depende da fração volumétrica da bainita e da austenita retida estabilizada.

Nos aços planos de baixo carbono é difícil obter uma quantidade de austenita retida que promova um melhoramento significativo da ductilidade. Para aumentar a quantidade de austenita retida, tem sido selecionados aços com altos teores de níquel, silício e manganês. Ainda, segundo Sakuma e colaboradores (1992), os aços com alto teor de silício apresentam melhores propriedades mecânicas e maiores valores de resistência à tração, e os aços que contem silício e manganês, o valor da resistência a tração está inversamente relacionada à permanência na temperatura de transformação bainítica. Conforme o tempo de permanência aumenta, a quantidade de martensita transformada diminui, reduzindo os valores de resistência à tração. Tomita e colaboradores (1993) também compartilham da mesma opinião, pois segundo eles, conforme aumenta a quantidade de austenita retida, diminui o valor de resistência à tração, pois a quantidade de martensita transformada é reduzida.

Diante do potencial de aplicação dos aços multifásicos, torna-se necessário aperfeiçoar o entendimento da influência do tempo de permanência do aço na temperatura de transformação bainítica, avaliado através de caracterização microestrutural e mecânica. Neste trabalho, pretende-se oferecer uma contribuição ao

desenvolvimento e à pesquisa dos aços multifásicos estudando uma elevada quantidade de diferentes tempos em que o material é mantido na condição isotérmica, avaliando as transformações microestruturais que ocorrem e suas consequências sobre as propriedades mecânicas finais.



CAPÍTULO 2 - OBJETIVOS

O principal objetivo deste trabalho é a otimização de rotas de tratamentos térmicos que levem a obtenção de estruturas multifásicas, a partir de um aço com baixos teores de carbono e silício, visando ganhos nas propriedades mecânicas, especialmente uma melhor combinação de alta resistência e tenacidade. No tratamento térmico será analisada especificamente a influência do tempo de manutenção do material na temperatura de transformação bainítica. Finalmente, busca-se dar uma contribuição para uma evolução tecnológica do setor produtivo, através da geração de conhecimentos técnicos.



CAPÍTULO 3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Aços: Diagrama Fe-C e pontos importantes do sistema Fe-C.

O diagrama Fe-Fe₃C é aquele normalmente utilizado para o estudo dos aços e dos ferros fundidos (figura 3.1), materiais de extrema importância para a indústria metalúrgica e mecânica.

O aço é a denominação genérica para ligas de ferro-carbono com teores de carbono de 0,008 a 2,11%, contendo outros elementos residuais do processo de produção e podendo conter outros elementos de liga propositalmente adicionados. Se o aço não contém estes últimos, é chamado especificamente de Aço-carbono. Do contrário, Aço-liga. Ferro fundido é a designação genérica para ligas de ferro-carbono com teores de carbono acima de 2,11%.

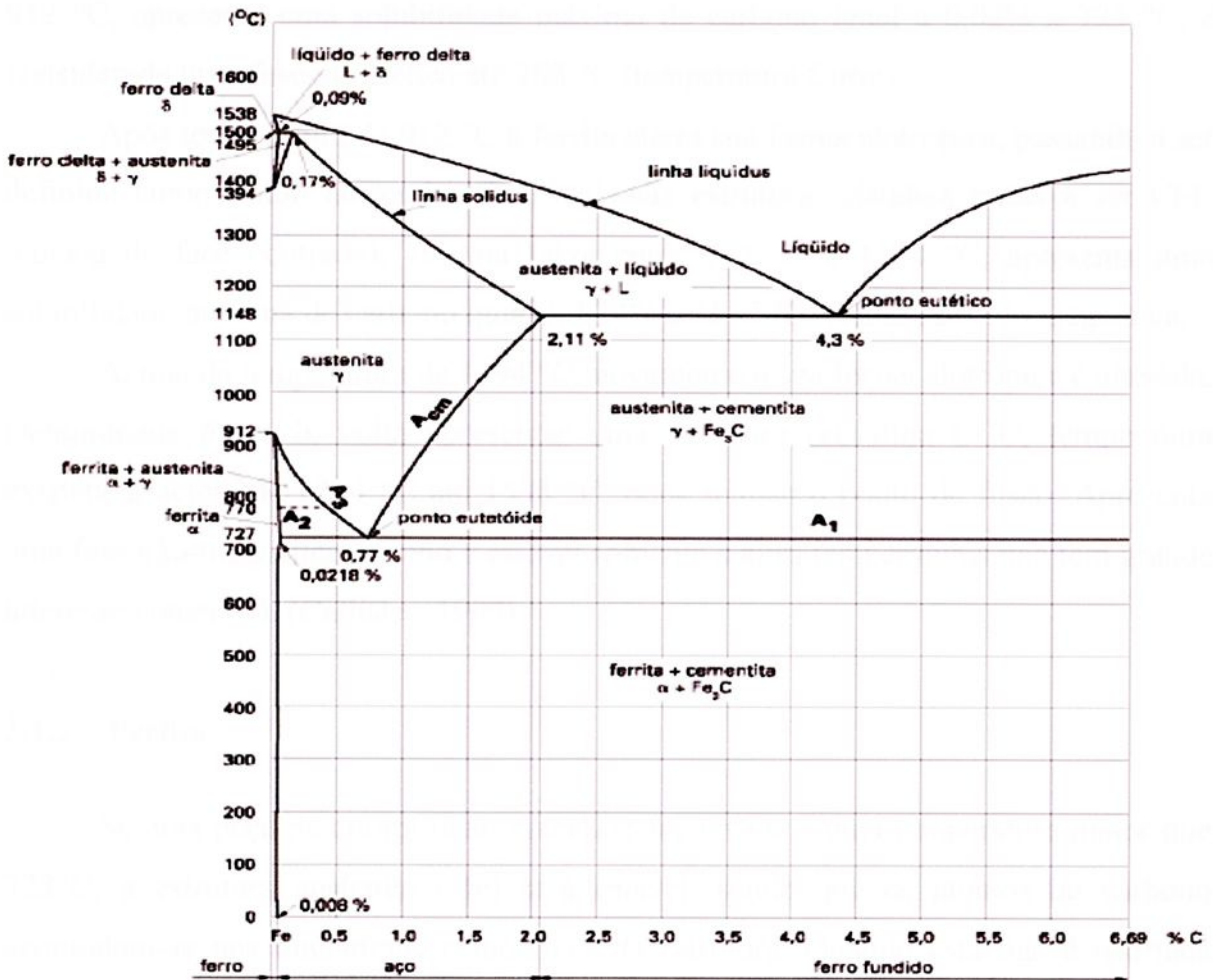


Figura 3.1: Diagrama de fase ferro-carbono. (Chiaverini, 1977)

Os aços podem ser classificados em eutetóide, hipoeutetóides e hipereutetóides, de acordo com a porcentagem de carbono. O aço eutetóide possui um teor de carbono de 0,77%, representa o ponto de mais baixa temperatura de transformação sólida da austenita, igual a 727 °C. Para resfriamento em condição de equilíbrio, apresenta uma microestrutura de lamelas alternadas de ferrita e cementita, chamada de perlita. Os aços hipoeutetóides contêm teor de carbono entre 0,008% e 0,77%, e os aços hipereutetóides contêm teor de carbono entre 0,77 % e 2,11%. (Chiaverini, 1977).

3.1.1 – Ferrita

Ferrita (Ferro α) também definida como ferro puro, apresenta uma estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado), é um material de baixa dureza e alta ductilidade. É encontrada numa faixa de temperatura entre a temperatura ambiente até 912 °C, apresenta uma solubilidade máxima de carbono igual a 0,02% a 723 °C, é considerada uma fase magnética até 768 °C (temperatura Curie).

Após temperatura de 912 °C a ferrita altera sua forma alotrópica, passando a ser definida como sendo austenita (Ferro γ), sua estrutura cristalina passa a ser CFC (cúbica de face centrada), esta na faixa entre 912 °C e 1394 °C, apresenta uma solubilidade máxima de carbono igual à 2,14% a 1147 °C, é uma fase não magnética.

Acima da temperatura de 1394 °C, novamente a sua forma alotrópica é alterada. Denominada Ferro δ , volta apresentar uma estrutura cristalina CCC, temperatura existência acima de 1394 °C até 1538 °C, onde tem-se o ponto de fusão. Apresenta uma fase não-magnética e como é estável somente a altas temperaturas não tem grande interesse comercial. (Callister, 1999).

3.1.2 – Perlita

Se uma peça de composição eutetóide for levada a uma temperatura maior que 723°C, a estrutura austenita (cfc) será estável, sendo que os átomos de carbono acomodam-se nos interstícios octaédricos da estrutura. Quando esta liga é resfriada lentamente e mantida em temperaturas menores que 723°C, a estrutura cfc não é mais



estável, formando-se, então a ferrita (ccc), que é menos compacta que a austenita (cfc), além de apresentar interstícios menores que os anteriores. Ocorre então a separação de uma segunda fase rica em carbono, denominada cementita, de composição Fe_3C (figura 3.2). A mistura de ferrita e cementita é denominada perlita, a qual não é uma nova fase, mas sim uma mistura eutetóide. (Callister, 1999)

A perlita é constituída de lamelas alternadas de ferrita e cementita e o contorno corresponde à mudança de direção cristalográfica.

Propriedades mecânicas da perlita:

- intermediária entre ferrita (mole e dúctil) e cementita (dura e frágil)

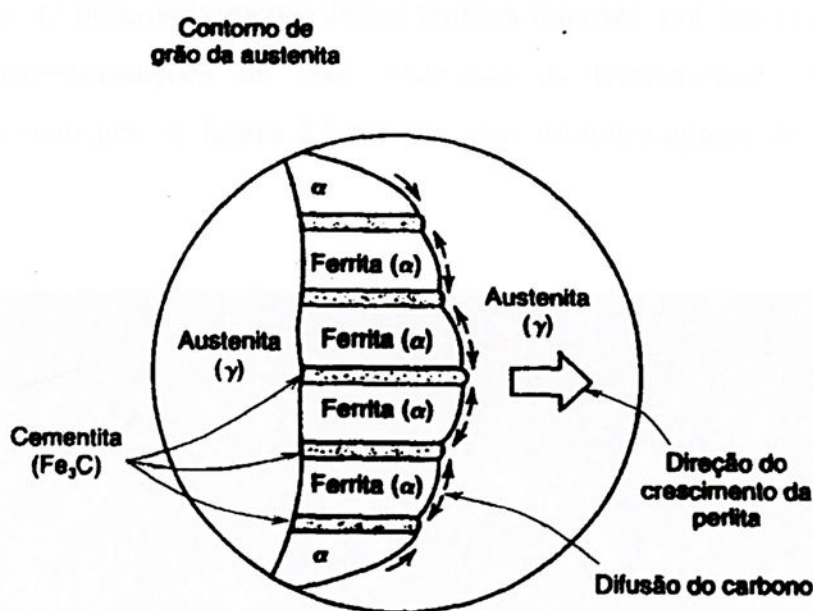


FIGURA 3.2: Representação esquemática da formação da perlita a partir da austenita (Callister, 1999)

3.1.3 - Martensita

A martensita é uma fase metaestável que aparece com o resfriamento brusco da austenita, ou seja, é obtida pelo tratamento térmico denominado têmpera. Assim, a transformação ocorre por cisalhamento da estrutura, sem difusão. Qualquer difusão resulta na formação de cementita e ferrita. A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC), ou seja, uma

forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (CCC), e apresenta-se na forma de ripas em aços de baixo carbono e na forma de agulhas em aços com alto teor de carbono (Silva e Mei, 1988).

O objetivo da têmpera é a obtenção de uma microestrutura que proporcione maiores valores de dureza e resistência mecânica. O processo consiste em aquecer a peça à temperatura de austenitização e em seguida, submeter a um resfriamento rápido. A microestrutura resultante é composta predominantemente de martensita, uma fase que apresenta elevada dureza. Durante o processo de resfriamento, a queda da temperatura promove transformações estruturais que acarretam o surgimento de tensões internas. O desenvolvimento destas tensões internas, por sua vez, influencia a cinética das transformações de fase, alterando as temperaturas em que estas transformações ocorrem. A figura 3.3 mostra uma fotomicrografia de uma estrutura martensítica.



FIGURA 3.3: Fotomicrografia de uma estrutura martensítica (página da MIM/CIM – Metalurgia e Ingeniería de los Materiales/Ciência de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Internet, 2004)

3.1.4 – Austenita retida

A austenita retida é um microconstituente de grande importância nos aços multifásicos, sua presença é responsável pelo efeito TRIP, plasticidade induzida por transformação da austenita em martensita, que pode ocorrer, por exemplo, durante uma conformação. O efeito TRIP em aços, com adições de níquel e cromo, contribui para a melhora da ductilidade. A resposta da austenita às deformações tem sido examinada para uma grande variedade de aços TRIP, e resultados similares têm sido observados em cada estudo, pois a fração volumétrica da austenita retida diminui conforme a deformação aumenta. (STREICHER e colaboradores, 2002).

A austenita retida é resultado de um tratamento térmico. Um tratamento térmico comum para os aços TRIP é o aquecimento na região intercrítica (região de formação de $\alpha + \gamma$) seguido de permanência na temperatura de transformação bainítica. Durante o tratamento, a fase austenítica é estabilizada pelo enriquecimento de carbono. (KRUIJVER e colaboradores 2002). Streicher e colaboradores (2002) dizem que aços que contêm altos e baixos teores de silício têm aproximadamente a mesma fração volumétrica inicial de austenita retida, que se transforma de uma maneira diferente para uma dada deformação. Este fato foi atribuído às diferenças do enriquecimento de carbono da austenita retida. A transformação em martensita ocorre devido a regiões austeníticas com quantidade de carbono mais baixa, e, partículas maiores de austenita retida transformam-se mais facilmente em martensita durante a deformação.

O aumento da estabilidade mecânica da austenita retida não está somente relacionada ao decréscimo da temperatura de formação de martensita M_s , que é uma temperatura induzida pelo enriquecimento de carbono da austenita retida. (JACQUES e colaboradores 2001). Outras fases presentes também influenciam na resistência à transformação da austenita para martensita.

A ductilidade em aços com baixo teor de carbono, com alta quantidade de austenita retida, pode ser alterada pela sua localização na microestrutura. Neste estudo, as partículas de austenita retida foram observadas em três locais: nas fronteiras dos grãos de ferrita em contato com a bainita, onde a maior parte de austenita retida foi encontrada; nas fronteiras dos grãos de ferrita sem contato com a bainita; isoladas, sem

grãos de ferrita. A localização das partículas de austenita retida é um dos fatores que governa a estabilidade da austenita retida. (JEONG e colaboradores, 1993).

3.1.5 – Bainita

Quando um aço austenitizado é resfriado rapidamente para temperaturas menores que 500°C (figura 3.4) e mantido nesta temperatura, ocorre a formação de uma nova estrutura denominada bainita. Esta estrutura apresenta uma formação mista por difusão (característica da perlita) e cisalhamento (característica da martensita), sendo, portanto uma estrutura intermediária entre elas. A bainita não é uma nova fase, mas uma mistura de ferrita e carboneto, semelhante a perlita. (Bhadeshia, 1999).

Para temperaturas entre, aproximadamente, 300 e 540°C, a bainita se forma como uma série de ripas paralelas ou agulhas de ferrita que se encontram separadas por partículas alongadas da fase cementita. Tal estrutura é conhecida por bainita superior. Para temperaturas mais baixas, entre aproximadamente 200 e 300°C, a bainita inferior é o produto da transformação. A fase ferrita existe na forma de placas finas, e partículas estreitas de cementita, suas microestruturas são detalhadas e explicadas no capítulo seguinte.

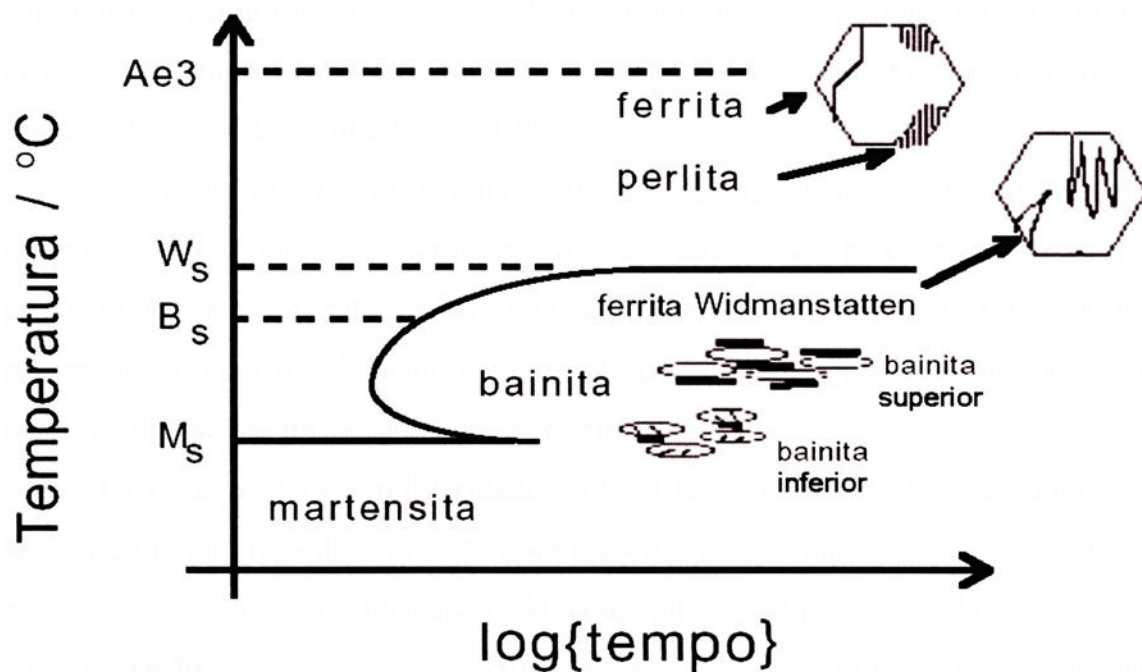


FIGURA 3.4: Diagrama esquemática da formação da bainita. (Bhadeshia, 1999).

A indústria metalúrgica vem realizando estudos contínuos sobre a microestrutura bainítica. Essas informações têm servido para revelar a complexidade de sua identificação nos diferentes tipos de aços. Suas respectivas morfologias variam apreciavelmente com o acréscimo de carbono e adição de elementos de liga.

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:

- teor de carbono;
- teor de elementos de liga;
- tratamento térmico realizado;
- tempo de permanência na temperatura de transformação destes tratamentos.

A definição genérica da bainita, correntemente encontrada na literatura, é descrita como sendo um constituinte dos aços, o qual 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 (figura 3.5). 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 (Bramfitt e Speer, 1990).

A transformação da bainita 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.

Existem grandes similaridades entre a bainita e ferrita Widmanstätten, e 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 segregação de carbono entre estas fases, a precipitação de cementita, bem como a acomodação e relaxação da tensão da transformação.

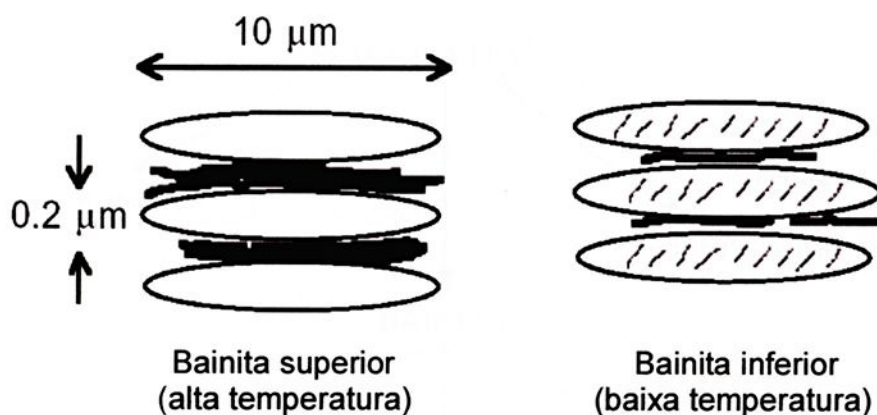


FIGURA 3.5: Ilustração esquemática da bainita superior e inferior. (Bhadeshia, 1999).

3.1.6 - Classificação da bainita

Os primeiros pesquisadores a estudar e caracterizar a bainita foram Davenport e Bain (1930). A partir desse estudo a classificação da bainita formada isotermicamente pode ser dada em dois tipos, bainita superior e bainita inferior, dependendo da distribuição de carbonetos. Essas características também foram discutidas em 1972 por Heheman, Kinsman e Aaronson.

A diferença entre a bainita superior e bainita inferior é feita também através da temperatura de transformação, que fica localizada numa faixa de 350°C e 400°C . Nessa mesma faixa de temperatura aparece uma outra microestrutura chamada ferrita acicular, que é formada de placas nucleadas no interior dos grãos, a partir de inclusões não metálicas, sem uma direção preferencial.

Bramfitt e Speer (1990) propuseram um sistema para a classificação da bainita a partir da morfologia formada (figura 3.6), como segue:

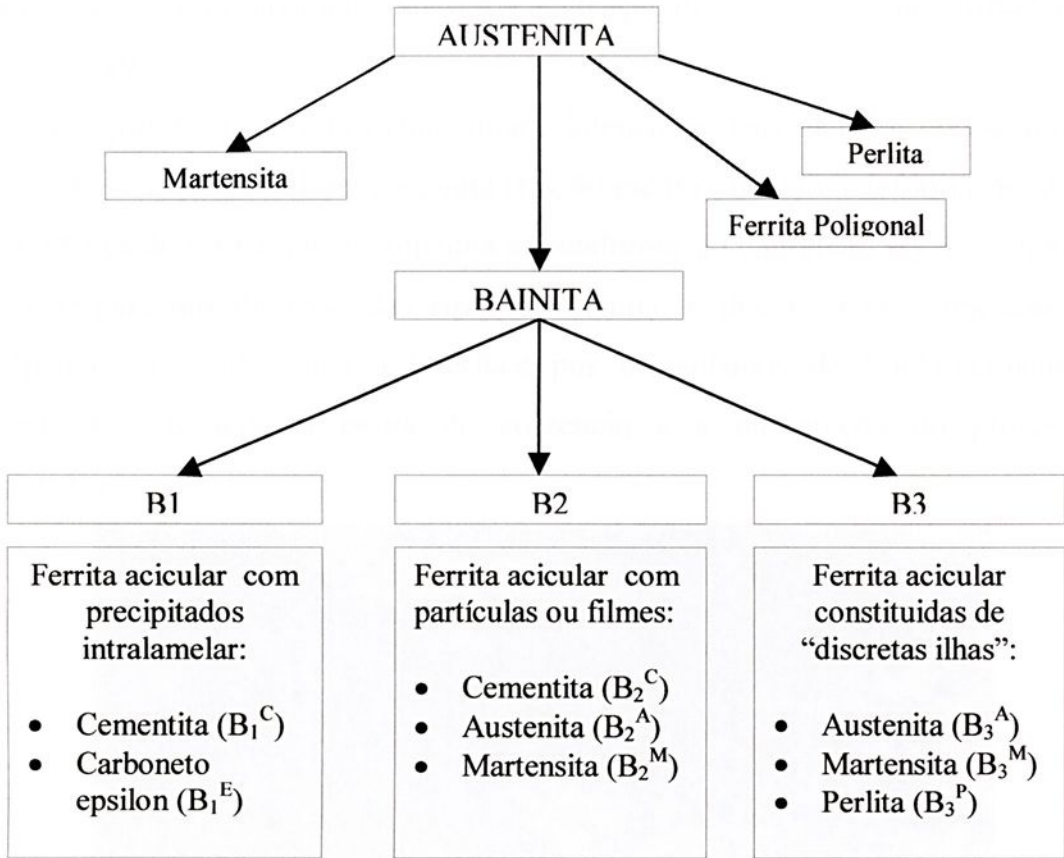


FIGURA 3.6: Sistema para a classificação da bainita a partir da morfologia.(Bramfitt, Speer, 1990).

3.1.6.1 - Bainita superior

A bainita superior se forma em etapas distintas. O processo inicia-se com a nucleação e crescimento das ripas de ferrita, na qual o carbono possui pequena solubilidade (0,002% em peso), motivo pelo qual o crescimento de ferrita enriquece em carbono a austenita residual. Por isso, ocorre a precipitação de cementita entre as sub-unidades de ferrita bainítica. A quantidade de cementita precipitada depende da concentração de carbono da liga. Alta concentração induz a formação de microestrutura de ripas de ferrita separadas continuamente por camadas de cementita. Quando o teor de carbono é baixo a quantidade de cementita que se forma é pequena, (Bhadeshia, 1999).

A ferrita bainítica contém baixo teor de carbono. A difusão de carbono ocorre na austenita, movendo-se na interface ferrita-austenita. A deformação ocasionada pela

transformação por cisalhamento auxilia a nucleação de muitas ripas de ferrita bainítica (Pickering, 1967).

A figura 3.7 mostra um emaranhado intenso de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara) austenita (região escura), devido a deformação induzida pela mudança de forma que acompanha a transformação bainítica. Segundo Bhadeshia (1999), o tamanho limitado das ripas de bainita, é devido a sua subestrutura de discordâncias que imobiliza a interface por mecanismos de "endurecimento por encruamento", levando a perda de coerência e a diminuição do processo de crescimento.

