

EFEITOS DAS MICROESTRUTURAS BAINÍTICAS E
MULTIFÁSICAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE UM AÇO AISI 4340

ARUS RANIERI

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

Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto
Co-orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla

GUARATINGUETÁ
2005

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

“EFEITOS DAS MICROESTRUTURAS BAINÍTICAS E MULTIFÁSICAS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO AISI 4340”

ARUS RANIERI

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA 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. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador / Unesp-Feg

Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg

Prof. Dr. JORGE OTUBO
ITA

Junho de 2005

DADOS CURRICULARES**ARUS RANIERI**

NASCIMENTO	11.02.1947 - BELO HORIZONTE/MG
FILIAÇÃO	Rafael Américo Ranieri Arlete Meirelles Ranieri
1969/1973	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Universidade Estadual Paulista – UNESP/FEG Guaratinguetá / SP
2000/2002	Curso de Especialização – MBA Master Business Administration - ITA / ESPM

AGRADECIMENTOS

Os meus mais sinceros agradecimentos,

ao meu orientador Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto que recebeu-me desde o primeiro dia como amigo e aluno, me incentivando e acompanhando durante todos os meses em que durou este mestrado. Sempre sorridente, com paciência e disposição, para com sua competência, esclarecer minhas dúvidas e orientar-me neste trabalho.

ao Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla pelo fornecimento de material para confecção de corpos-de-prova e apoio como co-orientador.

ao CTA/IAE na pessoa do Engenheiro Dr. Dalcy Roberto dos Santos quando dos tratamentos térmicos e ensaios de tração do material em estudo.

aos técnicos da Oficina Mecânica e laboratórios de ensaios da UNESP/FEG pela preparação do material para testes e orientação nos trabalhos de laboratório.

APOIO FINANCEIRO

ESTE TRABALHO CONTOU COM O APOIO DA SEGUINTE ENTIDADE:

- CAPES – Por meio da concessão de bolsa de estudos para este mestrado.

DEDICATÓRIA

(Inspirado na famosa carta de Ludwig von Beethoven à Joana)

Dedico todo o esforço deste trabalho à minha Bem Amada Imortal, Vera Lucia Z. Ranieri, com a qual tive três filhos maravilhosos, minha companheira de jornada nesta vida, meu anjo, meu tudo, minha metade, sempre seu, sempre minha, para sempre...

RANIERI, A .

Devemos estudar para tornar compreensível o bem e o mal, para que assim possamos ter condições de distinguir entre o que fazer e o que não fazer.

KARDEC

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

Resumo

Abstract

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	CONSIDERAÇÕES SOBRE O TRABALHO	18
1.2	OBJETIVOS	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	GENERALIDADES	20
2.2	AÇOS PARA FINS ESTRUTURAIS	21
2.2.1	Aços ao Carbono	21
2.2.2	Aços liga	22
2.2.3	Aços ARBL	23
2.2.4	Aços ultra-resistentes	24
2.2.5	Aços bifásicos	25
2.3	RESISTÊNCIA/TENACIDADE DOS AÇOS ESTRUTURAIS	27
2.4	ESTRUTURAS BAINÍTICAS	28
2.4.1	Terminologias	29
2.4.2	Morfologia	31
2.4.2.1	Bainita superior	32
2.4.2.2	Bainita inferior	32
2.4.2.3	Bainita granular	33
2.4.3	Obtenção de estruturas bainíticas por transformação isotérmica.	34

2.4.4	Efeitos dos elementos de liga na formação das microestruturas dos aços bainíticos.	35
2.5	OBTENÇÃO DE ESTRUTURAS MULTIFÁSICAS POR TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA.	37
2.5.1	Estruturas multifásicas	38
2.5.2	Efeito TRIP	39
2.6	PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ESTRUTURAS BAINÍTICAS.	42
2.7	APLICAÇÃO DOS AÇOS BAINITICOS E MULTIFÁSICOS	46
2.8	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	48
3	MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	52
3.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO	52
3.2	CORPOS-DE-PROVA	52
3.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS	53
3.3.1	Transformação por resfriamento contínuo	53
3.3.2	Transformações isotérmicas	55
3.4	ENSAIOS DE TRAÇÃO	58
3.5	EXAMES METALOGRÁFICOS	58
3.5.1	Preparação das amostras	58
3.5.2	Ataques químicos	59
3.5.3	Quantificação das fases presentes	60
4	RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES	61
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	61
4.2	QUNATIFICAÇÃO DAS FASES - ATAQUES QUÍMICOS	61
4.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	76
4.4	CORRELAÇÃO ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESRUTURAS.	82
5	CONCLUSÕES	87
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	88
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89

LISTA DE FIGURAS

- FIGURA 1 - Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior.
- FIGURA 2 - Corpo-de-prova plano para ensaio de tração, 120x10x3 mm. Aço AISI 4340 (norma ASTM E8 M).
- FIGURA 3 - Curva TTT, aço AISI 4340 com superposição de curvas de resfriamento (USS CARILLOY STEELS 1948).
- FIGURA 4 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento até 850° C e transformação por resfriamento contínuo 1- resfriado em óleo; 2 - resfriado ao ar insuflado rápido; 3 - resfriado ao ar insuflado lento; 4 - resfriado ao ar calmo; 5 - resfriado em forno.
- FIGURA 5 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento a 850° C e transformações isotérmicas a 450 °C e 350°C, respectivamente.
- FIGURA 6 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento a 740° C e transformações isotérmicas a 450 °C e 350°C, respectivamente.
- FIGURA 7 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento a 720° C e transformações isotérmicas a 450 °C e 350°C, respectivamente.
- FIGURA 8 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente por resfriamento contínuo. Ampliação 500x. Aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C e resfriamento por ar insuflado lento. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera.
- FIGURA 9 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratados termicamente com aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C e transformado isotermicamente à 350°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera.
- FIGURA10- Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C e transformação isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera.

- FIGURA11 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura intercrítica de 740°C e transformação isotérmica à 350°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera.
- FIGURA12 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura intercrítica de 740°C e transformação isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera.
- FIGURA13 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura intercrítica de 720°C e transformação isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera.
- FIGURA14 - Aço AISI 4340 após austenitização a 850 ° C e resfriamento ao ar calmo, ampliação de 500X. a) ataque com reagente de LePera; b) ataque com metabissulfito de sódio 10% e c) ataque com Nital 2%.
- FIGURA15 - Gráfico da fração volumétrica da martensita e austenita retida em função dos meios de resfriamento.
- FIGURA16- Aço AISI 4340 austenitizado a 850°C, transformado isotérmica a 450°C, por 1800 segundos e ampliados 500 X: a) ataque com solução aquosa 10% de metabissulfito de sódio, b) ataque com reativo de LePera e c) ataque com Nital 2%.
- FIGURA17- Gráfico da fração volumétrica da austenita retida em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.
- FIGURA18- Gráfico da evolução da fração de bainita em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.
- FIGURA19- Gráfico da evolução da fração de martensita em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

- FIGURA20 Resistência à tração e limite de escoamento do aço em função do meio de resfriamento após austenitização a 850°C.
- FIGURA21 Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica após aquecimento de 850°C.
- FIGURA22- Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica após aquecimento de 740°C e 720°C.
- FIGURA23- Representação esquemática para comparação entre os tempos de revenimento convencional e transformação isotérmica.

LISTA DE TABELAS

- TABELA 1 - Termos usados para a morfologia bainítica (KENNON 1981)
- TABELA 2 - Condições para tratamento térmico por resfriamento contínuo. Aquecimento a 850°C por 15 minutos
- TABELA 3 - Rotas de tratamentos para transformações isotérmicas
- TABELA 4 - Especificação do aço AISI 4340 (METAL HANDBOOK, 1978)
- TABELA 5 - Quantificação das áreas brancas, por técnica de análise de imagens, após ataques químicos com Nital, Metabissulfito de Sódio e reagente de LePera.
- TABELA 6 - Fração volumétrica das fases (%)
- TABELA 7 - Resultados dos ensaios de tração.
- TABELA 8 - Resultados dos ensaios de tração e fração volumétrica das fases.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
- Ac1 – Início do intervalo de transformação ou temperatura eutetóide
- Ac3 – Temperatura mínima de austenitização
- AISI - American Iron and Steel Institute
- ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga
- ASTM – American Society for Testing and Materials
- CCC – Cúbico de Corpo Centrado
- CCT – *Continuous Cooling Transformation*
- CDP – Corpo-de-Prova
- CTA – Centro Técnico Aeroespacial
- DPLA- Dual Phase Low Alloy
- FEG – Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá
- HSLA – High Strength Low Alloy steels.
- IAE – Instituto de Aeronáutica e Espaço
- LAI_{mat} – Laboratório de Análise de Imagens de Materiais
- M_f – Temperatura final da formação da martensita
- M_i – Temperatura inicial da formação da martensita
- M_d - Temperatura acima de M_s
- SAE – Society of Automotive Engineers
- TRIP – *Transformation Induced Plasticity*
- TTT – Temperatura-Tempo-Transformação
- UNESP – Universidade Estadual Paulista

LISTA DE SÍMBOLOS

N/m^2 – Newton/metro quadrado

Pa – Pascal = N/m^2

MN/m^2 – MegaNewton / metro quadrado

MPa – Megapascal = MN/m^2

C – Carbono

Cr – Cromo

Mo – Molibdênio

Ni - Niquel

Fe – Ferro

Fe-C – Ferro-carbono

HRC – Dureza Rockwell C

$^{\circ}\text{C}$ – graus Celsius

HNO_3 – Ácido Nítrico

ϵ - Alongamento percentual

LE - Tensão limite de escoamento

RT - Tensão máxima de resistência à tração

t - tempo

N - Newton

kN – KiloNewton

Fe_3C – Carboneto de Ferro

RANIERI, A. *“Efeitos das microestruturas bainíticas e multifásicas nas propriedades mecânicas de um aço AISI 4340”*. Guaratinguetá – São Paulo; 2005, 93p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Os principais objetivos deste trabalho foram desenvolver estruturas bainíticas e multifásicas através de diversas rotas de tratamentos térmicos, visando as melhores combinações de propriedades mecânicas, fornecendo subsídios científicos/tecnológicos para as indústrias brasileiras. Em certos componentes de veículos aeroespaciais tem sido usado aço de baixa liga e ultra-alta resistência temperados e revenidos com elevada resistência devida a estrutura martensítica mas com baixa tenacidade. Uma melhoria na tenacidade é conseguida com redução controlada de resistência através do revenimento. O novo conceito, para aços avançados que combinam alta resistência com boa tenacidade, está simbolizado pelas microestruturas bainíticas e multifásicas. Neste projeto foi feito um estudo do efeito das microestruturas nas propriedades mecânicas de um aço AISI 4340. Foram analisadas diversas microestruturas, desde aquelas inteiramente bainíticas até microestruturas multifásicas com teores variados de ferrita, bainita, martensita e austenita retida. Os resultados foram comparados com aqueles obtidos por têmpera por resfriamento contínuo e com as diversas rotas de transformação isotérmica. As combinações de propriedades mecânicas estão relacionadas com as frações volumétricas das fases e a bainita melhora significativamente a ductilidade do aço, mantendo a resistência elevada e melhorando a combinação resistência/ductilidade. O aço possui baixo coeficiente de encruamento e é possível conseguir resistências entre 1000 MPa e 1400 MPa com alongamento entre 13% e 25%, combinação esta superior aquelas encontradas para o mesmo aço quando temperado e revenido em óleo.

PALAVRAS-CHAVE: aços bainíticos, propriedades mecânicas, caracterização microestrutural, aços multifásicos

RANIERI, A. *“Effect of bainitic and multiphasic microstructures on the mechanical properties of AISI 4340 steel”*. Guaratinguetá – São Paulo; 2005, 93p. Master Thesis Dissertation (Mechanical Engineering Master Dissertation) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

The main goals of this study were to develop bainitic and multiphasic structures through several routes of heat treatment, in order to reach the better combination of mechanical properties, providing scientific/technological subsidies to Brazilian industries. In some of aerospace vehicles components have been used quenched and tempered ultra-high-strength low-alloy steel where the martensitic structure is responsible for the high-strength and low toughness levels. Toughness improvements can be achieved by strength reduction control during tempering. The new concept for advanced steels, that combine high-strength and good toughness, is correlated with the bainitic and multiphasic microstructures. In this work the effect of microstructures on the mechanical properties of AISI 4340 steel. Has been analysed several microstructures, from those totally bainitic until multiphasics microstructures with various ferrite, bainite, martensite and retained austenite content. The results were compared with those obtained by quenching through continuous cooling transformation and several routes of isothermal transformation. The combinations of mechanical properties are related with volume fraction of present phases and the bainite improved significantly the toughness steel., keeping the high strength and improving the strength/toughness combination. This steel has low coefficient of hardness and is possible to achieve strengths between 1000 MPa e 1400 MPa with percentual elongation between 13% e 25%, this combination is better than that found to the same steel when quenched and tempered in oil.

KEYWORDS: bainitic steels, mechanical properties, microstructural characterization, multiphasic steels

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES SOBRE O TRABALHO

Com o crescimento do tamanho das empresas, também cresce a complexidade de seus processos. A escassez de recursos exige melhor relação custo-benefício dos investimentos empresariais. O crescimento da competição e a necessidade das empresas em garantirem sua continuidade, exigem cada vez mais materiais com características especiais, para aplicações específicas, de forma a tornar os produtos finais com menores custos e melhor qualidade.

No caso dos aços, os principais requisitos para fins estruturais são: resistência mecânica aliada com boa tenacidade, resistência à fadiga, ao desgaste e à corrosão atmosférica.

Aços que possam ser produzidos facilmente e com menores custos, que permitam diminuição de peso dos produtos finais com conseqüentes custos operacionais mais baixos, são de real interesse para a tecnologia moderna. Junte-se a isto a necessidade de desenvolvimento e de novas tecnologias em produtos nacionais, eliminando a dependência de materiais importados, principalmente nas indústrias aeroespacial e de alta tecnologia.

Uma alternativa que tem sido tentada é o desenvolvimento de novas microestruturas. Neste contexto a inserção da bainita, substituindo total ou parcialmente a martensita, é uma opção promissora no que se refere à combinação de alta resistência e tenacidade. Nos aços ferríticos-perlíticos, a estrutura pode ser substituída por bainita ou a perlita ser substituída por bainita e/ou martensita. Nos aços ao carbono e nos aços baixa liga a microestrutura martensítica pode ser substituída parcial ou totalmente por bainita (SHIM et al, 2001).

Nos aços microligados podem ser aplicados tratamentos termomecânicos e/ou térmicos obtendo microestrutura inteiramente bainítica (aços bainíticos) ou microestrutura multifásica (ferrita+bainita+martensita+austenita retida), que certamente elevariam o nível de resistência mecânica e tenacidade.

Este trabalho visa otimizar parâmetros de tratamentos térmicos para obtenção de aços bainíticos e multifásicos de forma a determinar as rotas mais indicadas para obtenção de melhores propriedades mecânicas.

O aço AISI 4340 foi escolhido haja vista sua ampla utilização na indústria em função de seu baixo custo, aliado a alta resistência, quando tratado por têmpera convencional. Procura-se, portanto, a melhor combinação de alta resistência e tenacidade, visando ampliar ainda mais seu uso e diminuir também seu custo pela eliminação de operação de tratamento térmico como o revenimento.

Neste trabalho seguiram-se as seguintes etapas: análise química do aço como recebido, estabelecimento e realização dos ciclos de tratamento térmicos, caracterização microestrutural e ensaios mecânicos. Posteriormente foram comparados os resultados obtidos por têmpera convencional, relacionando as propriedades mecânicas com quantidades e morfologia das fases.

1.2 OBJETIVOS

O trabalho tem como objetivo a otimização de parâmetros de tratamentos térmicos e a determinação da quantidade e morfologia das fases para um aço AISI 4340 com estrutura bainítica e multifásica, como forma de alcançar a melhor combinação de alta resistência e tenacidade.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 GENERALIDADES

Os aços são os materiais metálicos mais importantes na vida moderna devido a variedade de seu uso. Pode-se considerar um aço ideal, aquele que apresente as seguintes características em função da aplicação: alta resistência, elevada tenacidade, boa forjabilidade e usinabilidade, facilidade de tratamentos térmicos, resistência à fadiga e à corrosão, resistência à nucleação e a propagação de trincas, baixo custo.

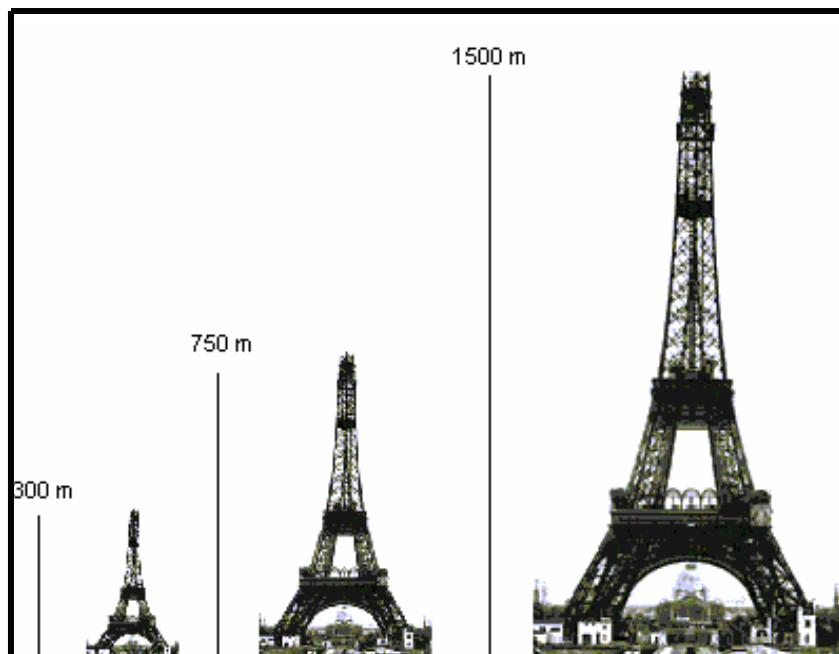
Têm sido desenvolvidos, nos últimos vinte anos, os chamados aços estruturais para uso na indústria em geral, e representam uma etapa importante na evolução dos aços, pois proporcionam a execução de peças e produtos com menor peso e menor custo. A tendência, na década de sessenta, no campo dos aços estruturais foi aumentar os seus elementos de ligas, com vistas a obter alta resistência sem ter que recorrer ao tratamento térmico (HABRAKEN; ECONOMOPOULOS, 1967).

Atualmente as propriedades mecânicas mais importantes dos aços são o módulo de elasticidade, limite de escoamento e ductilidade. O módulo de elasticidade é uma propriedade que independe da estrutura, não se alterando com a adição de elementos de liga, pelo menos em baixos teores. Daí a importância maior de se melhorar o limite de escoamento evitando a perda de ductilidade.

Intensas pesquisas têm sido feitas no desenvolvimento dos aços microligados de alta resistência, aços bainíticos e multifásicos de ultra-alta resistência para uso aeroespacial e aços nano-estruturados. Esforços conjuntos de governo e empresas para desenvolver o chamado “super aço”, que no futuro permitirá a construção de edifícios cinco vezes mais altos que os mais altos edifícios da atualidade, com o mesmo peso atual em aço, além da construção de veículos e naves somente vistas em filmes e histórias de ficção, têm sido um foco atual na área de pesquisas.

Para se ter uma idéia, a Torre Eiffel, com 300 metros de altura foi construída em 1889 com o que havia de mais avançado em termos de tecnologia de aços. Se fossem usados os aços de alta resistência que temos hoje, calcula-se que ela poderia ser construída com 750 metros de altura e com o mesmo peso. Quando o “super aço” for

comercializado no futuro, será possível a construção de uma torre semelhante com 1500 metros de altura e com o mesmo peso da atual Torre Eiffel (KAWAI, 2000).



2.2 AÇOS PARA FINS ESTRUTURAIS

No desenvolvimento de aços para fins estruturais surgiram: aços ao carbono ferrítico-perlíticos, aços ao carbono normalizados ou temperados e revenidos, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) temperado e revenido, aços de alta liga, aços microligados e aços bifásicos.

2.2.1 – Aços ao carbono

Os aços carbono de uso comum têm de 0,008% a 2,06% em peso de carbono. O carbono é o elemento mais importante na liga Ferro-Carbono e determina o tipo de aço obtido. Quanto maior o teor de carbono maior será a dureza do aço e maiores serão os limites de resistência e de escoamento.

Uma forma de classificação destes aços seria: baixo teor de carbono ($\%C < 0,25\%$), médio teor de carbono ($0,25\% < \%C < 0,50\%$) e alto teor de carbono ($\%C > 0,50\%$).

Os aços de médio e alto carbono são temperáveis, mas com alta fragilidade, baixa conformabilidade, baixa soldabilidade e ficam mais frágeis após soldagem. As limitações dos aços ao carbono, podem ser resumidas em: baixa temperabilidade, baixa resistência mecânica, baixa resistência ao desgaste em altas temperaturas, baixa resistência à corrosão, baixa resistência à oxidação e baixa temperatura de decomposição da martensita.

2.2.2 – Aços liga

São aqueles que contém na liga ferro-carbono outros elementos como níquel, cromo, manganês, molibdênio, tungstênio, vanádio, silício, cobalto, alumínio, titânio, cobre, nióbio, zircônio, boro, chumbo, etc. Estes elementos estão presentes intencionalmente, além daqueles que entram na liga decorrente do processo de fabricação.

A influência destes elementos se dá pela alteração da microestrutura por diversos fatores inclusive nos tratamentos térmicos ou termomecânicos, de forma mais ampla e variada do que aquela que ocorre com os aços ao carbono, alguns destes elementos como o vanádio, cromo e o molibdênio, formando compostos intermetálicos e soluções sólidas, alteração nas temperaturas de transformação de fase, alteração da solubilidade do carbono na ferrita e austenita, alteração nas velocidades de transformação da austenita em ferrita e cementita ou martensita, e aumento da temperatura de decomposição da martensita.

Os principais efeitos dos elementos de liga são: elevação da dureza, elevação da resistência, melhoria da temperabilidade, aumento da temperatura de transição, melhoria da trabalhabilidade, aumento da resistência à oxidação, à corrosão, à abrasão, elevação da tenacidade à baixas temperaturas, usinabilidade e resistência em altas temperaturas. Alguns elementos como o alumínio e o vanádio, por exemplo, inibem o crescimento do grão durante a austenitização, elevando a resistência e a tenacidade. Outros, como o molibdênio e o nióbio reduzem a susceptibilidade a fragilização pelo revenido e, quando necessário, elementos como o cromo, enxofre e o fósforo, reduzem a ductilidade. Elementos como o cálcio, alumínio e silício desoxidam e dessulfurizam

elevando a trabalhabilidade e possibilitando obtenção de bainita em resfriamento contínuo.

As vantagens dos aços ligas, sobre os aços carbono são a maior temperabilidade, menor distorção, menor granulação, maior tensão de escoamento e maior resistência mecânica a baixas e altas temperaturas. As maiores desvantagens são o maior custo, maior dificuldade de tratamentos térmico em alguns casos, tendência a formação de austenita retida e possíveis fragilidades.

2.2.3 – Aços ARBL

Os aços chamados ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga, foram desenvolvidos para uso em grandes estruturas, não apresentando, entretanto, aumento de peso. Estes aços são também conhecido pela sigla em inglês HSLA – High Strength Low Alloy.

Estes aços apresentam como principais características uma alta resistência mecânica em relação aos aços de uso geral, resistência à corrosão atmosférica, ao choque e à fadiga, além de apresentarem uma maior relação entre limite de escoamento e limite de resistência à tração sem perda apreciável da ductilidade. São de fácil produção por deformação a frio ou a quente e, posteriormente, ainda podem ser trabalhados por deformação, dobramento, corte, solda, etc.

São utilizados para: embutimento, tubulações, vasos de pressão e outros. Na indústria de transporte onde o equipamento utilizado (caminhões, ônibus, aviões, outros elementos ferroviários, rodoviários, navais, etc), devido às condições próprias do serviço, deve caracterizar-se por peso relativamente baixo, para diminuir os custos operacionais.

Os principais tipos de aços ARBL são: aços estruturais perlíticos, aços ao carbono normalizados ou temperados e revenidos, aços de baixa liga temperados e revenidos e os aços microligados, este último considerado também da categoria dos aços ARBL e conhecidos como aços ARBL – microligados.