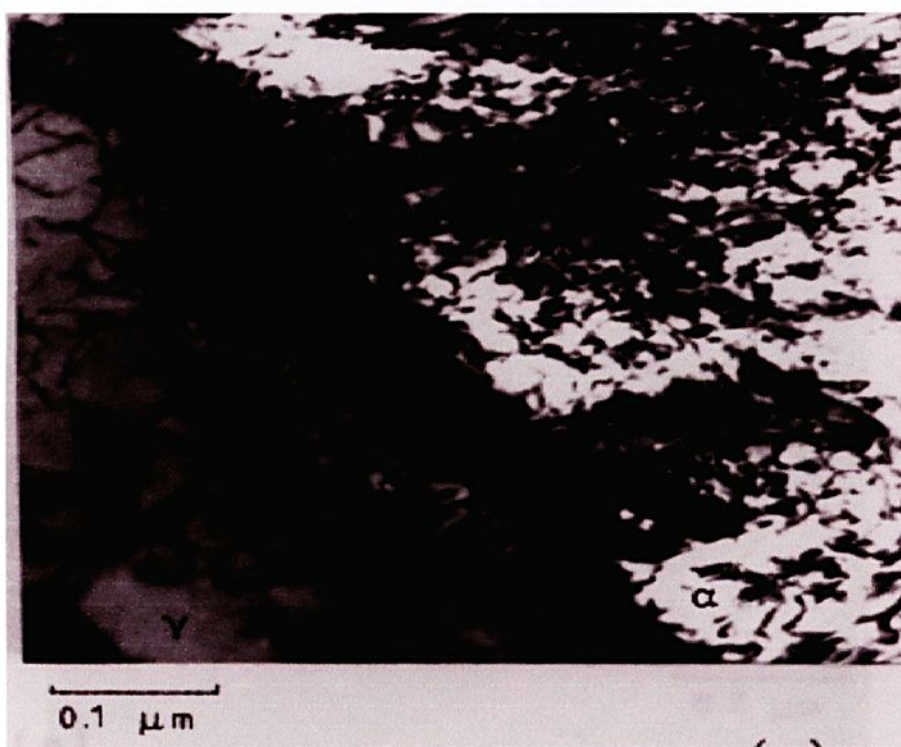


FIGURA 3.7: Emaranhado intenso de discordâncias formado na interface da bainita (Bhadeshia, 1999).

3.1.6.2 - Bainita inferior

A bainita inferior consiste em plaquetas finas organizadas na forma de feixes. Essas plaquetas são separadas por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono.

A bainita inferior é semelhante a bainita superior quanto a sua microestrutura e características cristalográficas. Porém, existem características da bainita clássica

superior que se diferem da bainita inferior. Nesta última, os precipitados de carbonetos estão 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 é que separa as plaquetas da ferrita bainítica, e um segundo carboneto, que precipita a partir da ferrita saturada (Bhadeshia, 1999).

A figura 3.8 mostra a microestrutura da bainita inferior. Observam-se diversos tipos de partículas de carboneto no interior da ferrita bainítica. A bainita inferior, por outro lado, 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, Bhadeshia (1999).

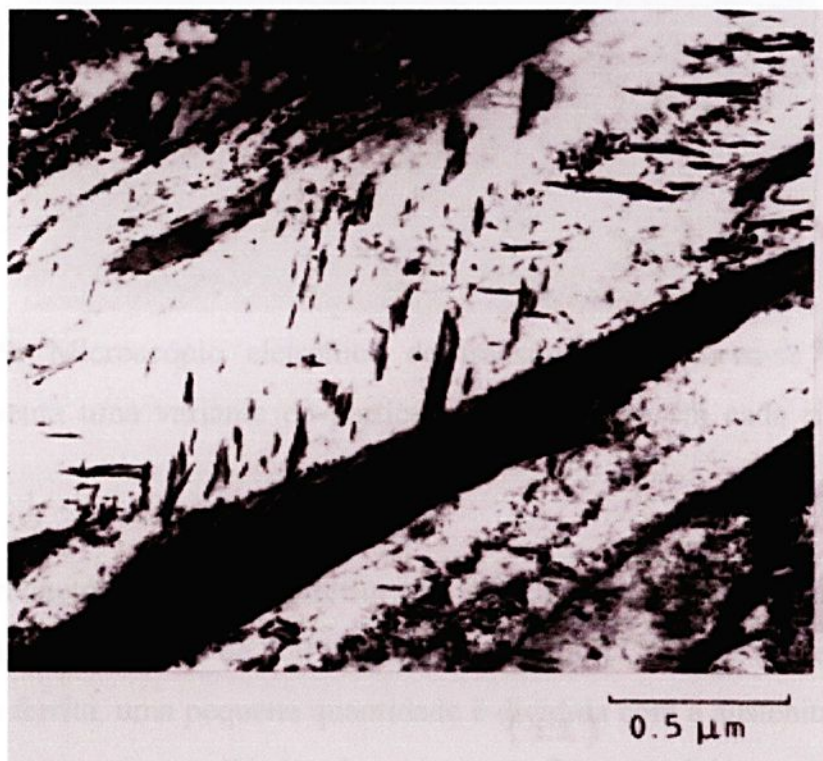


FIGURA 3.8: Microestrutura da bainita inferior, Bhadeshia, (1999).

A estrutura da bainita inferior parece não ser alterada pelo teor de carbono. Porém, a diminuição da temperatura de transição faz com que as placas de ferrita bainítica se tornem mais finas e a precipitação dos carbonetos é mais rápida. Desta

forma, torna-se impossível encontrar placas de ferrita sem precipitação de carbonetos (Pickering, 1967).

Através do microscópio eletrônico de transmissão (figura 3.9) observa-se que a bainita inferior apresenta uma variante de partícula de carboneto em cada ripa. Uma única variante tende a ocorrer quando a energia de ativação para a precipitação da cementita é pequena, como por exemplo, em aço baixo carbono ou a alta temperatura em que o carbono pode sair rapidamente da ferrita saturada. (Bhadeshia, 1999).

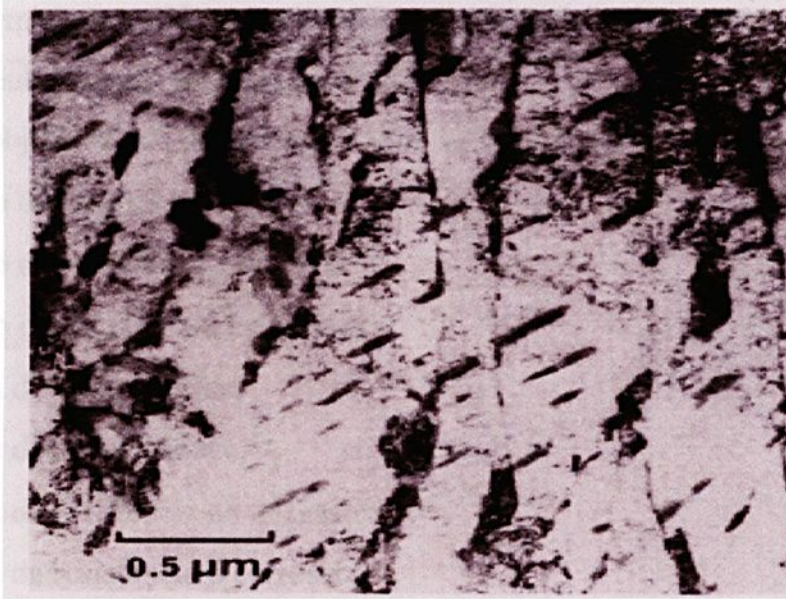


FIGURA 3.9: Microscópio eletrônico de transmissão: observa-se que a bainita inferior apresenta uma variante de partícula de carboneto em cada ripa, Bhadeshia (1999).

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de nanometro e cerca de 500 nm de comprimento. Uma vez que eles precipitam no interior da ferrita, uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que pequenas quantidades de carbonetos finos precipitam entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica. Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem.

3.2 – Tratamentos térmicos

Segundo Silva e Mei (1988), tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas.

As propriedades dos aços dependem, em princípio, da sua estrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor escala, a estrutura dos aços, e consequentemente alteram suas propriedades.

Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes:

- remoção de tensões internas;
- aumento da resistência mecânica;
- aumento ou diminuição da dureza;
- melhora da ductibilidade;
- melhora da usinabilidade;
- melhora da resistência ao desgaste;
- melhora da resistência a corrosão;
- melhora da propriedade de corte;
- melhora da resistência ao calor;
- modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

3.2.1 - Diagrama TTT

O desenvolvimento e melhoria das propriedades mecânicas dos materiais através de tratamentos térmicos convenientes dependem de um entendimento dos diagramas de fases das ligas, onde através desses diagramas identifica-se a melhor sequência para alcançar os objetivos do tratamento térmico.

Reações eutetóides ocorrem em ligas ferrosas (Fe-C, Fe-Ni, etc) e não ferrosas (Al-Cu, Sn-Cu, etc), sendo de particular interesse industrial essa reação na liga de ferro-carbono. Quando a fase γ (austenita) é resfriada, podem originar-se vários tipos de estruturas, estáveis ou de transição (metaestáveis), dependendo do modo com que

esse resfriamento é feito. A obtenção destas estruturas diferentes, com propriedades bastante diferentes, de um mesmo material inicial, é de grande interesse para as aplicações em engenharia. Um mesmo aço poderá fornecer, depois de tratados termicamente, barras com propriedades convenientes aos tipos de peças a serem fabricadas ou ao trabalho mecânico posterior.

Se a austenita for resfriada lentamente, dará origem a estruturas lamelares, denominadas como perlita constituídas de placas de ferrita e cementita alternadas. Apresentará junto com a perlita, ferrita ou cementita isoladas, se o aço for proeutetoide (hipo ou hipereutetoide). Entretanto, um resfriamento brusco dará origem a uma fase de transição, ou seja, a martensita, de alta dureza. Uma estrutura intermediária entre estas duas pode ser também formada: a bainita, cuja estrutura apresenta placas de ferrita com carbonetos precipitados internamente.

Davenport e Bain (1930), foram os primeiros a estudar as transformações isotérmicas. Para a construção das curvas eles aqueceram pequenas amostras de aço até temperatura de austenitização, durante um tempo suficientemente longo, para que a transformação fosse completa. Após o aquecimento as amostras foram resfriadas bruscamente até uma temperatura mais baixa e foram mantidas durante diferentes intervalos de tempo, antes de serem de novo resfriadas rapidamente, até a temperatura ambiente.

Para se obter curvas TTT utilizam-se, normalmente, o dilatômetro, um equipamento bastante sensível que mede a variação do comprimento da amostra em função da dilatação ou contração térmica e da transformação da fase. As transformações de fase implicam na formação de novas fases, normalmente com densidades diferentes da fase original, e isto ocasiona “contração” ou “expansão” da amostra por diferenças estruturais, as quais são detectadas pelo dilatômetro.

A estrutura produzida quando a austenita transforma-se isotermicamente é dada pelas curvas TTT - Temperatura, Tempo e Transformação. (figura 3.10).



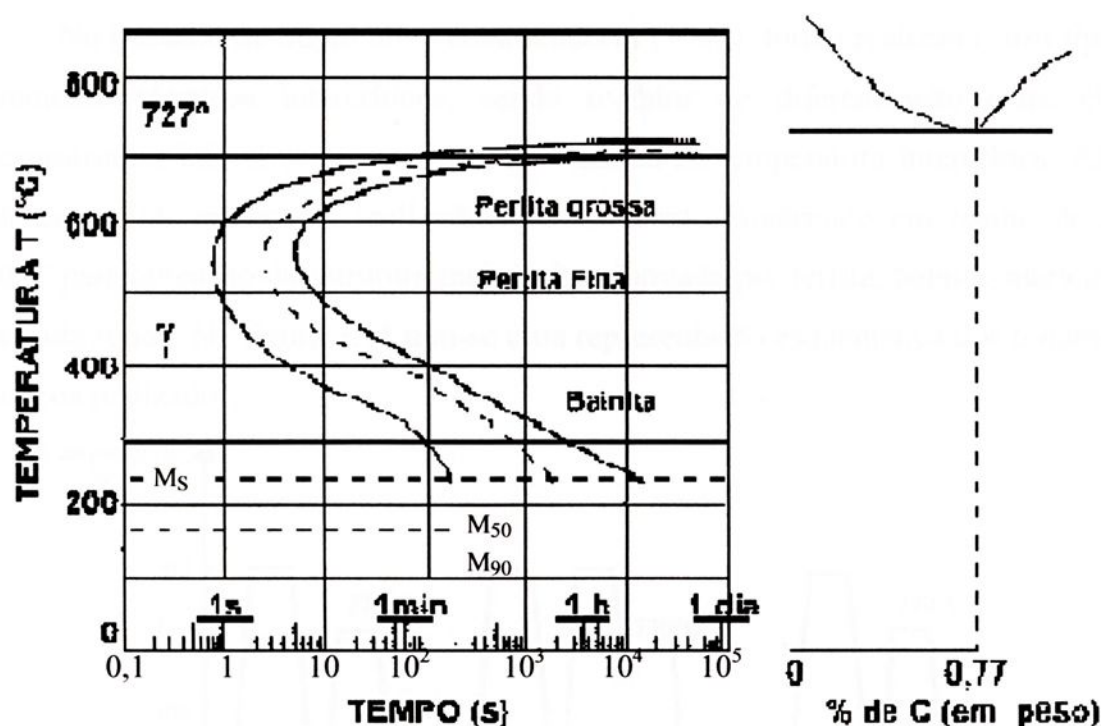


FIGURA 3.10 Exemplo de curva TTT para um aço carbono. Os estágios da transformação martensítica são mostrados nas linhas horizontais Ms representa o início, M50 e M90 representam 50 e 90 % da transformação, respectivamente.

3.2.2 - Tratamentos térmicos intercríticos

Os aços com teor de carbono até 0,25% são classificados como aços de baixo carbono. Em função do baixo teor de carbono, as curvas TTT encontram-se muito deslocadas para a esquerda, tornando-se assim difícil a obtenção de uma estrutura martensítica. Para se aumentar a temperabilidade desse tipo de aço é que se utilizam os tratamentos térmicos de austenização parcial, na região que se denomina intercrítica no diagrama Fe-C, região onde as fases de ferrita e austenita coexistem. Nesta região a austenita que se forma é enriquecida de carbono, em quantidade suficiente para ser transformada em martensita com resfriamento rápido.

Dependendo do tipo do aço com o qual se trabalha, se aplicará um tipo de tratamento, e para isso, deve-se conhecer as temperaturas críticas destes tratamentos.

No trabalho de Sugimoto e colaboradores (1993), foram realizados três tipos de tratamento térmicos intercríticos, sendo o fator de diferenciação entre eles a microestrutura inicial e o tempo de permanência na temperatura intercrítica. Após o tratamento intercrítico foi realizado um tratamento isotérmico em banho de sal a 400°C para obtenção da estrutura multifásica, formada por ferrita, bainita, martensita e austenita retida. Na figura 3.11 tem-se uma representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados.

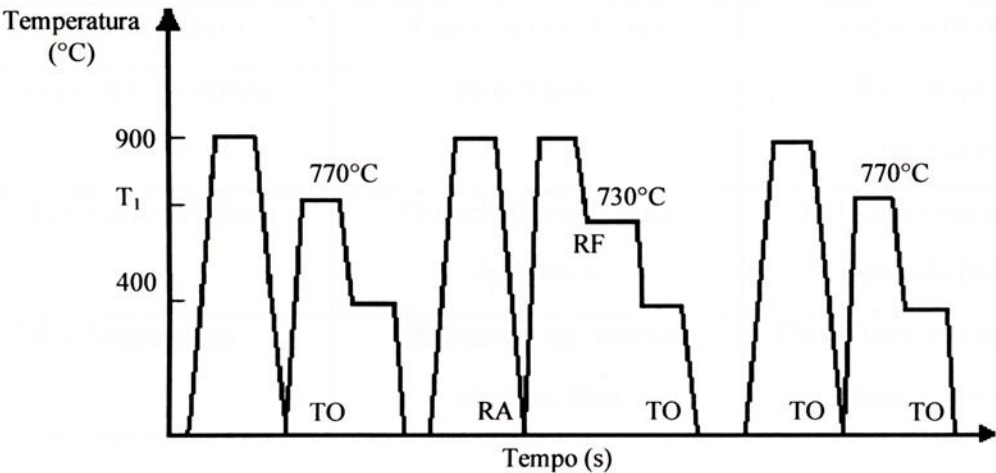


FIGURA 3.11: Diagrama esquemático de diferentes tratamentos térmicos. O tempo de permanência para as temperaturas de 900°C, T₁ e 400°C é de 1000s. RF, RA e TO representam respectivamente, resfriamento em forno, resfriamento ao ar e têmpera em óleo (SUGIMOTO e colaboradores, 1993).

O aço utilizado por Sugimoto e colaboradores tem a composição química indicada na tabela 3.1.

TABELA 3.1 Composição química do material em estudo. (SUGIMOTO e colaboradores, 1993).

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

Na tabela 3.2 estão representadas, as microestruturas, a morfologia das fases secundárias e da austenita retida, após a primeira etapa do tratamento térmico mostrado na figura 3.11.

TABELA 3.2 Microestruturas obtidas após tratamento térmico. (SUGIMOTO e colaboradores, 1993).

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

3.3 – Aços multifásicos e o efeito TRIP

Existem atualmente muitos estudos e pesquisas para o desenvolvimento de novos aços de alta resistência com microestruturas multifásica. Os aços multifásicos 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 aplicações onde se deseja uma boa resistência aliada a uma elevada tenacidade. Segundo Yang (1996) e Sugimoto (1993), boas propriedades são obtidas através da estabilidade da austenita retida, que pode ser aumentada durante o processo de recozimento intercrítico, seguido de um tratamento isotérmico no intervalo de transformação bainítica. Durante este estágio do tratamento térmico, parte da austenita é estabilizada, mesmo após o resfriamento até a temperatura ambiente. Posteriormente ao tratamento térmico a austenita retida pode sofrer transformação em martensita, caso ocorra uma solicitação mecânica com deformação mecânica.

Para se conseguir uma maior resistência mecânica e maior ductilidade nos aços multifásicos, em função do efeito TRIP, é necessário que ocorra a estabilidade da austenita retida e da bainita. Para se obter o efeito TRIP é necessário aumentar a quantidade de austenita retida e isso pode ser observado em aços com altos teores de níquel, silício e manganês. O níquel e o manganês são estabilizadores da austenita melhorando a endurecibilidade, enquanto o silício retarda a formação da cementita, e conseqüentemente provoca a retenção da austenita.

Os aços TRIP oferecem um compromisso atraente entre resistência/ductilidade, diferenciando-se dos aços convencionais devido a uma microestrutura particular. Essa microestrutura, composta de uma matriz ferrítica dúctil na qual se encontram ilhas de fase bainítica dura e de austenita residual, permite obter alongamentos maiores, o efeito TRIP resulta da transformação martensítica induzida por deformação a partir da austenita retida. Esta transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando o alongamento uniforme e a taxa de encruamento.

Cerri e Santos (2004) e Hulka (2003) mostram que durante o processo de deformação de um aço austenítico à temperatura ambiente, a transformação de austenita para martensita ocorre progressivamente e resulta num aumento dos valores de alongamento. A transmissão do efeito TRIP para os aços de alta resistência e baixa liga é muito atrativa, principalmente para o uso comercial, por exemplo, em cintos de segurança, na indústria automobilística. Para este objetivo, é necessária uma quantidade considerável de austenita retida à temperatura ambiente, e o mais rápido caminho para a estabilização da austenita é pelo enriquecimento de carbono, que tem início na região de formação de $\alpha + \gamma$, seguido de transformação isotérmica da austenita na região bainítica.

Jeong e colaboradores (1993), realizaram ensaios de tração em corpos-de-prova de aços multifásicos para diferentes condições: -80°C , 20°C e 120°C . As curvas tensão-deformação mostraram escoamento descontínuo e, observou-se o aumento da tensão de escoamento e da resistência à tração com a diminuição da temperatura do ensaio. À temperatura de -80°C , grande parte da austenita retida se transformou em martensita, o que não ocorreu a 120°C . Durante a deformação, a austenita retida se

deforma plasticamente e se transforma em martensita (efeito TRIP). A deformação crítica requerida para a transformação em martensita depende de vários fatores que governam a estabilidade da austenita, como sua composição química, tamanho e localização. A existência da austenita retida deformada aumenta a ductilidade. Por causa da pequena quantidade de austenita retida transformada em martensita no corpo-de-prova ensaiado a 120°C, não houve melhora da ductilidade devido ao efeito TRIP. Um maior alongamento foi obtido à 120 °C quando comparado com a temperatura de 20°C, e este fato pode ter sido causado por conta da contribuição da austenita retida deformada, onde grande parte das partículas de austenita retida transformou-se facilmente em martensita através de pequenas deformações.

Estudos atuais dos aços multifásicos TRIP, vem auxiliando o entendimento das transformações bainíticas. Um exemplo é o caso da austenita retida em aços contendo adições de silício, estudado por Basuki (1999) e Sugimoto (1993), visando a obtenção de uma boa combinação de resistência e ductilidade no material. Tanto o enriquecimento de carbono na austenita retida como as precipitações de cementita 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.

Outro fator importante para que se obtenha bons resultados com o efeito TRIP (*transformação induzida por deformação*), é se obter a formação suficiente de austenita retida o mais estável possível. Esse fenômeno foi estudado por Sakuma e colaboradores (1991), onde eles mostram que com o aumentando dos teores de C, Mn, Cr, Ni e Mo, tende a melhorar as características dos aços multifásicos.

3.3.1 - Influência da adição de elementos de liga sobre a estrutura e as propriedades mecânicas.

Os elementos de liga dos aços podem ser classificados em dois tipos, de acordo com o diagrama de equilíbrio binário com o ferro: estabilizadores da austenita e estabilizadores da ferrita. Um estabilizador da austenita, por exemplo, tende a aumentar a faixa de temperatura na qual a austenita é estável, enquanto o estabilizador



da ferrita estreita a faixa de temperatura para austenita estável, alargando a faixa de ferrita.

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 a ser empregado, caso haja a necessidade de se fazer um tratamento térmico. Realizados os tratamentos térmicos, pode ser 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 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.

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 baixo carbono, aços com médio carbono e alto teor de carbono.

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

Segundo Pickering (1967), a bainita superior é substituída pela bainita inferior numa temperatura de 450°C , em aços contendo $0,1\%\text{C}$. Porém, quando o teor de carbono é aumentado para $0,5\%\text{C}$, é alcançada a máxima temperatura de mudança da bainita superior para a bainita inferior, ou seja, 550°C . (figura 3.12).



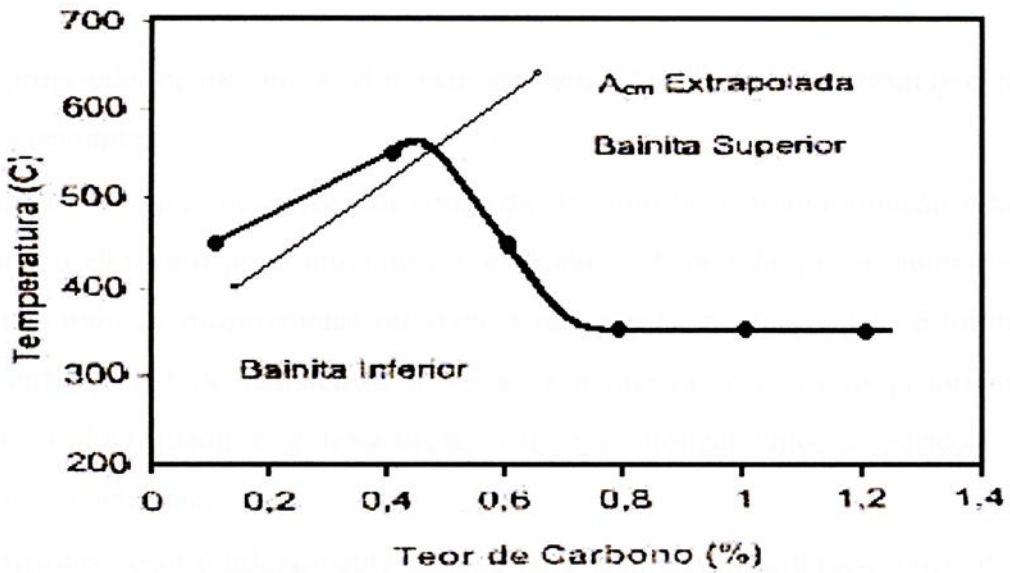


FIGURA 3.12: Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de transformação da bainita superior em bainita inferior (Pickering, 1967).

A difusão do carbono é alterada com a transição da temperatura. Com o aumento do teor de carbono na austenita, o gradiente de difusão do carbono diminui, como é mostrado na fig. 3.13. A difusão do carbono que ocorre através da fronteira ferrita-bainítica acontece mais lentamente. Conseqüentemente, conforme diminui o teor de carbono na austenita são necessárias temperaturas menores para a precipitação de carbonetos no interior da ferrita bainítica. Então, conforme o teor de carbono, aumenta a temperatura na qual a bainita superior dá lugar a formação de bainita inferior.

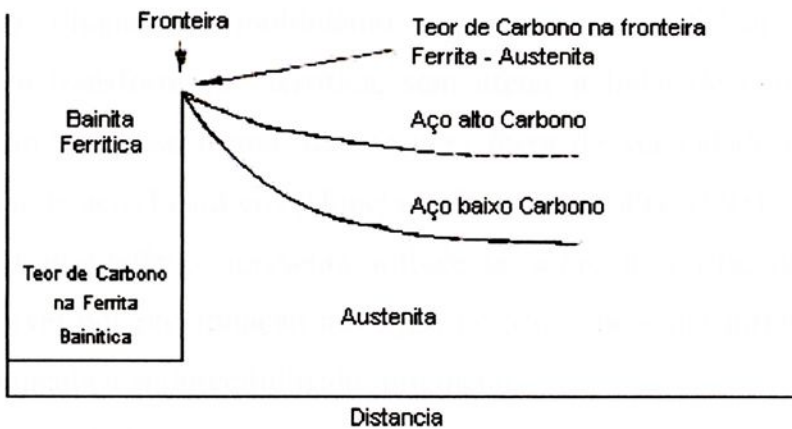


FIGURA 3.13: Representação esquemática do gradiente de concentração de carbono durante a transformação da bainita. (Pickering, 1967).

As propriedades mecânicas dos aços-carbono são afetadas em princípio pelos dois fatores seguintes:

- composição química: nos aços em condição de equilíbrio (transformação total da austenita) o elemento predominante é o carbono. E à medida que se aumenta seu teor, melhoram as propriedades relativas à resistência mecânica, isto é limite de escoamento, limite de resistência à tração e a dureza, e piora as propriedades relativas à ductilidade e à tenacidade, isto é o alongamento, a estrição e a resistência ao choque;
- microestrutura: esta é inicialmente afetada pela composição química, pois se sabe que os constituintes presentes podem ser: ferrita, perlita, cementita, martensita e bainita. A microestrutura depende também dos seguintes fatores:
 - estado ou condição do aço (fundido, laminado, forjado e etc);
 - tamanho do grão austenítico;
 - velocidade de esfriamento no tratamento térmico.

MOLIBDÊNIO e BORO

O molibdênio promove tanto a estabilização da austenita como a formação de grandes quantidades de martensita, inclusive as taxas de resfriamento de até 400°C/s.

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

O molibdênio apresenta influência sobre a ferrita, onde produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo. Apresenta influência sobre a austenita onde aumenta a endurecibilidade fortemente.

Suas principais funções são:

- eleva a temperatura de crescimento do grão de austenita;
- produz maior profundidade de endurecimento;



- contrabalança a tendência à fragilidade de revenido;
- eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência;
- melhora a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis;
- forma partículas resistentes à abrasão.

Boro em teores abaixo de 0,005% (micro-ligados) aumenta a temperabilidade e resistência mecânica. Acima de 0,005% provoca a perda de ductilidade a quente.

INFLUÊNCIA DO MANGANÊS E DO SILÍCIO

O manganês é normalmente encontrado como impureza nos aços carbono, mas quando se encontra em quantidades superiores atua de duas formas: quando o teor de carbono é baixo, ele se dissolve na ferrita, aumentando sua dureza e resistência; com teor de carbono mais elevado, admite-se que se forme o composto Mn_3C que se associaria com Fe_3C , aumentando ainda mais a dureza e a resistência do aço.

Suas principais funções são:

- contrabalançar a fragilidade do enxofre;
- aumentar a endurecibilidade.

O silício é adicionado durante a fabricação do aço para combinar-se com o oxigênio, evitando que este se combine com o carbono, formando CO e/ou CO_2 e provocando bolhas nos aços. Ele aumenta a resistência da ferrita, sem sacrificar a ductilidade e tenacidade, para porcentagens de até 1%.

Na maioria dos aços, a porcentagem de silício chega até 0,4% no máximo, pois ele retarda a cementação, produz grão grosseiro e reduz a profundidade da têmpera.

O silício também aumenta a resistividade elétrica e, por isso emprega-se 3% deste elemento em aços para aplicação de circuitos magnéticos de corrente alternada e 5% nas chapas para núcleos de transformadores.

Suas principais funções são:

- desoxidante;
- elemento de liga para chapas elétricas e magnéticas;
- aumenta a resistência à oxidação;



- aumenta a endurecibilidade de aços contendo elementos não grafitizantes;
- aumenta a resistência de aços de baixo teor em liga.

Sakuma e colaboradores (1991), mostraram em um dos seus estudos a influência do manganês (adições de 1% a 2%) em um aço baixo carbono (0,2%). Este aço foi aquecido até região intercrítica e resfriado até temperaturas entre 350°C e 450°C, para formação de bainita por transformação isotérmica e obtenção de austenita retida. As principais conclusões do estudo foram:

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

3.4. - Influência do tempo de permanência e da temperatura de transformação isotérmica na obtenção dos aços multifásicos

Os aços multifásicos têm uma estrutura com as seguintes fases: ferrita, bainita, martensita e austenita retida, e através deles, busca-se melhorar as características dos aços bifásicos, conservando os níveis de resistência dos aços contendo ferrita e martensita, porém aumentando a sua ductilidade e conformabilidade. Vários estudos mostram a importância do tempo de permanência nas temperaturas de transformações isotérmicas (bainíticas), devido as grandes alterações que ocorrem nas propriedades e nas microestruturas dos materiais. Percebe-se uma contribuição ao desenvolvimento e



à pesquisa dos aços multifásicos em função do tempo em que o material permanece na condição isotérmica.

3.4.1 – Microestrutura

Jacques e colaboradores (1998), mostraram que junto com a bainita existe uma proporção significativa de austenita retida, que também está presente ao lado da martensita, no tratamento isotérmico (MP) provocando o surgimento de microestruturas que consistem em uma matriz de ferrita com uma mistura de bainita, martensita e austenita retida (figura 3.14). A proporção destas três fases varia como uma função das condições de transformações bainítica.

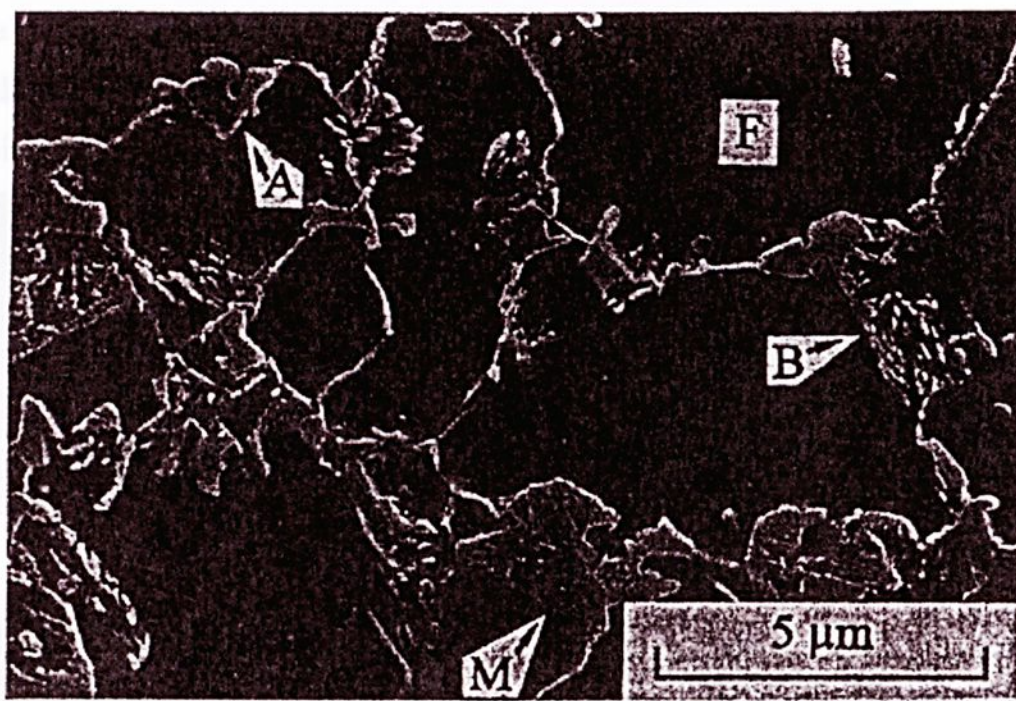


FIGURA 3.14: Fotomicrografia MEV: microestrutura típica de um tratamento isotérmico para amostras aquecidas à temperatura intercrítica de 730°C . (F: Ferrita, A: Austenita, M: Martensita e B: Bainita). (Jacques e colaboradores, 1998)

A Figura 3.15 mostra uma microestrutura obtida após aquecimento a 730°C, por 5 minutos, seguido de um resfriamento a temperatura de transformação bainítica a 370°C, durante diferentes tempos de manutenção. Um maior número de fases presentes é observado na microestrutura com a diminuição do tempo de manutenção.

Durante um tempo de 30 minutos (figura 3.15a), a transformação da bainita foi praticamente completa e obtém-se então, uma microestrutura de bainita e de ferrita.

A proporção da bainita diminui quando o tempo de manutenção diminui, segundo JACQUES e colaboradores (1998). Durante um tempo de manutenção de 5 minutos (figura 3.15b), a transformação da bainita não está completa enquanto a austenita retida é suficientemente estável, e permanecerá presente após resfriamento total. As microestruturas contêm assim, ferrita, bainita, e austenita retida. Para tempos menores que 3 minutos, uma transformação parcial de austenita em martensita dá lugar a uma quarta fase na microestrutura: ferrita, bainita, martensita e austenita (figura 3.15c). Com a diminuição do tempo de manutenção, a fração volumétrica da bainita diminui fortemente. Durante um tempo de 15 segundos, bainita é uma fase secundária e a microestrutura apresenta três fases predominantes: ferrita, martensita e austenita (figura 3.15d).

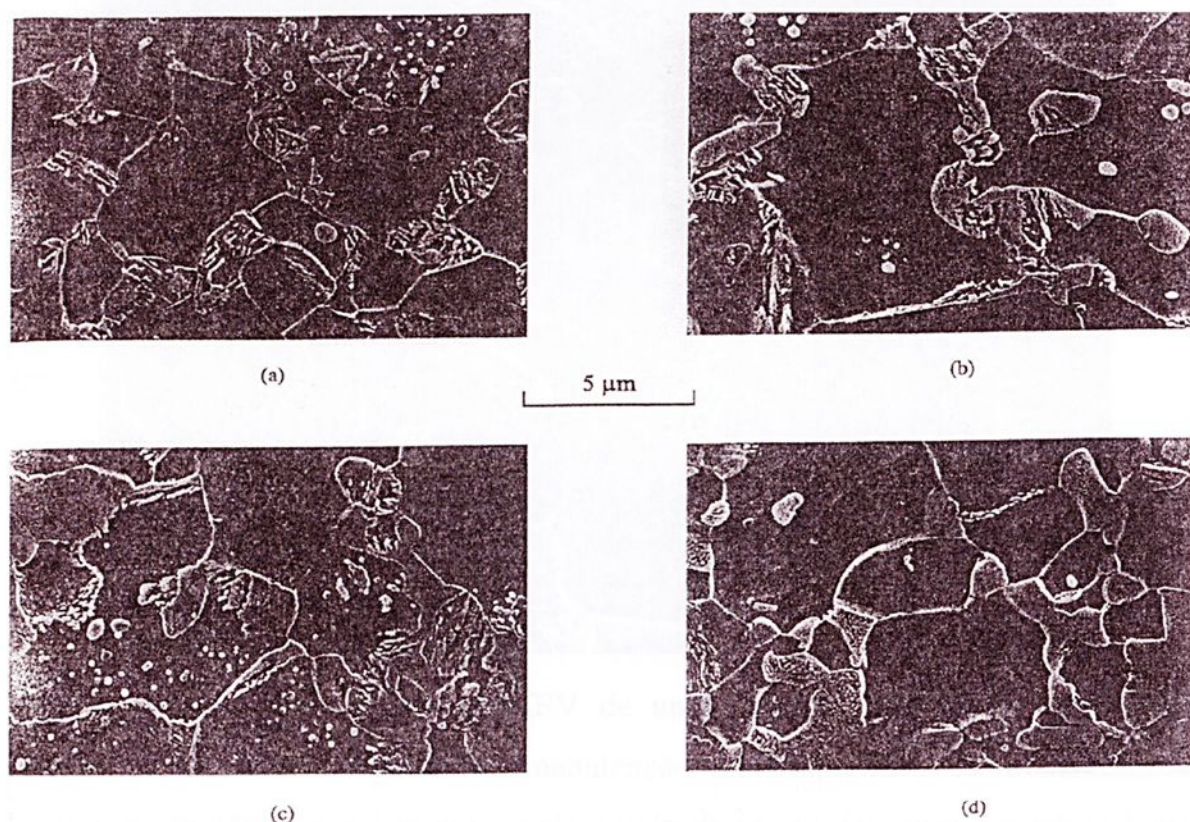


FIGURA 3.15: Fotomicrografia MEV: mostrando a evolução da microestrutura em função do tempo de transformação isotérmica. Condição: temperatura intercrítica à 730°C, temperatura de transformação isotérmica à 370°C por: (a) 30 minutos, (b) 5 minutos, (c) 1 minutos, e (d) 15 segundos . (Jacques e colaboradores, 1998).

Uma evolução da microestrutura é observada para as amostras mantidas a 430°C, mas a cinética de transformação é mais rápida, uma maior fração volumétrica de bainita é obtida durante tempos de manutenção menores. Nenhuma martensita pode ser observada na microestrutura para tempos de manutenção maiores que 1 minuto, e a transformação da bainita é praticamente completa depois de um tempo de 5 minutos. Isto também é observado para temperatura de aquecimento intercrítica de 780°C. Neste caso, a proporção da bainita é sempre maior do que da austenita e martensita.

A figura 3.16 representa uma microestrutura que corresponde à mesma amostra da (figura 3.15c), porém levada ao ensaio de tração até ruptura. Neste caso, foi demonstrado que a austenita retida transforma-se em martensita durante o ensaio, indicando que a austenita retida sofreu um efeito de TRIP durante o ensaio de tração.

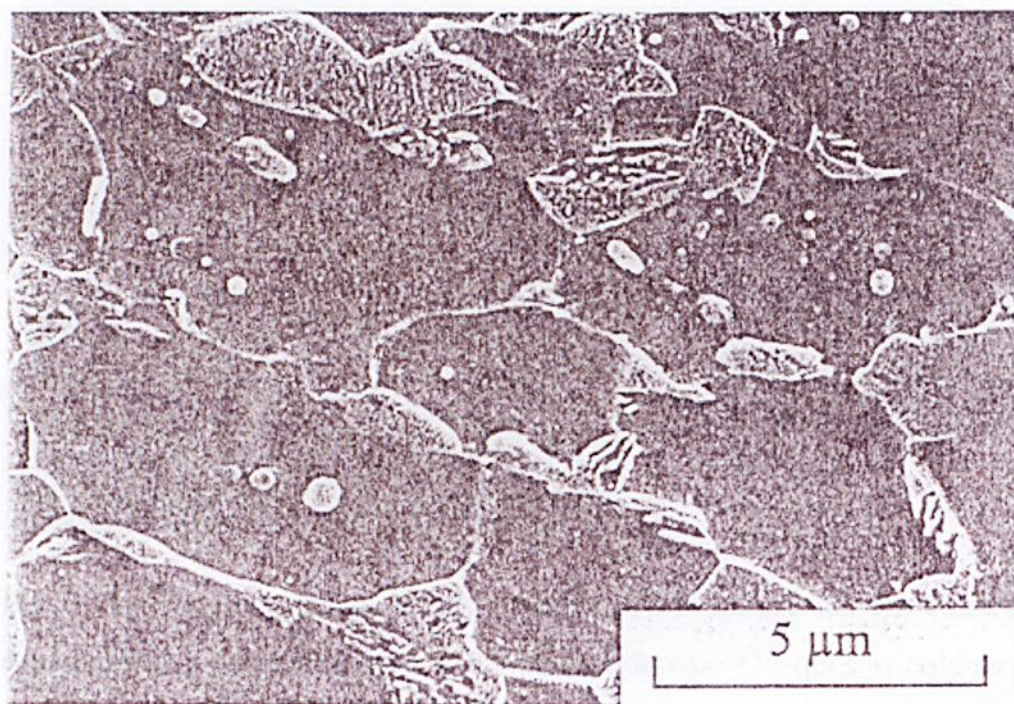


FIGURA 3.16: Fotomicrografia MEV de uma amostra aquecida à temperatura intercrítica de 730°C seguida de manutenção na temperatura de transformação isotérmica de 350°C por 1 minuto, após ensaio de tração. (Jacques e colaboradores, 1998).

A transformação de austenita, durante tratamento isotérmico na temperatura de transformação bainítica, parece já seguir um processo típico para os aços multifásicos

TRIP de alto Si. Como mostrado na figura 3.15, a fração volumétrica da bainita aumenta quando o tempo permanência na temperatura de transformação bainítica aumenta, assim a austenita transforma-se progressivamente em bainita. A microestrutura multifásica apresenta-se parcialmente bainítica e parcialmente austenítica, como ilustrado na Figura 3.17. Quando o tempo de transformação bainítica é muito pequeno (menor que 3 minutos a 370 °C e menor que 1 minuto a 430 °C), parte da austenita retida transforma-se em martensita durante esfriamento para temperatura ambiente.

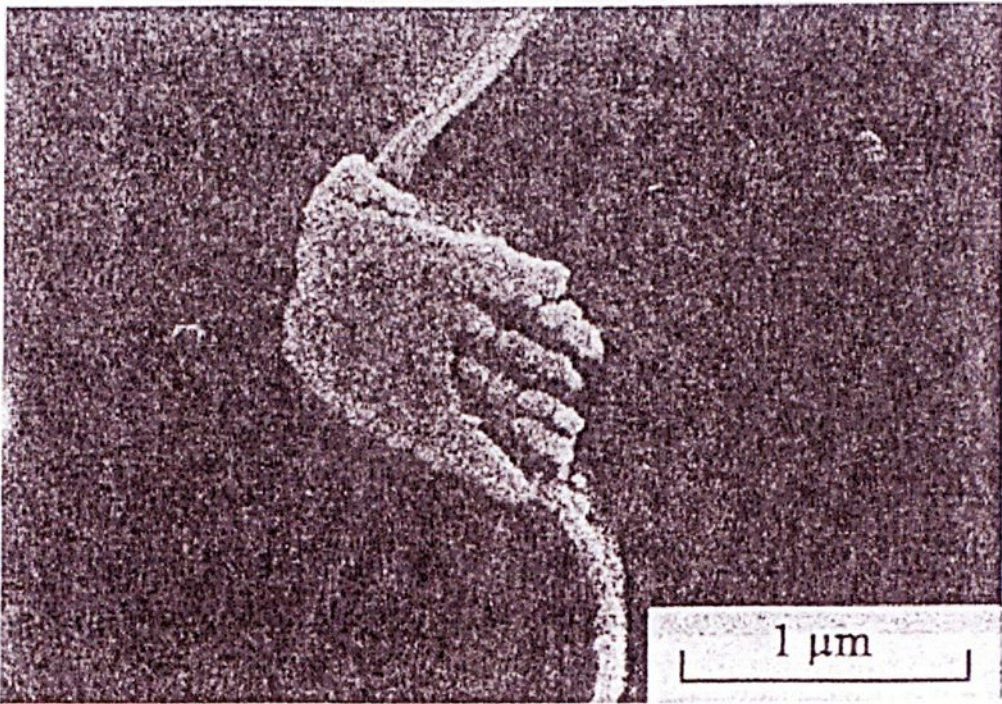


FIGURA 3.17: Fotomicrografia MEV: amostra típica multifásica em cinza claro é observado bainita e autenita retida e no limites ferrita. (Jacques e colaboradores, 1998).

Kim e colaboradores (2001) mostraram, para três tipos de aços, realizando um recozimento intercrítico (ECO-1, ECO-2, e ECO-3) com temperaturas de 840°C, 770°C e 740°C respectivamente, onde a fração volumétrica da ferrita e austenita era da proporção de 40 e 60% respectivamente, depois do aquecimento intercrítico por 5 minutos. Após recozimento intercrítico as amostras foram resfriadas e mantidas em

temperaturas de transformação isotérmica com diferentes temperaturas (465°, 450°, 430°), e em tempos de permanência de 1 a 10 minutos (figura 3.18).

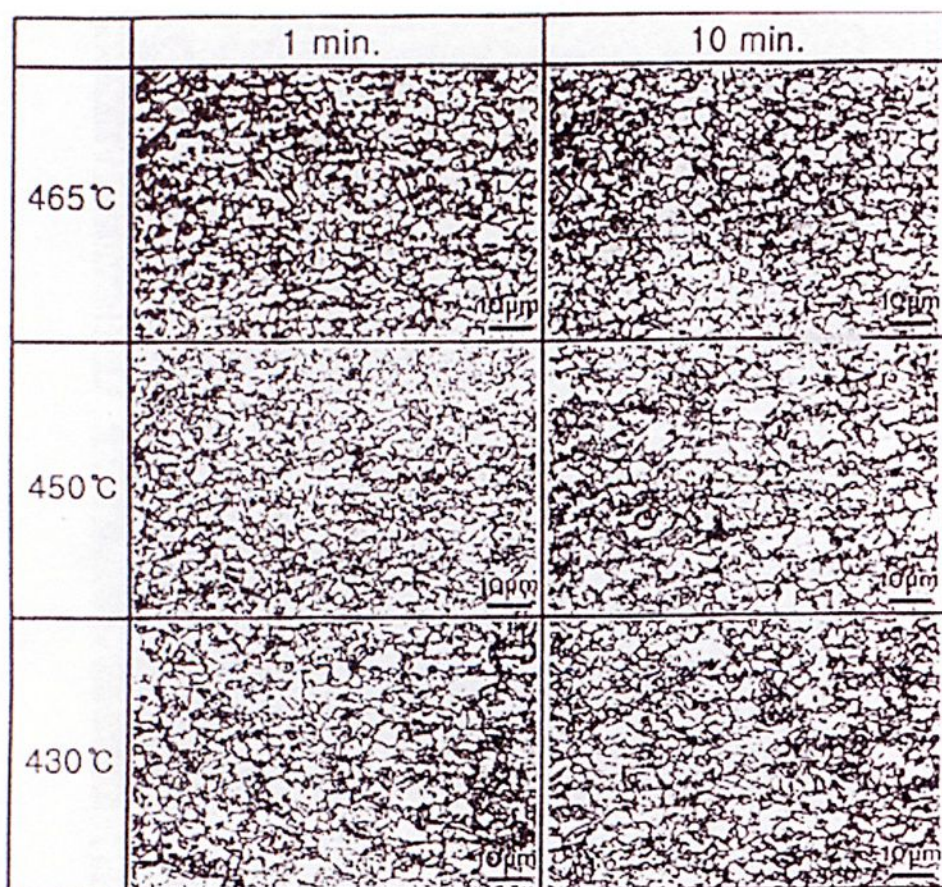


FIGURA 3.18: Fotomicrografia óptica do aço ECO-1 obtido na condição de aquecimento intercrítico a 840°C e transformação isotérmica a 430°C e 465°C por 1 minuto e 10 minutos. Reagente: Nital. (Kim e colaboradores, 2001).

Conforme Kim e colaboradores (2001), nas amostras tratadas a 465°C, mantidas por 10 minutos, é observado que a fração da ferrita é ligeiramente mais alta do que as mantidas por 1 minuto. Esta tendência é observada para temperaturas de 450°C e 430 °C, mas reduzem com a diminuição das temperaturas. As frações das fases secundárias, incluindo a bainita, aumentam com a diminuição da temperatura de transformação isotérmica. A variação microestrutural ocorre em função da temperatura de transformação em relação ao tempo, como observado nos aços ECO-2, ECO-3 (figura 3.19).

Há uma tendência que esta variação surge porque a formação da bainita é lenta. O início da transformação da bainita é mais rápido quando é reduzida a

temperatura de transformação bainítica. Isto promoverá uma transformação mais ativa da bainita e, conseqüentemente, uma alta fração da austenita retida.

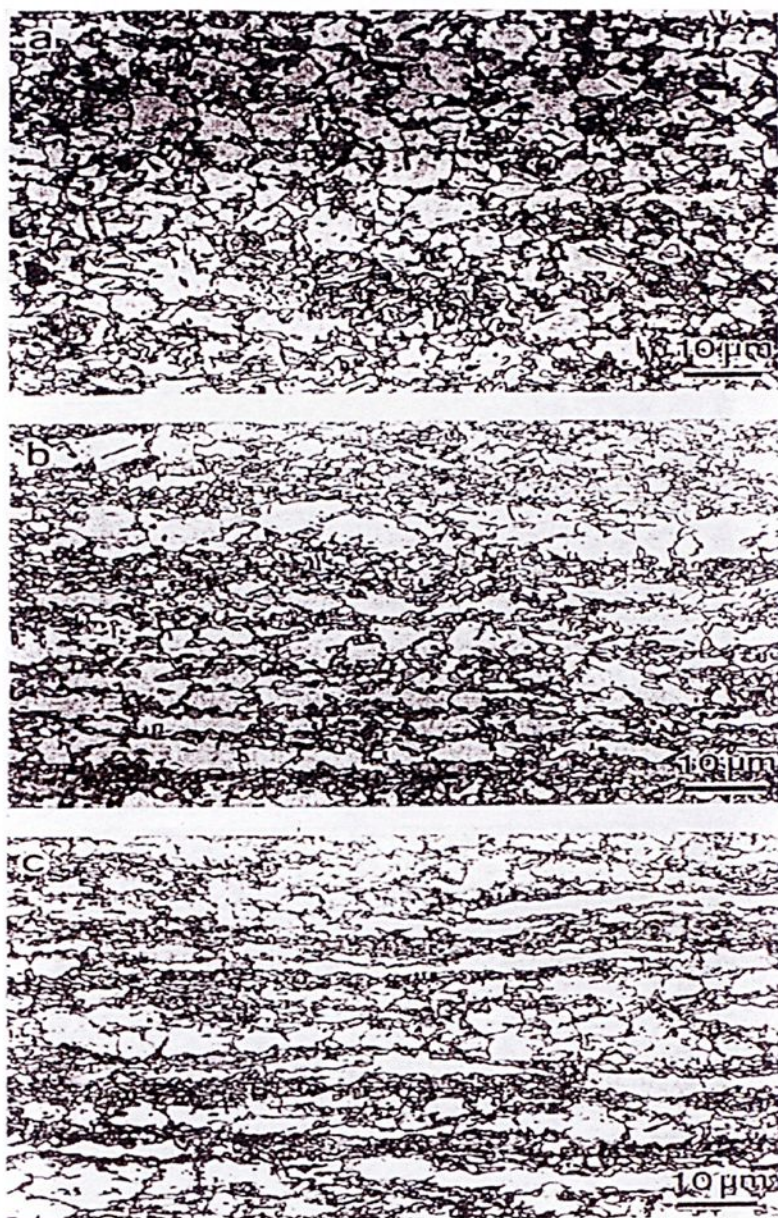


FIGURA 3.19: Fotomicrografia do aços (a) ECO-1, (b)ECO-2, e do (c) ECO-3: obtido na condições de aquecimento intercrítico à 840°C, 770°C e 740°C por 5 minutos e mantido na temperatura de transformação isotérmica à 450°C, 430°C, e 400°C por 3 minutos. Reagente Nital. (Kim e colaboradores, 2001).