A necessidade de boa soldabilidade exigiu um aço de baixo teor de carbono e para não perder a resistência, houve a necessidade de se fazer uma compensação com o aumento do teor de manganês.

Este nome microligado é devido à presença de teores baixo de certos elementos de liga como o nióbio, titânio e vanádio, adicionados para se obter um bom controle de microestrutura durante um processamento especial, chamado laminação controlada. Nestes aços o aumento do limite de escoamento foi conseguido através de endurecimento por precipitação de carbonetos, especialmente de vanádio, nióbio e titânio (HONEYCOMBE, 1981).

2.2.4 – Aços ultra-resistentes

A classe de aços ultra-resistentes foi desenvolvida para aplicação aeroespacial, mas estendeu-se a outros setores da indústria.

Devem ter limite de escoamento superior a 1.400 MPa, boa tenacidade, elevada resistência à fadiga, boa soldabilidade e relação resistência/ densidade. Um aço tipo AISI 4340 de ultra alta resistência, temperado em óleo e revenido a 727°C (T&R 427) possui resistência à tração em torno de 1.590 MPa e limite de escoamento de 1.370 MPa (FAIRES, 1966).

Pode-se aumentar a resistência através de: uma elevação no teor de carbono, aumentando-se com isto a quantidade de perlita; pela adição de elementos endurecedores da ferrita, provocando precipitação de carbonetos e nitretos; do refino de grão; através de tratamentos térmicos durante a fabricação; por deformação a frio (encruamento); ou revenimento a temperaturas baixas e endurecimento secundário.

Aços de baixa e media liga, ultra-resistentes podem atingir valores da ordem de 1.900 MPa quando devidamente temperados e revenidos, como é o caso do aço AISI 4340 temperado e revenido a (200-230) °C, usados em componentes de trem de aterrisagem de aviões. O inconveniente é a baixa tenacidade, que pode ser parcialmente sanada com adição de elementos de liga. Um exemplo é o aço AISI 4340, modificado com adição de Mo, V e Si que atingem resistência da ordem de 2.100 MPa, aplicados em temperaturas próximas da ambiente. Este fato também ocorre no aço AISI 300M. Este aço difere do AISI 4340 pelo alto teor de silício, teores de carbono e molibdênio ligeiramente maiores, além da adição de vanádio. O silício proporciona maior temperabilidade, aumento de endurecimento por solução sólida e melhor resistência mecânica a altas temperaturas. Este aço foi desenvolvido como uma

evolução do aço AISI 4340, apresentando uma superioridade no que diz respeito à tenacidade, quando são necessárias baixas temperaturas de revenido para evitar empenamentos. Este aço tratado termicamente apresenta limite de escoamento de 1.750 MPa e limite de resistência a tração de 1.890 MPa (SANTOS, 2001; TOMITA & OKAWA, 1993).

As principais aplicações do aço 300M são: fixadores de alta resistência, carcaças de motores e motores de mísseis como o VLS – Veículo Lançador de Satélite (o AISI 4340 foi substituído pelo aço 300M devido aos excelentes resultados obtidos na determinação dos parâmetros de tratamento térmico e de soldagem realizados para este aço), trens de pouso, tubos de canhão, parafusos, pinos e componentes estruturais de aviões, eixos, engrenagens componentes de bombas, vasos de pressão, eixos de equipamento de conformação, etc.

Uma classe de aços ultra-resistentes de alta liga que tem boa tenacidade e soldabilidade, são os aços MARAGING (Martensita + Age Hardening), onde o limite de escoamento atinge níveis entre 1.030 e 2.420 MPa, oriundo do endurecimento por envelhecimento de uma matriz martensítica de baixo teor de carbono. Nestes aços o endurecimento ocorre por uma reação que não envolve carbono, sendo o aumento das propriedades mecânicas obtido pela precipitação de compostos intermetálicos em temperatura da ordem de 480 °C (MOURA NETO & ALMEIDA, 1997).

2.2.5 – Aços bifásicos

Os aços ARBL têm relação resistência/peso superior aos dos aços comuns. No entanto, não são particularmente adequados para aplicações onde se requer elevados níveis de deformação. Este fato deu origem a algumas dificuldades, particularmente na indústria automobilística, onde a legislação sobre segurança e economia de combustíveis vem exigindo o uso de aços de maior resistência e que permitam a confecção de peças com menor peso, em diversos componentes (KLAUS, 2003).

Desenvolveram-se então aços com baixo teor de elementos de liga (tipicamente manganês e silício) apresentando simultaneamente bons níveis de resistência mecânica e conformabilidade, desde que sejam sujeitos a um tratamento térmico que conduza a

uma matriz ferrítica com ilhas de martensita. Estes aços são designados por aços bifásicos de baixa liga (DPLA- Dual Phase Low Alloy) ou aços bifásicos.

O processo mais simples para obter-se esta estrutura consiste em fazer um recozimento intercrítico em torno de 790°C. Este recozimento consiste em aquecer o material até uma temperatura intercrítica, mantendo-o nesta temperatura por um tempo que depende da espessura da peça, de modo a ocorrer nucleação de austenita no interior ou nos contornos de grão da ferrita. Em seguida o aço deve ser resfriado bruscamente, normalmente em água. A austenita formada se transformará em martensita, após o processo de têmpera. (HONEYCOMBE, 1981)

Os aços bifásicos surgiram em torno de 1975 e são compostos, basicamente, por fases ferrita e martensita. Podem ser comparados aos aços ARBL com a vantagem de ter conformabilidade superior e um excelente acabamento superficial, devido à ausência do fenômeno de escoamento descontínuo.

O grande interesse por este novo tipo de aço contribuiu para o desenvolvimento e produção dos aços bifásicos através do ajuste de sua composição química, tratamento térmico e processos termomecânicos, com o objetivo de conseguir melhores propriedades mecânicas.

Os aços bifásicos constituem um assunto comercial promissor, especialmente na indústria automobilística, visto que permitem a substituição de componentes com muitas vantagens, relacionadas a sua resistência mecânica, vida em fadiga, aumento de ductilidade e diminuição da fratura frágil, quando comparados com as categorias de aços anteriormente citados (ABDALLA et al, 2001; GRITTI et al, 2002).

As frações volumétricas das fases são importantes, mas a sua morfologia também é significativa. Microestruturas com ilhas de uma segunda fase existente, dentro de uma matriz de ferrita têm um melhor desempenho em testes de fadiga (MINTZ, 1997; SUN, WANG, 1989).

Os aços bifásicos têm demonstrado excelente resistência à propagação de trincas de fadiga em comparação com outros materiais estruturais, como por exemplo os aços ARBL. Possuem boa conformabilidade e já existem no mercado aços bifásicos para uso na indústria automobilística com 780 MPa de resistência à tração (GRITTI et al, 2002).

2.3 RESISTÊNCIA/TENACIDADE DOS AÇOS ESTRUTURAIS

Falhas catastróficas de estruturas levaram ao reconhecimento da importância da tenacidade e a necessidade de se levar em consideração também o limite de escoamento nos critérios de projetos.

A baixa tenacidade em aços de alta resistência tem causado sérios transtornos à engenharia. Para que se tenha uma idéia do problema pode-se dizer que a fratura frágil dos aços tem sido observada desde a segunda metade do século XIX, quando o aço começou a ser amplamente utilizado em estruturas. Não obstante, as rupturas de maior gravidade verificaram-se mais recentemente, em consequência do aumento acentuado da procura de grandes estruturas integrais de aço, por exemplo, em navios, tubulações, pontes e reservatórios sob pressão. Durante a segunda guerra mundial, ocorreram rupturas catastróficas em muitos navios Liberty, completamente soldados. Foram detectados aproximadamente 1.500 incidentes envolvendo rupturas frágeis de certa gravidade, e dezenove navios partiram-se em duas partes de forma completa e inesperada. Quando se desencadeia a fratura, a energia elástica armazenada no aço sob tensão é apenas parcialmente utilizada na criação das novas superfícies e na deformação plástica associada. A energia restante corresponde a energia cinética da fissura. Essa energia faz com que a fissura se propague com uma velocidade que aumenta com a elevação do comprimento da fissura, atingindo um valor limite, que se situa entre 0,4 e 0,5 da velocidade do som, fazendo com que a fratura frágil ocorra, portanto, com uma rapidez catastrófica (HONEYCOMBE, 1981 p. 277).

Os materiais de alta resistência são selecionados nos projetos de forma a adequar resistência e peso. Entretanto, é preciso associar a máxima resistência com a melhor tenacidade. Normalmente quando a resistência aumenta a tenacidade diminui. É extremamente difícil conseguir que estas duas propriedades sejam altas simultaneamente com atual tecnologia do aço (HERTZBERG, 1989).

Um mecanismo usado para aumentar a resistência e a tenacidade dos aços foi através do refino de grãos. Foram desenvolvidos aços de grão fino através da adição de alumínio e nitrogênio no aço para a formação de nitretos. Obteve-se granulação cada vez mais fina, pelo encruamento do grão de austenita por laminação, que favorecia a

nucleação da ferrita no resfriamento. Isto foi conseguido por deformações severas realizadas em temperaturas altas, mas inferiores à temperatura de recristalização.

Pode-se ainda melhorar a tenacidade evitando a formação de martensita ou promovendo maior dissolução de fases intermediárias, que tendem a tornar frágil o material (HUANG & THOMAS, 1971).

Para que o material seja tenaz, ele deve apresentar tanto resistência como ductilidade. Frequentemente alguns materiais dúcteis são mais tenazes do que outros materiais frágeis. Assim sendo, embora o material frágil possa ter maior limite de escoamento e maior limite de resistência à tração, ele pode possuir menor tenacidade do que alguns materiais dúcteis (CALLISTER, 2002).

Tendo em conta a variação do comportamento de ruptura com a temperatura e a crescente utilização de aços a baixas temperaturas, por exemplo, em tubulações no Ártico, no armazenamento de gases liquefeitos, etc., é cada vez mais necessário o desenvolvimento de aços com baixa temperatura de transição dúctil-frágil e elevada tenacidade à fratura.

Para alcançar este objetivo, o mecanismo mais importante encontrado até agora é, provavelmente, a diminuição do tamanho de grão, apesar de estarem em jogo muitas outras variáveis, incluindo os pormenores da produção do aço, a composição e os processos finais de fábrica utilizados. O desenvolvimento dos aços ARBL, ou aços microligados com tamanho de grãos inferiores a 10 micrometros, apresentando bons níveis de resistência e baixas temperaturas de transição, foi um avanço (HONEYCOMBE, 1981).

Uma alternativa promissora para o equilíbrio entre alta resistência e tenacidade que vem sendo pesquisado atualmente são os aços bainíticos e multifásicos.

2.4 ESTRUTURAS BAINÍTICAS

Normalmente encontra-se na literatura a seguinte definição para bainita:

“Bainita é um constituinte dos aços que são formados pela decomposição da austenita dentro de uma faixa de temperatura entre o campo da formação da martensita e da formação da ferrita e perlita. Este constituinte consiste de um agregado de ferrita

acicular e carbonetos. Esta morfologia muda progressivamente com a temperatura de transformação na qual o tamanho das partículas e a acicularidade da estrutura aumenta conforme diminui a temperatura” (BHADESHIA, 1992; BRAMFITT e SPEER, 1988).

Recorde-se que a transformação perlítica é, essencialmente uma reação de altas temperaturas, que ocorre entre 550°C e 720°C, e que a formação de martensita tem lugar numa transformação a baixas temperaturas.

Nos diagramas TTT dos aços, pode-se concluir que há um largo intervalo de temperatura, normalmente entre 250°C e 550°C, no qual não há formação de perlita ou martensita, conforme Hehemann (1970). A amplitude desta região depende da percentagem de carbono e dos elementos de liga. Nestas temperaturas formam-se agregados finos de ferrita e cementita, sob a forma de ripas, as quais tem algumas das características das reações de alta temperatura como a difusão, envolvendo a ferrita, e simultaneamente algumas das características de transformação da martensita, como o cisalhamento.

Estas estruturas intermediárias entre os constituintes em equilíbrio do aço e a martensita, são no seu conjunto, designadas por Bainita, em homenagem a Edgar Bain que, em colaboração com Davenport (1930), as observou pela primeira vez durante uma investigação sistemática e pioneira da decomposição isotérmica da austenita (HONEYCOMBE, 1981).

Um dos fatores que mais tem complicado o estudo das estruturas bainíticas é sua grande variedade e complexidade, existindo diversos tipos diferentes de bainita, podendo sua morfologia variar de forma importante com o aumento da percentagem de carbono. O tema bainita é motivo de muita pesquisa em todo o mundo, e muitas controvérsias continuam após setenta anos de sua descoberta.

2.4.1 – Terminologias

Segundo Edgar Bain em colaboração com Davenport (1930) a bainita pode ser formada por transformação isotérmica. É classificada em dois tipos: superior e inferior. Na bainita superior a distribuição de carbonetos ocorre entre as ripas de ferrita e na bainita inferior a distribuição de carbonetos ocorre em parte no interior das ripas

de ferrita e em parte entre as ripas de ferrita. Estes carbonetos normalmente são cementita. A diferença entre superior e inferior se estabelece também através da temperatura de transformação, ou seja, a superior entre 550°C e 350°C e a inferior entre 350°C e 250°C, variando estas faixas de temperaturas em função da composição química do aço (BRAMFITT & SPEER, 1988; AZUMA et al, 2003).

A bainita que se forma durante o resfriamento contínuo, freqüentemente, é chamada de bainita granular. Esta terminologia é largamente utilizada na indústria.

Na mesma faixa de temperaturas das bainitas, aparece outra microestrutura denominada ferrita acicular, que consiste de uma série de placas que nucleiam de forma heterogênea a partir de inclusões não metálicas, crescendo em diferentes direções dando lugar a uma microestrutura desorganizada e caótica. As estruturas da ferrita acicular e da bainita são diferentes. Enquanto a bainita cresce com uma série de placas paralelas em orientações cristalográficas idênticas, nucleando nos contornos de grão da austenita, as placas de ferrita acicular nucleiam no interior dos grãos, de forma radial com centro nas inclusões não metálicas.

Foram catalogados por Kennon (1980) trinta diferentes termos que tem sido usado para descrever a microestrutura bainítica:

Tabela 1 - Termos usados para a morfologia bainítica (KENNON, 1980)

Termos		
Bainita superior	Bainita massiva	Bainita aparente
Bainita inferior	Bainita acicular	Bainita como formada
Bainita de alta temperatura	Bainita baixo carbono	Bainita revenida
Bainita de baixa temperatura	Bainita medio carbono	Bainita superior revenida
Bainita em bloco de coluna	Bainita alto carbono	Bainita inferior revenida
Bainita em bloco	Bainita baixo C ou liga	Bainita livre de carbonetos
Bainita colunar	Bainita I	Bainita incompleta
Bainita granular	Bainita II	Bainita clara
Ilha de bainita	Bainita III	Bainita no contorno de grão
Bainita lenticular	Bainita comum	Bainita inversa

No trabalho será usado o termo “**bainita**” no sentido genérico para descrever algumas das seguintes características morfológicas:

- a) Ferrita acicular com precipitação de cementita (Fe_3C) no interior das ripas.
- b) Ferrita acicular com partículas no interior das ripas ou filmes de cementita dentro das ripas ou austenita.
- c) Ferrita acicular com um constituinte consistindo de ilhas discretas, ou regiões de blocos de austenita e/ou martensita ou perlita.

2.4.2 – **Morfologia**

Nos aços bainíticos os grãos originais de austenita transformam-se em estruturas de ripas, cuja espessura varia geralmente entre 0,2 e 2 micrometros. As ripas formam feixes ou cachos; as fronteiras entre as ripas de um mesmo feixe são de pequeno ângulo, mas feixes adjacentes, têm uma rotação relativa de ângulo elevado. A espessura dos feixes é a característica fundamental da microestrutura que controla a propagação de fissuras de clivagem nestas estruturas (BHADESHIA, 1992).

A morfologia da bainita consiste de ripas finas de ferrita, curtas ou mais longas, em função do tratamento, semelhante a da ferrita de Windmanstätten, isentas ou não de precipitação interna.

Podem ocorrer placas finas de ferrita ao invés de ripas e partículas estreitas de cementita, na forma de bastões ou lâminas muito finas no interior destas placas, assemelhando-se a finas agulhas.

Dependendo do tipo de bainita, pode apresentar filmes de martensita de alto teor de carbono, por transformação da austenita retida no resfriamento.

É interessante notar que as transformações perlíticas e bainíticas são na realidade, concorrentes umas com as outras, de tal modo que quando uma dada fração de uma liga tenha se transformada em perlita ou bainita, a transformação no outro microconstituente não é possível sem que haja um reaquecimento para formar austenita (CALLISTER, 2002; BHADESHIA, 1992; BRAMFITT e SPEER, 1988).

2.4.2.1 - Bainita superior

A transformação ocorre entre 550°C e 350°C, embora dependa da composição química do aço. Esta transformação é do tipo martensítica, ou seja uma reação a baixas temperaturas, produzindo-se a nucleação de várias agulhas formando um feixe de agulhas paralelas. Este fenômeno é mais freqüente com o aumento da porcentagem de carbono. A microestrutura consiste de ripas finas de ferrita, com espessura da ordem de 0,2 micrometro e comprimento de 10 micrometros. As ripas crescem agrupadas em feixes paralelos e possuem orientação cristalográfica idêntica e definida (BHADESHIA, 1999). Conforme a ripa de ferrita cresce, o carbono, por difusão, sai da estrutura CCC, enriquecendo a austenita, fazendo com que a temperatura M_s diminua. O aumento do teor de C e a diminuição da temperatura de transformação diminuem o comprimento das ripas de ferrita, e os carbonetos vão se aglutinando entre elas formando uma estrutura fina (OHMORI, OHTANI, KUNITAKE, 1971).

2.4.2.2 - Bainita inferior

Apresenta microestrutura e características cristalográficas similares as apresentadas pela bainita superior. No entanto, enquanto a bainita superior forma agulhas, a bainita inferior tende a formar mais placas que agulhas. Ocorre precipitação de cementita no interior das placas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de cementita: os que crescem a partir da austenita enriquecida em carbono e que separam as plaquetas de ferrita bainítica, e o que precipita a partir da ferrita saturada. A faixa de temperatura para sua formação está entre 250°C e 350°C e, assim como a bainita superior, é dependente da composição química do aço (HABRAKEN e ECONOMOPOULOS, 1967). Nesta microestrutura, com a diminuição da temperatura, a relação entre a cementita e a ferrita é a mesma que se obtém durante o revenido da martensita. Não é necessário que os carbonetos da ferrita sejam cementita, podendo se formar primeiro outros tipos de carbonetos de transição, como carboneto epsilon. Os carbonetos da bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de cerca de 500 nanometro de comprimento (BHADESHIA, 1999). Podemos ver na

figura 1 a representação esquemática da formação da bainita superior e inferior e suas principais diferenças.

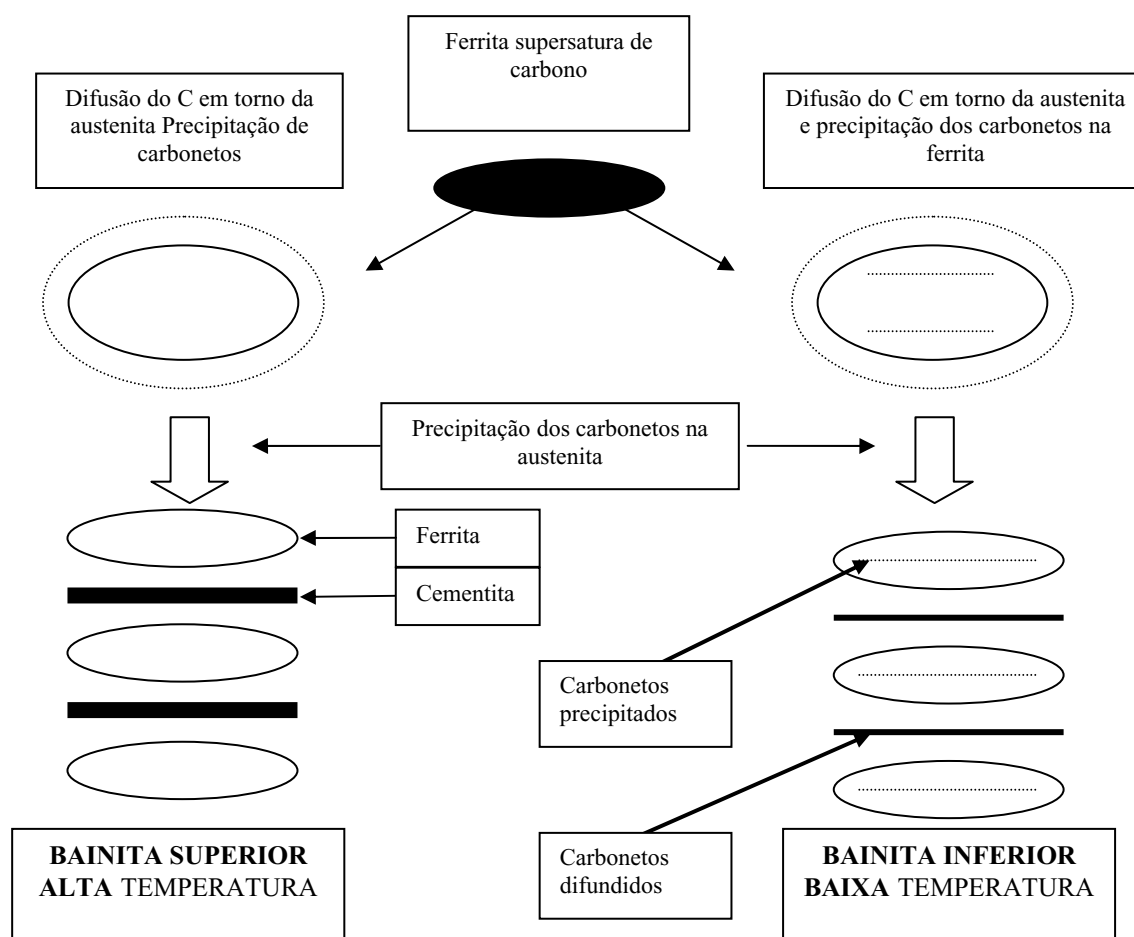


Figura 1. Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior

2.4.2.3 - Bainita granular

Esta bainita se forma durante o resfriamento contínuo, em taxas de resfriamento relativamente baixas, isto é, abaixo de 50°C/min. (BRAMFITT e SPEER, 1988).

Os feixes de bainita granular podem ser maiores que a da bainita convencional, tendo aparência de blocos de bainita e austenita. Uma característica, apesar de não ser a única, é a ausência de carbonetos na microestrutura. O carbono que é segregado da ferrita bainítica enriquece a austenita de carbono e estabiliza a austenita residual, de

forma que, a microestrutura final contém austenita retida e martensita com alto teor de carbono, em adição a ferrita bainítica, conforme Honeycombe e Bhadeshia (1995).

Trata-se na realidade de uma mistura de bainita superior ou inferior com grãos grossos de ferrita massiva e poligonal com regiões de martensita e austenita retida. Estas misturas são mais observadas nos aços de baixo e médio carbono, e produzidos por resfriamento contínuo.

2.4.3 - Obtenção de estruturas bainíticas por transformação isotérmica.

No diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) dos aços pode-se observar a existência de uma faixa larga de temperatura em que não há formação de perlita ou martensita. Nesta região ocorre a formação de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita, estrutura intermediária esta chamada bainita.

Os tratamentos térmicos aplicados aos aços para obtenção de estruturas bainíticas envolvem aquecimentos até uma temperatura de austenitização. (A temperatura e o tempo de permanência nestas temperaturas são os parâmetros principais que devem ser controlados). Posteriormente faz-se o resfriamento com permanência em temperatura constante, dentro da faixa de 250°C a 550°C, por tempo suficiente para formação da bainita, seguido por resfriamento até a temperatura ambiente. Este tratamento é chamado de austêmpera. Este tratamento evita a formação direta da martensita, eliminam-se os inconvenientes que essa estrutura apresenta quando obtida pela têmpera direta e que são somente eliminados pelo revenido posterior.

Para assegurar uma completa transformação da austenita em bainita, o material deve ser resfriado a partir da temperatura de austenitização até a temperatura do banho de austêmpera, com uma taxa de resfriamento suficientemente alta para evitar a entrada no cotovelo da curva TTT, evitando que outra transformação da austenita ocorra durante esse resfriamento e, por outro lado, deve ser mantido no banho o tempo necessário para promover a completa transformação da austenita em bainita.