Pode ser observado nas figuras 3.18 e 3.20 que o formato e a fração volumétrica da autenita retida é variada, e depende das condições do tratamento intercrítico e do tratamento isotérmico. Além do formato e da fração volumétrica, a sua posição em relação a ferrita e a bainita é de grande importância para se obter uma

melhor ductilidade e maior resistência, através do efeito TRIP (Kim e colaboradores, 2001).

Chung (1994) mostrou que, através de deformações plásticas (ensaios de tração), os grãos de austenita retida próximos da ferrita e da bainita transformaram-se em martensita melhorando a ductilidade. No entanto, os grãos de austenita retida que estão localizados entre as ripas de martensita ou bainita não se transformam após deformação plástica do material.

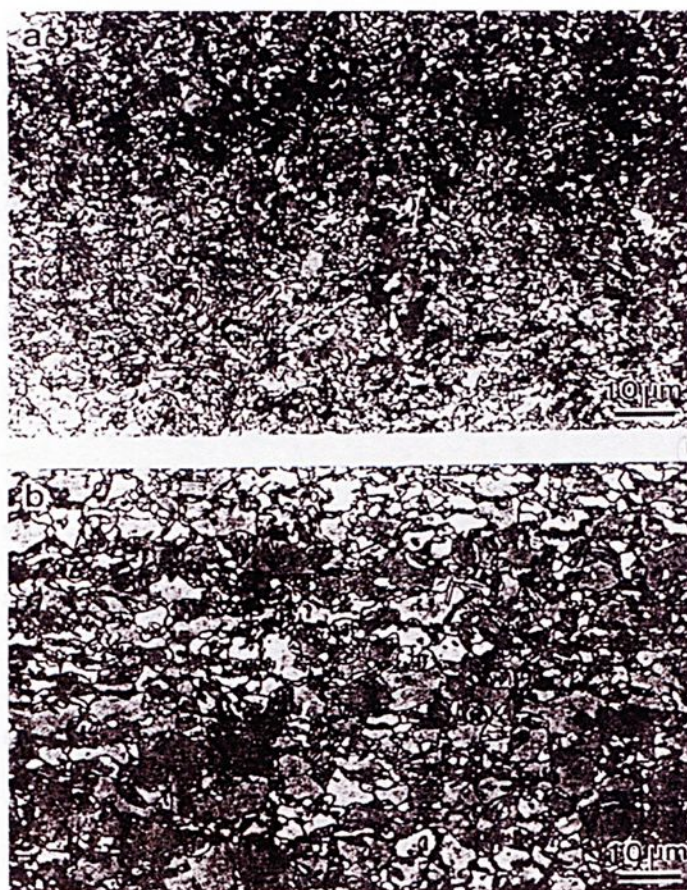


FIGURA 3.20: Fotomicrografia do aço ECO-1 obtido nas condições de aquecimento intercrítico à 840°C e 800°C, por 5 minutos, e mantidos na temperatura de transformação isotérmica à 430°C, por 5 minutos. Reagente metabisulfeto de sódio. (Kim e colaboradores, 2001).

As propriedades mecânicas dos aços TRIP laminados a frio, que tem uma microestrutura que contém ferrita, bainita e austenita retida, estão relacionadas à quantidade da fração volumétrica da austenita retida. Uma consideração é avaliar o

conteúdo de manganês, que é um estabilizador da austenita retida. Os aços ECO-2 e ECO-3 apresentam uma quantia maior de manganês, e mostram uma quantidade da fração da austenita retida, mais alta que o aço ECO-1. Considerando que elas não são transformadas em martensita durante deformações plásticas, elas não contribuem para o aumento da ductilidade. A alta fração da austenita retida pode aumentar a dureza dos aços laminados e é provável que sua microestrutura consista principalmente em ferrita e martensita, devido a transformação da austenita em martensita durante o resfriamento, depois do tratamento isotérmico. Neste caso, a quantidade de austenita é reduzida, e o comportamento esperado é de alta resistência e baixo alongamento. As figuras 3.30 (b), (c) dos aços ECO-2 e ECO-3 mostram um comportamento da deformação elástica para uma aço típico com duas fases, porque uma quantidade de martensita é formada. Na figura 3.21 o aço ECO-2 é observado pelo MEV, onde é possível visualizar uma grande quantidade de martensita (letra M). A superfície da martensita consiste em ripas enquanto da austenita retida permanece bastante lisa.



FIGURA 3.21: Fotomicrografia do aço ECO-2 obtido na condições de aquecimento intercrítico à 770°C por 5 minutos, e mantido na temperatura de transformação isotérmica à 430°C por 10 minutos. Martensita identificada pela letra “M”. (Kim e colaboradores, 2001)

Sakuma e colaboradores (1992) identificaram através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) a morfologia da bainita para aços Si-Mn e aços Ni,

como figuras 3.22 (a) e (b) respectivamente. Na micrografia a bainita é identificada pela letra B.

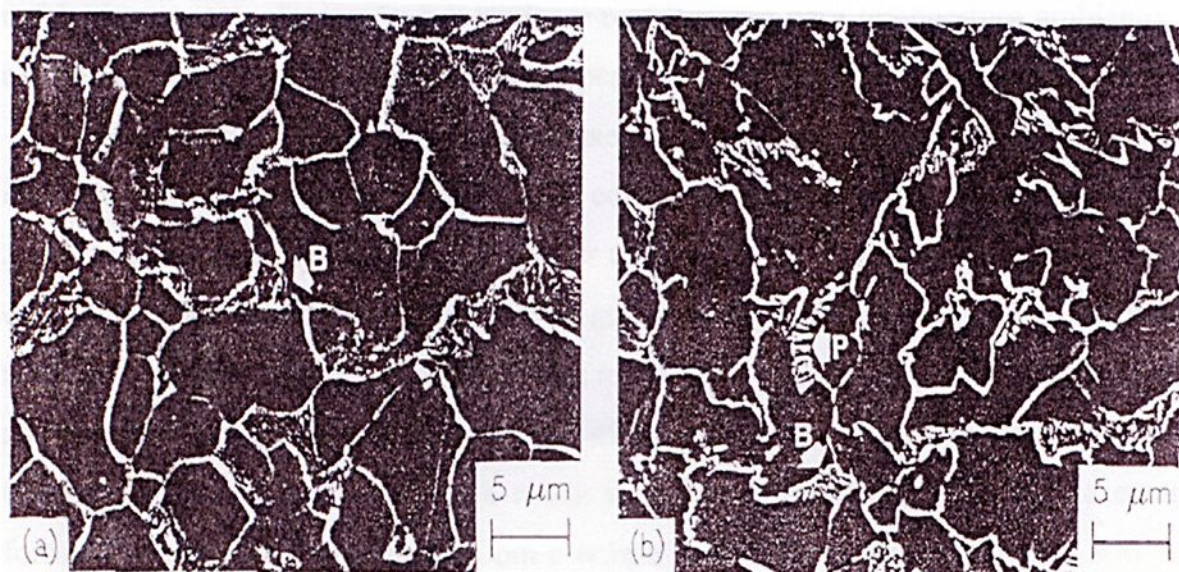


FIGURA 3.22: Microestrutura dos aços laminados a quente, composto de (a) Si-Mn, e (b) Ni. As letras B e P indica bainita e perlita, respectivamente. Reagente Nital. (Sakuma e colaboradores, 1992)

Sakuma e colaboradores (1992), demonstraram que nos aços Si-Mn a quantidade de austenita retida à temperatura ambiente depende de dois fenômenos.

- Transformação isotérmica da austenita em bainita, em função do tempo de permanência à temperatura de transformação;
- Transformação isotérmica da austenita em martensita, pelo resfriamento que ocorre após a permanência à temperatura de transformação isotérmica.

A transformação da austenita acontece rapidamente à temperatura de transformação isotérmica entre 450°C e 550°C , embora é achado um valor máximo a temperatura de 450°C , em amostras mantidas por 1 minuto. A austenita retida diminui com a diminuição da temperatura de transformação isotérmica. A figura 3.23 mostra uma micrografia do MEV para uma amostra tratada a temperatura de 400°C para tempos de permanência de 1, 4 e 60 minutos, onde é observado a influência dos diferentes tempos de manutenção. A ferrita tem uma granulação alongada e ocupa

aproximadamente 75% da microestrutura. O restante da microestrutura, aproximadamente 25%, é composto por austenita a 770° C. Algumas destas austenitas transformaram-se na mistura de ferrita, martensita, bainita, e austenita retida durante transformação isotérmica e resfriamento para temperatura ambiente, e alguma austenita retida foi mantida à temperatura ambiente.

Na matriz de ferrita estão presentes pequenas regiões lisas, que são identificadas como austenita retida, uma conclusão apoiada por evidência do MEV. As condições (a) e (c) foram mantidas por tempos de 1 e 4 minutos respectivamente, e mostram uma quantidade mais alta de grãos de austenita retida que nas amostras mantida a 60 minutos (e). Figura 3.23(b) mostra que a austenita retida esta presente na interface da ferrita, em formas de ilhas (lisas) que são formadas durante o tratamento intercrítico, a austenita retida é identificada pela letra R, e apresentam formatos alongados e contínuos. Com o tempo de transformação crescente a 400 °C, as áreas martensíticas são substituídas por regiões bainíticas. As regiões bainíticas apresentam poucas características identificáveis e estão presentes entre as ripas de austenita retida.

Algumas das partículas de austenita retida estão isoladas, mas a maioria da austenita retida está ao redor do martensita ou das estruturas bainíticas. Tipicamente, a austenita retida cerca a bainita estruturando-se e estendendo-se ao longo dos limites de grãos adjacentes. Então, a maioria da austenita retida está presente na matriz de ferrita-austenita transformada em tratamentos intercríticos.

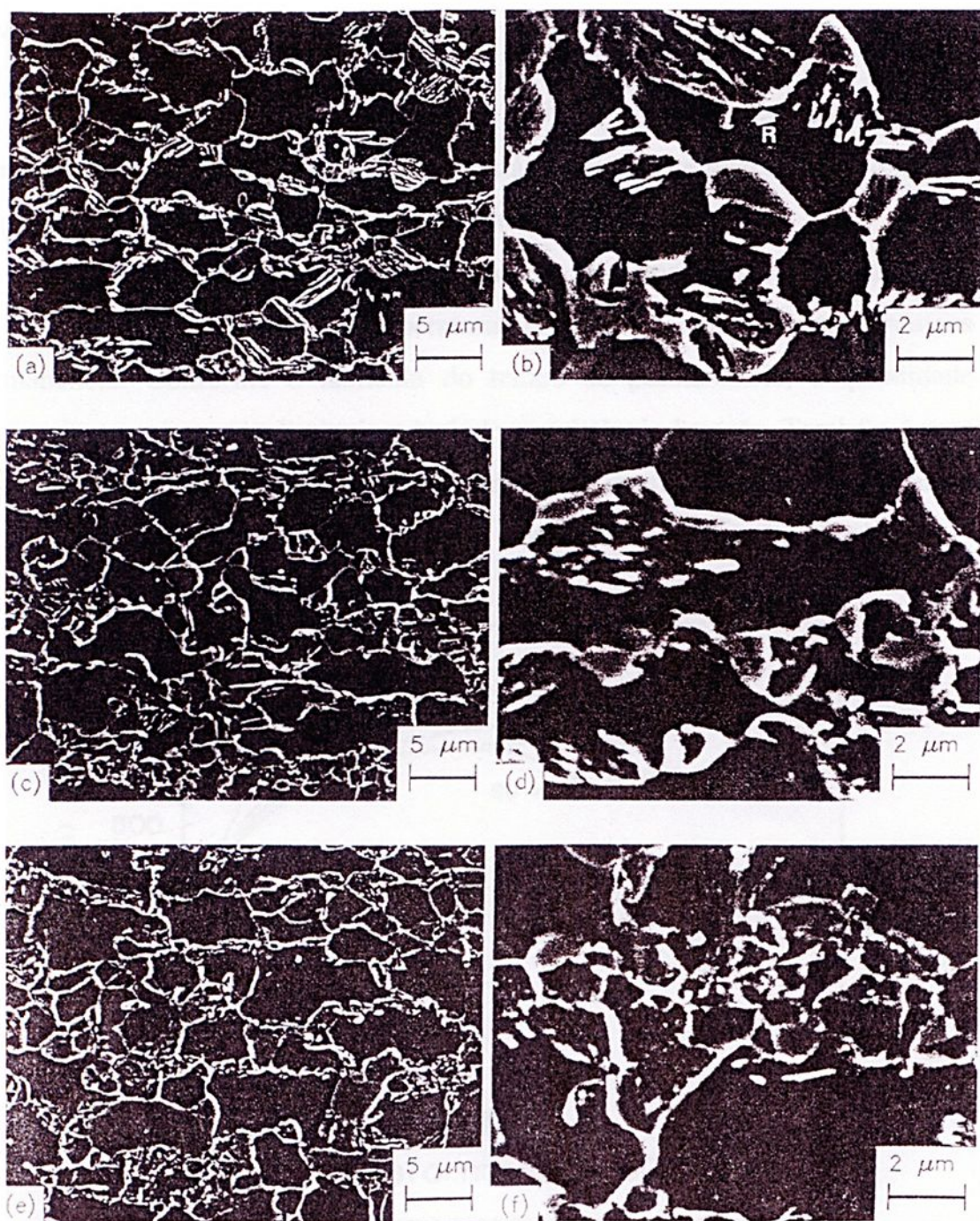


FIGURA 3.23: Microestrutura de um aço Si-Mn mantido na temperatura de transformação isotérmica à 400°C por (a) e (b) 1 minutos, (c) e (d) 4 minutos, e (e) e (f) 60 minutos. No item (b) é identificado pela letra R a austenita retida. Reagente Nital. Fotomicrografia do MEV. (Sakuma e colaboradores, 1992).

3.4.2 – Propriedades mecânicas

Segundo Sakuma e colaboradores (1992), em aços que contêm silício e manganês o valor da resistência à tração está inversamente relacionado com o tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

A figura 3.24 mostra uma curva Tensão x Deformação à temperatura ambiente de um aço Si-Mn tratado à temperatura de 400 °C, com diferentes tempos de permanência. Conforme o aumento do tempo de permanência, a quantidade de martensita transformada diminui, reduzindo a resistência à tração. Também é possível observar o aumento do limite de escoamento e da ductilidade que alcança um valor máximo quando o tempo de transformação isotérmica está entre 4 e 15 minutos.

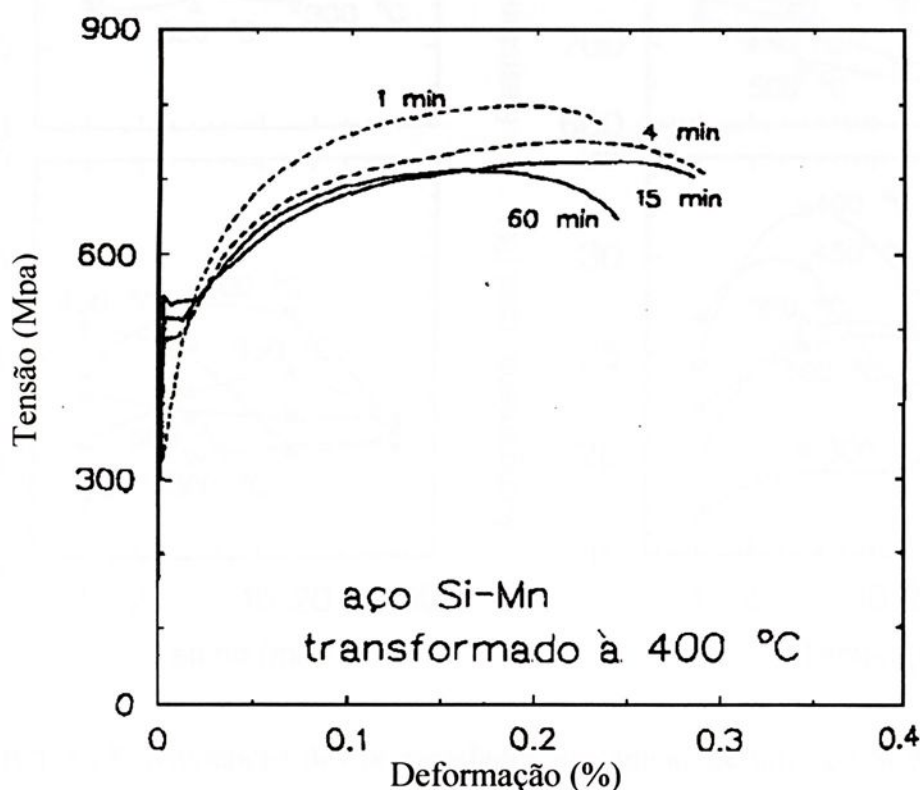


FIGURA 3.24: Curva de tensão x deformação de uma amostra de um aço Si-Mn transformado à 400°C. (Sakuma e colaboradores, 1992)

Os pontos do limite de escoamento e da resistência à tração (LE, RT), e do alongamento uniforme e total, podem ser vistos na figura 3.25, onde ocorre uma variação de diferentes gradientes de temperatura para transformação isotérmica em

função dos tempos de permanência nesta temperatura. Os valores de resistência a tração (RT) é inversamente proporcional ao aumento da temperatura de transformação bainítica. Em amostras com diferentes temperaturas, observa-se a diminuição do valor da resistência à tração devido ao aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica.

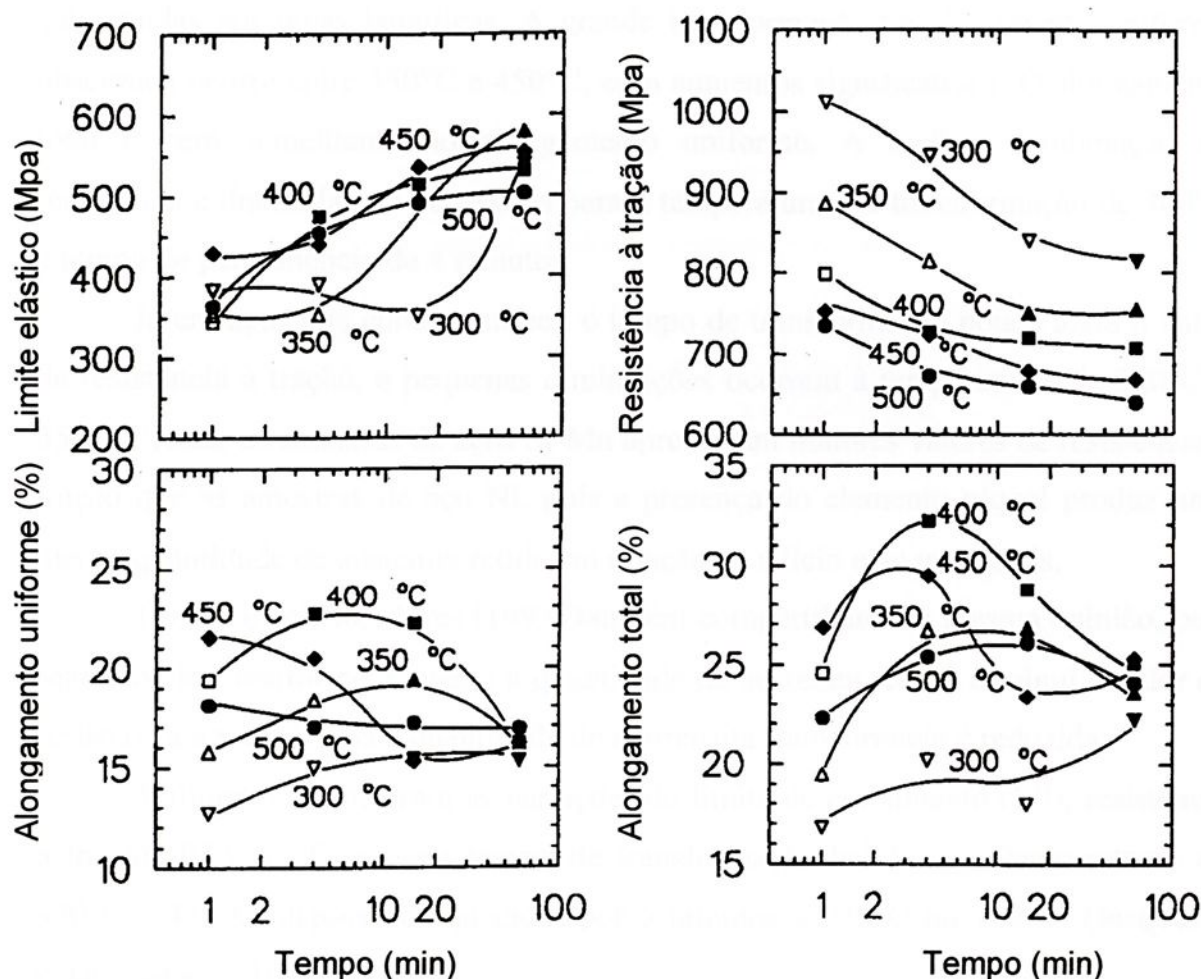


FIGURA 3.25: Mudanças das propriedades mecânicas de um aço Si-Mn, em função da temperatura isotérmica de permanência. (Sakuma e colaboradores, 1992)

No limite de escoamento (LE) podem ser observados os níveis mais elevados, nas temperaturas entre 400 °C e 450°C, com exceção do tempo de 60 minutos. Os valores dos limites de escoamento das amostras tratadas à temperaturas de 300°C e 350°C, para tempos curtos não mudam muito, mas aumentam rapidamente superando os pontos das outras condições analisadas de temperaturas mais altas, quando o

tempo de permanência alcança 60 minutos. O alongamento uniforme, para temperaturas de 300°C e 500°C, apresenta pequenas transformações entre 1 e 60 segundos. O aumento ou diminuição ocorre em função do aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica. Segundo Sakuma e colaboradores (1992) isto ocorre devido ao aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica onde as áreas que se formariam martensita são substituídas por áreas bainíticas. A grande transformação no alongamento uniforme observada ocorre entre 350°C e 450°C, com aumentos significativos. O alongamento total é bem semelhante ao alongamento uniforme. A melhor combinação de resistência e ductilidade é observada para a temperaturas de transformação de 400°C e tempo de permanência de 4 minutos.

Já em aços que contém níquel, o tempo de transformação pouco afeta o valor de resistência à tração, e pequenas diminuições ocorrem à temperaturas de 300°C e 350°C. Todas as amostras de aços Si-Mn apresentam maiores valores de resistência à tração que as amostras de aço Ni, pois a presença do elemento níquel produz uma menor quantidade de austenita retida em relação ao silício e ao manganês.

Tomita e colaboradores (1993) também compartilham da mesma opinião, pois segundo eles, conforme aumenta a quantidade de austenita retida, diminui o valor da resistência a tração, pois a quantidade de martensita transformada é reduzida.

A figura 3.26 mostram as variações do limite de escoamento (LE), resistência à tração (RT) em função do tempo de transformação bainítica, à temperaturas de 370°C e 430°C, depois de aquecidas por 5 minutos a 730°C ou 780°C. (Jacques e colaboradores, 1998)

00600

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

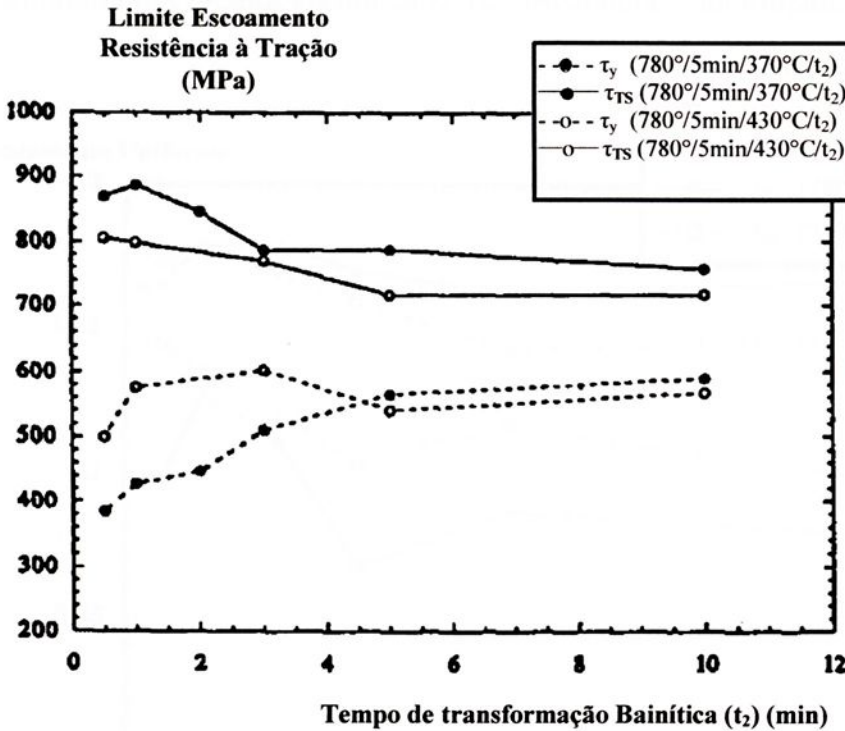
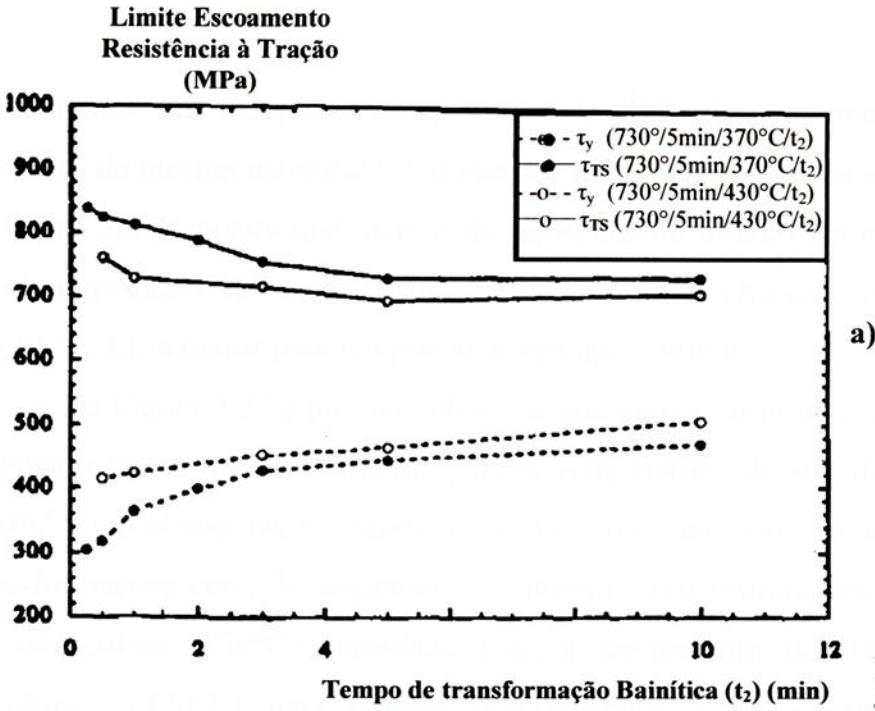


FIGURA 3.26: Resistência à tração e limite de escoamento em função do tempo de transformação bainítica (a) após aquecimento intercrítico de 730°C (b) após aquecimento intercrítico de 780°C. (Jacques e colaboradores, 1998)

Observou-se que após o aquecimento intercrítico a 730°C, obtém-se um alto valor para resistência à tração (RT) e um baixo valor para o limite de escoamento (LE), para temperatura de transformação bainítica a 370 °C, Esses valores são

semelhantes em relação a temperatura de 430 °C. Entretanto, as propriedades evoluem da mesma maneira: RT diminui e LE aumenta quando os tempos aumentam. A figura 3.26b mostra que, depois do aquecimento intercrítico a 780°C, RT também diminui quando o tempo de permanência aumenta. Porém para as amostras resfriadas a 430 °C, LE é maior para tempos menores que 5 minutos.