Na temperatura de austenitização tem-se uma solubilização completa do soluto na rede cristalina do solvente. Quanto mais alta a temperatura, mais fácil a difusão e mais rápido é o processo. No entanto, pode haver crescimento de grão austenítico.

Por outro lado, quando se trata de peças de grandes dimensões há riscos de distorção e empenamento. Por isto, é necessário estudar-se temperaturas de austenitização mais baixas e o tempo de permanência na temperatura de austenitização também deve ser o menor possível.

O resfriamento posterior, até uma temperatura dentro da faixa de transformação bainítica, e manutenção nesta temperatura, promoverá a transformação isotérmica da austenita em bainita. Tendo em vista que esta reação nunca se completa, após resfriamento até a temperatura ambiente, a estrutura final será constituída predominantemente de bainita com presença de uma fração de austenita retida e, eventualmente, de uma fração pequena de martensita. As frações destas fases dependem da composição química do aço, da temperatura de transformação isotérmica e do tempo nesta temperatura.

2.4.4 Efeitos dos elementos de liga na formação das microestruturas dos aços bainíticos.

Os elementos de liga influenciam de maneira significativa tanto a microestrutura quanto as propriedades mecânicas dos aços, mas estas melhorias têm de superar os aumentos de custos que introduzem estes elementos de liga.

O carbono é o elemento de liga mais importante na composição química de um aço e, embora seja o mais barato, tem efeito negativo na sua soldabilidade. O molibdênio e o cromo são elementos de liga mais caros. O manganês e o silício, também mais baratos, são considerados elementos atraentes para aplicação nos aços, devido as suas ótimas qualidades desoxidantes, eleva a resistência da ferrita sem perda de ductilidade além do manganês em teores maiores estabilizar a austenita. Os aços para fins estruturais de melhor qualidade contêm níquel, cromo e molibdênio (teor total em peso $\leq 6\%$), e podem conter pequenos teores de boro e vanádio. O aço AISI 4340, objeto deste estudo, é um aço estrutural Cr-Ni-Mo com médio teor de carbono.

O carbono tem grande efeito na faixa de temperatura em que ocorre a formação da bainita. A temperatura de formação é reduzida por alguns elementos de liga, mas o carbono exerce o maior efeito sobre a temperatura. O carbono tem maior solubilidade na austenita que na ferrita e tem um grande potencial para estabilizar a austenita, o que leva ao atraso da velocidade da reação. Foi constatado também que o aumento do teor de carbono torna mais fácil a formação da bainita inferior, porque torna mais difícil para as ripas de ferrita bainítica supersaturadas sofrerem difusão do carbono antes da precipitação da cementita.

A adição de outros elementos de liga, normalmente, retarda a reação ferrítica e perlítica, e a reação bainítica é deslocada para temperaturas menores. Esses efeitos causam uma grande separação na região da reação, e a curva TTT, para um grande número de aços, apresenta as curvas “C” para a reação bainítica e perlítica claramente separadas. No entanto, é difícil obter a microestrutura completamente bainítica, devido à proximidade das reações martensítica e bainítica.

Uma separação efetiva da região da reação bainítica em aços baixo carbono pode ser obtida pela adição de boro e molibdênio.

O molibdênio induz a reação bainítica pela separação das curvas de transformação, eleva e controla a temperabilidade, reduz susceptibilidade à fragilização pelo revenido e possibilita a obtenção da bainita em resfriamento contínuo.

O boro retarda marcadamente a reação ferrítica sem afetar o início da transformação martensítica. Isto permite que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Ao mesmo tempo, a curva bainítica é fortemente afetada pela adição de boro e, em consequência, não ocorre a formação da martensita. Deste modo, para uma grande faixa de velocidade de resfriamento é possível obter aços completamente bainíticos (BHADESHIA, 1992).

O boro quando aliado a outros elementos de liga, melhora a temperabilidade do aço, deslocando a curva TTT para a direita (TAMEHIRO et al, 1987).

Os aços ao boro aliam alta resistência com aumento de temperabilidade, sem perda da ductilidade, principalmente nos aços baixo carbono. Por isso são largamente empregados em aços temperados e revenidos.

Para os aços baixa liga e baixo carbono costuma-se adicionar pequenos teores de boro para evitar a formação da ferrita alotriomórfica e aumentar a capacidade de endurecimento da bainita. A ferrita alotriomórfica é a ferrita transformada ao longo dos contornos de grão da austenita por mecanismo de difusão e é diferente da ferrita bainítica que abrange a ferrita de Widmanstätten, a bainita convencional e a ferrita acicular. Com o aumento da taxa de resfriamento, a quantidade de ferrita alotriomórfica diminui enquanto a ferrita bainítica aumenta. A morfologia da bainita também varia, porque a transformação ocorre a uma temperatura mais baixa, conforme o resfriamento torna-se mais rápido (CHO et al, 2003).

Costuma-se empregar em combinação com o boro, elementos refinadores de grão que melhoram as propriedades mecânicas dos aços, sendo os mais comuns o nióbio, titânio, vanádio e também o alumínio. O refino do grão melhora em geral as propriedades mecânicas dos aços (HONEYCOMBE, 1981, p. 238 e 240).

A adição de cromo em pequenos teores eleva a temperabilidade, eleva substancialmente a resistência à oxidação, à corrosão, à abrasão (com alto C) e a resistência mecânica em altas temperaturas.

A adição de níquel eleva a temperabilidade, eleva a tenacidade a baixas temperaturas e a resistência da ferrita. Em altos teores confere resistência à corrosão, e quando associado com cromo e molibdênio confere melhores propriedades mecânicas ao aço, aumentando a temperabilidade e reduzindo a ductilidade e a estampabilidade.

2.5 OBTENÇÃO DE ESTRUTURAS MULTIFÁSICAS POR TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA.

O aquecimento até uma temperatura chamada intercrítica é aquele entre A_{c3} e A_{c1} no diagrama de equilíbrio Fe-C. O tempo de permanência na temperatura intercrítica tem grande influência no tamanho do grão da austenita e depende da porcentagem de carbono e manganês presente na austenita, devendo ser suficiente para a dissolução dos carbonetos e formação de austenita. Se o tempo for pequeno, a quantidade de carbeto dissolvidos e a área enriquecida com carbono e manganês, será menor, obtendo-se no final uma quantidade menor de austenita retida. Com o aumento do tempo aumenta a quantidade de austenita retida até um ponto máximo, e para

tempos maiores esta quantidade diminui, porque uma vez produzida a dissolução e homogeneização dos carbonetos, o aumento da quantidade de austenita faz com que diminua sua porcentagem de carbono, reduzindo assim a sua estabilidade (LIAN & HUA, 1995).

Após transformação isotérmica, a estrutura final será constituída de ferrita, bainita, austenita retida e, eventualmente, fração pequena de martensita.

Devido a fração de austenita retida ser determinada pela relação entre a fração volumétrica e estabilidade da austenita, durante o tratamento intercrítico, a temperatura e o tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica são dois parâmetros fundamentais na determinação da quantidade de austenita retida final.

2.5.1 Estruturas multifásicas

Os aços multifásicos apresentam boa conformabilidade, combinação de alta resistência e ductilidade superior. Com a descoberta do efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) ou transformação induzida por plasticidade, a sua produção aumentou muito e, nestes aços, a austenita retida toma uma importância fundamental. Os aços multifásicos são constituídos de bainita, ferrita, martensita e austenita retida tendo grande potencial de aplicação na indústria automobilística na fabricação de barras de reforço para proteção contra choques ou impacto, pára-choques e rodas. (OHMORI, OHTANI, KUNITAKE, 1971).

São obtidos após transformação isotérmica, na faixa de temperatura da reação bainítica. Durante este estágio de transformação, parte da austenita transforma-se em bainita ao passo que alguma austenita residual fica suficientemente estabilizada para permitir sua retenção à temperatura ambiente. Esta austenita retida pode ser transformada em martensita por solicitação mecânica que constitui o fenômeno TRIP. Portanto, os aços TRIP são aços multifásicos, compostos por quatro fases (ferrita, bainita, martensita e austenita retida) possuindo uma microestrutura muito fina, o que dificulta sua observação. Pode-se usar também para obtenção do aço TRIP temperaturas intercríticas ($\gamma + \alpha$) e isotérmicas bainíticas. (GIRAULT et.al., 1998; JAQUES et al., 2001).

Para a observação destas estruturas por microscopia óptica, foram desenvolvidos alguns ataques químicos específicos como o Nital (solução de HNO_3 e álcool etílico), solução aquosa de Metabissulfito de Sódio e o reagente de LePera (Solução aquosa de metabissulfito de sódio + solução de ácido pícrico em álcool etílico), mas a metodologia complexa e a baixa taxa de sucesso limitam sua utilização. Com referência a microscopia eletrônica de varredura, as mesmas dificuldades de observação, devida à microestrutura muito fina, que foram encontradas para o aço bifásico, foram também encontradas para os multifásicos e TRIP, sem nenhuma solução específica proposta até agora pela literatura. (GIRAULT et.al., 1998).

Aços com microestruturas ferrítico-bainíticas podem melhorar a tenacidade e são usados hoje em dia com sucesso em tubulações e oleodutos sob baixas temperaturas.

A fase bainítica tem um efeito favorável sobre a flangeabilidade por estiramento, resistência a fadiga, fratura frágil e tenacidade, quando comparado com os aços martensíticos. Entretanto, quando introduzida uma pequena quantidade de martensita, mas com a fração de bainita mais alta, os aços multifásicos têm as melhores combinações das propriedades mecânicas dos aços laminados a frio.

2.5.2 Efeito TRIP

Nos últimos trinta anos tem sido desenvolvido um grupo de aços, em que se tira partido das propriedades especiais da transformação martensítica que ocorre durante a deformação plástica. Estes aços, que se designam por aços de transformação induzida por plasticidade receberam o nome de TRIP (Transformation Induced Plasticity). Estes aços apresentam uma maior taxa de encruamento e uma maior deformação uniforme, precedendo a estricção (HONEYCOMBE, 1981). Foi apresentado pela primeira vez na conferência “Strong Tough Structural Steels” em Scarborough, Inglaterra em 1967 (DeARDO, 2003).

O fenômeno TRIP foi descoberto pela primeira vez nos aços liga (0,2-0,3) C, 8,8 Cr, (8-20) Ni, (3-4) Mo e 0,2 Si (ZACKAY et al., 1960).

Entretanto, grandes adições de elementos de liga como o Cr, Ni e Mo são muito caros e por isto foram feitos grandes esforços de pesquisa para obter o efeito TRIP em

aços com composição mais barata, e também pela utilização de programas de processamentos termomecânicos otimizados (MANOHAR et al., 2003).

Para aplicações estruturais na indústria automobilística, como por exemplo em partes de chassi, os aços TRIP com níveis de resistência entre 590MPa e 780MPa vêm se tornando um forte candidato em substituição as chapas de aço convencional com resistência à tração entre 390MPa e 440MPa (MATSUDA et al., 2002).

O efeito de tensões na transformação martensítica é, em geral, o de aumentar a temperatura M_i . O campo de tensões, associado à deformação plástica (ou elástica) reforça o campo produzido pela nucleação de uma lamela de martensita, e de certo modo, a variação e forma subsequente constituem um modo de deformação plástica adicional. Pode definir-se uma temperatura M_d , superior a M_i , acima da qual a deformação da fase-matriz não induz a formação da martensita. No entanto, é possível que a deformação da austenita, acima de M_d , diminua o valor de M_i , contribuindo para a maior estabilidade da austenita, sendo esta estabilização designada por “estabilização mecânica”. O termo “estabilização” designa uma redução da quantidade de martensita formada a partir da austenita, em consequência de qualquer processo que interfira com a nucleação e crescimento das lamelas de martensita. A deformação plástica acima da temperatura M_d é um dos processos possíveis. No entanto, o termo estabilização é normalmente aplicado quando o resfriamento do aço é interrompido no intervalo (M_i - M_f). Quando se baixa mais a temperatura, a transformação prossegue, mas origina uma quantidade de martensita menor do que aquela que ocorreria se não tivesse havido uma interrupção durante o resfriamento (HONEYCOMBE, 1981).

O grau de estabilização, e a temperatura de interrupção escolhida aumentam com o tempo até um máximo; por outro lado à medida que essa temperatura se aproxima da temperatura final de formação da martensita (M_f), aumenta o grau de estabilização.

A explicação destes efeitos complexos está relacionada com o fato de a formação das lamelas de martensita induzir deformação plástica na matriz vizinha. Esta deformação acomoda a variação de forma e pode dar origem a uma elevada concentração de discordâncias na austenita. A interação de algumas destas discordâncias com as discordâncias deslizantes na superfície das lamelas de martensita faz com que esta superfície deixe de se mover, o que significa que a lamela não pode

continuar a crescer. Qualquer mecanismo que contribua positivamente para este processo fomenta a estabilização. Uma interrupção do resfriamento a uma temperatura intermediária entre M_i e M_f , dá tempo para que ocorra relaxação plástica por movimento de discordâncias e também para que haja ancoragem das discordâncias interfaciais pelos átomos de carbono. (HONEYCOMBE, 1981).

Num dos processos, a composição do aço é controlada de modo a que a temperatura M_d , seja superior à temperatura ambiente. O aço é então fortemente deformado (em torno de 80%) acima da temperatura M_d , geralmente no intervalo 250-550° C, o que permite obter austenita ainda estável à temperatura ambiente. Se o aço for submetido depois a um ensaio de tração à temperatura ambiente, a transformação martensítica ocorre durante o ensaio, conduzindo a altos níveis de resistência associados a uma excelente ductilidade. Por exemplo, um aço contendo 0,3C-2Mn-2Si-9Cr-8,5Ni-4Mo, após 80% de redução a 475°C, tem as seguintes propriedades à temperatura ambiente segundo Honeycombe (1981):

- Tensão convencional de escoamento (a 0,2%)	1.430 MPa
- Resistência à tração (tensão máxima)	1.500 MPa
- Deformação	50%

Podem obter-se valores ainda mais altos de resistência (2.000 MPa) com ductilidades entre (20-35)% por adição de elementos fortemente formadores de carbonetos, como o vanádio e titânio, e fazendo com que a temperatura M_d seja inferior à temperatura ambiente (HONEYCOMBE, 1981).

Estudos relacionados com aços multifásicos (TRIP), têm muitas vezes considerada a transformação da bainita apenas como um meio para obtenção de uma fração maior de austenita retida estabilizada, em uma vasta faixa de condições para formação da bainita. Enquanto que é bem demonstrado que o efeito TRIP representa uma melhoria significativa nas propriedades, a natureza, tamanho e distribuição de outras fases certamente têm influências que devem ser melhores entendidas. Raramente têm sido reportados estudos relacionando estas variáveis.

Torna-se necessário aperfeiçoar o entendimento e, em particular, determinar os fatores básicos das características das estruturas bainíticas e das estruturas multifásicas e avaliar as possibilidades de influências das propriedades intrínsecas dessas

estruturas, através de modificações nos processamentos térmicos e/ou termomecânicos. (HONEYCOMBE, 1981).

Quando numa estrutura multifásica, é obtida uma fração de austenita retida relativamente alta, sua transformação por efeito TRIP melhora significativamente a ductilidade e as características de conformabilidade do material. Estes aços são chamados aços multifásicos com efeito TRIP, ou simplesmente aços TRIP.

Os aços TRIP multifásicos consistem em uma matriz de ferrita contendo grãos de bainita e austenita dispersos. A austenita é metaestável a temperatura ambiente e é provável que se transforme em martensita durante uma deformação se estiver abaixo de M_d . É precisamente esta transformação martensítica por deformação induzida que é responsável pelo excelente equilíbrio de resistência-ductilidade apresentada pelos aços TRIP. (FURNÉMONT et al, 2002).

2.6 PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ESTRUTURAS BAINÍTICAS

Para estabelecer a relação entre duas variáveis ou duas propriedades, primeiro é necessário defini-las inequivocamente. A definição exata das propriedades mecânicas não apresenta problema particular no caso dos aços, enquanto que a definição referente a sua microestrutura é muito mais difícil. Na verdade, os parâmetros escolhidos para caracterizarem a microestrutura dos aços dependem largamente da magnitude na qual a observação é feita (HABRAKEN, ECONOMOPOULOS, 1967).

No caso da bainita, por exemplo, o exame com microscópio óptico, com ampliação de cem a mil vezes, resultam em enfatizar o tamanho do grão de austenita, a espessura ou acicularidade da microestrutura, etc. Quando amostras são observadas com microscópio eletrônico de varredura, com ampliação de dois mil a quinze mil vezes, os maiores aspectos considerados são o tamanho do grão de bainita, tamanho e distribuição dos carbonetos, presença de austenita residual, etc. Finalmente, as características reveladas quando observada uma lâmina fina diretamente sob o microscópio eletrônico de transmissão, com ampliação de trinta mil vezes ou mais, observa-se não só a natureza e distribuição das imperfeições no reticulado do cristal

mas também a orientação relativa entre as fases vizinhas (HABRAKEN, ECONOMOPOULOS, 1967).

Este aspecto do problema, correlacionando as propriedades mecânicas e microestrutura explica, porque os progressos neste campo têm seguido aproximadamente os melhoramentos das técnicas metalográficas.

As investigações metalográficas tornam-se mais difíceis quando o problema passa do plano qualitativo para o quantitativo, pois, seja qual for o parâmetro ou os parâmetros escolhidos para definir a microestrutura, eles mudam de uma área para outra sobre uma superfície polida ou uma lâmina fina no caso da microscopia de transmissão. Estas mudanças são devidas à natureza policristalina do metal, as diferentes orientações dos grãos com respeito à superfície examinada, as características heterogêneas do fenômeno de nucleação e pela inevitável segregação química. Estas dificuldades aumentam conforme os métodos de observação tornam-se mais precisos para que se possa observar áreas menores (HABRAKEN, ECONOMOPOULOS, 1967).

Estas dificuldades entre microscopia qualitativa e quantitativa aumentam conforme os métodos de observação tornam-se mais precisos e por conseqüência as áreas observadas tornam-se menores.

Estruturas produzidas tanto por transformação por resfriamento contínuo como por transformação isotérmica conduzem a microestruturas morfológicamente diferentes que serão abordadas separadamente a seguir.

Os estudos das transformações isotérmicas dentro do campo bainítico, na década de sessenta, encontraram poucas aplicações práticas, e ficaram confinadas a tratamentos térmicos de peças pequenas com pequenas tolerâncias onde a estabilidade dimensional era essencial. Apesar disso contribuíram para o entendimento do fenômeno e estudo da bainita formada por resfriamento contínuo.

As investigações anteriores foram dedicadas a comparação entre as propriedades mecânicas da bainita e as propriedades mecânicas da martensita revenida, não dando uma atenção particular a morfologia da bainita (HABRAKEN, ECONOMOPOULOS, 1967).

O trabalho de Delbart e Potaszkin (1947), foi um dos primeiros a dar atenção às propriedades em função da microestrutura. Para aços estruturais com médio-carbono, Potaszkin e Bar-Avi (1958, 1963) concluíram que a bainita inferior, formada entre o ponto de início de formação da martensita (M_i) e 350°C mostrou resistências equivalentes àsquelas da martensita revenida. Esta similaridade também é observada na microestrutura, visto que a estrutura acicular da bainita inferior parece rigorosamente com a da martensita. A resistência ao impacto da bainita inferior é geralmente maior do que da martensita revenida.

Formação de bainita, superior entre 350°C e 500°C , conduz a uma severa perda de resistência e uma apreciável perda de ductilidade. Por um lado, atribui-se isto a microestrutura grosseira da bainita superior e, por outro lado, a possível precipitação de carbonetos nos contornos do grão de austenita. Na verdade, esta fragilização é encontrada na bainita superior formada nas vizinhanças do cotovelo principal da curva TTT, em uma temperatura 25°C abaixo do cotovelo. Um prolongamento do tempo de exposição a 25°C abaixo do cotovelo causaria a precipitação de carbonetos nos contornos do grão da austenita conforme mencionado acima (HABRAKEN, ECONOMOPOULOS, 1967).

Nota-se, então, que existe uma relação entre a aparência metalográfica e propriedades mecânicas, embora seja até agora impossível formular estas relações quantitativamente como foi feito para a quantificação da perlita (GENSAMER et al, 1942).

No caso de estruturas globulares, ainda na transformação isotérmica, Gensamer e colaboradores (1942) usaram a média da fração volumétrica da ferrita como parâmetro para definir a microestrutura, e demonstraram a existência de uma relação muito próxima entre esta média e as propriedades mecânicas. Entretanto, mostrou-se impossível aplicar este critério para estrutura bainítica devido ao inadequado poder de resolução dos instrumentos da época. Estas investigações dizem respeito às estruturas correspondentes à definição convencional de bainita como ferrita acicular e carbonetos (HABRAKEN, ECONOMOPOULOS, 1967).

É importante considerar as estruturas bainíticas produzidas pelo resfriamento contínuo por serem de grande interesse prático, devido ao fato de que elas formam uma fração considerável da microestrutura de numerosas peças tratadas termicamente.

Apesar da importância prática da bainita obtida por resfriamento contínuo, suas propriedades mecânicas vinham sendo pouco investigada exceto por Irvine e Pickering (1957) que estudaram um grande número de composições resultantes da adição de cromo, níquel ou manganês em um aço contendo 0,5% de Mo-B. Conseguiram uma grande quantidade de estruturas bainíticas com o tratamento térmico por resfriamento contínuo. Estes autores introduziram o termo **temperatura de transformação** para o estudo dos aços tratados isotermicamente.

No caso de transformação por resfriamento contínuo o conceito de **temperatura de transformação** como sendo uma temperatura constante por um período de tempo, parece um tanto quanto vago, visto que a transformação bainítica no resfriamento contínuo acontece dentro de uma faixa de temperatura. Irvine e Pickering (1957) escolheram uma temperatura dentro desta faixa na qual a taxa de transformação bainítica é a mais alta e designaram esta temperatura de **temperatura de formação**, que será usada nas considerações a seguir. A escolha desta temperatura mostrou-se sensata visto que foi encontrada uma conexão entre esta temperatura de formação da bainita e a resistência a tração (HABRAKEN; ECONOMOPOULOS 1967, grifo nosso).

A resistência à tração dos aços bainíticos obtidas por resfriamento contínuo, estão na faixa de 686 a 1.176 MPa. No início da faixa de resistência, a bainita é caracterizada pela ocorrência de duas redes de contornos de grão: o da austenita original e o da bainita. O segundo é muito menor que o primeiro e seus contornos mostram placas alongadas de ferrita bainítica. Os carbonetos geralmente ocorrem entre as placas e em aglomerados.

À medida que a **temperatura de formação** diminui, a resistência aumenta e a morfologia da estrutura muda. As placas de ferrita tornam-se mais finas e os precipitados de carbonetos nos subcontornos separam estas placas e a resistência mecânica é maior (IRVINE & PICKERING, 1957 grifo nosso).

È também clara a correlação entre a resistência ao impacto e a microestrutura. Próximo de 686 MPa a forma da curva de resistência ao impacto é similar à encontrada com aços ferrítico-perlíticos. A resistência ao impacto depende principalmente do tamanho do grão bainítico, da mesma forma que ocorre com a resistência à tração (IRVINE & PICKERING, 1957).

De acordo com Irvine e Pickering (1957) a largura das placas de ferrita na transformação por resfriamento contínuo diminui com a **temperatura de formação** da bainita, mas seu comprimento foi sempre determinado pelas dimensões do grão de austenita original. Os carbonetos precipitam, preferencialmente, entre as placas de ferrita da bainita. Ambos os fatores, tamanho do grão de bainita e precipitação dos carbonetos, explicam a fragilidade observada nestas bainitas intermediárias.

Finalmente, para **temperatura de formação** muito baixa na transformação por resfriamento contínuo, os carbonetos precipitam dentro das placas de ferrita, pelo fato da difusão do carbono ser muito restrita. Como resultado, os carbonetos são muito finamente dispersos na ferrita de tal forma que a resistência aumenta sem diminuir muito a ductilidade.

Na verdade, os carbonetos e o emaranhado de discordâncias nos contornos de grão apresentam tantos obstáculos que obrigam as trincas de clivagem a se desviarem de um ponto de clivagem para outro, resultando numa diminuição da energia de propagação da trinca (IRVINE, PICKERING, 1957 - grifo nosso).

2.7 APLICAÇÃO DOS AÇOS BAINÍTICOS E MULTIFÁSICOS

Os aços bainíticos e multifásicos apresentam resistência a tração entre 1.200 MPa e 1.600 MPa igualando aos aços martensíticos convencionais, com melhores características de conformação (TOMITA, Y., 1989).

Aços Cr-W com estrutura bainítica ou multifásica (ferrita + martensita + bainita + austenita retida) são usados em componentes de reatores nucleares, devido a sua baixa radioatividade, em substituição aos aços Cr-Mo-V-Nb com estrutura martensítica ou aços Cr-Mo-V-W com estrutura bifásica (ferrita e martensita) (ABE e NAKAZAWA, 1992).

Aços de alta resistência e baixa liga com baixo teor de carbono com microestrutura bainítica ou multifásica representam uma nova família de aços: são utilizados em tubos para gás e óleo em ambientes de baixas temperaturas como região do Mar do Norte, Canadá e Sibéria. Esses aços têm limite de escoamento da ordem de 500 MPa, alta tenacidade e boa resistência ao desgaste (HONEYCOMBE, 1981).

Exemplos de uso dos aços bainíticos seriam os grandes forjados e grandes rotores de gerador que são quase inteiramente bainíticos. Outros exemplos são os aços estruturais de alta resistência, que mais freqüentemente têm consistido de ferrita-bainita, e algumas vezes os aços Mo-B que são inteiramente bainíticos (ABE e NAKAZAWA, 1992).

Um outro exemplo é a aplicação na indústria de geração de energia que emprega grandes componentes em aço Cr-Mo, como o aço AISI 4340, normalmente resfriado do campo austenítico para induzir a formação de microestrutura bainítica (HONEYCOMBE e BHADESHIA, 1995).

Os aços bainíticos têm larga aplicação na indústria devido à combinação de resistência, tenacidade e preço. Aços bainíticos com resistência em torno de 1000MPa e elementos de liga inferior a 2% são excelentes para aplicação em altas temperaturas, devido ao comportamento frente ao efeito fluência (BHADESHIA, 1995).

Os aços bainíticos têm boa aplicação na indústria automobilística na confecção de barras de reforço para resistir a impactos e proteger contra colisões laterais, tendo também boa aplicação em componentes forjados, como virabrequim (BHADESHIA, 1995).

Anteriormente, peças como virabrequim eram feitas com aços martensíticos, com operações de forjamento, endurecimento, revenido, desempenamento e, finalmente, alívio de tensões. Todas as operações de tratamento térmico foram substituídas por resfriamento controlado, a partir da temperatura de forjamento, para induzir a formação da microestrutura bainítica, com redução de custo. O resfriamento, a partir da temperatura de forjamento, até uma temperatura como a de transformação isotérmica e manutenção nesta temperatura por um determinado tempo, para em seguida resfriar até a temperatura ambiente, ao invés do resfriamento brusco convencional nos processos de têmpera, evita também o aparecimento de trincas e

empenamentos pela diminuição das tensões internas geradas como acontece na têmpera (BHADESHIA, 1995).

Aços bainíticos resistentes à fadiga têm sido usados na indústria de geração de energia há mais de cinquenta anos, sendo garantida a formação de bainita em toda sua seção com resfriamento contínuo. Além disso, sua boa temperabilidade permite a confecção de peças de grande diâmetro (acima de um metro de diâmetro). Empregam-se cromo e molibdênio para garantir a temperabilidade e durante o tratamento térmico subsequente há precipitação de carbonetos finos que melhoram a resistência à fadiga (BHADESHIA, 1995).

O desenvolvimento tecnológico da laminação tem permitido o resfriamento rápido das chapas de aços sem causar distorções. Este avanço levou ao desenvolvimento de “aços com resfriamento acelerado” com microestrutura bainítica e compete com os aços produzidos por laminação controlada convencional. Entretanto, durante este processamento surgiram formações de constituintes aciculares, do tipo bainita superior e martensita, que embora tivessem uma pequena perda de tenacidade, permitiu apresentarem microestrutura bainítica que competem com os aços produzidos por laminação controlada convencional. (BHADESHIA, 1995).

2.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Tendo em vista que a microestrutura tem efeito sobre as propriedades físicas e mecânicas dos aços, conforme já visto, é extremamente importante poder-se caracterizar com a maior precisão possível as quantidades e morfologia das fases presentes.

O modo mais comum e usual de caracterização e quantificação das fases presentes na microestrutura tem sido a técnica de ataque químico, que consiste na corrosão controlada, através da diferença de potencial eletroquímico em áreas de superfície com heterogeneidades químicas ou físicas (GIRAULT et al., 1998, p.111-112).

O ataque químico visa modificar o relevo das fases por corrosão, de maneira que altere a refletividade das superfícies e permita a identificação de uma ou outra fase presente. Estes ataques, entretanto, não mostram satisfatoriamente certos

microconstituintes presentes, motivando pesquisas que possam ajudar a definir as fases por análise metalográfica e microscopia óptica (GIRAULT et al., 1998, p.111-112).

A austenita retida, por exemplo, aparece nos aços multifásicos em pequenas quantidades, notadamente quando estes aços possuem baixos teores de carbono, silício e manganês, sendo sempre de difícil identificação. No entanto, no estudo do efeito TRIP de aços multifásicos é fundamental a caracterização qualitativa e quantitativa desta fase (GIRAULT et al., 1998, p.111-112).

O reagente mais utilizado para os aços é o Nital (solução de HNO_3 e álcool etílico) que por intermédio da microscopia óptica não revela de maneira satisfatória alguns microconstituintes presentes na estrutura, especialmente após realização de tratamentos térmicos ou termomecânicos. Entretanto, é conveniente para determinar a quantidade total de ferrita e austenita retida da estrutura.

Uma das grandes desvantagens deste ataque é o fato de que os contornos de grão são revelados e misturam sua coloração confundindo a determinação do contorno das áreas dos grãos, diminuindo o contraste, e acabam se incluindo nas medidas de área. Os corpos-de-prova devem ser revenidos ou sobre-atacados quimicamente para criar contraste suficiente, e, quando qualquer desses procedimentos é feito, a bainita apresenta os mesmos tons de cinza que os contornos de grão. Desde que os equipamentos de análise de imagem operam usando tons de cinza, o contraste é de importância extrema (LePERA, 1980).

O ataque com nital evidencia nas áreas brancas a ferrita e a austenita e nas áreas pretas a martensita, bainita e perlita.

A solução aquosa de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) revela a austenita, nas áreas brancas, e ferrita, martensita e bainita nas áreas pretas. Um grande trabalho de pesquisa foi feito em 1980, usando vários ataques baseados no metabissulfito de sódio. O metabissulfito de sódio, entretanto, mostrou na prática, que falha em diferenciar a martensita da bainita (LePERA, 1979, 1980).

Resultados excelentes foram obtidos de uma mistura de 1% de metabilssulfito de sódio em água destilada e 4% de ácido pícrico em álcool etílico na relação 1:1 que é o chamado reagente de LePera. Com este ataque, a martensita e a austenita retida aparecem brancas, a bainita preta, a ferrita bronzeada e, na maioria dos casos, os

limites de grão não são fortemente atacados. Quando um corpo-de-prova contiver mais de 60% de martensita, o contraste entre a ferrita e martensita começa a se degradar. Outra desvantagem é que se carbonetos grosseiros estão presentes, o ataque os revela, resultando em erros de contagem na análise de imagens (LePERA, 1979, 1980).

. Neste ataque, é verificado que, dependendo dos elementos de liga contidos no material, as fases não ficarão diferenciadas o suficiente. Outro problema encontrado é que muitas vezes os contornos de grão não ficam bem delineados. Uma alternativa para delinear melhor os grãos é utilizar um pré-ataque com 2% de Nital (LePERA, 1979, 1980).

Girault et al. (1998) observaram que as superfícies das amostras metalográficas podem se mais sensíveis ou menos sensíveis ao ataque com o reativo de LePera, em função da composição química do aço. Se, após o ataque, a superfície da amostra tendeu para uma coloração azul, segundo os autores, a mistura requer uma proporção ligeiramente superior a da solução de ácido pícrico. Se, por outro lado, a superfície apresentar uma tendência para coloração marrom, é necessária uma pequena adição da solução de metabissulfito de sódio.

Pereira et al. (2002) e Roza (2001), avaliaram o procedimento recomendado por Girault et al. (1998) em aço baixo carbono, contendo boro, do tipo API-5L-X80 com microestrutura multifásica. A melhor proporção da mistura encontrada foi de 12 partes de solução aquosa 1% de metabissulfito de sódio para sete partes de solução 4% de ácido pícrico em álcool etílico. Após ataque com o reativo de LePera “modificado” obtiveram coloração marrom clara para ferrita, marrom escuro para bainita e branco para martensita e austenita retida.

O ataque com reagente de LePera não consegue diferenciar a austenita retida da martensita, pois ambas possuem a coloração branca. Uma boa opção para que seja possível a diferenciação destas fases é utilizar a microscopia eletrônica de varredura para uma análise topográfica da austenita retida e da martensita (GIRAULT et al., 1998).

A alternativa proposta é utilizar um triplice ataque químico. Atacando com nital 2%, efetua-se o polimento da amostra após fotografar o resultado do ataque, novo ataque sobre a mesma amostra com solução aquosa de metabissulfito de sódio,

fotografa-se o resultado, novo polimento para retirada do ataque anterior, e finalmente um ataque com reagente de LePera.

Com os resultados dos três ataques é possível deduzir-se os resultados individuais das frações volumétricas de todas as fases presentes no aço para cada tipo de tratamento térmico utilizado.

3 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO

O material, objeto deste estudo, é o aço Níquel-Cromo-Molibdênio, AISI 4340 laminado, de uso aeronáutico, ultra-resistente, baixa-liga, com elevadas propriedades mecânicas e características de tenacidade e resistência à fadiga.

Este aço, quando temperado e revenido a (200-230)°C, pode atingir valores de resistência à tração da ordem de 1900 MPa, porém com baixa tenacidade.

As análises químicas foram feitas no CTA/IAE – Divisão de Materiais.

3.2 CORPOS-DE-PROVA

Foram confeccionados 101 corpos-de-prova a partir de chapas laminadas de aço AISI 4340, fornecida com espessura de 3 mm. Os corpos-de-prova foram retirados na direção longitudinal da chapa (direção de laminação).

Os corpos-de-prova foram usinados na Oficina Mecânica da Área do Departamento de Materiais e Tecnologia, UNESP/FEG, de acordo com as dimensões da Figura 2, obedecendo aos critérios estabelecidos na norma para ensaios de tração, ASTM – E8 –M. Foram efetuados lixamentos até lixa #600 para retiradas de marcas de ferramenta e possíveis riscos que pudessem comprometer os resultados dos ensaios de tração.

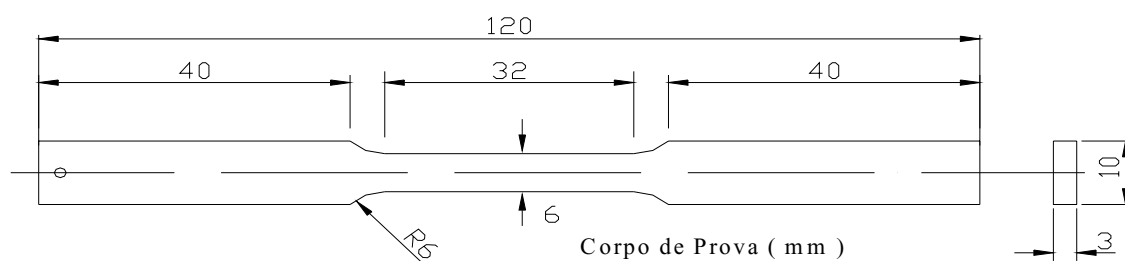


Figura 2 – Corpo-de-prova plano para ensaio de tração, 120x10x3 mm. Aço AISI 4340 (norma ASTM E8 M).

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

3.3.1 Transformação por resfriamento contínuo

As taxas de resfriamento para transformação por resfriamento contínuo foram determinadas considerando o diagrama TTT da Figura 3, de forma a obter as estruturas martensíticas (óleo), ou martensítica + bainítica (ar insuflado rápido, lento e ar ambiente) ou ferrítica + perlítica (forno).

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do AMR/CTA.

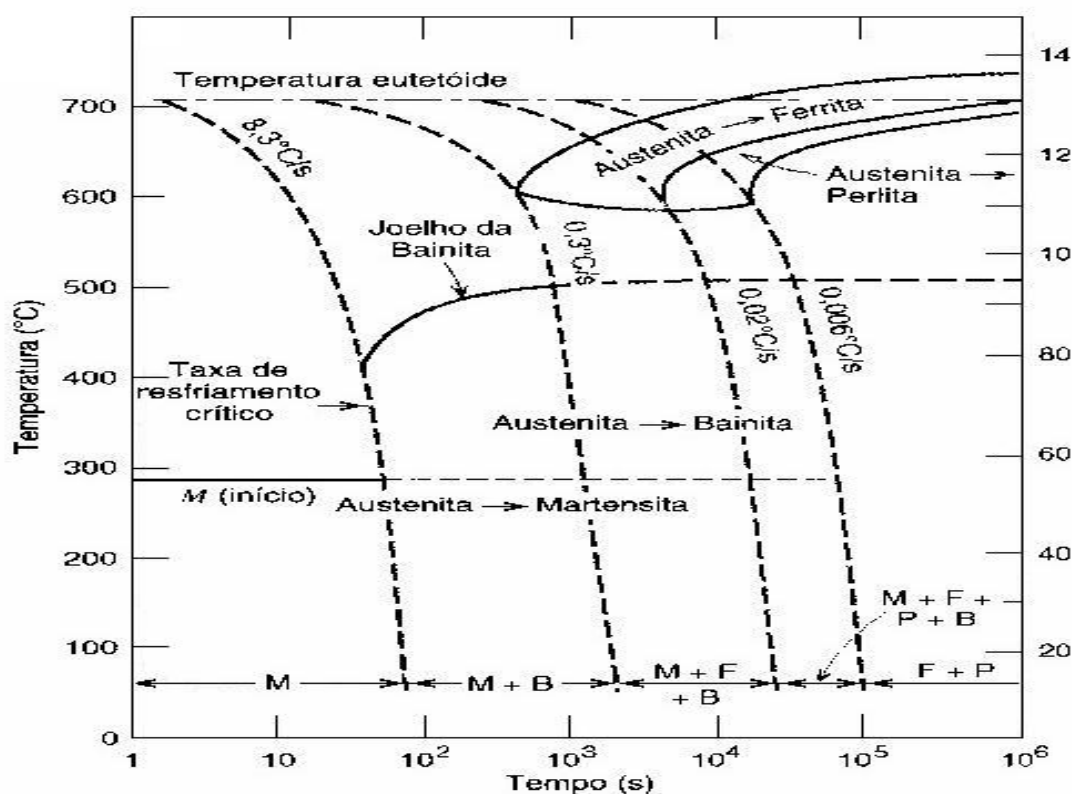


Figura 3 - Curva TTT, aço AISI 4340 com superposição das curvas de resfriamento (USS CARILLOY STEELS, 1948).

A figura 4 representa, esquematicamente, as operações de aquecimento e transformação por resfriamento contínuo. Os corpos-de-prova foram aquecidos até a

temperatura de austenitização de 850°C, por um período de 15 minutos, e resfriado em variados meios para obtenção das diversas microestruturas.

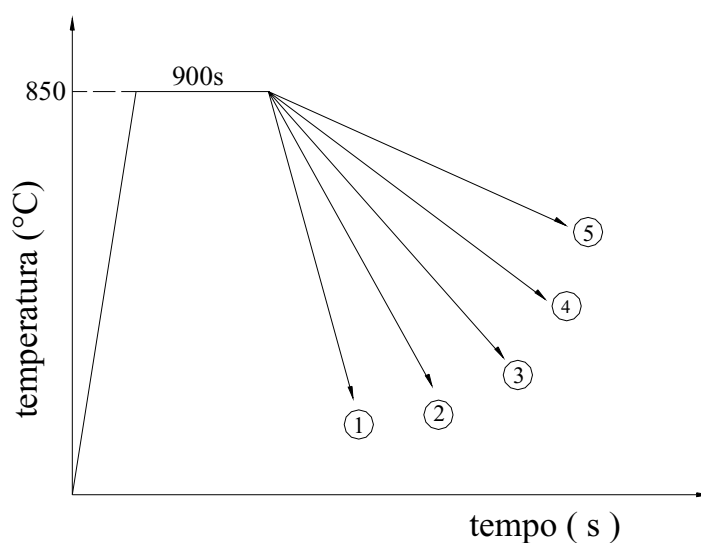


Figura 4 Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento até 850°C e transformação por resfriamento contínuo. 1- resfriado em óleo; 2 - resfriado ao ar insuflado rápido; 3 - resfriado ao ar insuflado lento; 4 - resfriado ao ar calmo; 5 - resfriado em forno.

Foram preparados 11 corpos-de-prova para transformação por resfriamento contínuo nas condições e quantidades indicadas na tabela 2.

Tabela 2 - Condições de tratamento térmico por resfriamento contínuo.
Aquecimento a 850°C por 15 minutos.

Quantidade de corpos de prova	Taxa média de resfriamento C°/seg	Meios de resfriamento
3	9,4	Óleo
2	3,5	Ar insuflado rápido
2	2,8	Ar insuflado lento
2	0,9	Ar ambiente
2	0,2	Forno

3.3.2 Transformações isotérmicas

As temperaturas foram escolhidas a partir das temperaturas Ac_3 , Ac_1 e M_i calculadas pelas fórmulas empíricas de Andrews (1965), de acordo com a composição química do material estudado.

A temperatura Ac_3 representa a temperatura mínima de austenitização ou temperatura de tratamento de solução ou limite superior de um intervalo crítico. A temperatura Ac_1 representa o início do intervalo de transformação ou a temperatura eutetóide. A temperatura M_i representa a temperatura onde ocorre o início da transformação martensítica. Portanto a transformação bainítica deverá ocorrer acima desta temperatura (ANDREWS, 1965).

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W$$

$$Ac_1 = 723 - 10,7 \times 0,64 - 16,9 \times 1,82 + 29,1 \times 0,26 + 16,9 \times 0,80 + 290 \times 0 + 6,38 \times 0$$

$$Ac_1 = 706,48^\circ C$$

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

$$Ac_3 = 910 - 203 \times \sqrt{0,39} - 15,2 \times 1,82 + 44,7 \times 0,26 + 104 \times 0 + 31,5 \times 0,22 + 13,1 \times 0 - (30 \times 0,64 + 11 \times 0,80 + 20 \times 0 - 700 \times 0,017 - 400 \times 0 - 120 \times 0 - 400 \times 0)$$

$$Ac_3 = 758,01^\circ C$$

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

$$M_i = 539 - 423 \times 0,39 - 30,4 \times 0,64 - 17,7 \times 1,82 - 12,1 \times 0,80 - 7,5 \times 0,22$$

$$M_i = 311,03^\circ C$$

A partir destes valores, foram fixados $850^\circ C$ para a temperatura de austenitização, $740^\circ C$ e $720^\circ C$ para temperaturas intercríticas e $450^\circ C$ e $350^\circ C$ para temperaturas de transformação isotérmica. A temperatura de $350^\circ C$ foi escolhida perto da temperatura M_i porque teoricamente haverá a formação de bainita inferior, enquanto na temperatura de $450^\circ C$, mais alta, teoricamente, haverá a formação de bainita superior.

O tempo de permanência na temperatura de austenitização (900s) ou nas temperaturas intercríticas (1.800s), foram determinados em função da espessura dos corpos-de-prova, para garantir completa austenitização ou equilíbrio das fases ferrita e austenita. Os tempos de permanência nas temperaturas de transformação isotérmica variaram de 60s a 5400s para avaliar as reações bainíticas.

Na tabela 3 é indicado o conjunto de todas as rotas de tratamentos isotérmicos utilizadas no estudo e as fases esperadas, que serão verificadas e quantificadas por microscopia ótica e análise digital de imagens. Foram tratados 3 corpos-de-prova para cada rota de tratamento térmico.

Tabela 3 – Rotas de tratamentos para transformações isotérmicas

A	B	C	Tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, (s)					Fases esperadas
°C	s	°C						
850	900	450	60	300	600	1800	5400	Bainita, martensita e austenita retida.
		350	60	300	600	1800	5400	
740	1800	450	60	300	600	1800	5400	Ferrita, bainita, martensita e austenita retida.
		350	60	300	600	1800	5400	
720	1800	450	60	300	600	1800	5400	
		350	60	300	600	1800	5400	

A - Temperatura de aquecimento

B - Tempo de permanência nas temperaturas de austenitização ou intercrítica

C - Temperatura de transformação isotérmica.

Nos gráficos das figuras 5, 6 e 7 são esquematizadas as rotas de tratamentos isotérmicos, bem como os tempos escolhidos de permanência na temperatura de transformação da bainita.

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do AMR/CTA com utilização de fornos Brasimet (sob licença

Degussa-Duferrit). Os resfriamentos para as temperaturas de transformação isotérmica foram feitos utilizando sal 540-Degussa, para as temperaturas de 450°C e 350°C e em seguida resfriados em água à temperatura ambiente. Os controles de temperatura foram feitos com utilização de termômetro digital Fulke.

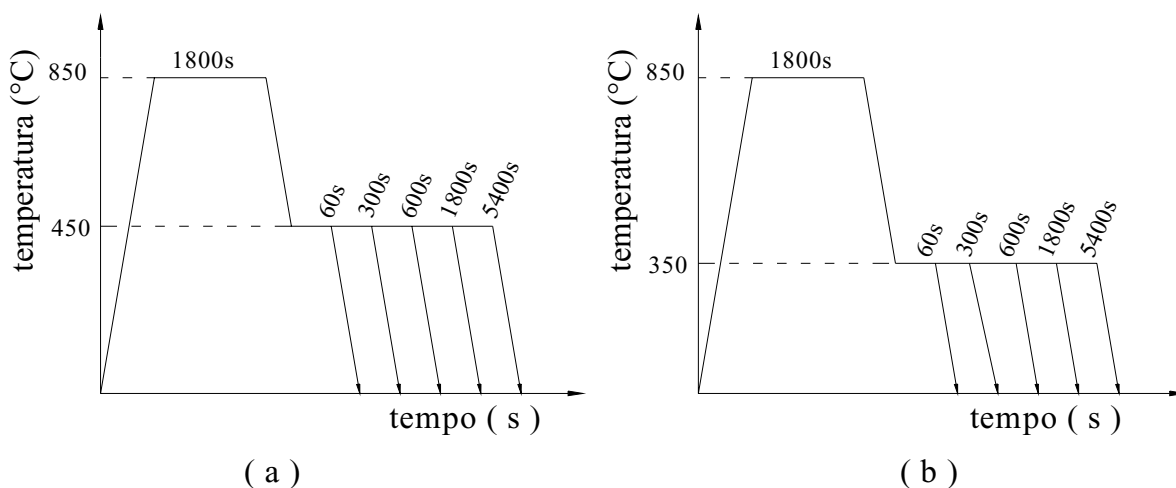


Figura 5 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento à 850° C e transformações isotérmicas: (a) 450°C e (b) 350°C, respectivamente.

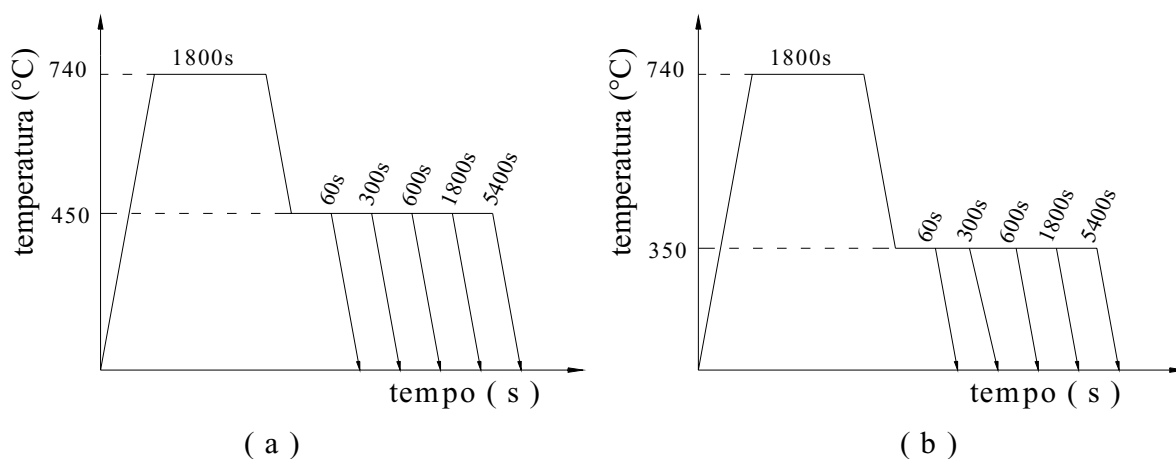


Figura 6 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento à 740° C e transformações isotérmicas: (a) 450°C e (b) 350°C, respectivamente.