Na Figura 3.27 é possível observar que para as amostras aquecidas a 730 °C, o alongamento uniforme é menor para a temperatura de transformação bainítica a 430°C. O alongamento também exibe um máximo valor para tempos de transformações entre 30 segundos e 2 minutos. Em resumo, temperatura mais baixa de intercrítica (730°C) combinou com a temperatura inferior de transformação bainítica (370°C) para tempos relativamente curtos (menores de 1 minuto), resultando uma melhor combinação de resistência e ductilidade.

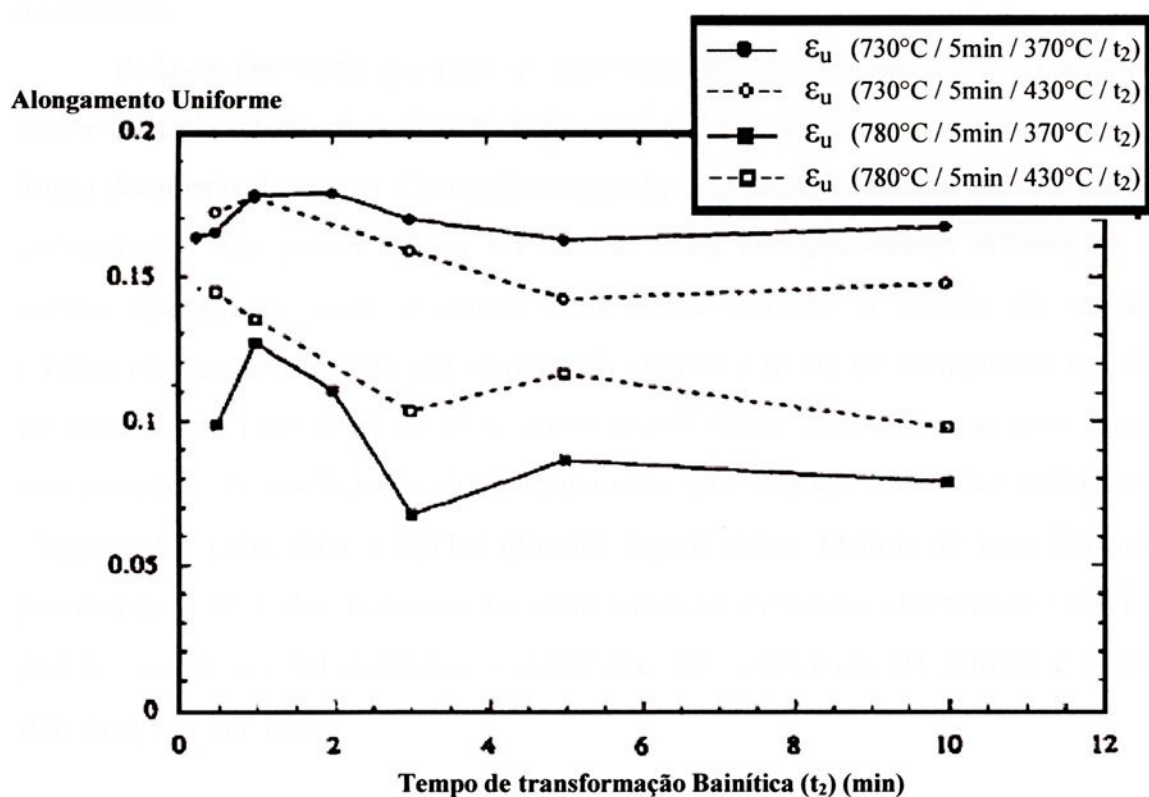


FIGURA 3.27: Alongamento uniforme em função do tempo de transformação à temperatura isotérmica de 370°C e 430°C após aquecimento intercrítico de 730°C e 780°C. (Jacques e colaboradores, 1998).

Figura 3.28 (a) e (b) mostram a evolução do “coeficiente de encruamento”, em função de RT, para algumas amostras. A figura 3.28a compara as curvas para amostras aquecidas a 730 °C ou 780 °C e mantidas à temperatura de transformação bainítica a 370 °C ou 430 °C durante tempos de 1 e 3 minutos. Uma maior coeficiente de encruamento (η) é observada quando as amostras são aquecidas a 730 °C e mantidas a 370 °C. A figura 3.28b mostra as curvas das amostras aquecida a 730 °C e mantida à temperatura de 370 °C durante tempos que variam de 15 segundos a 30 minutos. Esta figura mostra claramente o aumento do coeficiente de encruamento com a diminuição do tempo de transformação bainítica. Durante os tempos menores (15 segundos, 30 segundos, e 1 minuto), o aumento do coeficiente de encruamento (η) acontece principalmente para alongamentos menores que 0,06, segundo Jacques e colaboradores (1998), isto ocorre devido a presença de martensita na microestrutura da amostra.

Pode-se ver ainda que para as amostras mantidas durante 15 e 30 segundos, a maior coeficiente de encruamento (η) e pequeno alongamento não são contínuos ao longo do ensaio de tração. Conseqüentemente, este aumento inicial do coeficiente de encruamento não provoca uma RT maior. Com exceção dessas diferenças, todas curvas apresentam uma evolução semelhante durante o ensaio de tração. O coeficiente de encruamento (η) aumenta logo após o limite de escoamento (ou depois de patamar de Luders). Este aumento é muito maior para amostras com pequenas deformações. O coeficiente de encruamento (η) alcança um valor máximo para alogamentos entre 0,01 a 0,03 e diminui depois disso. Depois de uma deformação plástica de 0,06, todas as curvas mostram a mesma evolução. Diferenças em RT e LE podem, assim ser relacionadas a diferenças no coeficiente de dureza e pequenas deformações plásticas.

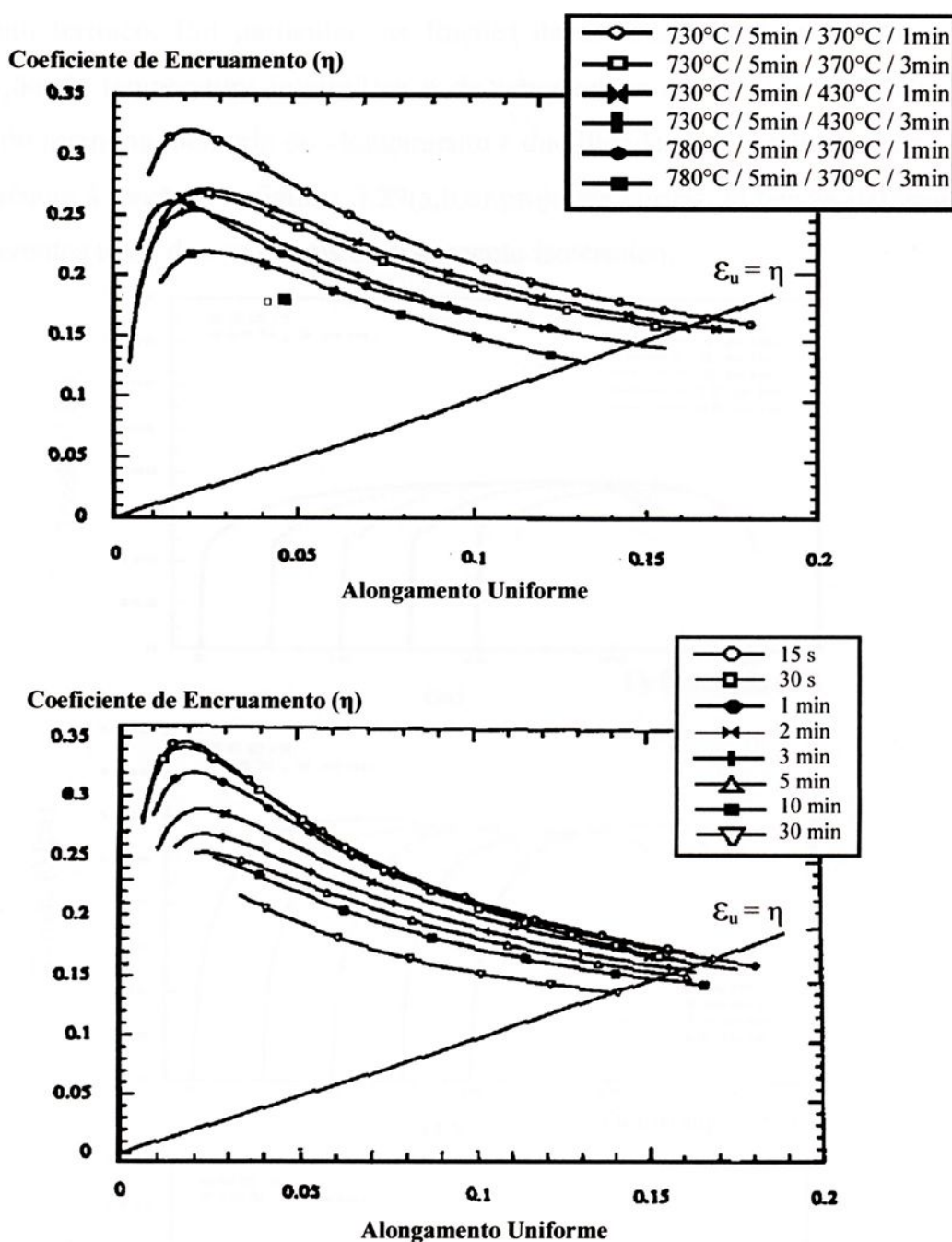


FIGURA 3.28 Curva do coeficiente de encruamento (η): (a) curva η para amostras mantida por 1 e 3 minutos na temperatura de transformação isotérmica à 370°C e 430°C após aquecimento intercrítico à 730°C e 780°C; e (b) variação da curva η_{inc} em função do tempo de transformação isotérmica para amostras aquecida à 730°C e mantida à temperatura de 370°C. (Jacques e colaboradores, 1998).

Segundo Kim e colaboradores (2001), a quantidade de austenita retida influencia as propriedades mecânicas, e está relacionada com as condições de

tratamento térmico. Em particular, as frações da austenita retida aumentam com diminuição da temperatura intercrítica e da temperatura de tratamento isotérmico, resultando assim na melhoria do alongamento e ductilidade, e na diminuição do valor da resistência à tração. As figuras 3.29(a,b,c) projetam curvas de tensão-deformação para diferentes tipos de aço depois do tratamento isotérmico.

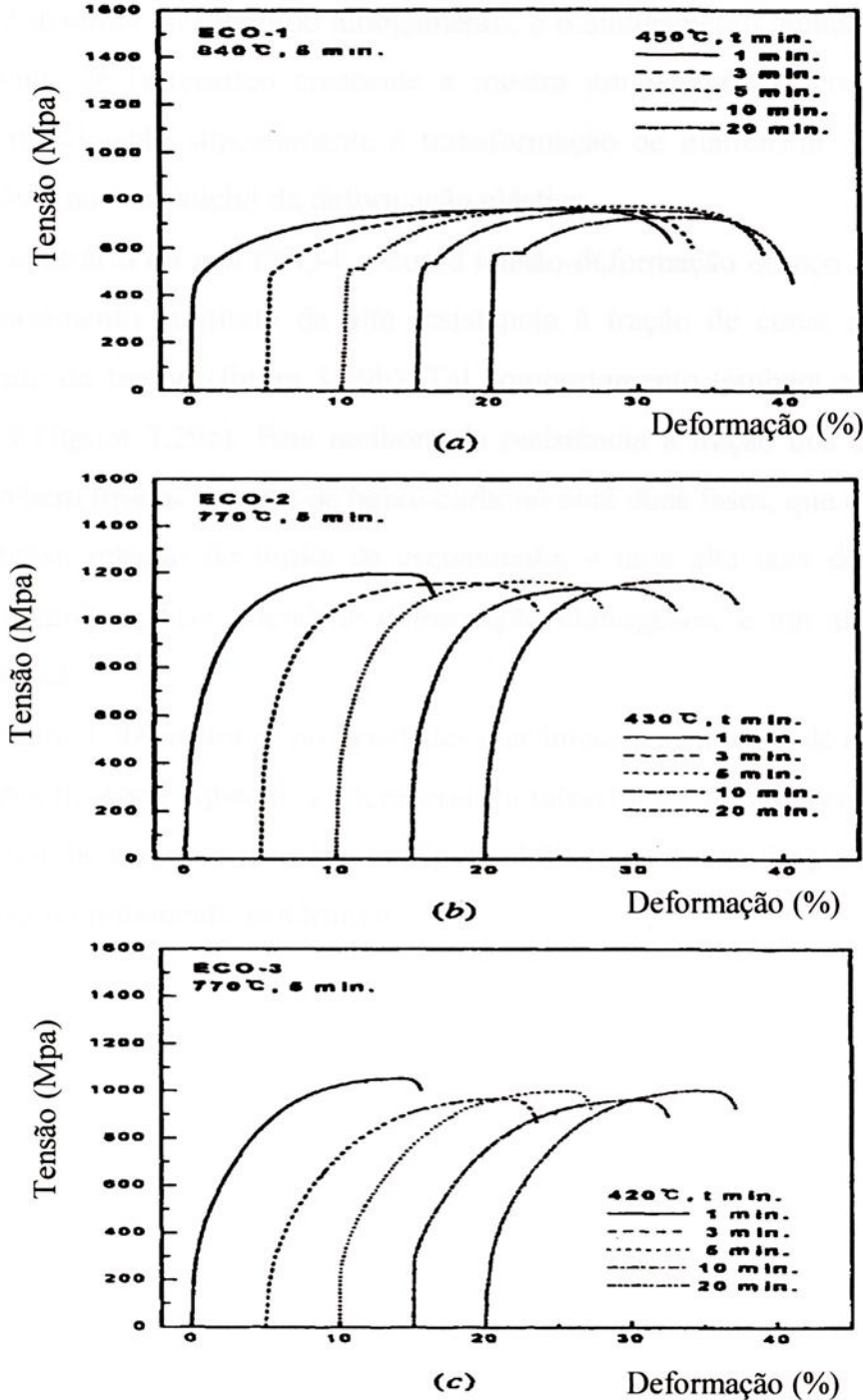


FIGURA 3.29: Curvas de tensão x deformação para os aços (a) ECO-1, (b) ECO-2, e (c) ECO-3, após tratamento térmico istoérmico. (Kim e colaboradores, 2001).

O aço ECO-I mostra um comportamento muito peculiar 3.29(a) em comparação aos outros aços. Este fenômeno é freqüentemente observado em aços de baixo-carbono e é acompanhado pela redução da resistência à tração, que é relacionada à formação da faixa de Luders e através de pontos de rendimento superiores e mais baixos. A curva da 3.29(a), mostra uma resistência à tração bastante constante é mantida ao longo do alongamento, e o alongamento aumenta com tempo de tratamento de isotérmico crescente e mostra um patamar diferente dos casos típicos, é relacionado supostamente à transformação de martensita e da austenita retida instável na fase inicial da deformação elástica.

Ao contrário do aço ECO-I, a curva tensão-deformação do aço ECO-2 mostra um comportamento contínuo da alta resistência à tração de cerca de 1200 MPa, independente do tempo (figura 3.29b). Tal comportamento também é observado no aço ECO-3 (figura 3.29c). Esta melhora da resistência à tração dos aços ECO-2 e ECO-3 são bem típicos de aços de baixo-carbono com duas fases, que é caracterizado por uma baixa relação do limite de escoamento, e uma alta taxa de encruamento “endurecimento” na fase inicial de deformação homogênea, e um alongamento de cerca de 20 pct.

A figura 3.30 mostra as propriedades mecânicas e as frações de austenita retida dos três tipos de aços, aquecidos à temperatura intecrítica e tratados isotermicamente conforme condições especificadas na figura 3.29 (a,b,c), em função do tempo de permanência no tratamento isotérmico.



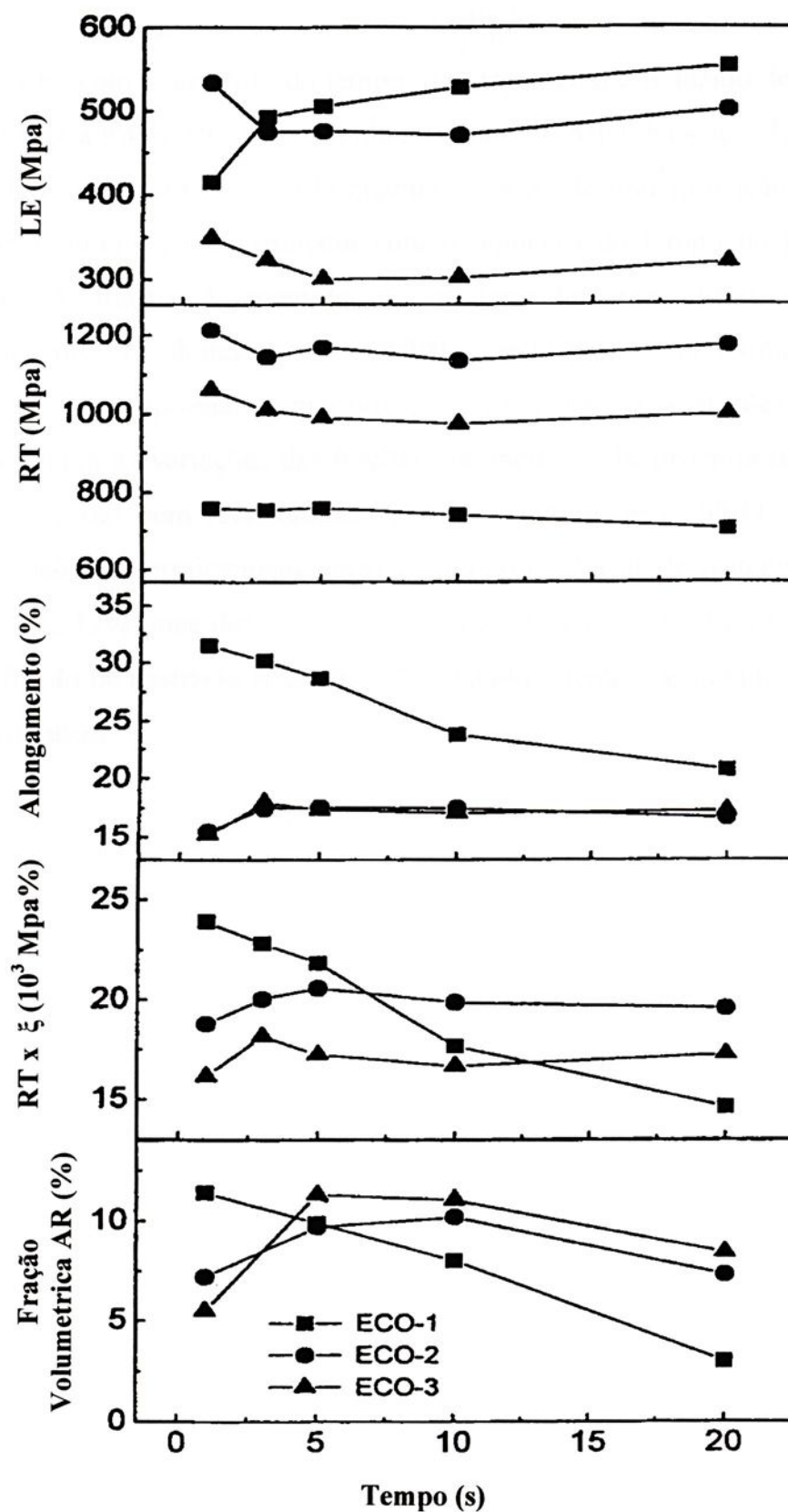


FIGURA 3.30: Propriedades mecânicas de três aços em função do tempo de transformação isotérmica. (Kim e colaboradores, 2001).

No aço ECO-1, o significativo aumento do limite de escoamento (LE) de 400 MPa para 550 MPa com o aumento do tempo, o alongamento é reduzido de 32% para 20% e a resistência à tração (RT) é reduzida ao nível 780 MPa. Nos aços ECO-2 e ECO-3, o limite de escoamento é reduzido quando o tempo de transformação isotérmica está entre 1 e 3 minutos, mas aumenta com o aumento do tempo de permanência. A resistência à tração é mantida a, aproximadamente, 1200 e 1000 MPa, respectivamente, o alongamento é relativamente baixo, aproximadamente 20%. Comparando as propriedades mecânicas de cada aço, as variações de resistência-ductilidade, com as variações das frações volumétricas da austenita retida, considera-se que elas estão bem relacionadas (Kim e colaboradores, 2001). No aço ECO-1, quando tratados isotermicamente durante 1 minuto, a fração de austenita retida alcança o máximo de 12%, mas diminui com o tempo. Os aços ECO-2 e ECO-3 alcançam a máxima fração de austenita retida de 12% quando o tempo de tratamento isotérmico é de 3 a 5 minutos.

CAPÍTULO 4 – MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

4.1 - Material

O material utilizado neste trabalho foi fornecido ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Paulista “Julio de Mesquita Filho” – FEG / UNESP, definido como um aço microligado contendo baixos teores de carbono e de silício, e alto teor de manganês. O aço foi produzido pela USIMINAS, Usina Siderúrgica de Minas Gerais S.A., a composição química do material foi fornecida pela siderúrgica. As porcentagens dos elementos de liga (em peso, %) presentes estão representadas na Tabela 1:

TABELA 4.1 Composição química do aço

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO)												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
0,09	0,18	1,64	0,024	0,05	0,037	0,01	0,054	0,031	0,017	0,02	0,02	0,01

4.2 - Corpos-de-prova

O material foi fornecido em forma de chapas laminadas, com a seguinte dimensão nominal:

- Comprimento: 12350,0 mm
- Largura: 2503,0 mm
- Espessura: 18,8 mm

Os corpos-de-prova foram usinados no Laboratório de Usinagem por Comando Numerico Computacional, na Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP, foram confeccionados 56 corpos-de-prova para ensaio de tração e para a caracterização microestrutural.

As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM E8M, são representadas na figura 4.1.

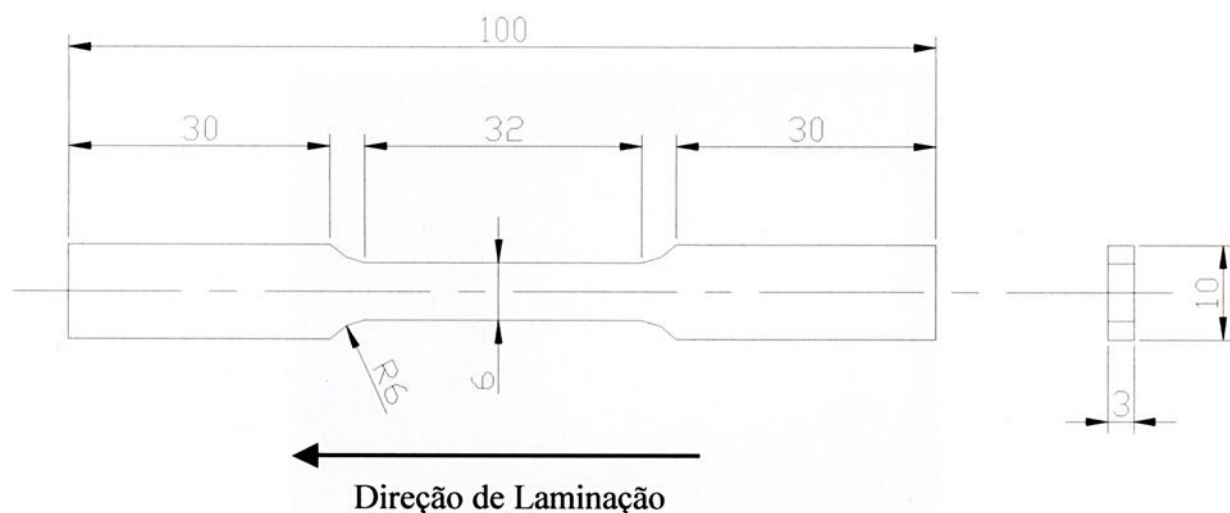


FIGURA 4.1 Representação esquemática dos corpos-de-prova

Após preparação dos corpos-de-prova para o ensaio de tração, foram realizados um lixamento para a remoção da camada oxidada, proporcionando assim um melhor acabamento. A seqüência das lixas utilizadas foi de 100 μm até 600 μm .