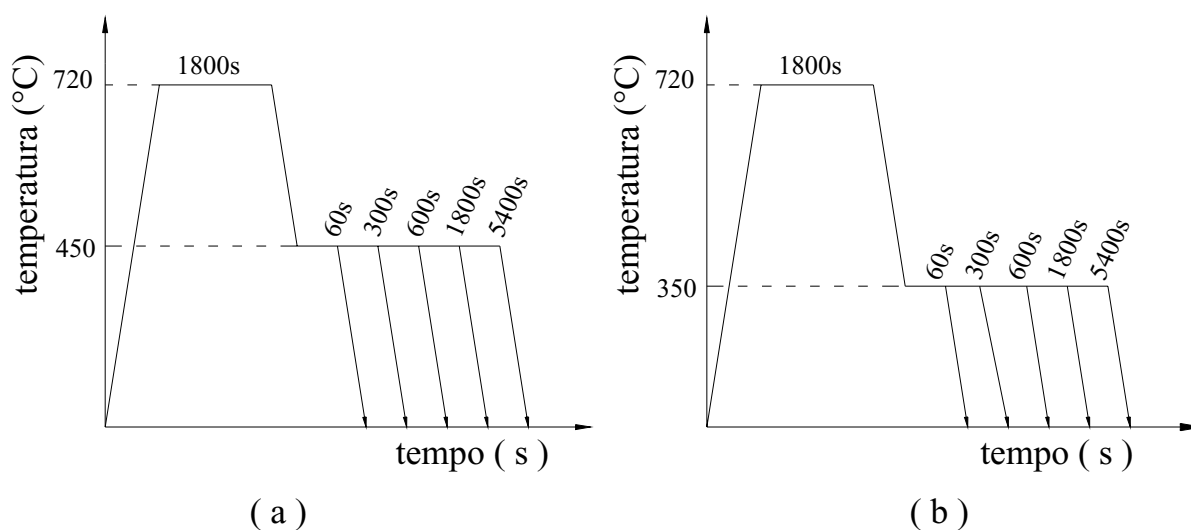


Figura 7 – Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento à 720° C e transformações isotérmicas: (a)450 °C e (b) 350°C, respectivamente.

3.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados nos Laboratórios do AMR/CTA em máquina servo hidráulica INSTRON de 10kN. As deformações foram calculadas a partir dos valores dos comprimentos final e inicial da área útil do corpo-de-prova.

3.5 EXAMES METALOGRAFICOS

3.5.1 Preparação das amostras

As amostras foram cortadas das extremidades dos corpos-de-prova, embutidas no equipamento TEMPOPRESS – STRUERS, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP, utilizando resina Multifast Brown – STRUERS.

Foram utilizadas no processo de lixamento lixas de diferentes granulometrias: #150, #220, #320, #400, #600, #1.000, #1.200, #1.500 e #2.000 sucessivamente.

Após lixamentos as amostras foram colocadas em um recipiente Becker contendo acetona P.A . e colocado dentro de equipamento de ultra-som AROTEC T7 com água, para obter uma melhor limpeza de resíduos e impurezas presentes na superfície da

amostra, permanecendo por um tempo médio de trezentos segundos em solução de água destilada e detergente.

O polimento foi feito na POLITRIZ AP10, Panambra, nas rotações de quinhentos e mil rpm, com alumina (1 micrometro) diluída em água destilada e, em seguida, polida com OP-U Suspension (0,25 micrometro) STRUERS para acabamento final, lavadas com água destilada e álcool etílico P.A. e secas com um secador de ar frio.

Foram feitos três diferentes ataques químicos para a mesma amostra. Para cada ataque químico foram feitas análises de imagens e quantificação das fases. Para passar de um ataque químico para outro, após análises de imagens, as amostras foram lixadas com lixa #1.500 e #2.000, novamente polidas com Alumina e OP-U Suspension, lavadas e secadas.

Percebeu-se que as amostras polidas e prontas para ataque químico, embora tivessem sido secas e envolvidas em papel absorvente, oito horas após criavam uma película praticamente invisível de óxido, o qual impedia o reagente de atacar a amostra, elevando o tempo de ataque em até seis vezes, quando comparado ao tempo para ataque, imediatamente após polimento e secagem. O ataque químico foi realizado imediatamente após o polimento e secagem, ou na impossibilidade, executou-se novo polimento com OP-U Suspension por um tempo de três minutos, o que permitiu uma maior eficiência do ataque químico.

3.5.2 Ataques químicos

Foram efetuados três ataques com diferentes reagentes para permitir a quantificação das diferentes fases, e através de um conjunto de equações simples determinaram-se todas as fases presentes na amostra, em quantidades variadas.

Reagentes:

NITAL (2ml HNO₃ e 98ml de Álcool Etilico PA)

As amostras foram atacadas pelo reagente por dez segundos, lavadas em água, em seguida em álcool etílico e, secas com o auxílio de um secador de ar frio. Este procedimento visa interromper a ação do ataque químico (YÁNEZ, 2001).

SOLUÇÃO AQUOSA DE METABISSULFITO DE SÓDIO (10g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ + 100ml água destilada).

Foi usado o tempo médio de quinze segundos de exposição para este ataque químico. Foram utilizados para o metabissulfito de sódio os mesmos procedimentos de lavagem utilizados para o Nital.

REATIVO DE LePERA 1:1 (Solução aquosa de metabissulfito de sódio + solução de ácido pícrico em álcool etílico)

Solução 1: 1g de Metabissulfito de Sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) + 99ml de água destilada

Solução 2: 4g de Acido Pícrico ($\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$) + 96ml $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ de álcool etílico PA.

Os reativos de LePera foram mantidos em geladeira durante todo o processo de ataque químico. Utilizou-se tempo médio de exposição de vinte e cinco segundos para este ataque. Depois da amostra ser lavada e seca passou-se ao ataque com reagente de LePera.

Foram executados vários ataques em tempos diferentes de exposição, sendo que o tempo médio de vinte e cinco segundos de exposição ao ataque foi o que melhor resultado apresentou para o aço AISI 4340. Neste caso, após ataque químico, as amostras foram lavadas em água e depois em álcool etílico, secas com secador e ar frio, para interromper o ataque com o reagente de LePera.

3.5.3 Quantificação das fases presentes

As fotomicrografias foram capturadas no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) com a utilização dos microscópios: NIKON EPIPHOT 200, NIKON APOPHOT e CARL ZEISS JENE NEOPHOT 21 e NEOPHOT 30. Utilizou-se o aumento de 500x.

Foram capturados vinte campos para variadas regiões de uma mesma amostra, conforme norma ASTM E 1382. Foi utilizado o software “*Image Pro Express*” para captura e armazenamento das imagens.

Os resultados da quantificação das fases por análise digital de imagens foram obtidos com o software “*Image Pro Express*”.

4 RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

Os resultados obtidos na análise química do material encontram-se na Tabela 4, e comparados com os especificados pela literatura para este aço. As análises químicas das amostras enquadram-se para o Aço AISI 4340, conforme as Normas SAE j407 e SAE j404g.

Tabela 4 – Especificação do aço AISI 4340 (METAL HANDBOOK, 1978)

Elemento de liga %	C	S Max.	Mn	Cr	Ni	Mo	P Max.	Si
Especificado	0,38-0,43	0,04	0,60-0,80	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30	0,035	0,15-0,30
Encontrado no Material	0,39	0,001	0,64	0,80	1,82	0,22	0,017	0,26

4.2 QUANTIFICAÇÃO DAS FASES - ATAQUES QUÍMICOS

Os resultados da análise estatística das regiões brancas mostradas nas micrografias, para os três tipos de ataque químico encontram-se na tabela 5.

No ataque com nital as regiões brancas quantificam as fases ferrita e austenita retida somadas. No ataque com solução aquosa de metabissulfito de sódio, as regiões brancas quantificam a fase austenita retida (CHOI et al., 2002).

No ataque com reagente de LePera, as regiões brancas quantificam as fases austenita retida e martensita somadas.

A tabela 6 mostra a quantificação das fases ferrita, perlita, bainita, martensita e austenita retida, encontradas por dedução a partir dos valores globais das análises de imagens apresentados na tabela 5.

Tabela 5 - Quantificação das áreas brancas, por técnica de análise de imagens, após ataques químicos com nital, metabissulfito de sódio e reagente de LePera.

Análise de imagens - (% Área branca $\pm$ Desvio Padrão)			
Condição de TT	Ataque Químico		
	Nital	Metabissulfito de sódio	LePera
	Ferrita + AR	AR	Martensita + AR
850/ Forno	55,3 $\pm$ 5,2	15,1 $\pm$ 3,1	17,1 $\pm$ 4,0
850/Ar Ambiente	0	10,1 $\pm$ 4,8	81,3 $\pm$ 4,2
850/Ar Lento	0	4,8 $\pm$ 2,9	89,0 $\pm$ 5,2
850/Ar Rápido	0	3,5 $\pm$ 2,8	83,5 $\pm$ 3,5
850/ Óleo	0	2,5 $\pm$ 1,4	99,1 $\pm$ 4,8
850/ 350-60s	0	1,9 $\pm$ 1,4	69,7 $\pm$ 4,3
850/ 350-300s	0	25,0 $\pm$ 2,6	55,4 $\pm$ 3,8
850/ 350-600s	0	20,0 $\pm$ 6,7	40,8 $\pm$ 6,9
850/ 350-1800s	0	16,1 $\pm$ 2,3	17,7 $\pm$ 4,4
850/ 350-5400s	0	15,5 $\pm$ 4,6	17,3 $\pm$ 3,4
850/ 450-60s	0	1,0 $\pm$ 0,4	74,6 $\pm$ 4,8
850/ 450-300s	0	29,5 $\pm$ 2,3	50,3 $\pm$ 8,8
850/ 450-600s	0	18,3 $\pm$ 1,9	35,8 $\pm$ 3,6
850/ 450-1800s	0	14,2 $\pm$ 1,6	17,1 $\pm$ 2,2
850/ 450-5400s	0	12,2 $\pm$ 2,8	13,6 $\pm$ 3,8
740/ 350-60s	77,0 $\pm$ 2,6	26,8 $\pm$ 4,5	28,1 $\pm$ 3,8
740/ 350-300s	73,5 $\pm$ 2,0	27,8 $\pm$ 2,1	28,3 $\pm$ 3,4
740/ 350-600s	68,4 $\pm$ 4,3	24,3 $\pm$ 2,4	30,0 $\pm$ 4,6
740/ 350-1800s	64,6 $\pm$ 4,1	18,6 $\pm$ 4,2	22,3 $\pm$ 6,3
740/ 350-5400s	64,2 $\pm$ 5,4	17,1 $\pm$ 1,2	21,6 $\pm$ 6,5
740/ 450-60s	73,1 $\pm$ 6,3	29,9 $\pm$ 2,1	31,1 $\pm$ 7,1
740/ 450-300s	69,9 $\pm$ 2,9	24,5 $\pm$ 1,8	27,8 $\pm$ 2,6
740/ 450-600s	66,2 $\pm$ 5,1	22,3 $\pm$ 4,2	29,1 $\pm$ 4,9
740/ 450-1800s	64,9 $\pm$ 5,1	21,1 $\pm$ 2,3	29,3 $\pm$ 6,7
740/ 450-5400s	64,4 $\pm$ 7,9	16,3 $\pm$ 2,2	22,2 $\pm$ 2,0
720/ 450-60s	73,5 $\pm$ 5,2	23,4 $\pm$ 3,2	27,6 $\pm$ 4,0
720/ 450-300s	69,9 $\pm$ 4,0	22,8 $\pm$ 3,4	26,9 $\pm$ 2,6
720/ 450-600s	72,8 $\pm$ 3,7	23,4 $\pm$ 2,5	28,2 $\pm$ 2,3
720/ 450-1800s	75,4 $\pm$ 2,0	21,7 $\pm$ 4,9	26,4 $\pm$ 5,0
720/ 450-5400s	74,8 $\pm$ 9,5	21,8 $\pm$ 4,0	26,2 $\pm$ 1,7

AR - Austenita Retida

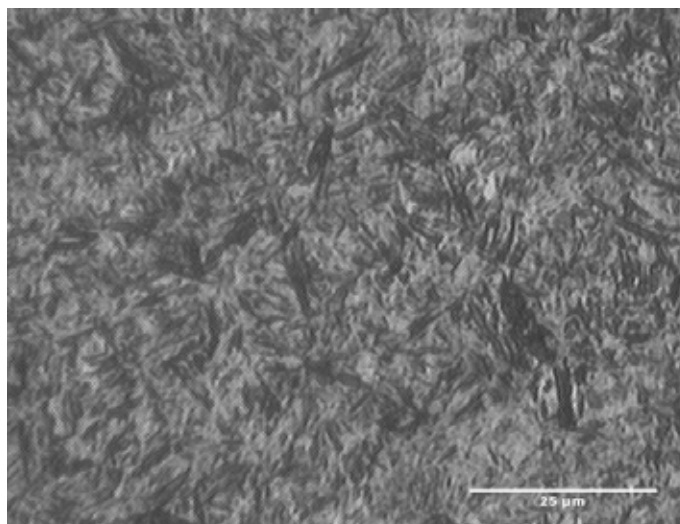
Condições de TT - (°C de aquecimento / meio de resfriamento) ou (°C de aquecimento / °C de temperatura de transformação isotérmica - segundos).

Tabela 6 - Fração volumétrica das fases (%)

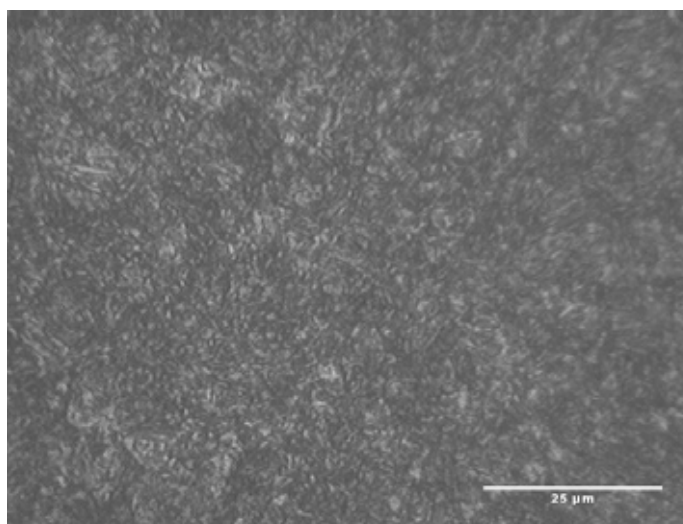
Condição de TT	FASES - (% Fases $\pm$ Desvio Padrão)				
	Ferrita	Perlita	Bainita	Martensita	Austenita Retida.
850/ Forno	40,2 $\pm$ 6,1	39,2 $\pm$ 3,5	3,5 $\pm$ 9,0	2,0 $\pm$ 5,1	15,12 $\pm$ 3,1
850/Ar Ambiente	0	0	18,7 $\pm$ 7,1	71,2 $\pm$ 6,4	10,1 $\pm$ 4,8
850/Ar Lento	0	0	11,0 $\pm$ 6,4	84,2 $\pm$ 6,0	4,8 $\pm$ 2,9
850/Ar Rápido	0	0	6,5 $\pm$ 5,1	90,0 $\pm$ 4,5	3,5 $\pm$ 2,8
850/ Óleo	0	0	0	96,6 $\pm$ 5,0	2,5 $\pm$ 1,4
850/ 350-60	0	0	30,3 $\pm$ 4,8	67,8 $\pm$ 4,5	1,9 $\pm$ 1,4
850/ 350-300	0	0	44,6 $\pm$ 5,1	30,4 $\pm$ 4,6	25,0 $\pm$ 2,6
850/ 350-600	0	0	59,2 $\pm$ 10,3	20,8 $\pm$ 9,6	20,0 $\pm$ 6,7
850/ 350-1800	0	0	82,3 $\pm$ 5,4	1,6 $\pm$ 5,0	16,1 $\pm$ 2,3
850/ 350-5400	0	0	82,7 $\pm$ 6,5	1,8 $\pm$ 5,7	15,5 $\pm$ 4,6
850/ 450-60	0	0	25,4 $\pm$ 4,9	73,6 $\pm$ 4,8	1,0 $\pm$ 0,4
850/ 450-300	0	0	49,7 $\pm$ 9,3	20,8 $\pm$ 9,1	29,5 $\pm$ 2,3
850/ 450-600	0	0	64,2 $\pm$ 4,5	17,5 $\pm$ 4,1	18,3 $\pm$ 1,9
850/ 450-1800	0	0	82,9 $\pm$ 3,2	2,9 $\pm$ 2,7	14,2 $\pm$ 1,6
850/ 450-5400	0	0	86,4 $\pm$ 5,3	1,4 $\pm$ 4,7	12,2 $\pm$ 2,8
740/ 350-60	50,2 $\pm$ 5,2	0	21,7 $\pm$ 8,4	1,3 $\pm$ 5,9	26,8 $\pm$ 4,5
740/ 350-300	45,6 $\pm$ 2,9	0	26,0 $\pm$ 5,3	0,5 $\pm$ 4,0	27,8 $\pm$ 2,1
740/ 350-600	44,1 $\pm$ 4,9	0	25,9 $\pm$ 7,4	5,8 $\pm$ 5,1	24,3 $\pm$ 2,4
740/ 350-1800	46,1 $\pm$ 5,9	0	31,6 $\pm$ 10,1	3,8 $\pm$ 7,6	18,6 $\pm$ 4,2
740/ 350-5400	47,1 $\pm$ 5,6	0	31,3 $\pm$ 8,8	4,5 $\pm$ 6,6	17,1 $\pm$ 1,2
740/ 450-60	43,9 $\pm$ 6,6	0	25,0 $\pm$ 9,6	1,9 $\pm$ 6,6	29,2 $\pm$ 2,1
740/ 450-300	45,4 $\pm$ 3,4	0	26,8 $\pm$ 5,0	3,3 $\pm$ 3,2	24,5 $\pm$ 1,8
740/ 450-600	43,9 $\pm$ 6,6	0	27,1 $\pm$ 9,6	6,7 $\pm$ 6,4	22,3 $\pm$ 4,2
740/ 450-1800	43,8 $\pm$ 5,6	0	26,9 $\pm$ 9,3	8,2 $\pm$ 7,1	21,1 $\pm$ 2,3
740/ 450-5400	48,2 $\pm$ 8,2	0	29,6 $\pm$ 9,0	5,9 $\pm$ 3,0	16,3 $\pm$ 2,2
720/ 450-60	50,1 $\pm$ 6,1	0	27,6 $\pm$ 8,3	4,2 $\pm$ 5,1	23,4 $\pm$ 3,2
720/ 450-300	47,1 $\pm$ 5,2	0	25,5 $\pm$ 7,2	4,1 $\pm$ 4,2	22,8 $\pm$ 3,4
720/ 450-600	49,4 $\pm$ 4,5	0	28,0 $\pm$ 6,0	4,8 $\pm$ 3,4	23,4 $\pm$ 2,5
720/ 450-1800	53,7 $\pm$ 5,2	0	29,1 $\pm$ 9,3	4,7 $\pm$ 7,0	21,7 $\pm$ 4,9
720/ 450-5400	53,0 $\pm$ 10,3	0	28,4 $\pm$ 11,5	4,4 $\pm$ 4,3	21,8 $\pm$ 4,0

Condições de TT - ($^{\circ}\text{C}$ de aquecimento / meio de resfriamento) ou ($^{\circ}\text{C}$ aquecimento / $^{\circ}\text{C}$ de temperatura de transformação isotérmica - segundos).

As fotomicrografias que foram utilizadas para a quantificação das fases, podem ser observadas nas Figuras 8, 9, 10, 11, 12 e 13 a seguir:



(a)



(b)



(c)

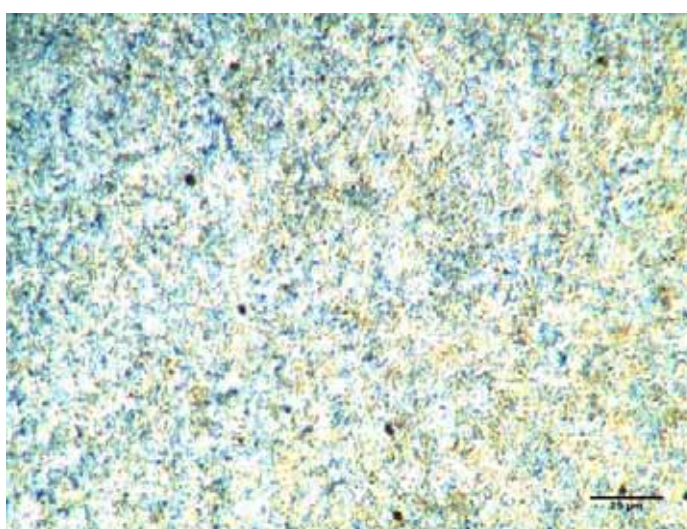
Figura 8 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente por resfriamento contínuo. Ampliação 500x. Aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C e resfriamento por ar insuflado lento. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera



(a)

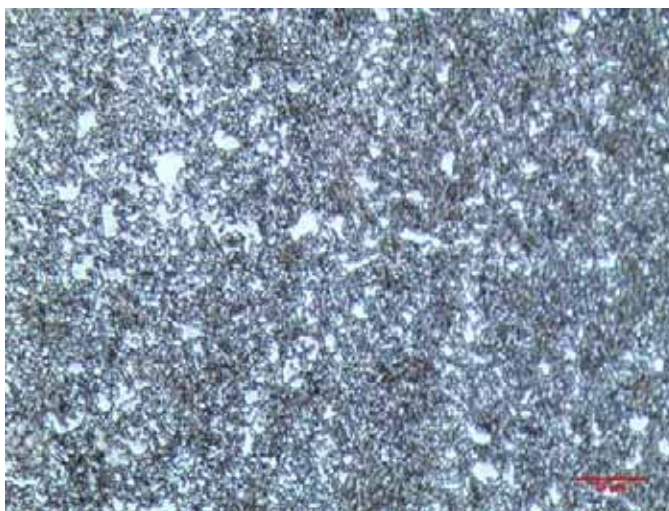


(b)

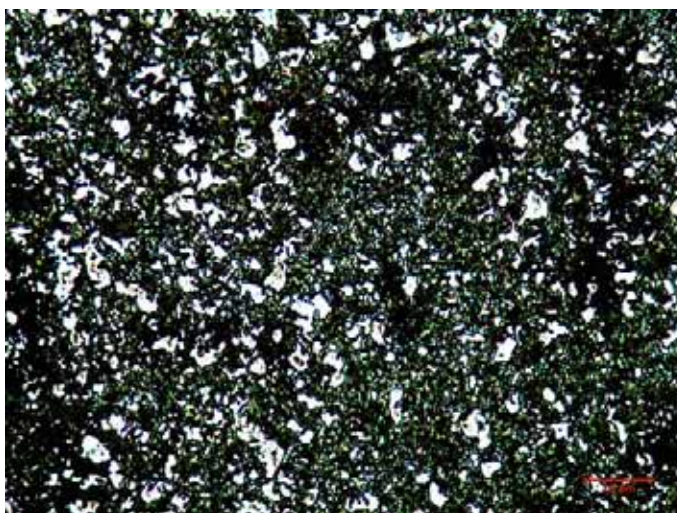


(c)

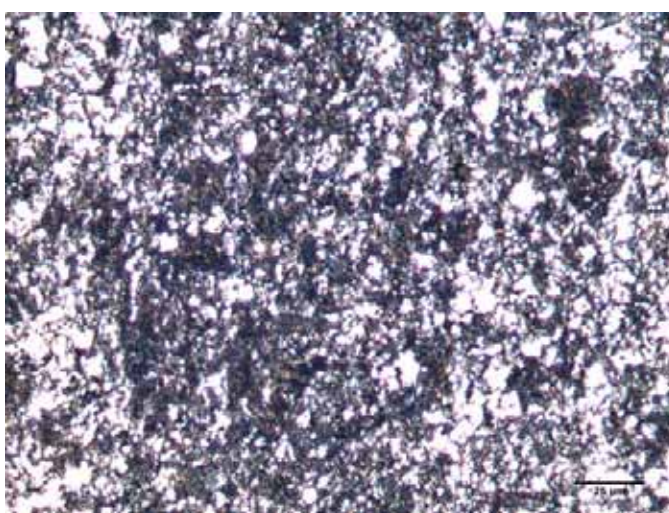
Figura 9 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratados termicamente com aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C e transformado isotermicamente à 350°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera



(a)

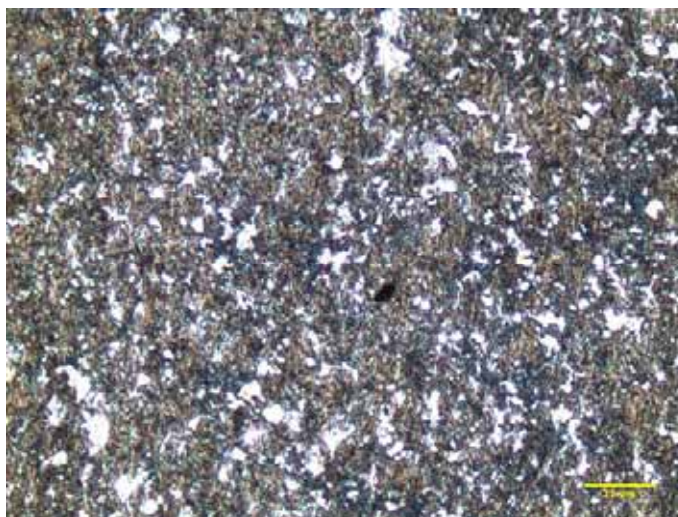


(b)

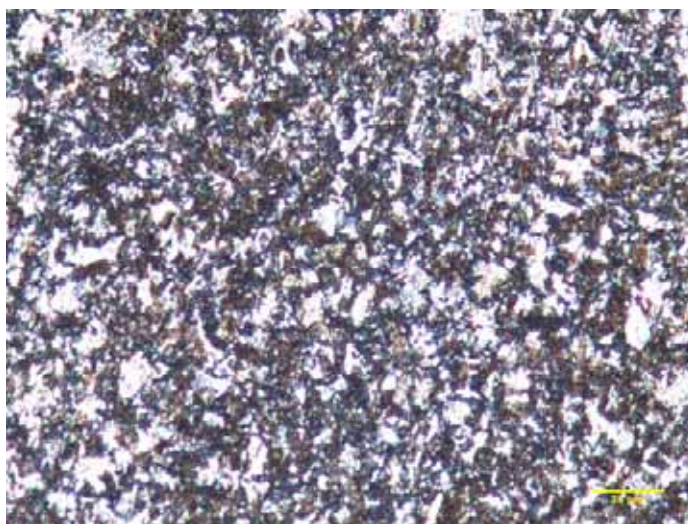


(c)

Figura 10 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C e transformação isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera



(a)

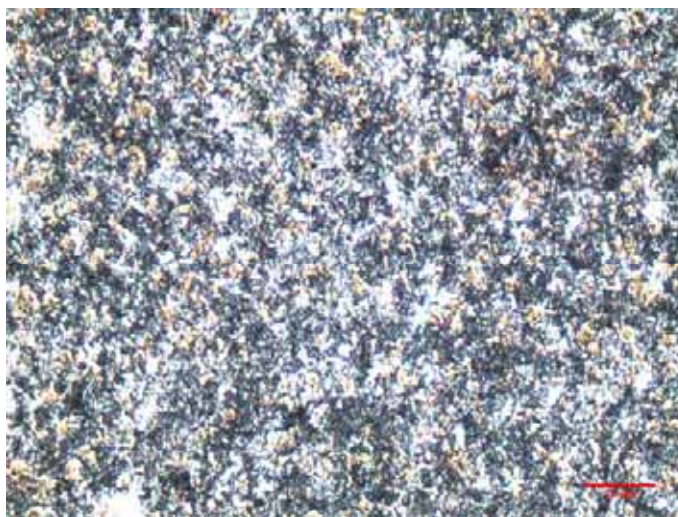


(b)

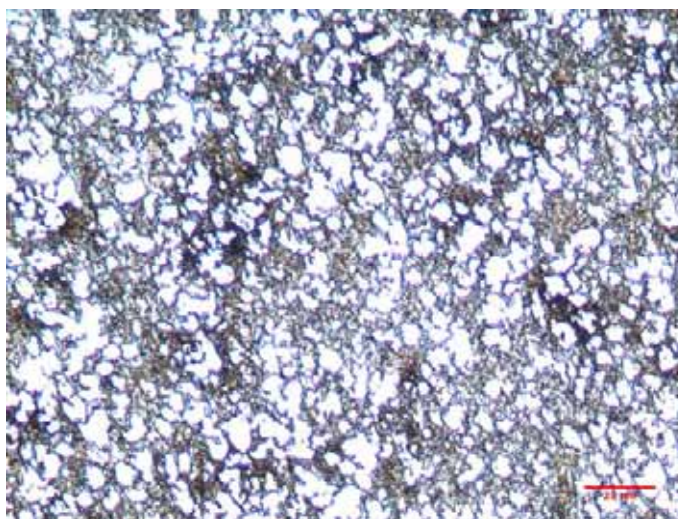


(c)

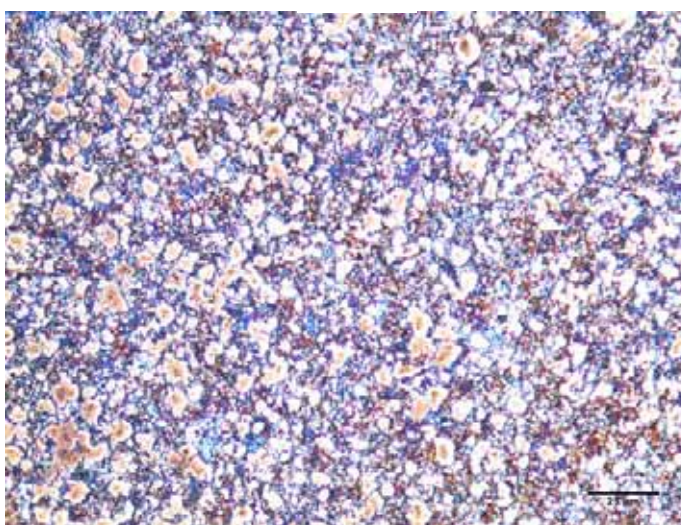
Figura 11 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura intercrítica de 740°C e transformação isotérmica à 350°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera



(a)

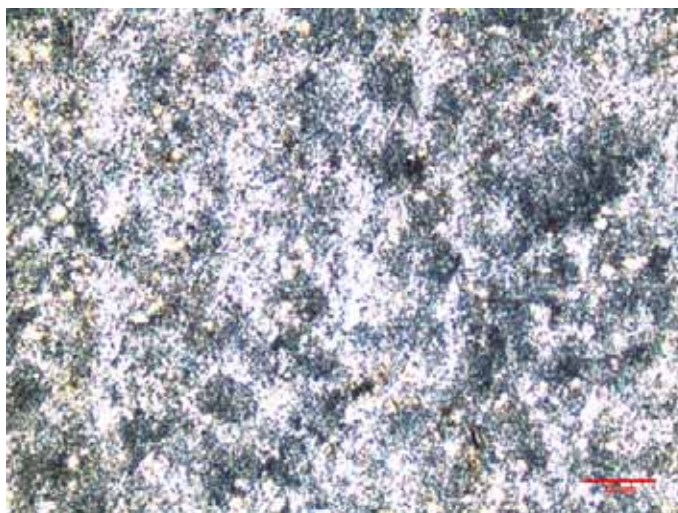


(b)

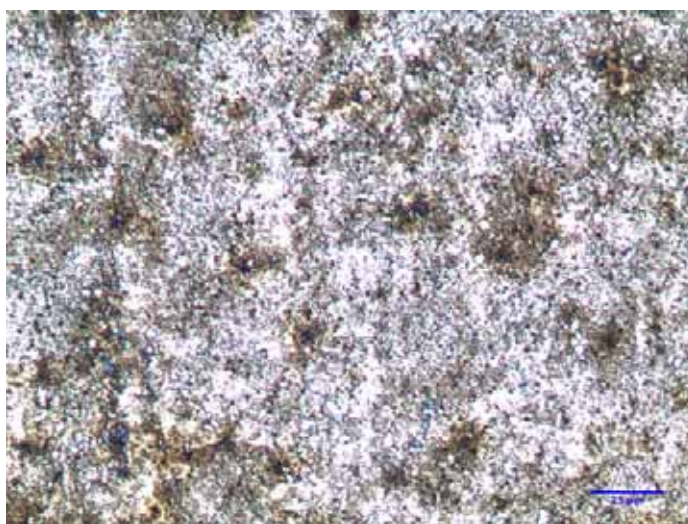


(c)

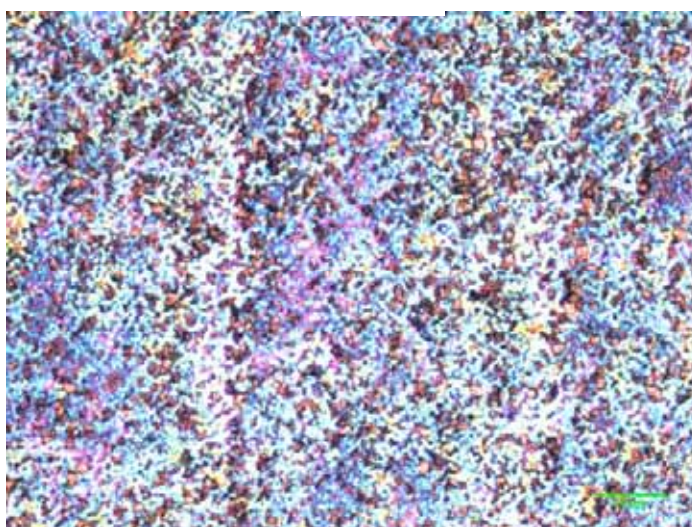
Figura 12 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura intercrítica de 740°C e transformação isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera



(a)



(b)



(c)

Figura 13 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 tratado termicamente com aquecimento à temperatura intercrítica de 720°C e transformação isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito de sódio; c) Reagente de LePera

A figura 14 ilustra micrografias típicas dos campos capturados para análise de imagens após cada ataque químico para os corpos-de-prova tratados por resfriamento contínuo. Na figura 14 (a) é mostrada a área branca constituída de martensita e austenita retida. Na figura 14 (b) a área branca representa austenita retida e a figura 14 (c) a área branca representa a ferrita mais austenita retida.

Pode-se notar visualmente que na figura 14 (a) a quantidade de áreas brancas é maior que na figura 14 (b). Isto é devido ao fato destas áreas representarem martensita + austenita retida e na figura 14 (b) somente austenita retida. Neste tratamento a quantidade de martensita é muito alta. Na figura 14 (c) nota-se uma menor quantidade de áreas brancas em relação à figura 14 (a) devido a que elas representam austenita retida + ferrita. Como a ferrita neste tratamento não se forma, as áreas brancas são próximas das áreas brancas da figura 14 (b).

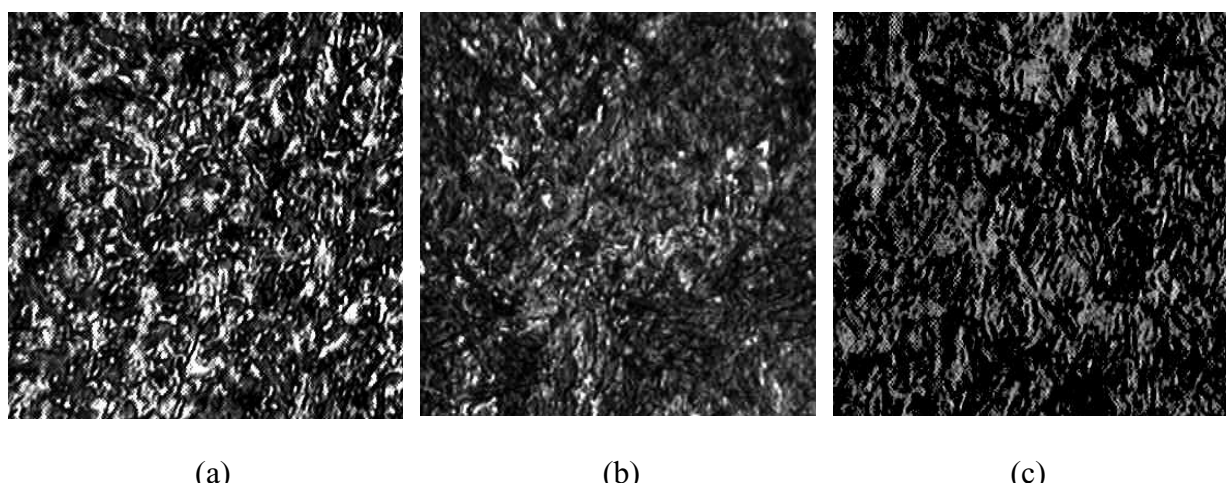


Figura 14- Aço AISI 4340 após austenitização a 850 ° C e resfriamento ao ar calmo, ampliação de 500X. a) ataque com reagente de LePera; b) ataque com metabissulfito de sódio 10% e c) ataque com Nital 2%.

A facilidade com que o aço AISI 4340 tempera impede a formação de ferrita e perlita mesmo com resfriamento em ar calmo, com formação de 71,2% de martensita. Quando resfriado em forno por 18 horas pode-se aí observar a formação de 40,2% de ferrita e 39,2% de perlita que pode ser visto na micrografia típica da figuras 8. Pode-se

constatar uma maior fração de austenita retida quando resfriado ao forno de 15,12% e frações abaixo de 4,8% em resfriamentos mais rápidos.

A figura 15 ilustra a variação da fração volumétrica da martensita e austenita retida formada em função da taxa de resfriamento, após austenitização a temperatura de 850°C.

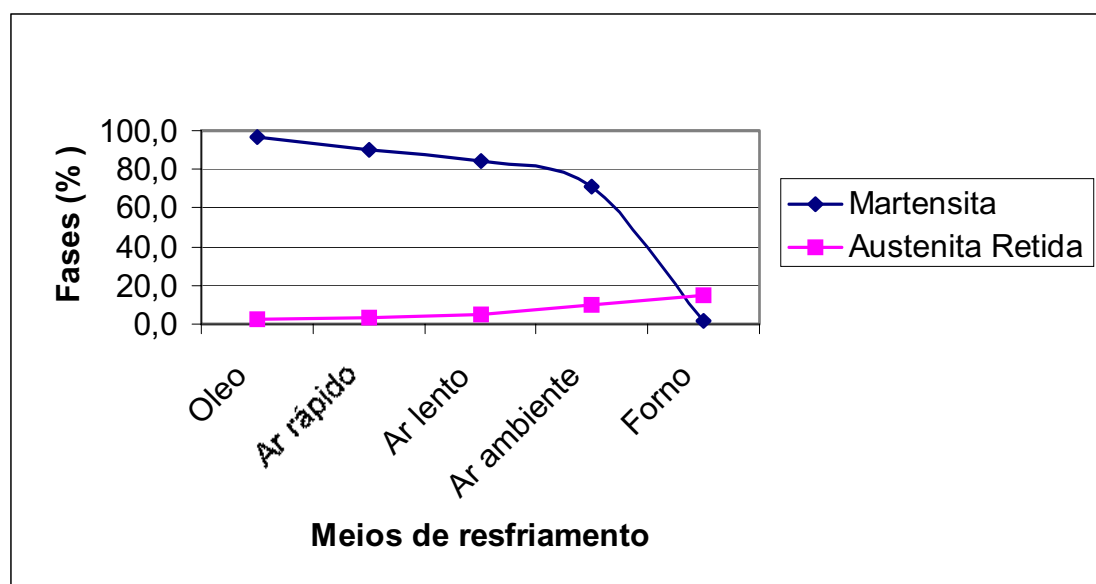


Figura 15 - Gráfico da fração volumétrica da martensita e austenita retida em função dos meios de resfriamento.

O resfriamento em ar lento e ar rápido com auxílio de ventiladores resultou em estruturas praticamente iguais visto a diferença de tempos de resfriamento ser muito pequena conforme tabela 6 e figura 15, com pequena alteração na fração volumétrica da martensita para o resfriamento em ar lento.

A figura 16 ilustra micrografias típicas dos campos capturados para análise de imagens, após cada ataque químico para os corpos-de-prova tratados por transformação isotérmica. Na Figura 16 (a) é mostrada a área branca constituída de austenita retida. Na figura 16 (b) a área branca representa austenita retida e martensita e na Figura 16 (c) a área branca representa a ferrita mais austenita retida.

O resfriamento rápido, a partir da temperatura de austenitização 850°C para a temperatura de transformação isotérmica 450°C, feito com a retirada dos corpos-de-prova do forno a 850°C, com o auxílio de uma tenaz e rapidamente mergulhado em banho de sal a 450°C, não permitiu a transformação da austenita em ferrita e perlita. A

manutenção na temperatura de transformação isotérmica foi feita por tempos crescentes para obter bainita e austenita retida, que decorre do processo de formação da bainita, em quantidades também crescentes.

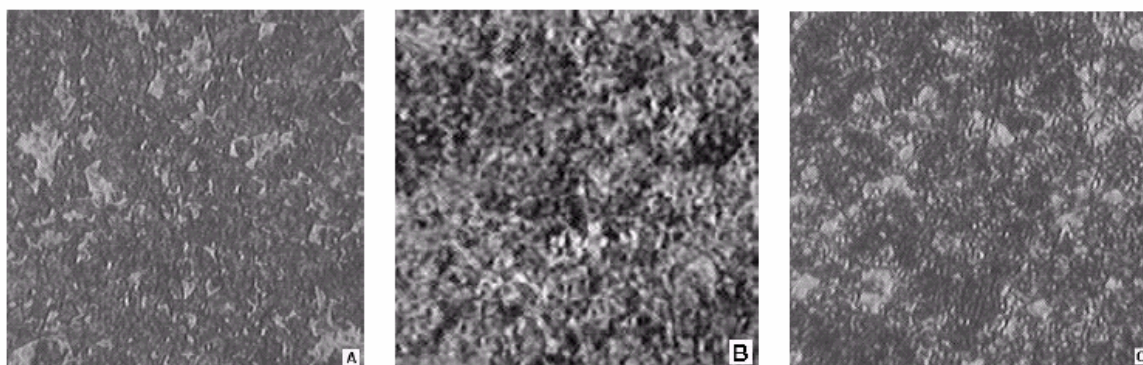


Figura 16 – Aço AISI 4340 austenitizado a 850°C, transformado isotérmica a 450°C, por 1800 segundos e ampliados 500 X: a) ataque com solução aquosa 10% de metabissulfito de sódio, b) ataque com reativo de LePera e c) ataque com Nital 2%.

Pelos tratamentos de transformação isotérmicas, realizadas neste trabalho, eventuais presenças de ferrita e perlita foram consideradas desprezíveis.

Pode-se observar, na tabela 6 e nas figuras 17 e 18, as variações das frações de austenita retida e de bainita aumentando com o tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, enquanto que na figura 19 pode-se ver a variação da fração volumétrica da martensita, que diminui com o tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, mostrando que a reação banítica é incompleta ficando a austenita residual cada vez mais saturada de carbono tornando-se mais estável.

No caso em que a fração de bainita era muito alta resultou também uma fração de austenita retida também alta o que permite um novo processamento para aumento adicional de resistência através da transformação TRIP com eventuais vantagens sobre o aço temperado em óleo de forma convencional.

A austenita retida nos primeiros 60s de permanência na temperatura de transformação isotérmica é muito pequena pois não houve a transformação da bainita e como a austenita retida não estava estabilizada, transformou-se em martensita. Após

300s com a transformação da bainita houve uma estabilização da austenita e obtivemos a maior fração de austenita retida, superior a 25%, que em seguida diminuiu até um limite próximo de 15% conforme pode ser visto no gráfico da figura 17.

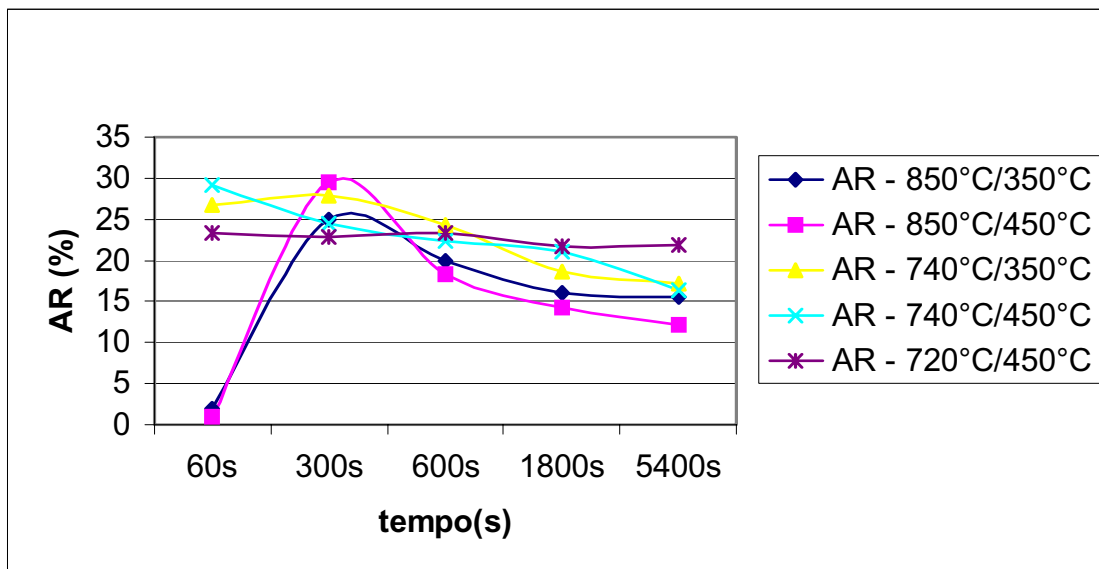


Figura 17 - Gráfico da fração volumétrica da austenita retida em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

A fração volumétrica da bainita, nos tratamentos isotérmicos após aquecimento a 850°C cresce com o tempo de permanência na temperatura de transformação e para os aquecimentos intercríticos de 740°C e 720°C permanece praticamente estável em função da fração elevada de ferrita formada durante o tempo de permanência nestas temperaturas conforme pode ser visto na figura 18.

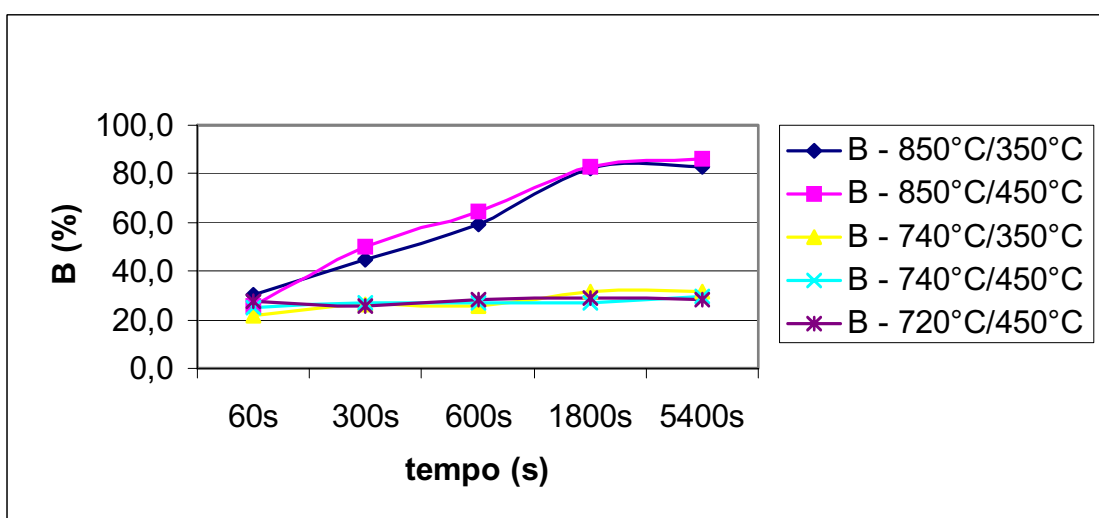


Figura 18 - Gráfico da fração volumétrica da bainita em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

Assim tem-se 44,6% e 49,7% de fração volumétrica da bainita para temperaturas de aquecimento de 850°C e temperatura de transformação respectivamente de 350°C e 450°C. Nos casos de aquecimento nas temperaturas intercríticas, por exemplo a 740°C, após subtraídas as frações de ferrita formada, encontra-se 26,0% e 26,8% de bainita formada, para temperaturas respectivamente de 350°C e 450°C, correspondente a aproximadamente 50% de austenita presente após aquecimento na temperatura intercrítica.

Observa-se ainda, que na temperatura de 450°C, a fração volumétrica de bainita é 5% maior do que na temperatura de 350°C, pois a cinética de transformação da bainita é maior devido a maior difusão. Para ilustrar a observação cita-se a condição de tratamento com aquecimento a 850°C e transformação a 450°C e 350°C, onde tem-se 44,6% de bainita a 350°C e 49,7% a 450°C conforme tabela 8.

O mesmo pode-se observar para a formação da martensita que diminui com o tempo de transformação para aquecimentos a 850°C e permanecem estáveis para temperaturas intercríticas após aquecimento de 740°C e 720°C conforme pode ser visto na figura 19.

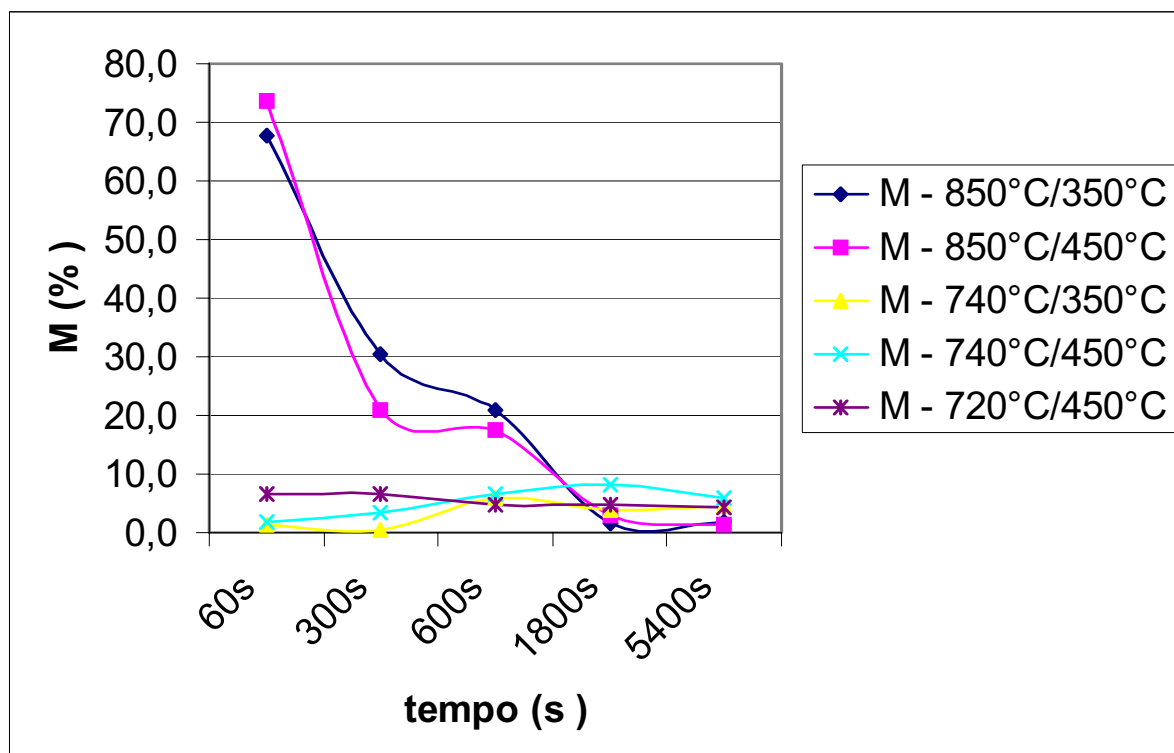


Figura 19 - Gráfico da evolução da fração da martensita em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

Nos tratamentos com aquecimento em temperaturas intercríticas de 740°C e 720°C pode-se perceber pelos resultados das análises apresentadas na tabela 6, que a fração de ferrita acima de 40% sendo que para 720°C a fração de ferrita é superior a 10% em relação às obtidas na temperatura de 740°C.

Para os tratamentos isotérmicos notadamente após aquecimento em temperaturas intercríticas, as frações de austenita retida são superiores a 20% permitindo um aumento posterior de resistência através da transformação TRIP com vantagens sobre os tratamentos convencionais de têmpera e revenimento.

Em todos as rotas de tratamentos térmicos utilizados pode-se observar pelas micrografias a semelhança da morfologia da microestrutura.

Pode-se também verificar que os contornos de grãos em algumas das rotas de tratamento térmico são de difícil identificação, variando nos três tipos de ataque químico utilizado.

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os baixos percentuais de martensita são responsáveis pela alta ductilidade encontrada nos ensaios de tração. A bainita formada nos tratamentos isotérmicos estabiliza a austenita e diminui as frações de martensita na estrutura, produzindo uma relação resistência/tenacidade altamente conveniente para muitas aplicações práticas.

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de tração

ENSAIO DE TRAÇÃO	Alongamento % (ϵ_t)	RT (MPa)	LE (MPa)
Condição de TT	% (ϵ_t) $\pm$ DP	MPa $\pm$ DP	MPa $\pm$ DP
850/ Forno	15,5 $\pm$ 2,1	988,6 $\pm$ ****	959,8 $\pm$ ****
850/Ar Ambiente	9,6 $\pm$ 0,2	2016,1 $\pm$ 0,4	1960,0 $\pm$ 17,3
850/Ar Lento	10,3 $\pm$ 0,4	2059,4 $\pm$ 13,4	2016,1 $\pm$ 17,1
850/Ar Rápido	9,6 $\pm$ 0,1	2027,5 $\pm$ 30,5	1973,2 $\pm$ 24,5
850/ Óleo	10,1 $\pm$ 2,3	2082,3 $\pm$ 17,5	2056,2 $\pm$ 0,6
850/ 350-60	ND	ND	ND
850/ 350-300	12,0 $\pm$ 1,3	1488,3 $\pm$ 09,1	1466,7 $\pm$ 12,1
850/ 350-600	12,7 $\pm$ 0,5	1375,4 $\pm$ 03,0	1366,1 $\pm$ 00,2
850/ 350-1800	13,1 $\pm$ 0,6	1347,8 $\pm$ 07,1	1344,4 $\pm$ 09,7
850/ 350-5400	13,0 $\pm$ ****	1392,2 $\pm$ ****	1324,1 $\pm$ ****
850/ 450-60	6,9 $\pm$ 0,3	2115,8 $\pm$ 54,5	2053,5 $\pm$ 43,0
850/ 450-300	12,8 $\pm$ 0,7	1253,1 $\pm$ 18,4	1163,7 $\pm$ 18,6
850/ 450-600	13,1 $\pm$ 0,3	1189,1 $\pm$ 08,4	1124,4 $\pm$ 06,9
850/ 450-1800	13,5 $\pm$ 0,7	1185,4 $\pm$ 05,0	1127,1 $\pm$ 07,6
850/ 450-5400	12,5 $\pm$ 0,2	1167,4 $\pm$ 06,5	1117,4 $\pm$ 03,9
740/ 350-60	24,6 $\pm$ 5,6	703,6 $\pm$ 20,3	567,4 $\pm$ 24,8
740/ 350-300	26,7 $\pm$ 5,5	700,6 $\pm$ 22,0	580,0 $\pm$ 17,1
740/ 350-600	15,1 $\pm$ 0,6	1112,7 $\pm$ 6,0	1081,9 $\pm$ 11,4
740/ 350-1800	14,9 $\pm$ 04	911,7 $\pm$ 5,5	863,6 $\pm$ 19,2
740/ 350-5400	15,7 $\pm$ 9,0	990,2 $\pm$ 45,5	967,2 $\pm$ 48,7
740/ 450-60	25,9 $\pm$ 4,5	705,8 $\pm$ 8,9	566,7 $\pm$ 18,8
740/ 450-300	27,2 $\pm$ 4,6	701,5 $\pm$ 0,8	570,4 $\pm$ 0,6
740/ 450-600	15,0 $\pm$ 0,4	982,8 $\pm$ 15,4	915,0 $\pm$ 17,9
740/ 450-1800	15,5 $\pm$ 0,8	996,1 $\pm$ 10,2	940,9 $\pm$ 14,2
740/ 450-5400	15,6 $\pm$ 1,0	931,7 $\pm$ 3,6	876,2 $\pm$ 7,3
720/ 450-60	28,3 $\pm$ 2,2	692,1 $\pm$ 3,7	555,7 $\pm$ 3,7
720/ 450-300	25,4 $\pm$ 2,8	685,4 $\pm$ 2,8	559,7 $\pm$ 5,8
720/ 450-600	23,2 $\pm$ 1,1	693,8 $\pm$ 2,1	569,1 $\pm$ 4,9
720/ 450-1800	27,4 $\pm$ 1,8	695,7 $\pm$ 2,1	565,8 $\pm$ 3,7
720/ 450-5400	25,3 $\pm$ 0,7	696,1 $\pm$ 5,3	574,8 $\pm$ 9,6

ND - Não Disponível (Ocorrências durante os ensaios inutilizaram os CDP)

DP - Desvio Padrão

**** (DP) não foi calculado por se tratar de um único corpo-de-prova

Condições de TT - (°C de aquecimento / meio de resfriamento) ou (°C para aquecimento / °C de temperatura para transformação isotérmica - segundos).

Os resultados dos ensaios de tração monotônica para corpos-de-prova tratados por resfriamento contínuo mostram que as taxas de resfriamento têm efeitos sobre as propriedades mecânicas e a ductilidade do aço. Ficou também evidenciado que o aço AISI 4340 tempera com grande facilidade, podendo-se observar que os níveis de resistência à tração são mantidos muito próximos, tanto no resfriamento ao ar como no resfriamento em óleo. O nível médio de alongamento entre 9,5% e 10,5%, para este aço, antes do revenimento, está de acordo com Faires (1966). O aço resfriado em forno por 18 horas apresentou a menor resistência à tração e o maior alongamento percentual de 15,5%. Este aumento de 50% no alongamento tem como contrapartida, perda de 50% na resistência a tração.

Pode-se verificar pela Tabela 7, que o aço AISI 4340 austenitizado a 850°C e temperado em diversos meios de resfriamento, antes do revenimento, possui a resistência à tração e limite de escoamento, muito próximo.

O gráfico da figura 20 mostra a curva de variação da resistência à tração e limite de escoamento e indica que é praticamente igual qualquer que seja o meio de resfriamento contínuo que tenha sido submetido o corpo-de-prova, caracterizando para este aço um baixo coeficiente de encruamento “n” ($\sigma = K \epsilon^n$).

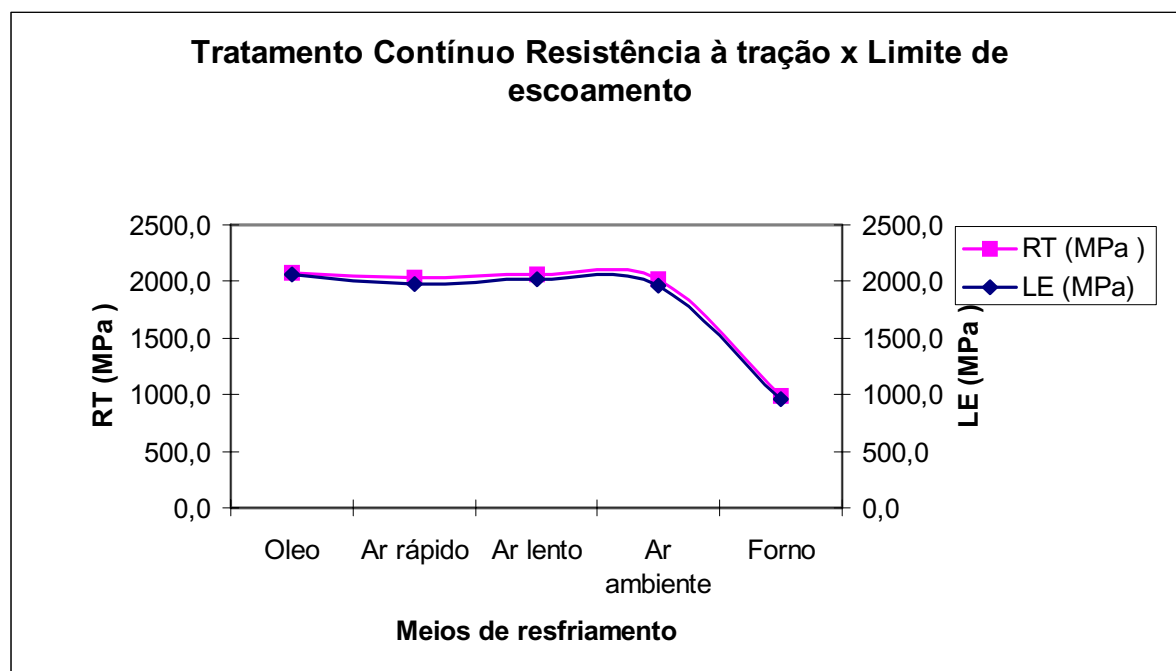


Figura 20 - Resistência à tração e limite de escoamento do aço em função do meio de resfriamento após austenitização a 850°C.

A tabela 7 mostra para um aço AISI 4340 temperado em óleo, sem revenimento o valor para a resistência à tração de 2.082,3 MPa e limite de escoamento de 2.056,2 MPa.

O aço AISI 4340, temperado em óleo e revenido a 427°C (T&R 427), possui a resistência à tração em torno de 1590 MPa, o limite de escoamento em 1370 MPa e a deformação em torno de 12%, conforme Faires (1966). Na tabela 7, para o aço temperado em óleo e sem revenimento, a resistência à tração ficou em torno de 2100 MPa e o alongamento em 10,1%, podendo-se perceber que, a deformação do temperado e revenido (T&R) é 20% maior para uma resistência à tração de 75%, daquela obtida antes do revenimento. Observe-se também que, no tratamento convencional por têmpera e revenimento, o limite de escoamento fica 220 MPa abaixo da resistência a tração, isto é, em torno de 14% de redução na resistência a tração.

Pode-se observar que para o tratamento com aquecimento a 850°C, na temperatura de austenitização, e transformação isotérmica a 350°C, atinge-se uma resistência à tração próxima do limite de escoamento, ficando entre 7% (1590MPa / 1488MPa tabela 7) e 14% (1590MPa / 1375MPa tabela 7), abaixo dos 1590MPa, utilizado atualmente em projetos, conforme Faires (1966). O aumento do limite de escoamento, que significa aumentar a resistência à deformação plástica, em geral vem acompanhado por uma diminuição de ductilidade. A relação “limite de escoamento/resistência à tração” desta estrutura multifásica é alta, configurando um baixo coeficiente de encruamento. O alongamento total fica em 8,3% acima daquele obtido por tempera e revenimento convencional quando comparado com os dados apresentados por Faires (1966), aumentando de 12% para 13%.

Quando a amostra é austenitizada a 850°C e posterior manutenção na temperatura isotérmica a 450°C, embora se obtenha alongamento de 8,3% maior, a resistência à tração fica entre 21% (1590 MPa / 1185 MPa) e 25,5% (1590MPa / 1253MPa) se comparado com dados utilizados em projetos preconizados por Faires (1966), mostrando que a bainita formada tem menor resistência à tração. Neste caso, a resistência à tração também permanece próxima do limite de escoamento caracterizando baixo coeficiente de encruamento (Tabela 8, coluna LE/RT).

Nas transformações produzidas após aquecimento na temperatura intercrítica de 740°C o alongamento total para tempos iguais ou superiores a 600s, aumentou em 50%, quando comparado com os valores de amostras temperadas em óleo ou ar insuflado rápido, passando de 10,0% para 15,0%. Para aquecimento intercrítico de 720°C chegou a um valor entre 23,4% e 28,3%, com um aumento de 150% dos valores encontrados para tempera em óleo ou ar insuflado rápido, conforme tabela 7.

Para aquecimento à temperatura intercrítica de 720°C, a resistência a tração apresentou valores em torno de 700 MPa, e para aquecimento de 740°C, o mesmo parâmetro aumentou com o aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, tendendo a um valor em torno de 1000 MPa constante após 600 segundos.

É possível obter propriedades mecânicas excelentes com estruturas multifásicas de martensita, bainita e austenita retida, como limite de escoamento e limite de resistência à tração em torno de 1.000 MPa, com alongamento total da ordem de 15,5%, para aquecimento intercrítico de 740°C, seguido de transformação isotérmica.

Para aquecimento na temperatura intercrítica de 720°C, seguido de transformação isotérmica, pode-se obter estruturas multifásicas de ferrita, bainita, martensita e austenita retida com alongamento acima de 23%, embora com resistências em torno de 700 MPa. Nestes casos os níveis altos de austenita retida poderiam permitir um aumento de resistência por efeito TRIP com vantagens consideráveis para aplicações práticas onde requerem conformabilidade.

Observa-se que para aquecimento de 720°C e transformações a 450°C conforme aumenta o tempo de permanência na temperatura de transformação, o alongamento se mantém em torno de 27% e a resistência à tração em torno de 700 MPa.

Os gráficos das figuras 21, 22 e 23 mostram a variação do alongamento e da resistência à tração em função dos tempos de permanência nas temperaturas de transformação. Pode-se verificar que estas propriedades variam de forma inversa, de forma que quando se ganha em resistência perde-se em ductilidade. Entretanto nos aços multifásicos, embora ocorra a perda de resistência, a ductilidade aumenta muito, chegando a 27,2% para níveis de resistência de 700 MPa.

Para a temperatura de austenitização de 850°C e resfriamento a 450°C obteve-se a maior resistência nos primeiros 60s de tempo de permanência na temperatura de transformação com o valor de 2115 MPa para em seguida diminuir até uma faixa de 1167,4 MPa a 1392,2 MPa em função da temperatura de transformação isotérmica, conforme pode ser visto também na tabela 7 e figura 21.

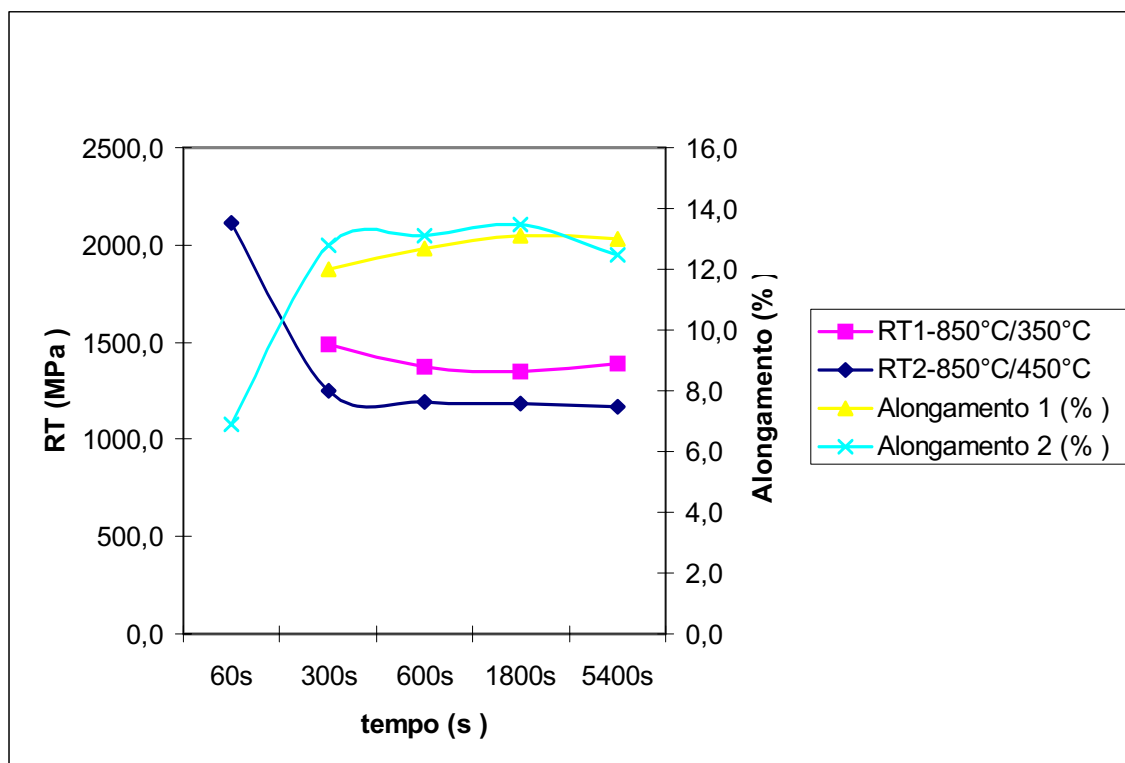


Figura 21 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica após aquecimento à 850°C.

Nos tratamentos com aquecimento intercrítico a 740°C, tabela 7 e figura 22, a resistência diminui até 700 MPa para os tempos de permanência na temperatura de transformação de 60s e 300s para em seguida aumentar para uma faixa de 911 MPa a 1112 MPa nos tempos de permanência de 900s, 1800s e 5400s. Isto ocorre devido ao aumento do percentual de ferrita e ao aumento do percentual de martensita com diminuição da austenita retida. Pode-se observar também que para pequenas alterações nas frações de martensita ocorrem significativas elevações de resistência à tração.

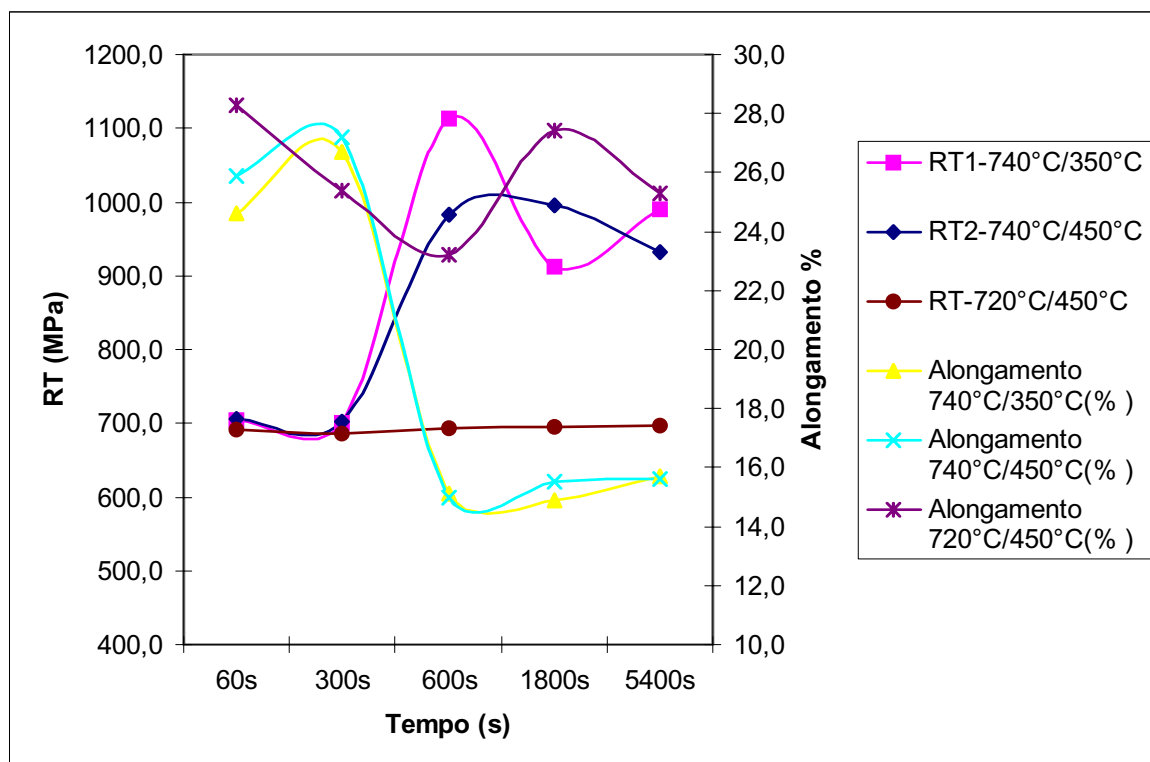


Figura 22 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica após aquecimento a 740°C e 720°C.

Nota-se que a maior diminuição de resistência à tração, em torno de 40%, ocorre até 300s de tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica, para em seguida diminuir mais 15% e assim permanecer até 5400s sem alteração significativa. A austenita retida diminui de 25% e 29% para 15,5% e 12,2% respectivamente para as temperaturas de 350°C e 450°C de transformação isotérmica.