Os 56 corpos-de-prova foram separados em 14 lotes com 4 corpos cada um. Sendo que de cada lote foram retirados 3 corpos-de-prova para a realização do ensaio de tração e um para caracterização microestrutural.

4.3 – Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do AMR/IAE/CTA, São José dos Campos. Para a realização destes tratamentos foram utilizados dois fornos diferentes.

O primeiro forno, no qual realizou-se o aquecimento dos corpos-de-prova para obter uma austenitização parcial, a temperatura utilizada no tratamento térmico foi de 780°C, mantido durante o tempo de 30 minutos. Este forno é do tipo mufla modelo KOE 40/25/65 (figura 4.2). A potência utilizada foi de 18 KW, e 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.

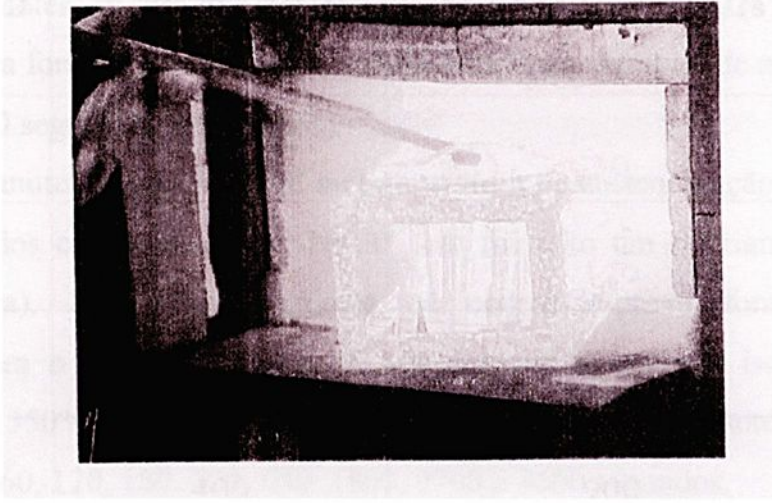


FIGURA 4.2 Forno Tipo Mufla do LTT - AMR/IAE/CTA

O segundo forno, onde foi feito o tratamento isotérmico, trata-se de um banho de sal com temperatura máxima de 500°C. O forno é um BRASSINTER modelo ABO 35/60 (figura 4.3). A potência utilizada foi de 20 KW e a temperatura de transformação isotérmica foi de 350°C.

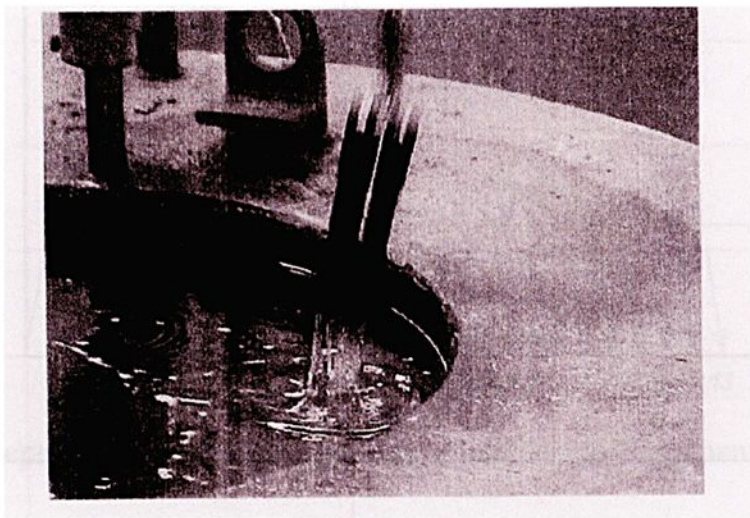


FIGURA 4.3 Forno de Banho de Sal do LTT – AMR/IAE/CTA

Os 56 corpos-de-prova foram divididos em 14 lotes, sendo que cada lote era composto por quatro corpos-de-prova. Todos os corpos-de-prova foram identificados através de numeração crescente.

Dos 14 lotes, o 14° lote foi preservado como recebido. Os outros lotes de corpos-de-prova foram levado ao forno mufla, à uma temperatura de austenitização de 780°C por 1800 segundos (30 minutos).

Após manutenção do material na temperatura de austenitização iniciaram-se os resfriamentos dos corpos-de-prova. No 1° lote foi feito um resfriamento direto em água (Têmpera). Nos lotes seguintes os corpos-de-prova foram transferidos diretamente para o forno de banho de sal para um tratamento isotérmico a uma temperatura de 350°C. Os tempos de permanência na temperatura isotérmica foram de: 10, 20, 30, 45, 60, 120, 180, 300, 600, 1800, 2700 e 3600 segundos.

As condições de tratamento térmico são mostradas na figura 4.4:

Lotes	1ª	2ª	3ª	4ª	5ª	6ª	7ª	8ª	9ª	10ª	11ª	12ª	13ª	14ª
CPs	1 a 4	5 a 8	9 a 12	13 a 16	17 a 20	21 a 24	25 a 28	29 a 32	33 a 36	37 a 40	41 a 44	45 a 48	49 a 52	53 a 56
Tempo (s)	0	10	20	30	45	60	120	180	300	600	1800	2700	3600	s/ TT
						1 min	2 min	3 min	5 min	10 min	30 min	45 min	60 min	

Obs.: Resfriamento direto do Forno em Água (Têmpera)

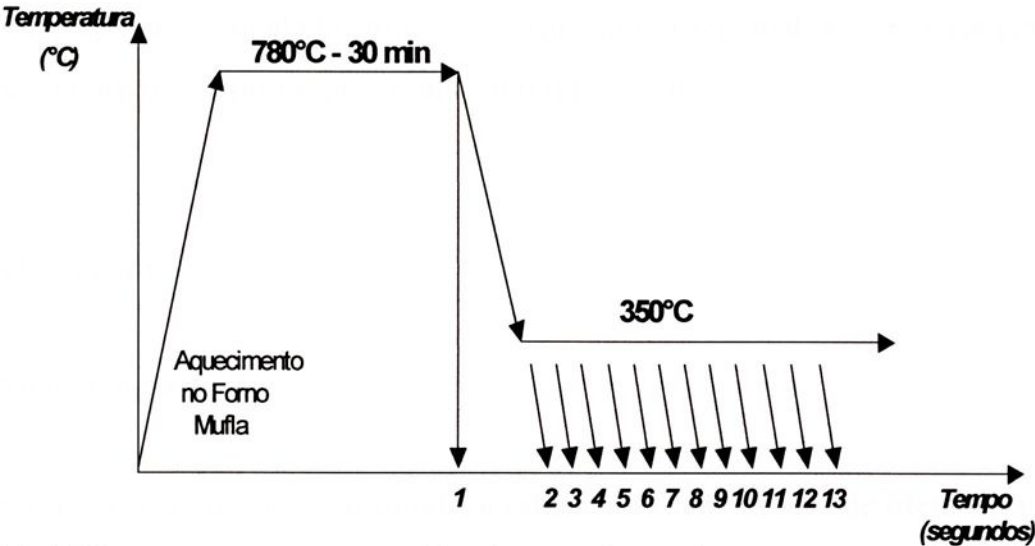


FIGURA 4.4 Representação esquemática das condições do Tratamento Térmico.

4.4 - Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M, no Laboratório de Ensaaios Mecânicos no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá - o equipamento utilizado foi uma máquina de tração EMIC MEM 10000, eletro-mecânica, equipada com uma célula de carga para 20 KN. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min.

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 da seção transversal do corpo-de-prova;
- Alongamento, calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo-de-prova, após o rompimento.

4.5 - Metalografia

4.5.1 - Microscopia óptica

A caracterização microestrutural foi realizada no Laboratório de Metalografia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP e no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais do AMR/IAE/CTA.



- **Seccionamento:** os corpos-de-prova utilizados para análise metalográfica foram cortados na seccionadora ISOMET 1000 – BUEHLER do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP. O disco utilizado no corte consiste num disco com núcleo metálico e borda contendo incrustações de diamante, que proporciona um corte de alta precisão e um bom acabamento. A utilização deste equipamento se justifica pela necessidade de manutenção das amostras em baixas temperaturas durante a realização do corte, ou seja, abaixo de 200°C, o que não seria possível caso o corte do material fosse realizado com disco abrasivo convencional. Nesta faixa de temperatura, evitam-se possíveis transformações de fase que possam ocorrer nos aços multifásicos durante a etapa de seccionamento. Os seccionamentos foram realizados na seção transversal do corpo-de-prova, ou seja, na seção transversal à direção de laminação da chapa.
- **Embutimento:** As amostras foram embutidas a quente utilizando um equipamento STRUERS – Tempopress. Foi utilizada resina baquelite do tipo Multifast Brown – STRUERS. O processo de embutimento foi realizado num tempo médio de 10 minutos, desde a colocação do material seccionado na embutidora até a retirada da amostra, pronta para as etapas seguintes do exame metalográfico.
- **Lixamento:** As amostras foram lixadas com lixas d'água na seguinte seqüência de granulometria: 400, 600, 1000, 1500 e 2000, aplicadas sucessivamente no material embutido. As amostras sofreram uma rotação de 90° a cada mudança de lixa. Não foi necessária a utilização de uma granulação mais grosseira que 400 porque o disco de diamante aplicado no seccionamento do material já proporciona um acabamento equivalente, com um nível semelhante de deformação e de rugosidade. O processo de lixamento, foi acompanhado, ou seja, avaliado constantemente em um microscópio óptico de bancada. Através deste equipamento foi possível controlar os riscos gerados pelo procedimento anterior de lixamento, ou seja, a deformação gerada pela lixa de maior granulometria. Assim, foi possível retornar ao processo de lixamento, sempre que a imagem observada não era satisfatória,

onde era observado a superfície lixada sempre com o objetivo de não restar qualquer tipo de riscos.

- Polimento: As amostras foram polidas na POLITRIZ AP10 – Panambra, em rotação de 500 rpm com alumina STRUERS de $0,25\mu\text{m}$. Para obtenção de melhores resultados, também foi utilizado o microscópio de bancada.
- Ataque Químico: três diferentes ataques foram selecionados para caracterização microestrutural do aço multifásico:
 - O primeiro ataque consistiu de Nital que é aplicado na revelação de microestruturas de aços ao carbono. De acordo com Girault (1998), para os aços TRIP, que são geralmente compostos por quatro fases (formando uma microestrutura refinada), o Nital não é adequado porque a observação se torna difícil, apresentando alguma limitação na identificação de determinadas fases. Neste trabalho, a porcentagem de ácido nítrico em relação ao álcool etílico, utilizada na preparação da solução, foi de 2%. A baixa concentração de ácido nítrico facilita o controle visual do ataque químico, evitando-se pouca ou exagerada exposição da amostra. O tempo adequado para exposição do aço de baixo teor de carbono variou de 12 a 15 segundos. Este tempo de exposição foi suficiente para que a microestrutura do material ficasse com contraste adequado para observação das fases presentes, através da microscopia óptica. O ataque com Nital 2%, foi feito através de um chumaço de algodão, embebido na solução, e friccionado contra a superfície da amostra, em temperatura ambiente. A solução foi sempre preparada alguns minutos antes da realização do ataque. Para a interrupção do ataque químico, utilizou-se água corrente, seguida de limpeza com álcool etílico e secagem da amostra com ar frio. Os resultados mostraram uma estrutura diferenciada em duas tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara identificou a presença da ferrita e da austenita retida, e a cor cinza escura caracterizou a martensita e a bainita. Não foi possível a

diferenciação entre ferrita e austenita retida, assim como entre martensita e bainita.

- O segundo ataque é denominado de Reagente de LePera. Segundo Pereira (2004), o reagente LePera deve ser utilizado com critérios de procedimentos metalográficos muito bem definidos, para garantia de sua reprodutividade. Inicialmente, realizou-se um pré-ataque com Nital 2%, que tem a finalidade de delinear os contornos de grão da estrutura multifásica e possibilitar que o ataque posterior, com o reagente LePera, realce os microconstituintes presentes com maior contraste. O reagente LePera é uma mistura de duas soluções: metabissulfito de sódio (1 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ para 100ml de água destilada) e ácido pícrico (4g de ácido pícrico para 100ml de álcool etílico). O tempo médio de pré-ataque com Nital 2% variou entre 5 e 7 segundos, pois, para tempos superiores a 7 segundos, o pré-ataque fica muito intenso, prejudicando o ataque químico posterior. O pré-ataque e o ataque da amostra foram realizados por friccionamento de um chumaço de algodão, embebido na solução, com os reagentes sendo preparados minutos antes da realização do procedimento. A interrupção do pré-ataque foi feita com água corrente, seguida de limpeza com álcool etílico e secagem com ar frio. O tempo médio para que se pudesse distinguir as diferentes fases presentes no aço multifásico, através do reagente LePera, foi de 20 segundos. Verificou-se a presença de três diferentes colorações, onde a coloração marrom claro representou a matriz ferrítica, a coloração marrom escuro representou a bainita e a coloração branca representou a martensita e austenita retida.
- O terceiro ataque químico foi à base de metabissulfito de sódio (10% de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ diluído em água destilada), pode ser dividido em duas partes: um pré-ataque, com Nital 5%, que tem como objetivo um início de revelação dos contornos de grão e, especialmente, escurecer levemente a bainita e a martensita; e um ataque químico, com solução de 10% de metabissulfito de sódio. O pré-ataque da amostra foi realizado por imersão em Nital 5%,

durante um tempo de imersão que oscilou entre 1-2 segundos. Depois, o pré-ataque foi interrompido com água corrente, a amostra foi limpa com álcool etílico e seca com ar frio. O ataque químico à base de metabissulfito de sódio foi realizado por imersão, durante um tempo de 20 a 30 segundos. Após esse procedimento, o ataque foi interrompido com água corrente e as amostras foram novamente limpas com álcool etílico, de forma abundante, e secas com ar frio. O ataque químico com Metabissulfito de Sódio 10% permitiu a diferenciação entre as fases ferríticas e as fases martensíticas e bainíticas. Foi possível diferenciar três tonalidades por meio da microscopia óptica: a austenita retida permaneceu branca, a ferrita apareceu cinza claro, enquanto a martensita e a bainita apareceram cinza escuro. Não foi possível a diferenciação entre a fase martensítica e a bainita. Foi necessária a utilização de imagens nos tons de cinza para a realização da análise qualitativa, assim como no procedimento realizado com o reagente LePera.

Processamento de imagens: A caracterização microestrutural foi realizada em microscópio óptico CARL ZEISS JENE NEOPHOT 21. Para que fosse possível a determinação da fração volumétrica das fases presentes do material, foram utilizados os programas Materials Pro Image e Pro Plus.

A micrografias foram analisadas em campo claro, com resolução de 640 x 480 pixel e com aumentos de 500x para a quantificação das fases, e 1000x para análise qualitativa do ataque realizado (Le Pera).

Para cada amostra atacada com o reagente LePera, foram capturados 20 campos conforme a norma ASTM E1382. Após este procedimento foram determinadas as frações volumétricas das fases do material, utilizando-se os programas já mencionados anteriormente.

4.5.2 - Microscopia eletrônica de varredura

A análise de microscopia eletrônica de varredura foi realizada no Laboratório MEV do AMR/IAE/CTA, São José dos Campos.

Os procedimentos metalográficos descritos para caracterização microestrutural em microscopia óptica foram novamente realizados, com exceção do ataque químico. Neste caso, foi utilizado o Nital 3%, com tempo de exposição em média de 10 a 15s. Com o objetivo de iniciar o processo de corrosão do material, onde pôde-se fazer uma análise dos contornos de grão do aço multifásico, e possibilitar a identificação das fases presentes.

Foram tiradas 3 fotos por condição, com sequência de ampliações de:

- 1500x;
- 4000x;
- 7000x.

CAPÍTULO 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 – Microestrutura

Neste capítulo serão abordados e discutidos os resultados obtidos referentes a microestrutura e as propriedades mecânicas. A caracterização microestrutural, a ser correlacionada com as propriedades mecânicas, terá uma abordagem qualitativa e quantitativa.

5.1.1 – Análise qualitativa

A análise qualitativa refere-se, especificamente a identificação das fases presentes no material em estudo, ou seja na observação da estrutura para identificação das fases presentes, através dos diferentes ataques químicos. As técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura foram utilizadas para realizar a caracterização de cada microconstituente no material, após o tratamento térmico.

5.1.1.1 – Microscopia óptica

Diferentes reagentes químicos foram utilizados na observação da estrutura para identificação das fases presentes.

O reagente químico Nital é usualmente aplicado na revelação de microestruturas de aços ao carbono, apresentando alguma limitação na identificação de determinadas fases, especialmente quando elas estão em coexistência, como é o caso dos aços multifásicos.

Os resultados mostraram o aparecimento de uma estrutura diferenciada em duas tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara identificou a presença da ferrita e da austenita retida, enquanto a tonalidade cinza escura caracterizou a martensita e a bainita. Este ataque químico impossibilitou a diferenciação entre ferrita e austenita retida, assim como entre martensita e bainita. A Figura 5.1 ilustra uma fotomicrografia obtida através do reagente Nital 2%, para o aço multifásico obtido na condição de têmpera intercrítica à 780°C e de transformação bainítica à 350°C por 1800s.

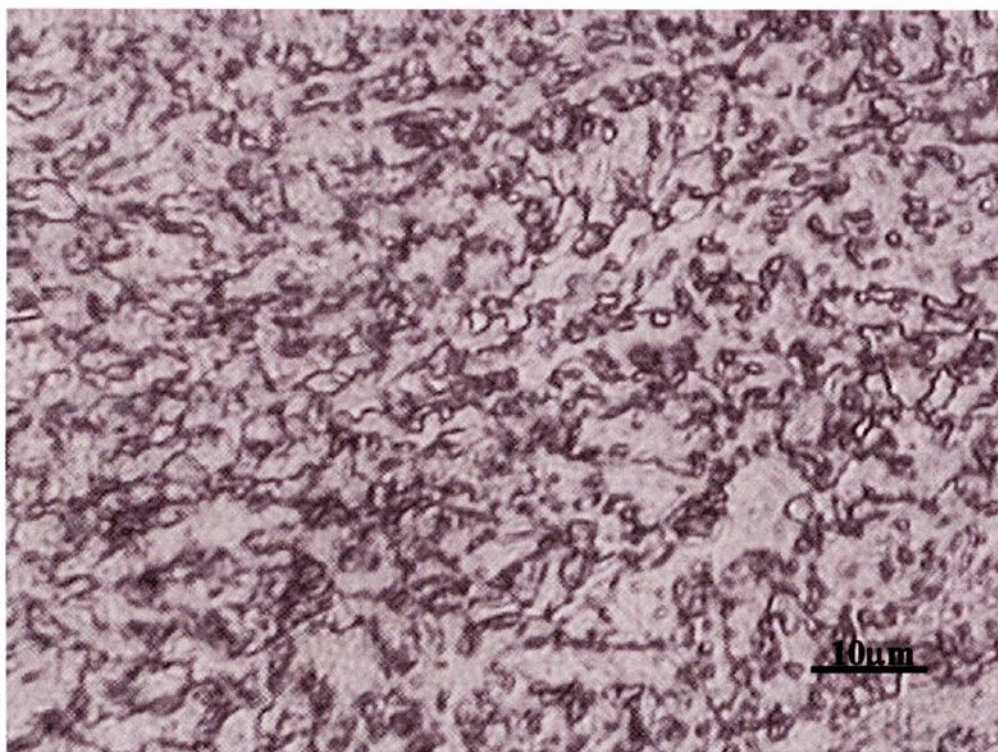


FIGURA 5.1 Fotomicrografia do aço multifásico obtido na condição de têmpera aquecimento intercrítico à 780°C e transformação isotérmica à 350°C por 1800s. Reagente: Nital 2%.

Na fotomicrografia (figura 5.1) para tempo de transformação bainítica de 1800s, pode-se deduzir a ausência da microestrutura martensítica, isto ocorre devido a estabilização da austenita retida. Austenita retida aparece em branco, ferrita em cinza claro e martensita ou bainita em cinza escuro, com definição de contornos de grão.

O segundo ataque químico aplicado foi o reagente LePera, assim denominado pela publicação original feita pelo autor no início da década de oitenta (LePERA,1980). O reagente LePera é formado por uma mistura de duas soluções, em partes iguais, sendo a primeira composta de 1g de metabissulfito de sódio diluído em 10ml de água destilada e a segunda composta de 4g de ácido pícrico diluído em 100ml de álcool etílico.

Este ataque está sendo desenvolvido para revelações de microestruturas de aços multifásicos ou multiconstituídos (GIRAULT, 1998). Trata-se de um ataque químico que exige muitos cuidados no seu manuseio, pois pequenas variações na metodologia

podem afetar sensivelmente a qualidade da fotomicrografia final. Os principais parâmetros são:

- a proporção dos reagentes;
- tempo de exposição da amostra;
- temperatura em que é realizado o ataque químico.

É importante destacar que neste trabalho foi feito um ataque anterior ao LePera, realizado com o reagente Nital 2% com tempo médio de pré-ataque que variou entre 5 e 7s. Este pré-ataque faz com que os contornos dos grãos presentes na estrutura fiquem realçados.

O ataque LePera mostrou-se muito eficaz para a diferenciação das fases e/ou microconstituintes, principalmente do microconstituente bainítico. Verificou-se a presença de três diferentes colorações, onde a coloração marrom claro representou a matriz ferrita, a coloração marrom escura representou a bainita e a coloração branca representou a martensita mais a austenita retida. A microestrutura de um aço multifásico é representada na figura 5.2.

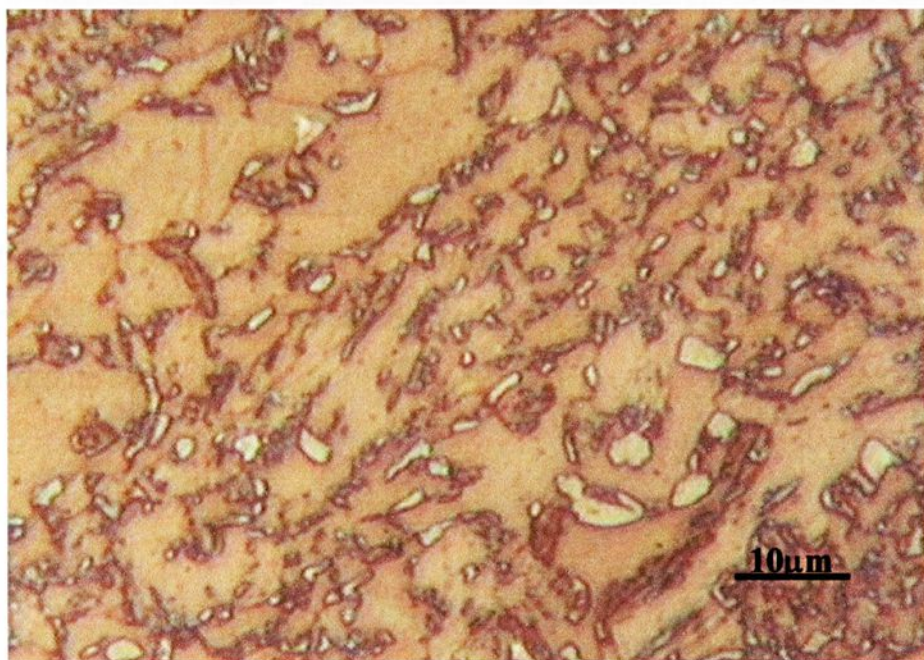


FIGURA 5.2 Fotomicrografia do aço multifásico obtido na condição de aquecimento intercrítico à 780°C e transformação isotérmica à 350°C por 30s. Reagente: LePera modificado.

O terceiro ataque químico realizado foi à base de metabissulfito de sódio, e pode ser dividido em duas partes. Inicialmente um pré-ataque com Nital 5%, durante um tempo de imersão que oscilou entre 1-2s, que teve como objetivo um início de revelação dos contornos de grão, e, especialmente, escurecer levemente a martensita e a bainita. Posteriormente um ataque químico com solução de 10% de metabissulfito de sódio diluído em água destilada. Esse ataque destacou a austenita retida em tonalidade branca, escurecendo a outras fases. (figura 5.2).