Para temperaturas de aquecimento de 720°C, tabela 7 e figura 23, obteve-se resistências semelhantes e em torno de 700 MPa e valores elevados de ductilidade, acima de 25%, muito superiores aos 10% dos tratamentos térmicos convencionais conforme Faïres (1966).

4.4 CORRELAÇÃO ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS.

Tabela 8 - Resultados dos ensaios de tração e fração volumétrica das fases

ENSAIO DE TRAÇÃO X FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS FASES									
Condição de TT	Alongamento % ϵ_t	RT MPa	LE MPa	LE/RT	P %	F %	B %	M %	AR %
850/ Forno	15,5	988,6	959,8	0,97	39,2	40,2	3,5	2,0	15,1
850/Ar Ambiente	9,6	2016,1	1960,0	0,97	0	0	18,7	71,2	10,1
850/Ar Lento	10,3	2059,4	2016,1	0,97	0	0	11,0	84,2	4,8
850/Ar Rápido	9,6	2027,5	1973,2	0,97	0	0	6,5	90,0	3,5
850/ Óleo	10,1	2082,3	2056,2	0,98	0	0	0	96,6	2,5
850/ 350-60	ND	ND	ND	ND	0	0	30,3	67,8	1,9
850/ 350-300	12,0	1488,3	1466,7	0,98	0	0	44,6	30,4	15,0
850/ 350-600	12,7	1375,	1366,1	0,99	0	0	59,2	20,8	20,0
850/ 350-1800	13,1	1347,8	1344,4	0,99	0	0	82,3	1,6	16,1
850/ 350-5400	13,0	1392,2	1324,1	0,95	0	0	82,7	1,8	15,5
850/ 450-60	6,9	2115,8	2053,5	0,97	0	0	25,4	73,6	1,0
850/ 450-300	12,8	1253,1	1163,7	0,93	0	0	49,7	20,8	29,5
850/ 450-600	13,1	1189,1	1124,4	0,94	0	0	64,2	17,5	18,3
850/ 450-1800	13,5	1185,4	1127,1	0,95	0	0	82,9	2,9	14,2
850/ 450-5400	12,5	1167,4	1117,4	0,95	0	0	86,4	1,4	12,2
740/ 350-60	24,6	703,6	567,4	0,80	0	50,2	21,7	1,3	26,8
740/ 350-300	26,7	700,6	580,0	0,83	0	45,6	26,0	0,5	27,8
740/ 350-600	15,1	1112,7	1081,9	0,97	0	44,1	25,9	5,8	24,3
740/ 350-1800	14,9	911,7	863,6	0,94	0	46,1	31,6	3,8	18,6
740/ 350-5400	15,7	990,2	967,2	0,97	0	47,1	31,3	4,5	17,1
740/ 450-60	25,9	705,8	566,7	0,80	0	43,9	25,0	1,9	29,2
740/ 450-300	27,2	701,5	570,4	0,81	0	45,4	26,8	3,3	24,5
740/ 450-600	15,0	982,8	915,0	0,93	0	43,9	27,1	6,7	22,3
740/ 450-1800	15,5	996,1	940,9	0,94	0	43,8	26,9	8,2	21,1
740/ 450-5400	15,6	931,7	876,2	0,94	0	48,2	29,6	5,9	16,3
720/ 450-60	28,3	692,1	555,7	0,80	0	50,1	27,6	4,2	23,4
720/ 450-300	25,4	685,4	559,7	0,82	0	47,1	25,5	4,1	22,8
720/ 450-600	23,2	693,8	569,1	0,82	0	49,4	28,0	4,8	23,4
720/ 450-1800	27,4	695,7	565,8	0,81	0	53,7	29,1	4,7	21,7
720/ 450-5400	25,3	696,1	574,8	0,82	0	53,0	28,4	4,4	21,8

ND - Não Disponível (Ocorrências durante os ensaios inutilizaram os CDP)

Condições de TT - (°C de aquecimento / meio de resfriamento) ou (°C para aquecimento / °C de temperatura para transformação isotérmica - segundos).

P = Perlita; F = Ferrita; B = Bainita; M = Martensita; AR = Austenita Retida.

Os corpos-de-prova aquecidos a 850°C e resfriados a 450°C e 350°C, após 1.800s e 5.400s, apresentaram maior percentual da fase bainítica e apresentaram também resistência à tração e deformação similares aos temperados em óleo.

No aço AISI 4340 com estrutura essencialmente bainítica, a bainita e a austenita retida melhora significativamente a ductilidade mantendo a resistência no mesmo nível do aço temperado e revenido, melhorando a combinação resistência/ductilidade.

Em termos de resistência mecânica, as porcentagens das fases que levam a altas resistências mostram que a fração de bainita deve ser inferior a 30%, isto é, pouco tempo de permanência de transformação isotérmica excluindo tratamento isotérmico. Estes resultados estão de acordo com os de Tomita (1991).

Quando este tempo aumenta, a resistência diminui, tendendo a um valor constante após 300 segundos. Este comportamento, certamente está associado à diminuição da fração volumétrica da martensita, decorrente do aumento do tempo de transformação isotérmica, como mostra a tabela 6.

O aumento da fração volumétrica da bainita com aumento do tempo de transformação isotérmica não significou aumento da resistência do aço.

A redução da resistência da microestrutura da bainita a 450°C, foi atribuída ao fato da transformação isotérmica ter sido feita em alta temperatura, dentro da faixa em que ocorre a formação da bainita superior. Verifica-se que o alongamento total foi menor para tempos menores de permanência na temperatura de transformação isotérmica, devido à formação da martensita em maior quantidade, do que para os tempos de permanência maiores.

O grupo tratado com aquecimento a 850°C e temperatura de transformação isotérmica de 350°C ou 450°C, chamados aços bainíticos, apresentam nos resultados das análises de imagens uma fração de austenita retida muito pequena, em torno de 1,0% para temperatura de transformação de 450°C e 1,9% para temperatura de transformação de 350°C com tempo de permanência na temperatura de transformação de 60s. A fração de martensita encontrada foi de 67,8% para 350°C e 73,6% para 450°C e fração volumétrica de bainita de 25,4% à 450°C e 30,3% à 350°C. A resistência à tração é máxima para a condição de tratamento térmico com aquecimento a 850°C e transformação isotérmica na temperatura de 450°C, atingindo 2.115 MPa

em função da alta fração da martensita. A relação LE/RT de 0,97 demonstra o baixo coeficiente de encruamento deste aço nas condições de tratamento. O alongamento percentual de 6,9% no entanto, mostrou-se muito baixa em relação aos 10% citado na literatura para aços tratados por têmpera convencional.

Observa-se que em qualquer das condições de tratamento térmico por transformação isotérmica, ao final de 300s de tempo de permanência nas temperaturas de transformação, a fração volumétrica de bainita formada, ficou próximo de 50% do total de austenita presente após o aquecimento, quer seja na temperatura de austenitização ou nas temperaturas intercríticas.

Neste tempo de 300s, para aquecimento a 850°C e transformação isotérmica, a martensita diminuiu de 67,8% para 30,4% e de 73,6% para 20,8%; e a austenita aumentou de 1,9% para 15,0% e de 1,0% para 29,5%, respectivamente, nas temperaturas de 350°C e 450°C, mostrando que a formação da bainita estabiliza a austenita retida em maior quantidade nos primeiros 300s de permanência na temperatura de transformação, impedindo a formação de maior quantidade de martensita no resfriamento brusco, em água.

Pode-se observar que nas temperaturas de transformação de 450°C tem-se uma diminuição de 15% na resistência à tração e o alongamento quase dobra seu valor, passando de 6,9% para 12,8% permanecendo em torno deste valor até 5400s de tempo de permanência na temperatura de transformação.

Após 600s de permanência na temperatura de transformação isotérmica a fração volumétrica da bainita aumenta até que o aço se torne quase que totalmente bainítico com 82,7% para 350°C e 86,4% para 450°C e um percentual de martensita de 1,8% para 350°C e 1,4% para 450°C, acompanhado de uma diminuição da fração volumétrica da austenita retida que estabiliza em 15,5% a 350°C e 12,2% a 450°C. A resistência à tração após 5400s é 16% menor quando resfriado a 450°C em relação a 350°C.

Uma vantagem é a manutenção da resistência à tração entre 1180MPa e 1350MPa e o alongamento de 13% próxima aquele do aço temperado e revenido, mas com menor tempo de processamento entre o tempo necessário para revenimento e o tempo de transformação isotérmica, conforme representação esquemática da figura 24.

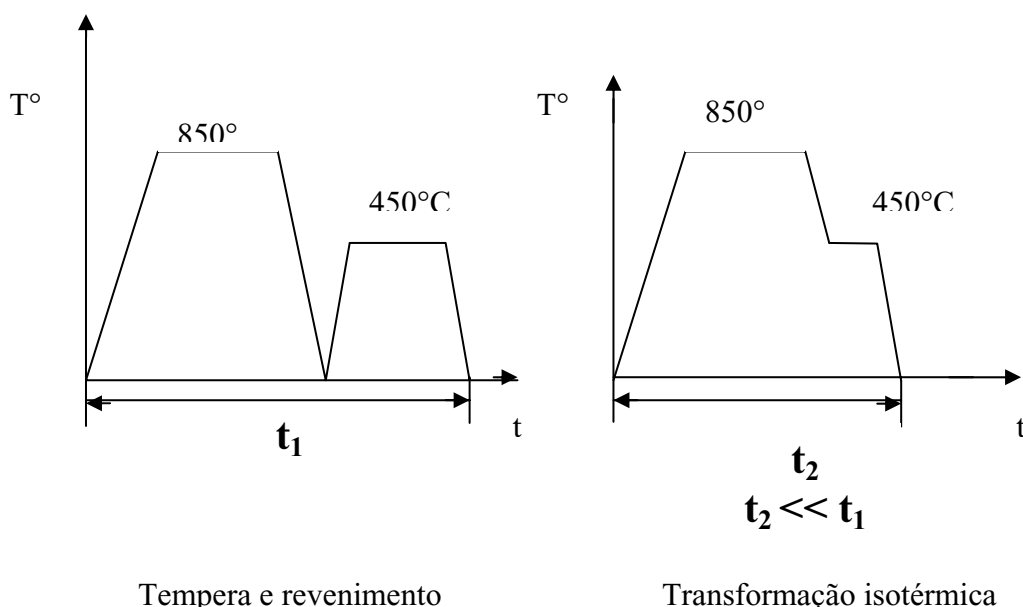


Figura 23 - Representação esquemática para comparação entre os tempos de revenimento convencional e transformação isotérmica

Quando no tratamento por transformação isotérmica com temperatura de aquecimento intercrítica de 740°C ou 720°C, produzindo portanto uma estrutura com fase ferrítica, na temperatura de transformação isotérmica de 450°C, a fração de bainita raramente ultrapassa a 30% e a resistência é menor. Para temperaturas de aquecimento de 850°C e transformação isotérmica de 450°C, a tendência é transformar praticamente toda a austenita residual em bainita após 1.800s de permanência nesta temperatura, produzindo uma maior resistência, acompanhada de elevados valores para o alongamento quando comparado com valores apresentados por Faires (1966).

Nos aquecidos a 740°C por 1800s houve uma formação de ferrita da ordem de 43% e 45%.

Observa-se uma fração de austenita retida mais alta até o tempo de 300s de permanência na temperatura de transformação para, em seguida, diminuir para 17,1% a 350°C e 16,3% a 450°C para 5400s de tempo de permanência.

Para os tempos de 300s e 600s e temperatura de 350°C, a fração da bainita é menor do que para tempos superiores, 1.800s e 5.400s, e a fração volumétrica da austenita retida é mais alta, o que justifica junto com a alta fração de ferrita, a baixa resistência à tração, em torno de 700 MPa.

O alongamento percentual para estes dois primeiros tempos dobrou atingindo 26,7% a 350°C e 27,2% a 450°C.

Para tempos de 600s até 5400s de permanência a fração de bainita aumenta em 40% chegando a 31,6% de fração volumétrica.

A fração da austenita retida diminui, aparecendo um aumento na formação da martensita.

A resistência à tração aumenta em 40% e a deformação diminui de 27,2% para 15,6%, uma diminuição de 42%, proporcional à diminuição da resistência.

Não foi significativa a diferença de resistência para os corpos-de-prova transformados a 350°C e 450°C. O aumento da martensita, a diminuição da austenita retida e o aumento da bainita, justificam o aumento de 40% da resistência à tração e a diminuição do alongamento para 15,6%.

A formação da bainita mantém a resistência em níveis altos com ganho significativo no alongamento em relação aos aços obtidos por tempera e revenimento convencional.

Para as temperaturas de aquecimento intercrítica de 720°C, a fração volumétrica de ferrita se manteve em 50%, a austenita retida em torno de 22% e martensita em torno de 4,8%, obtendo-se uma resistência à tração relativamente baixa de 695 MPa, e com uma alta deformação percentual de 23% a 28%.

A relação LE/RT em torno de 0,82 apresenta um coeficiente de encruamento um pouco maior para este grupo de aços.

Os resultados obtidos a 740°C possuem melhores propriedades mecânicas em relação aos aquecidos a 720°C, pois possui fração volumétrica de ferrita 10% menor do que aqueles obtidos a 720°C e fração de martensita também maiores para tempos de permanência na temperatura de transformação superiores a 300s.

5 CONCLUSÕES

1 - Pelos resultados obtidos pode-se concluir que o aço AISI 4340, com estrutura multifásica, a bainita melhora significativamente a ductilidade mantendo a resistência no mesmo nível do aço temperado, melhorando a combinação resistência /ductilidade.

2 - A relação limite de escoamento/resistência à tração da estrutura multifásica é alta, configurando um baixo coeficiente de encruamento.

3 - É possível obter propriedades mecânicas excelentes com estruturas multifásicas de martensita, bainita e austenita retida, como limite de escoamento e limite de resistência à tração em torno de 1.400 MPa com alongamento da ordem de 13%, para aços aquecidos a 850°C e transformados isotermicamente, e 1.000 MPa com alongamento da ordem de 25% para aços aquecidos a temperatura intercrítica de 740°C e transformados isotermicamente conforme tabela 8.

4 - Variando-se os parâmetros de tratamentos térmicos como temperatura de austenitização ou intercrítica, temperatura e tempos de transformação isotérmica, é possível obter-se uma grande variedade de estruturas multifásicas, com propriedades específicas para cada tipo de aplicação.

5 - Obtém-se melhores resultados para a resistência mecânica com um aumento significativo de 30% na ductilidade para os aços aquecidos a 850°C e transformados isotermicamente a 350°C.

6 - Para aplicações em que se requer valores de ductilidade da ordem de 27% com resistência mecânica até 1000 MPa, os aços multifásicos são uma excelente opção.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTURO

1 - Estudar outras técnicas viáveis de metalografia quantitativa para determinação precisa da fração volumétrica das fases.

2 - Estudar as propriedades mecânicas associadas à fração volumétrica das fases em estruturas multifásicas obtidas por resfriamento a partir da austenita até a temperatura intercrítica e seguido de transformação isotérmica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

ABDALLA, A. J.; MOURA NETO, C.; HASHIMOTO, T. M.; MONTEIRO, W. A. Optimization of the Mechanical Properties of a Low-Carbon Steels by Formation of a Multiphase Microstructure. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA DA MOBILIDADE, 10., 2001, São Paulo. **Anais....**, São Paulo: SAE do Brasil, 2001.

ABE, F., NAKAZAWA, S. Effect of microstructural evolution in bainite, martensite, and gamma ferrite on toughness of Cr-2W steels. **Materials Science and Technology**, vol 8, p. 1063-1069, December, 1992.

ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p 721-727, 1965.

AZUMA M.; FUJITA N.; TAKAHASHI M. and LUANG T. Modelling Upper and Lower Bainite Transformation in Steels. **Materials Science Forum**, vols. 426-432, p.1405-1412, 2003.

BHADESHIA, H. K. D. H. – Bainite in Steels, Institute of Material. London, 1992, 1-458

BHADESHIA, H. K. D. H. – The Bainite Transformation: Unresolved Issues. **Material Science and Engineering**, London, A 173-275, p.58-66, 1999.

BRAMFITT, B. L. and SPEER, J. G. A Perspective on the Morphology of Bainite. In: SYMPOSIUM “INTERNATIONAL CONFERENCE ON BAINITE”, In: WORLD MATERIAL CONGRESS, Chicago, IL., 1988.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 5th ed. Utah. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2002. 589p..

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 5ª ed., São Paulo: ABM, 1977. 504p.

CHO, Y. W.; BYUN, J. S. and SMI, J. H. Effect of Ti Addition on Mixed Microstructure of Allotriomorphic and Bainitic Ferrite in wrought C-Mn Steels. **Materials Science Forum**, Trans Tech Publications, Switzerland, vols. 426-432, p.1511-1516, 2003.

CHOI, I. D.; BRUCE, D. M.; KIM, S. J.; LEE, C. G.; PARK, S. H.; MATLOCK, D. K. and SPEER, J. G. Deformation Behavior of Low Carbon TIP Sheet Steel at High Strain Rates. **ISIJ International**, vol.42, n° 12, p. 1483-1489, 2002.

DAVENPORT, E. S. e BAIN, E. C. Transaction of The AIME, vol 7, NY, 1930. p.90-117.

DeARDO, A. J. New Challenger in the Thermomechanical Processing of HSLA Steels. Materials Science Forum, **Trans Tech Publications**, Swtzerland, vols. 426-432, p.49-56, 2003.

DELBAT, G.; POTAZKIN, J.; Iron and Steel Institute. London, 157-527, (1947).

FAIRES, V. M. **Elementos Orgânicos de Maquinas**. 1ª edição. Rio de Janeiro, Ao Livro Técnico S. A. , 1966. 658p..

FURNÉMONT, Q., KEMPF, M., JACQUES, P. J., GÖKEN, M.; DELANNAY, F.; On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP – assisted multiphase steel. **Materials Science and Engineering**, A 328, 2002, p.26.

GENSAMER, M.; PEARSALL, E. B.; SMITH, G. V., **Trans. ASM**, New York, 28.380. 1942.

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

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

GRITTI J. A.; MELO F. T.; CANGUE F.; MORAIS W. A. de; CÂNDIDO L. C. e GODEFROID, L. B. Resistência à Fadiga de aços “Dual Phase” para aplicações automobilísticas: Uma revisão. In: CONGRESSO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 39., Ouro Preto, MG, 2002.

HABRAKEN, L. J., ECONOMOPOULOS, Bainitic Microstructures in Low Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties. Transformation and Hardenability. In Steels, MI, p.69-107, (1967).

HEHEMANN R. F.; KINSMAN K. R.; AARONSON H. I; A Debate on the Bainite Reaction, **Metallurgical Transactions**, vol 3, May 1972.

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

HERTZBERG, R. W.; Some useful generalities. In: Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material, 3ª ed. John Wiley&Sons 357-7p. (1989).

HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços – Microestrutura e Propriedades**. Edição da Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Portugal, 1981, 348p.

HONEYCOMBE, R. W. K., BHADSHIA, H.K.D.H., The Bainitic Reaction. *Metallurgy and Materials Science Steels – Microstructure and Properties*, p. 115-139, 1995.

HUANG, D.; THOMAS, H.G.; Structure and mechanical properties of tempered martensite and lower bainite in Fe-Ni-Mn-C steel. **Metallurgical Transactions**. New York, Jun. 1971. vol. .2.

IRVINE, K. J.; PICKERING, F. B.; HESELWOOD, W. C.; ATKINS, M.; J. Iron and Steel Institute. London, 186.54 (1957).

JAKUES, P.; FURNÉMONT, Q.; PARDOEN, T.; DELANNAY, F. - On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-Assisted multiphase steels. **Acta Materialia**, Oxford, v.49, p. 139-152, 2001

KAWAI, J.; Development of Environmentally Friendly Steel Products (Eco-Products) at Nippon Steel. **Nippon Steel Technical Report**, Nippon, number 81, Jan, 2000.

KENNON, N. F.; Optical Microscopy of Carbon Steels, L.E.Samuels, ed., ASM, Metals Park,OH, 1980, pp 28-33.

KLAUS, H. - Modern Multiphases Steels for the Automotive Industry. Materials Science Forum, **Trans Tech Publications**, Switzerland, v. 414-415, p. 101-110, 2003.

LePERA, F. S.; Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steel; **Metallography and International Journal**. West Virginia, USA, vol. 12, number 4, pp 263-268, 1979.

LePERA, F. S.; Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel; **Journal of Metals**, pp 38-39, march, 1980.

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

MANOHAR, P. A.; KUNISHIGE, K. and CHANDRO, T. Influence of Thermo-mechanical Processing on Microstructural Evolution in Si-Mn and Al-Mn TRIP Steels. Materials Science Forum, **Trans Tech Publications**, Switzerland, vols. 426-432, p. 1127-1132, 2003.

MATSUDA, H.; KITANO, F.; HASEGAMA, L.; URABE, T. and HOSOYA, Y. Metallurgy of continuously annealed high strength TRIP Steel Sheet. **Steel Research**, vol. 73, n° 6 e 7, p. 211-217, 2002.

METAL HANDBOOK – vol 2. **Heat Treating Cleaning and Finishing**. 8th Edition, Metal Park, Ohio, American Society for Metal, ASME, 1964.

MINTZ, B., The influence of martensite on the strength and impact behavior of steel, **Metallurgical and Material Transactions A**, v.28 A, p.2073-84,1997.

MOURA NETO, C.; ALMEIDA, D. S. Materiais para fabricação de vasos de pressão de alto desempenho. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA DE MATERIAIS, 1997, São Paulo. 2ª ed. ABM, São Paulo, 1997.

OHMORI, Y.; OHTANI, H.; KUNITAKE, T.; The Bainite in Low Carbon low Allow Strenght Steels, **Transactions ISIJ**, Tokio, Japan, vol.11, p. 251-259, (1971).

PEREIRA, M. S.; ORUE, E. M.; HASHIMOTO, T. M.; Identification of Retained Austenite by Optical Microscopy and Its Correlation with Mechanical Properties in API-5L-X80 Steel Applied en Pipelines Industry, Microscopy and Microanalyses, Quebec, Canada, vol. 8, Supplement 2, p. 1332CD, 2002.

POTASKIN, R.; BAR-ABVI, K.; Mem. Sci. Rev. Met. (Paris) 55.346 (1958).

POTASKIN, R.; BAR-ABVI, K.; Mem. Sci. Rev. Met. (Paris) 60.335 (1963).

ROZA, J. E.; **Caracterização Microestrutural, Mecânica e Fractografica de um aço API-5L-X80, contendo Molibdênio, com Microconstituente Bainítico**. 2001. 118 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2001.

SANTOS, D. R. **Otimização dos Parâmetros de Tratamento Térmico e Soldagem do Aço Maraging 18Ni 300**. 2001. 118 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2001.

SHIM, J. H.; BYUN J. S.; CHO Y. W.; OH Y. S.; SHIM J. D. and LEE D. N. Effetcts of Si and Al on Acicular Ferrite Formation in C-Mn Steel. **Metallurgical and Materials Transactions**, vol. 32A, p. 75-83, jan. 2001

SUDO, M., HIGASHI, M., HORI, H. IWAI, T., KAMBE, S., SHIBATA, Z.; Effects of Microstructures on the Mechanical Properties of Multi-phase Sheet Steels, **Transactions ISIJ**, Tokio, Japan, v.21, pp. 820-827, 1981.

SUN, Z., WANG, Z., AI, S., “Effects of morphology on the tensile and fatigue behavior of a dual-phase steel”, **Steel Research** 60, n.5, p.215-20,1989.

TAMEHIRO, H.; MURATA, M.; HABU, R.; NAGUMO, M.; Optimum Chemical composition and Thermomechanical Processing Condition for Niobium-boron Steel. **Transactions ISIJ**, Tókió, Japan, vol. 27, nº 2, p. 130-138, 1997.

TOMITA, Y.; OKAWA, T.; Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel; **Materials Science Engineering**, A 172, pp. 145-151, 1993.

TOMITA, Y. **Journal of Materials Science**, 24, 1989, p. 1357-1362.

USS Carilloy Steels, United States Steel Corporation. Pittsburg, 1948

YÁNEZ, T. R.; HOUBAERT, Y.; MERTENS, A. Characterization of TRIP- Assisted Multiphase Steel Surface Topography by Atomic Force Microscopy. **Materials Characterization**, Oxford, v.47, p.93-104, jun.2001.

ZACKAY, V. F.; PARKER, E. R.; FAHR, D. and BUSH, R.. **Metallurgical Transactions**, ASM, vol. 60A, p. 252, 1960.