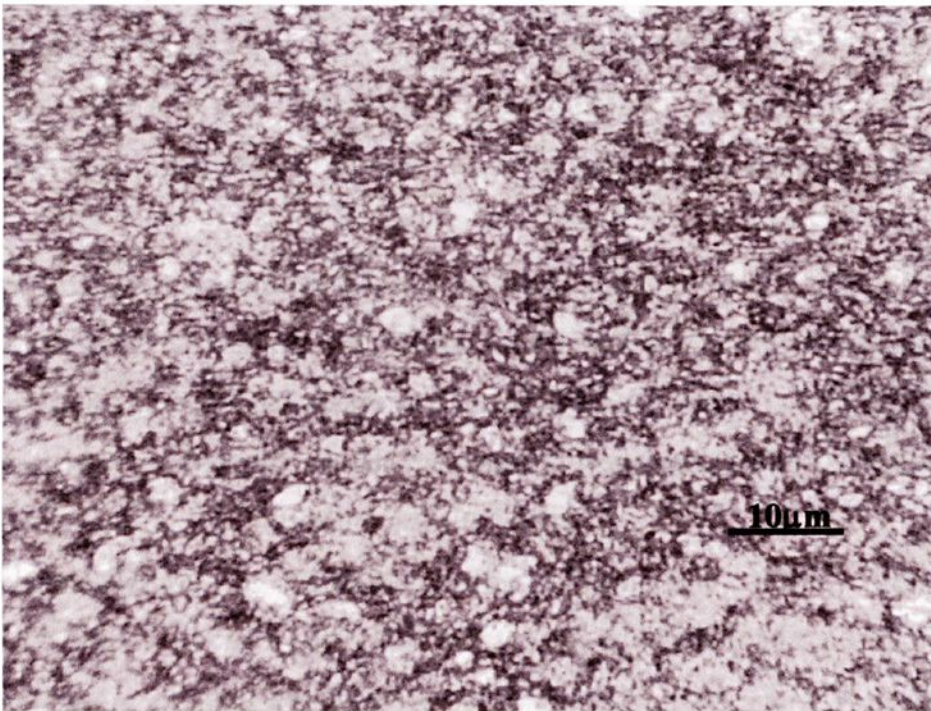


FIGURA 5.3 Fotomicrografia do aço multifásico. Condição: aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800 s. e transformação isotérmica à 350 °C por 600 s. Ataque químico: metabissulfito de sódio 10 %.

5.1.1.2 – Microscopia eletrônica de varredura

Nesse trabalho, o material estudado apresentou uma microestrutura com uma granulação muito fina, sendo necessário um aumento igual ou superior à 1000x para que se obtivesse uma imagem adequada para a realização de algumas análises metalográficas. Como alternativa foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura – MEV.

Alguns pesquisadores como Tomita e colaboradores (1993), Jacques e colaboradores (1998), Sakuma e colaboradores (1992) e Kim e colaboradores (2001), também apresentaram essa alternativa, possibilitando a identificação das fases presentes no aço multifásico, através da utilização do microscópio eletrônico de varredura.

Para revelação da microestrutura foi realizado um ataque químico com Nital 3%, com tempo de exposição em média de 10 a 15s. Os resultados mostraram o aparecimento da estrutura em diferentes tonalidades de cinza. A tonalidade de cinza escura identificou a presença da ferrita (matriz), enquanto a tonalidade cinza claro destacou a martensita, a bainita e a austenita retida.

Especificamente, na fotomicrografia obtida por MEV, nas estruturas multifásicas obtidas neste trabalho, a martensita é identificada por apresentar na superfície clara um emaranhado de ripas em tonalidade mais escura. A austenita retida também aparece com tonalidade cinza claro, porém com uma superfície totalmente lisa. A bainita, diferentemente das fases anteriores, surge com morfologia e ripas cinza clara, intercalada pela fase ferrítica, ou seja, uma coloração cinza escura (figura 5.4). Estas características estão em concordância com Jacques e colaboradores (1998) e Sakuma e colaboradores (1992).

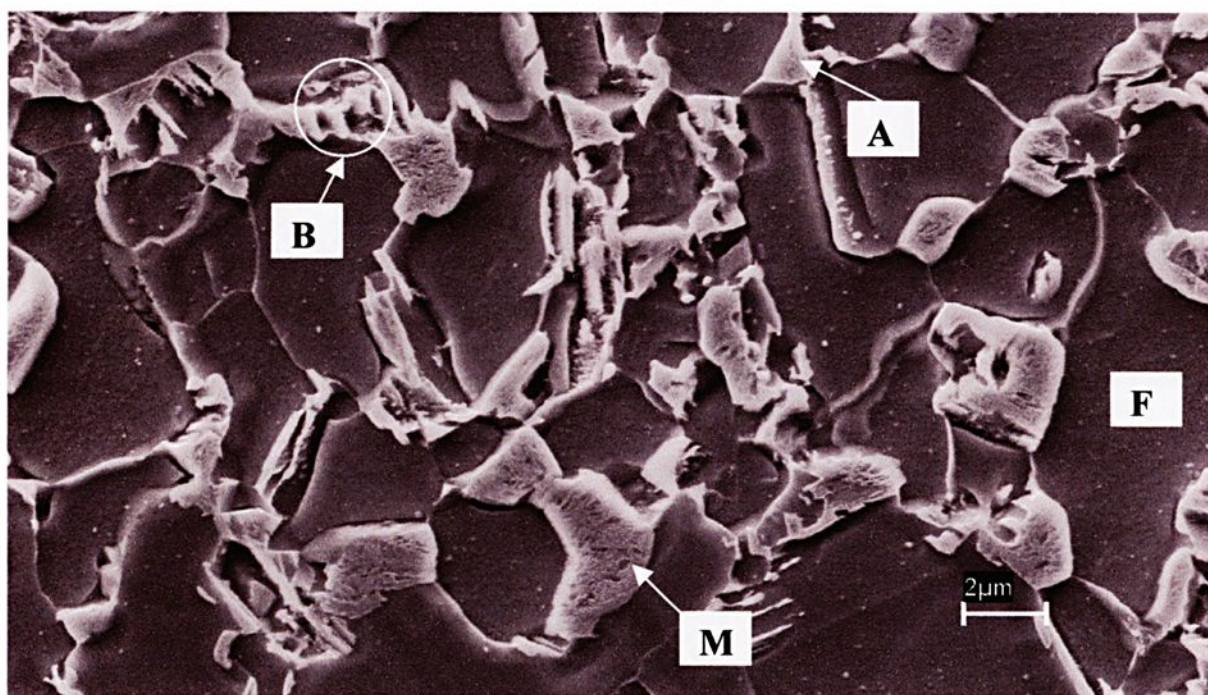


FIGURA 5.4 Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800 s. Transformação isotérmica à 350 °C por 30 segundos. Ampliação: 4000x. Ataque químico: Nital 3 %.

Com o auxílio da microscopia eletrônica de varredura, é possível uma avaliação semiquantitativa das diferentes microestruturas avaliadas, em função do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica.

Na figura 5.5 pode ser observada a evolução das microestruturas em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica. A figura 5.5(a) representa a condição resfriada diretamente em água (têmpera), e as figuras 5.5(b), (c) e (d) representam as amostras mantidas em temperatura de transformação isotérmica por tempos de 10, 120 e 3600 segundos, respectivamente. A utilização do MEV auxiliou na interpretação dos resultados, foram utilizadas ampliações 1500x e 4000x.

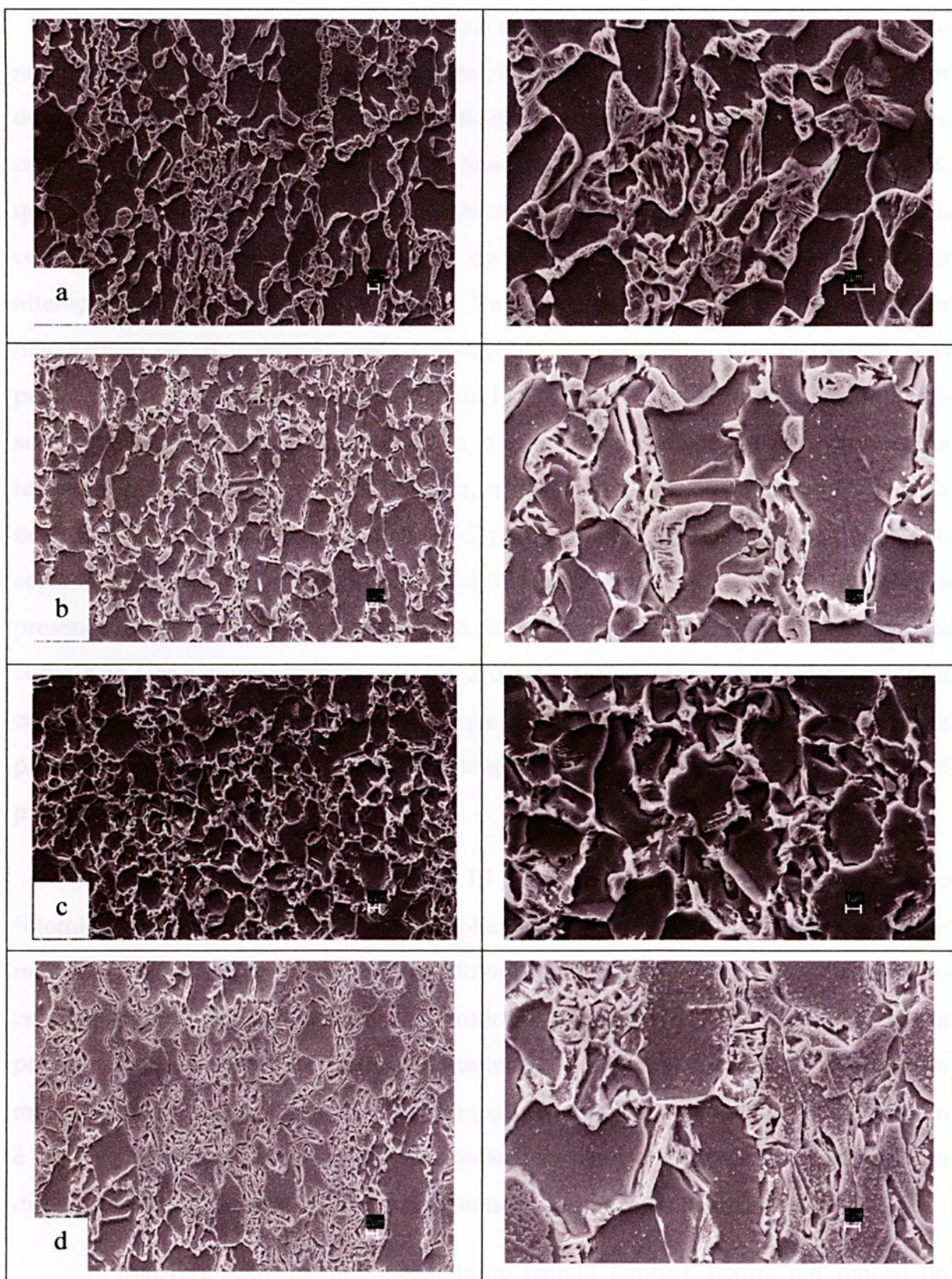


FIGURA 5.5 Fotomicrografia MEV, Condição: Aquecimento intercrítico à 780°C por 1800s. Transformação isotérmica de 350°C para seguintes variações (a) resfriamento em água, (b) 10 segundos, (c) 180 segundos e (d) 3600 segundos. Ampliações: 1500x e 4000x. . Ataque químico: Nital 3%

Na figura 5.5 é possível observar que entre os diferentes tempos de manutenção na temperatura de transformação isotérmica, a presença da ferrita é predominante (tons de cinza escuro). Na figura 5.5(a), condição em que a amostra foi resfriada diretamente em água, pode-se observar a presença da fase cinza clara com ripas internas nos grãos, que caracteriza a microestrutura martensítica, como foi identificado por SAKUMA e colaboradores (1992). Com o aumento do tempo de manutenção observa-se uma alteração quanto a presença das fases. Na figura 5.5(b), ou seja, com tempo de manutenção de 10 segundos, ainda é observado grande presença de martensita, mas percebe-se o aparecimento de grãos mais lisos, que podem ser identificados como sendo a austenita retida. Seguindo com o aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, a austenita retida se transforma em uma nova fase a bainita. Nas figuras 5.5(c) e (d) para tempo de permanência de 180 e 3600 segundos é observado uma pequena quantidade de martensita. Nestas condições a presença de martensita é quase inexistente. Isto é confirmado por alguns pesquisadores como SAKUMA e colaboradores (1992), JACQUES e colaboradores (1998), e KIM e colaboradores (2001), também é suposto que a estabilidade da austenita retida acontece próximo de 180 segundos e a transformação completa de austenita em bainita é próximo a 3600 segundos.

As figuras 5.6; 5.7; 5.8; 5.9 e 5.10 foram realizadas em uma sequência de fotomicrografias no MEV com uma ampliação de 7000 vezes, onde mostram com maiores detalhes a transformação da morfologia para diferentes tempos de manutenção em temperatura de transformação isotérmica. Novamente é confirmada a presença predominante da matriz de ferrita. A martensita é observada em tempos curtos de manutenção em temperaturas de transformação isotérmica. A austenita retida também é observada, definida como sendo uma superfície lisa (tom cinza claro), porém com diminuição da fração volumétrica com o aumento dos tempos de manutenção.

A transformação do microconstituente bainita também ocorre em função do tempo de permanência em temperaturas de transformação isotérmica. Sua evolução pode ser observada comparando as figuras 5.6 e 5.10, onde se pode observar que a morfologia das amostras se altera e é possível visualizar uma maior quantidade de



bainita na figura 5.10. Outro ponto importante, observado a partir da figura 5.8 é a dificuldade da identificação da microestrutura martensita. Na figura 5.10 a martensita é inexistente como já foi confirmado pelos pesquisadores como SAKUMA e colaboradores (1992), JACQUES e colaboradores (1998), e KIM e colaboradores (2001).

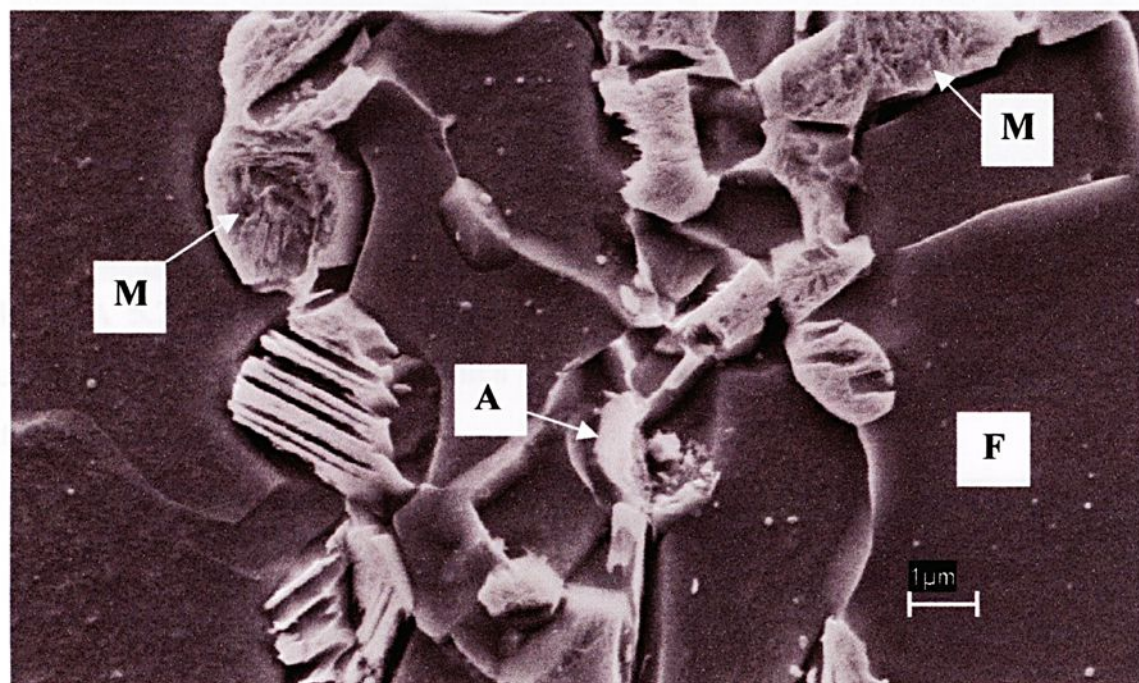


FIGURA 5.6 Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800s. Transformação isotérmica à 350 °C por 20 segundos. Ampliação: 7000x. Ataque químico: Nital 3%.

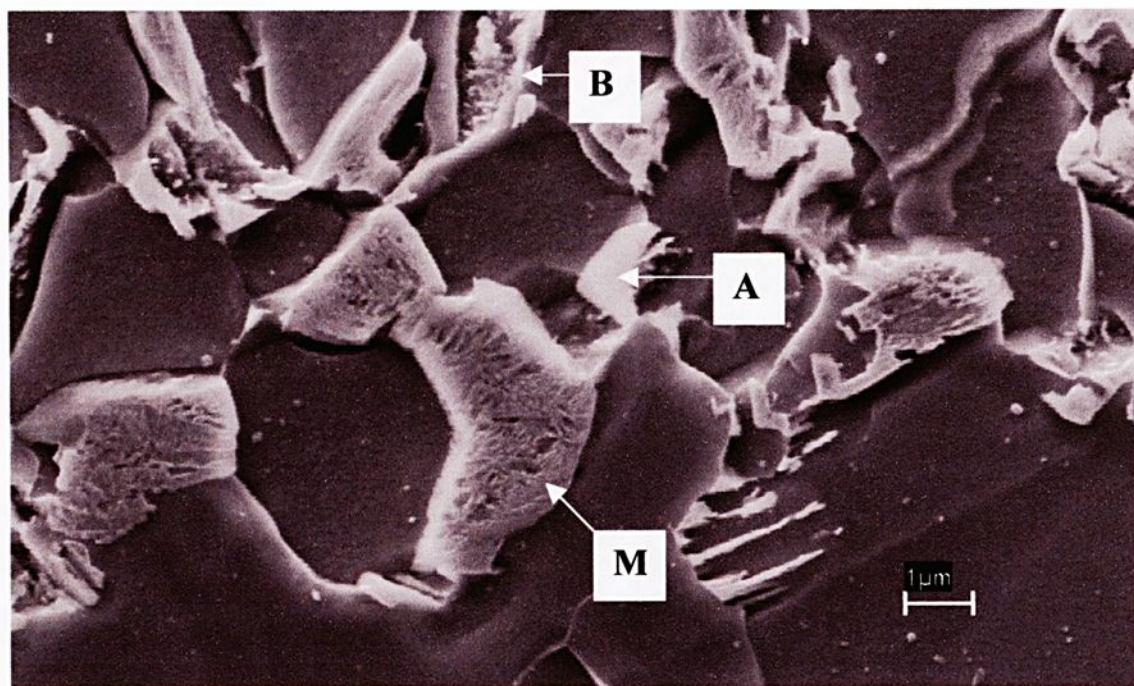


FIGURA 5.7 Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800s. Transformação isotérmica à 350 °C por 30 segundos. Ampliação: 7000x. Ataque químico: Nital 3%.

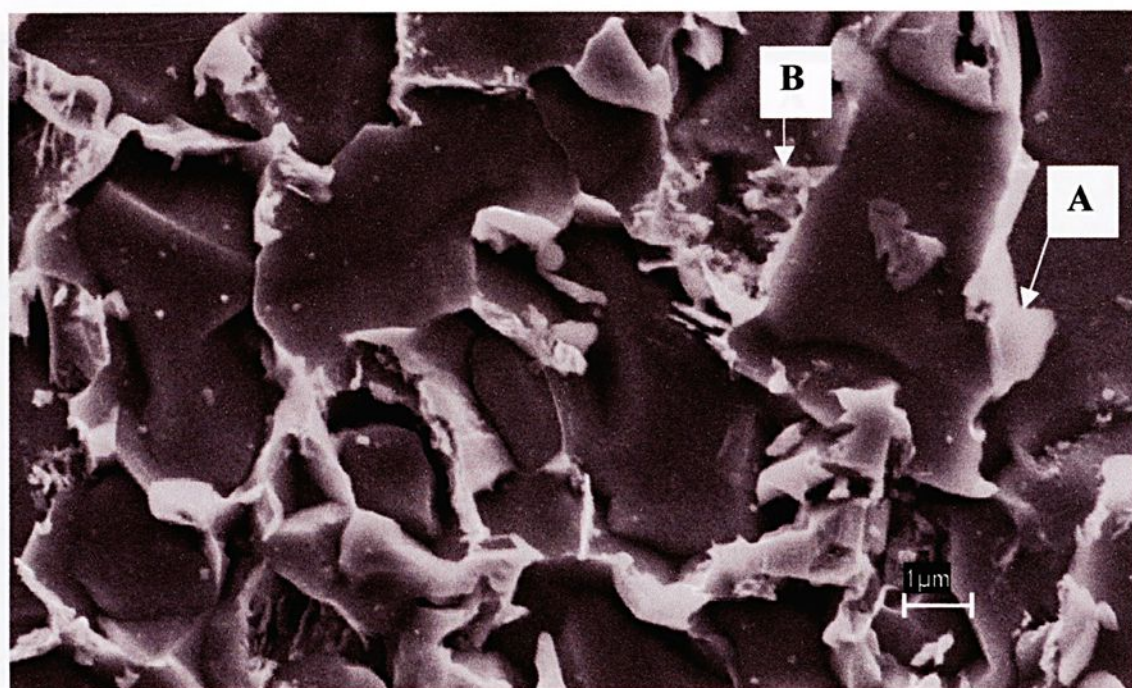


FIGURA 5.8 Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800s. Transformação isotérmica à 350 °C por 120 segundos. Ampliação: 7000x. Ataque químico: Nital 3%.

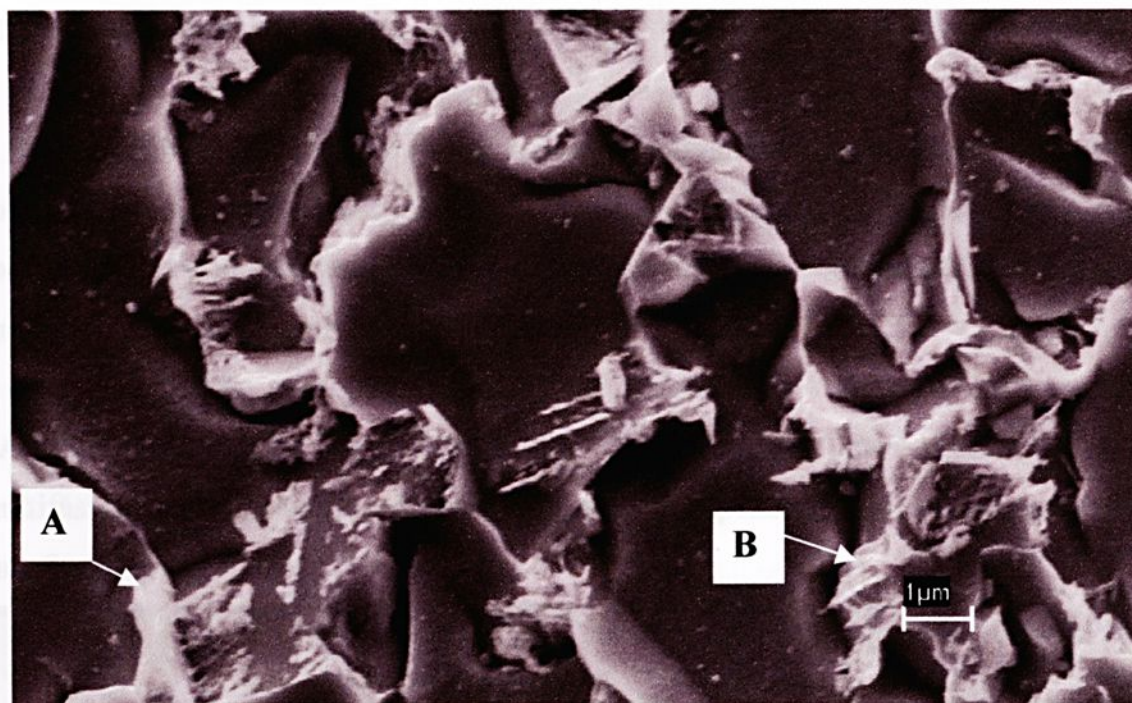


FIGURA 5.9 Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800s. Transformação isotérmica à 350 °C por 180 segundos. Ampliação: 7000x. Ataque químico: Nital 3%.

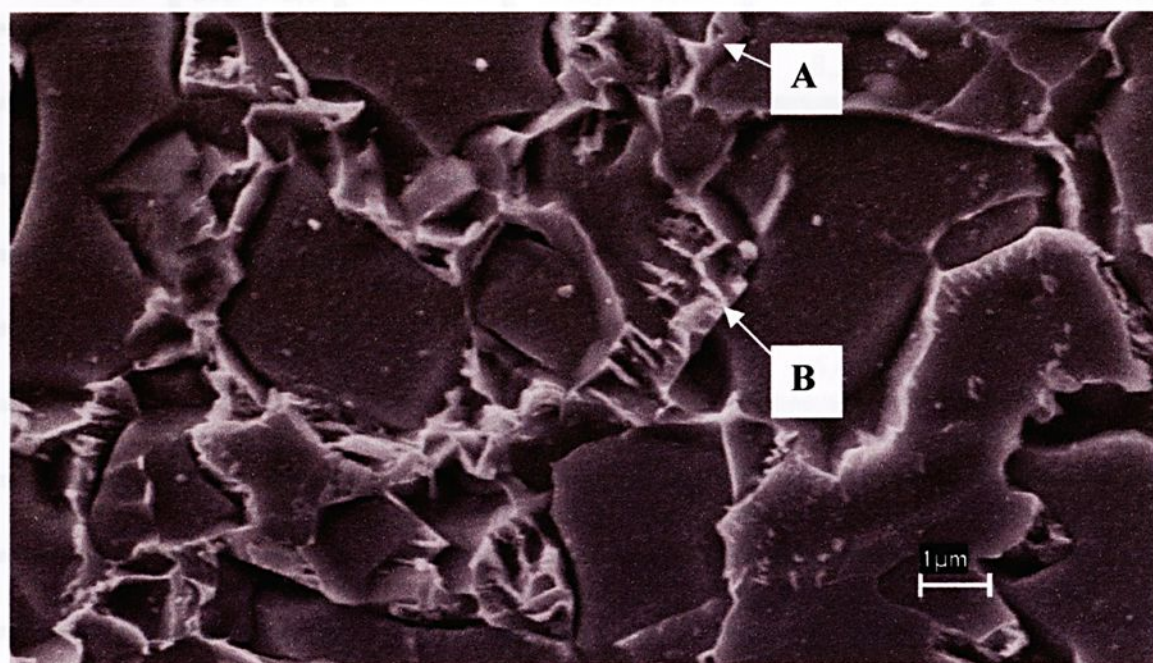


FIGURA 5.10 Fotomicrografia MEV. Condição: Aquecimento intercrítico à 780 °C por 1800s. Transformação isotérmica à 350 °C por 2700 segundos. Ampliação: 7000x. Ataque químico: Nital 3%.

5.1.2 – Análise quantitativa

A análise quantitativa foi realizada objetivando a determinação da fração volumétrica dos microconstituintes e, conseqüentemente, estabelecer uma futura correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas, em função dos diferentes tempos de permanência nestas temperaturas. (tabela 5.1).

TABELA 5.1 Frações volumétricas das fases e constituintes presentes no aço multifásico, em função dos diferentes tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica.

TEMPO DE PERMANÊNCIA (s)	Le Pera			METABISSULFITO DE SÓDIO	OBTIDO POR CÁLCULO
	FERRITA (%)	BAINITA (%)	MARTENSITA + AUSTENITA (%)	AUSTENITA RETIDA (%)	MARTENSITA (%)
0	81,3 ± 2,6	-	18,7 ± 1,4	-	18,7 ± 1,4
10	80,2 ± 3,0	6,3 ± 0,8	13,5 ± 0,9	8,3 ± 1,0	5,2 ± 1,4
20	79,4 ± 2,7	7,8 ± 0,9	12,8 ± 1,2	7,6 ± 0,9	5,2 ± 1,5
30	80,3 ± 2,7	8,3 ± 0,8	11,4 ± 1,2	7,3 ± 0,6	4,1 ± 1,3
45	79,9 ± 3,1	8,9 ± 0,7	11,2 ± 1,0	7,0 ± 0,7	4,2 ± 1,2
60	81,4 ± 2,3	10,2 ± 1,3	8,4 ± 0,9	6,4 ± 0,8	2,0 ± 1,2
120	81,2 ± 2,5	11,2 ± 0,8	7,6 ± 0,8	6,1 ± 0,7	1,5 ± 1,1
180	82,3 ± 2,9	11,3 ± 0,7	6,4 ± 1,4	6,0 ± 0,9	0,4 ± 1,7
300	81,6 ± 2,7	12,1 ± 0,8	6,3 ± 0,9	6,0 ± 0,7	0,3 ± 1,1
600	81,2 ± 3,2	12,7 ± 1,1	6,1 ± 1,0	5,8 ± 0,7	0,3 ± 1,2
1800	81,3 ± 3,1	13,4 ± 0,8	5,3 ± 0,7	5,4 ± 1,0	0,1 ± 1,2
2700	81,4 ± 2,6	13,6 ± 1,2	5,0 ± 0,8	4,8 ± 0,8	0,2 ± 0,8
3600	81,6 ± 3,0	13,6 ± 1,2	4,8 ± 0,9	4,6 ± 0,7	0,2 ± 1,1

Na tabela 5.1 estão representadas as frações volumétricas de ferrita, da bainita, do microconstituente M.A.(martensita + austenita retida), todas obtida após ataque químico, utilizando reagente Le Pera, e após o processamento de imagens, correspondente às diferentes condições de tratamento térmicos. A fração volumétrica da austenita retida foi obtida após ataque químico com o reagente a base de metabissulfito de sódio, e a fração volumétrica da martensita foi obtida pela subtração das frações volumétricas do microconstituente M.A menos a austenita retida.

Analizando a tabela 5.1, pode-se observar que variando o tempo de permanência em temperatura de transformação bainítica, a quantidade de ferrita formada é praticamente constante. Os valores variaram entre 79% e 82%. Após aquecimento do aço de baixo carbono (0,09%) até a temperatura intercrítica (780°C), estavam presentes na estrutura do aço apenas duas fases, ferrita e austenita. A ferrita que tem estrutura CCC dissolve pouco carbono e, portanto, não se transforma após o resfriamento. Na austenita o carbono dissolvido, deverá ser o constituinte responsável pela transformação em bainita (ferrita + cementita), austenita retida e martensita, sendo que para este último constituinte a transformação depende exclusivamente da alta velocidade de resfriamento. Podendo ser observado em análise ao diagrama ferro-carbono, também observado por outros pesquisadores como: SAKUMA; MATLOCK; KRAUSS, 1992, e JACQUES; CORNET e colaboradores, 1998.

A quantidade da austenita retida, medida à temperatura ambiente, é dependente de dois fenômenos:

- a transformação isotérmica da austenita em bainita, em função do tempo de permanência na temperatura;
- e da transformação por cisalhamento da austenita em martensita, no resfriamento subsequente à transformação isotérmica.

Através da análise metalográfica feita com o reagente à base de metabissulfito de sódio 10% (tabela 5.1) percebe-se que a fração volumétrica da austenita retida apresentou um valor decrescente que variou de 8,5% a 4,6%.

Em tempos curtos de permanência na temperatura de transformação isotérmica, uma quantidade significativa de austenita se transformou em martensita. A quantidade de bainita formada ainda é pequena. Com o aumento do tempo de transformação

isotérmica, o valor da fração volumétrica da austenita retida foi decrescendo gradativamente.

Quando analisamos o campo da bainita nota-se claramente que a proporção de bainita aumenta quando o tempo de permanência aumenta, a fração volumétrica de bainita elevou-se de 5,0% para 13,6%. A fração volumétrica da bainita aumenta durante a transformação isotérmica em função do tempo, e tende a atingir um limite onde ela não sofrerá transformação, permanecendo a estrutura com uma quantidade aproximada de 5% de austenita retida. Este efeito denominado “fenômeno da reação incompleta”, identificado por Bhadeshia, (1999) e por Honeycombe e Bhadeshia, (1995), mostra que a transformação é interrompida no momento que a austenita retida atinge o seu equilíbrio, ou seja, no instante em que ocorre um enriquecimento de carbono suficiente na fase austenítica gerado pela rejeição do próprio carbono da ferrita bainítica, que pode ser identificada como a ferrita presente no microconstituente bainítico. Neste trabalho, pode-se observar uma tendência dessa estabilização a partir de tempos superiores a 2700 segundos.

Conforme aumenta o tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica, a quantidade de martensita transformada diminui, bem como os valores da fração volumétrica. Não se pode definir precisamente com que tempo de permanência cessa a transformação da austenita em martensita. Provavelmente, em tempos próximos a 180 segundos, em concordância com os valores da fração volumétrica do constituinte MA, conforme tabela 5.1. Isto pode ser justificado, pois, durante a permanência na temperatura de transformação bainítica, aumenta a quantidade de carbono na fase austenítica, devido à rejeição de carbono da ferrita bainítica e à inibição da precipitação de cementita, reduzindo a temperatura de formação de martensita, Ms. Portanto, provavelmente, para tempos menores que 180 segundos, a microestrutura final contém a presença de quatro fases: ferrita, bainita, martensita e austenita retida, enquanto para tempos superiores, ou seja, de 180 a 3600 segundos, a microestrutura final é composta apenas por três fases: ferrita, bainita e austenita retida.

5.2 – Propriedades Mecânicas

Através do ensaio de tração foram obtidas as seguintes propriedades mecânicas: resistência à tração, limite de escoamento e alongamento. Os resultados estão mostrados na tabela 5.2.

TABELA 5.2 Propriedades mecânicas do aço multifásico.

TEMPOS DE PERMANÊNCIA (s)	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)	LE / RT
0	804 ± 11	630 ± 6	34 ± 1	0,78
10	642 ± 6	385 ± 5	38 ± 1	0,60
20	634 ± 5	370 ± 5	38 ± 1	0,68
30	612 ± 6	368 ± 5	39 ± 1	0,60
45	584 ± 8	365 ± 6	40 ± 1	0,63
60	568 ± 6	332 ± 4	40 ± 1	0,59
120	551 ± 5	346 ± 5	42 ± 1	0,63
180	549 ± 4	352 ± 4	42 ± 1	0,64
300	545 ± 5	377 ± 6	41 ± 1	0,69
600	540 ± 5	410 ± 5	40 ± 1	0,76
1800	534 ± 6	413 ± 5	38 ± 1	0,77
2700	531 ± 5	423 ± 4	38 ± 1	0,80
3600	529 ± 6	454 ± 6	36 ± 1	0,86
C/ FORNECIDO	553 ± 6	492 ± 5	40 ± 2	0,89

Através da Tabela 5.2 é observada uma redução acentuada da resistência à tração, num curto tempo de permanência, na temperatura de transformação bainítica, com uma tendência à estabilização a partir de 120 segundos. O percentual de redução

do valor de resistência à tração é de aproximadamente 32%, referente a zero e 120 segundos.

Após o tempo de permanência na temperatura intercrítica, estão presentes na estrutura do aço duas fases: ferrita e austenita. A ferrita dissolve pouco carbono, e, portanto não se transformará após o resfriamento. Porém, a austenita rica em carbono será o constituinte responsável pela formação de bainita (ferrita + cementita), austenita retida e martensita, sendo que para este último constituinte a transformação não depende exclusivamente do tempo, mas principalmente da velocidade de resfriamento.

No início do tratamento isotérmico, há a formação da maior quantidade de martensita, o que explica o mais alto valor de resistência à tração (figura 5.11).

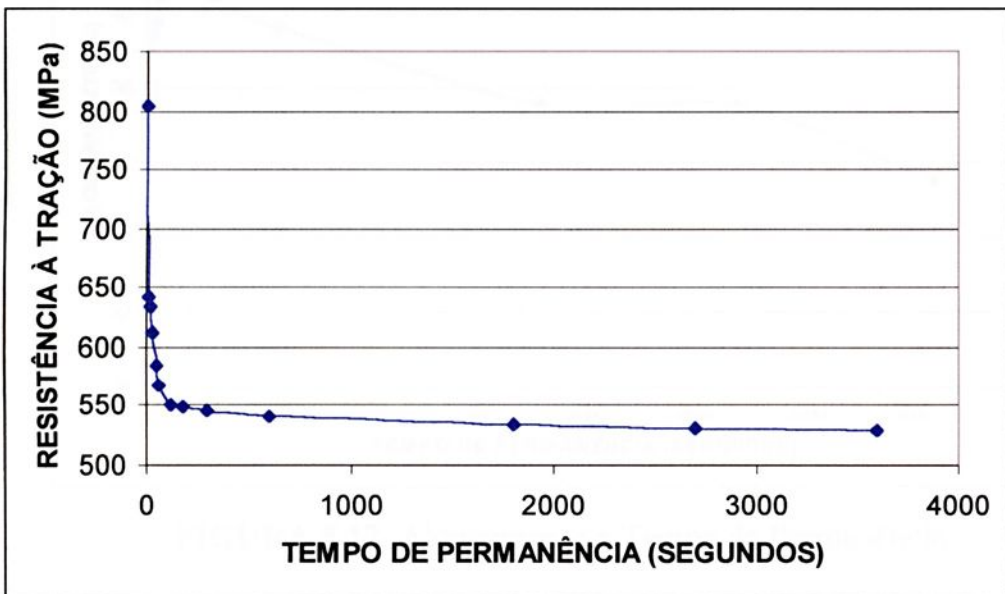


FIGURA 5.11 Resistência à Tração x Tempo de Permanência

Observa-se também que, de 180 a 3600 segundos há uma redução de aproximadamente 20MPa no valor da resistência à tração. Essa diminuição pode ocorrer devido à formação de bainita, pois, conforme aumenta o tempo de permanência, há um acréscimo da fração volumétrica da bainita, que tende a atingir um limite, permanecendo a estrutura com uma quantidade de aproximadamente 5% de austenita retida.

O alongamento total (figura 5.12) apresentou um aumento de 34% para 42%, através da variação do tempo de permanência do material na temperatura de transformação bainítica de 30 segundos para 180 segundos. Com o aumento do tempo os níveis de alongamento total sofreram uma redução gradual, até atingir um alongamento de 36% para tempo de permanência de 3600 segundos. O aumento da ductilidade está relacionado com o aumento da quantidade de bainita, assim como com a elevação da estabilidade da austenita retida e redução da martensita.

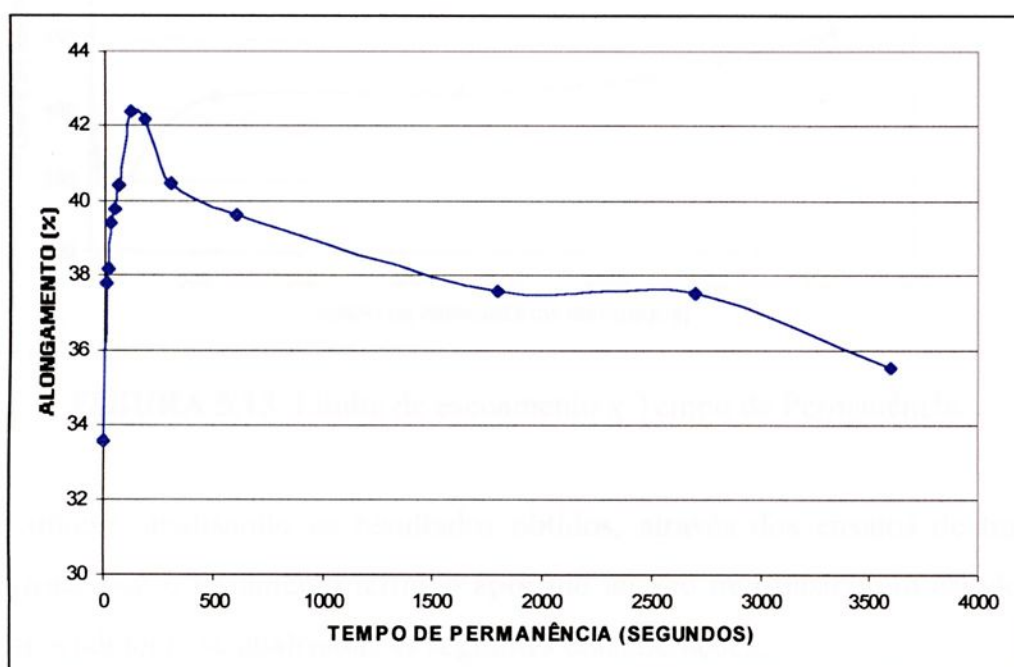


FIGURA 5.12 Alongamento x Tempo de Permanência

O limite de escoamento apresentou uma pequena redução nos níveis de tensão, entre tempos de permanência entre 10 segundos e 60 segundos, e após estes tempos elevaram-se significativamente, até 454Mpa, na condição de 3600 segundos, conforme observado na figura 5.13. Os baixos valores iniciais no limite de escoamento são resultados das tensões residuais e das discordâncias causadas pela transformação martensítica. Porém, o aumento da quantidade da bainita de 5% até 13,6%, através da elevação do tempo de manutenção do material em transformação isotérmica, associado às reduções da formação martensítica, são responsáveis pela elevação no limite de escoamento do aço multifásico. Além desses fatores, a estabilização da austenita

retida, também contribui para o aumento do limite de escoamento (SAKUMA et al., 1992).

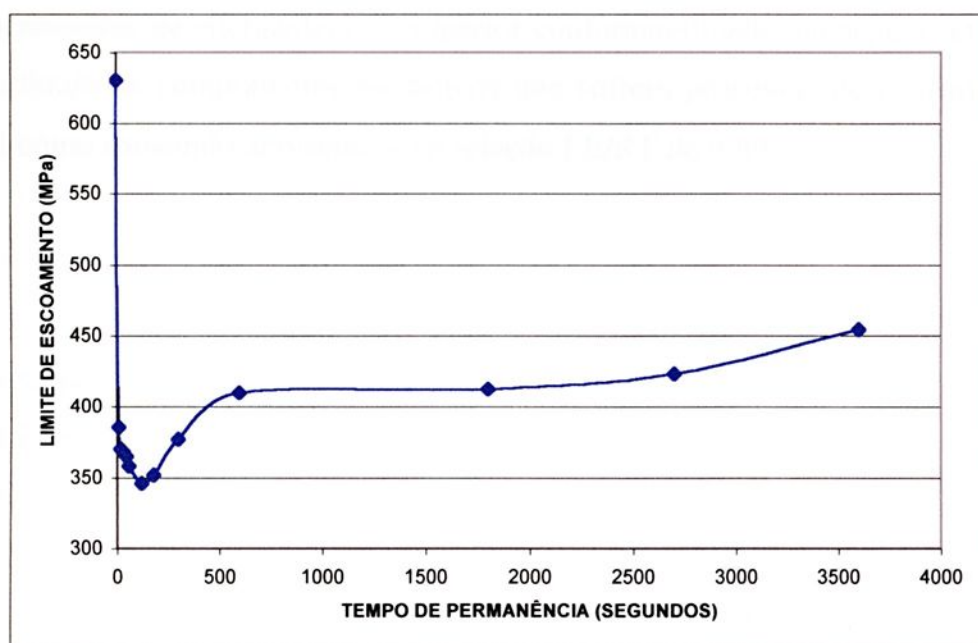


FIGURA 5.13 Limite de escoamento x Tempo de Permanência.

Em síntese, analisando os resultados obtidos, através dos ensaios de tração, pode-se afirmar que o tratamento térmico aplicado ao aço multifásico em estudo foi positivo, especialmente se analisadas as seguintes considerações:

a) os valores atingidos no limite de resistência à tração, para tempos curtos de permanência na transformação isotérmica, até 60 segundos, foram superiores ao valor obtido na condição como fornecido. Nestes casos, os tratamentos térmicos realizados são benéficos para aplicações do material onde se exigem altos valores de resistência mecânica;

b) deve-se realçar que a manutenção do aço em tempos curtos de permanência na transformação isotérmica, na faixa de 120 a 300 segundos, ocasionou um pequeno aumento do alongamento total, gerando diferentes combinações na relação resistência à tração versus ductilidade. Foram obtidos, simultaneamente, valores iguais ou superiores ao material como fornecido, de resistência à tração e alongamento nas condições entre 45 e 180 segundos;

c) a diminuição dos valores do limite de escoamento, possibilitou a obtenção de relações LE/RT inferiores a 0,65, para tempos de permanência na faixa entre 10 e 180 segundos. Estas condições são mais adequadas quando se requer um material com maior capacidade de encruamento e superior conformabilidade, ou seja, a ser aplicado na manufatura de componentes mecânicos que sofrem processos de conformação. O material como fornecido apresenta uma relação LE/RT de 0,89.



CAPÍTULO 6 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES

6.1 – Conclusões

A partir da caracterização microestrutural e mecânica de um aço contendo baixos teores de carbono e de silício, tratado termicamente através de recozimento intercrítico à 780°C por 1800 segundos, seguido de diferentes tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica, 350°C, pode-se concluir que:

- a. a utilização dos três reagentes químicos utilizados neste trabalho possibilitou a identificação e a quantificação dos microconstituintes presentes na estrutura do aço multifásico, ou seja, ferrita, martensita, bainita e austenita retida;
- b. a técnica de caracterização microestrutural, através de MEV, se mostrou eficiente na identificação dos microconstituintes presentes no aço multifásico, e no entendimento da influência do tempo de manutenção na temperatura de transformação isotérmica;
- c. Em tempos curtos de permanência do aço no tratamento isotérmico ocorrem os maiores valores de resistência à tração, provavelmente motivados pela maior quantidade de martensita presente no material. Conforme aumenta o tempo de permanência na transformação bainítica, a quantidade de martensita é reduzida, e os valores de resistência à tração diminuem;
- d. O alongamento apresentou um crescimento de 34 % para 42 %, atingido no tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica de 120s. A partir de 180s então, o alongamento foi reduzindo até atingir 36 %, no tempo de 3600s;
- e. O limite de escoamento apresentou uma redução significativa em relação a amostra resfriada diretamente em água, mas ocasionou uma melhora no

coeficiente de encruamento LE/RT , principalmente em tempos entre 10 e 180 segundos.

6.2 – Sugestões para trabalhos futuros

- a. Aplicação de recursos de microscopia eletrônica de varredura para identificação e quantificação das fases presentes em uma microestrutura multifásica.
- b. Utilização de microscopia eletrônica de transmissão para identificação do tipo de bainita presente na microestrutura de um aço multifásico.
- c. Caracterização da morfologia da austenita retida presente na microestrutura multiconstituída.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BASUKI, A., AERNOULD, E., *Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite*. Journal of Materials Processing Technology, n.89/90, p.37-43. 1999.
- BHADESHIA, H. K. D. H., *The Bainite Transformations: Unresolved issues*, Materials Science and Engineering. A, v 21, p.817-829, Abril 1999
- BRAMFITT, B.L., SPEER, J.G., *A Perspective on the Morphology of Bainite*. Metallurgical Transformations. v. 21A, 817-829. 1990.
- CALLISTER, W. D., *Materials Science and Engineering*. 5ª Edition, 1999.
- CERRI, A. C. S., SANTOS, D., *Estudo preliminar sobre a influência do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica sobre a resistência à tração de aços multifásicos aplicados na indústria automobilística*, UNESP, 2004
- CHIAVERINI, V., *Aços e ferros fundidos*. 4 ed. São Paulo, Associação Brasileira dos Metais, 1977.
- CHUNG, J. H., Thesis, *Pohang University of Science Technology*, Pohang, p 64, 1994.
- DAVENPORT, E. S. E BAIN, E. C., *Transaction of the AIME*. v. 70, p. 117, 1930.
- ERDOGAN, M., *Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual-phase steel*. Scripta Materialia, v. 48, p. 501-506. 2003.
- FERRER, M., H., *Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb*, 238 p., 2003, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica – USP



- GOJIC, M., KOSEC, L. E MATKOVIC, P., *The Effect of Tempering Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of Low Alloy Cr and CrMo Steel*. Journal of Materials Science, p.395-403, 1998.

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

- HEHEMANN, R. F., KINSMAN, K. R., AND AARONSON, H. I., *Debat on Bainite Reaction*, Metallurgical Transformations. v. 3,p. 1077-1094, 1972.

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

- HULKA, K., *Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry*, Materials Science, p. 101-110, 2003

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

- JACQUES, P., CORNET, X., HARLET, P., LADRIÈRE, J., DELANNAY, F., *On the Influence of Interactions between phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation – Induced – Plasticity Multiphase Steels*, Metallurgical and Materials Transactions, v 32 A, p.2759 - 2767, 2001.



- JEONG, W. C., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., *Effects on tensile – testing temperature on deformation and transformation behaviour of retained austenite in a 0,14 C – 1,12 Si – 1,5 Mn steel with ferrite – bainite – austenite structure*. Materials Science and Engineering, p. 9-18, 1993 .

- JEONG, W. C., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., *Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0,14 C – 1,2 Si – 1,5 Mn steel with ferrite – bainite – austenite structure*, Materials Science and Engineering, A. 165, p. 1-8, 1993.

- KIM, S. J., LEE, C. G., CHOI, I., LEE, S., *Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0,15 Wt Pct C Transformation – Induced Plasticity – Aided Cold Rolled Steel Sheets*. Metallurgical and Materials Transactions, v. 32 A, p. 505-514, 2001.

- KRUIJVER, S., ZHAO, L., SIETSMA, J., OFFERMAN, E., DIJK, N. V., MARGULIES, L., LAURIDSEN, S. G., POULSEN, H., ZWAAG, S. V. D., *In Situ Observations on the Austenite Stability in TRIP-steel During Tensile Testing*. Materials Technology, p. 236-241, 2002.

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

- MIM/CIM – Metalurgia e Ingeniería de los Materiales / Ciência de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Internet, 2004). Acessado em 17/11/2004. Disponível em <<http://www.esi2.us.es/IMM2/Pract-html/martensi.html>>.

- NAKAGAWA, A.H., THOMAS, G. Microstructure mechanical property relationship of dual-phase steel wire. **Metallurgical Transaction**, vol.16A, p.831-840. 1985.



- PEREIRA, M., S., *Caracterização Microestrutural e Mecânica de um aço Multifásico, em Consonância com o Projeto Ulsab – AVC*, 138 p., 2004, Tese (Livre – Docência, Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista

- PICKERING, F. B., *The Structure and Properties of Bainite in Steels*. The Unidet Steel Companies Ltd, p. 109-132, 1967

- SAKUMA, Y., MATSUMURA, O., TAKESHI, H., *Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions*. Metallurgical Transaction, v. 22A, fev. 1991.

- SAKUMA, Y., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., *Intercritically Annealed and Isothermally Transformed 0,15 Pct C Steels Containing 1,2 Pct Si – 1,5 Pct Mn and 4 Pct Ni: Part I. Transformation, Microstructure, and Room – Temperature Mechanical Properties*, Metallurgical Transactions, v. 23A, p.1221-1232, 1992.

- SAKUMA, Y., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., *Intercritically annealed and isothermally transformed 0,15Pct C steels containing 1,2Pct Si – 1,5Pct Mn e 4Pct Ni: Part II. Effect of testing temperature on stress-strain behaviour and deformation-induced austenite transformation*. Metallurgical Transaction, v. 23A, p. 1233-1241, 1992.

- SUGIMOTO, K., MISU, M., KOBAYASHI, M., AND SHITASAWA, H., *Effects of Second Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in a TRIP-aided Dual - phase Steel Sheet*, ISIJ International, v. 33, N° 7, p.775-782, 1993.

- SILVA, A. L. C., MEI, P. R., *Aços e Ligas Especiais*, 2ª ed, 1988



- STREICHER, A. M., SPEER, J. G., MTLOCK, D. K., *Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steel*. Materials Technology, p. 287-293, 2002.
- TOMITA, Y., OKAWA, T., *Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite – transformed 300M steel*. Materials Science and Engineering, p.145-151, 1993
- YANG, J. R., HUANG, C. J., HSIEH, W. H., *Mechanical stabilization of austenite against bainitic reaction in Fe–Mn–S–C bainitic steel*. Materials Transaction – JIM, v. 37, n. 4, p. 579-585, 1996.



