

ROSIANE DE CASTRO NOGUEIRA

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL
COM A UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA DE TRÍPLICE ATAQUE
DO AÇO MULTIFÁSICO AISI 4350

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual
Paulista, para a obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica na área de Materiais.

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

Guaratinguetá
2013

N77
8c

Nogueira, Rosiane de Castro
Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350 / Rosiane de Castro Nogueira – Guaratinguetá : [s.n], 2013.
134 f : il.
Bibliografia: f. 123-134

Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla
Coorientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto

1. Aço – Tratamento térmico 2. Microestrutura I. Título

CDU 669.14(043)

ROSIANE DE CASTRO NOGUEIRA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”

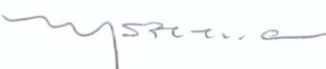
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Unesp-Feg


Prof.ª. Dr.ª. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
FATEC Pindamonhangaba


Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
FATEA/Lorena

Julho de 2013

DADOS CURRICULARES

ROSIANE DE CASTRO NOGUEIRA

NASCIMENTO	29.09.1978 – GUARATINGUETÁ/ SP
FILIAÇÃO	José Germano de Castro Nogueira Luzia Maria da Silva Nogueira
1997/2001	Curso de Graduação Licenciatura em Física – na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2007/2009	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça, pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos.

Agradeço ao meu orientador, *Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla* por seu incentivo e dedicação, pelo auxílio técnico e emocional, e pela sua orientação, sem a qual este trabalho seria impossível.

Ao meu co-orientador, *Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto* também por seu incentivo, dedicação, auxílio técnico e emocional, impecável orientação e contribuições ao trabalho.

Ao *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira*, por sua atenção, seu incentivo e interesse em ajudar, pelos auxílios durante o curso, e contribuição com suas observações durante o exame de qualificação.

À Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba – FATEC, pela utilização de seus laboratórios, em especial à *Prof^a. Dr^a. Cristina de Carvalho Ares Elisei*, que também contribuiu com suas observações durante o exame de qualificação.

Ao *Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein*, pela valiosa ajuda em microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

À amiga Gisélia Alves de Souza, por sua grande colaboração.

Ao Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP, pela disponibilização de seus laboratórios, em especial à *Prof^a. Dr^a. Ana Paula Rosifini Alves Claro*.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia, *Humberto Lopes Rodrigues, Célio José de Souza, Wilson Roberto Monteiro, Ely de Almeida Fortinato, Odir Vieira da Silva, José Manuel Bernardes, Manuel Francisco dos Santos Filho e Domingos Hasmann Neto*, pelo apoio e colaboração.

Ao Departamento de Química – FEG/UNESP pelo auxílio e fornecimento dos reagentes para ensaios metalográficos, em especial à *Dr^a. Conceição Aparecida Matsumoto Dutra*.

As funcionárias da biblioteca, *Ana Maria Ramos Antunes e Rosana Maria Pereira Maciel* pelo fornecimento dos artigos técnicos solicitados.

Aos funcionários da Secretaria da Pós-Graduação, em especial à *Regina Galvão Faria Alves*.

Ao SENAI de Taubaté pela usinagem dos corpos-de-prova.

Aos amigos ÉRIKA, CRISTINA, CÁSSIA, RENATO, SANDRO, VÍTOR, SÍLVIA, BEATRIZ, SÂMIA, ÉRICA, GABRIELA, KRATUS, RICARDO e ROGÉRIO.

Este trabalho contou com o apoio financeiro da CAPES, através do Projeto Pró-Defesa nº 014/08.

NOGUEIRA, R. C. Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350. 2013. 134f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Este trabalho realizou a caracterização mecânica e a análise microestrutural por tríplice ataque do aço de ultra-alta resistência AISI 4350, que possui médio teor de carbono e baixa liga, e correlacionou os aspectos microestruturais com as propriedades mecânicas alcançadas. Esta análise é fundamental para se compreender quais das estruturas obtidas apresenta uma melhor relação de correspondência entre resistência e ductilidade/tenacidade. Destinado a aplicações aeronáuticas, este aço, após tratamentos térmicos específicos, possui uma microestrutura complexa que pode ser composta por diferentes frações volumétricas das fases, como: ferrita, bainita, martensita, além de austenita retida. No procedimento experimental, uma barra cilíndrica do aço AISI 4350 foi usinada por eletro-erosão a fio, onde foram obtidos CDP's planos, que foram submetidos aos diferentes tratamentos térmicos para formação de microestruturas multifásicas diversificadas. Posteriormente, foi feita a caracterização mecânica através de ensaios de tração e de dureza e a análise microestrutural foi realizada pelo uso da técnica de tríplice ataque, associada à microscopia óptica, e também por MEV. A técnica de tríplice ataque é considerada uma ferramenta valiosa por revelar e permitir quantificar todas as fases presentes, esta faz uso dos reagentes: nital 2%, solução aquosa de metabissulfito de sódio 10% e o reagente LePera. A análise das informações geradas, tornou possível avaliar a relação de correspondência entre os tratamentos térmicos aplicados, as microestruturas formadas e as propriedades mecânicas alcançadas. Observou-se que a fase martensítica tem grande contribuição para a elevação da resistência, com destaque para a estrutura bifásica ferrítica-martensítica, porém reduz a ductilidade. Os tratamentos isotérmicos para a formação de bainita (superior ou inferior), com ou sem a presença de ferrita, mostraram-se os mais vantajosos, alcançando elevados níveis de resistência mantendo um bom nível de ductilidade.

PALAVRAS-CHAVE: Caracterização mecânica. Caracterização microestrutural por tríplice ataque. Tratamentos térmicos. Aços multifásicos. Bainita.

NOGUEIRA, R. C. Mechanical characterization and microstructural analysis with utilization the triple chemical etching technique of the steel's multiphase AISI 4350. 2013. 134f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

This work conducted to characterize mechanical and microstructural analysis by triple chemical etching technique of the steel ultra-high strength AISI 4350, which has medium-carbon and low-alloy and microstructural aspects correlated with the mechanical properties achieved. This analysis is essential to understand the structures obtained which shows a better relation correspondence between strength and ductility / toughness. Intended for aeronautical applications, this steel after specific heat treatment has a complex microstructure which can be composed of different volume fractions of the phases, as ferrite, bainite, martensite, and retained austenite. Experimental procedure in an cylindrical bar of AISI 4350 steel was machined by wire electro-erosion, which were obtained CDP's plans, which were subjected to different heat treatments to form diverse multiphase microstructures. Later, was characterized by mechanical tensile and hardness and microstructural analysis was performed by using triple chemical etching technique, associated with optical microscopy and also by SEM. The triple chemical etching technique is considered a valuable tool for revealing and quantifying allow all phases present, it makes use of reagents: nital 2%, aqueous solution of 10% sodium metabisulfite and LePera reagent. The analysis of the information generated, made it possible to evaluate the correspondence relation between the heat treatment applied, the formed microstructures and mechanical properties achieved. It was observed that the martensitic phase has great contribution to the rise of resistance, in particular the two-phase ferritic-martensitic structure, but reduces ductility. The isothermal treatments for the formation of bainite (upper or lower), with or without the presence of ferrite, proved most advantageous in achieving high levels of resistance while maintaining a good level of ductility.

KEYWORDS: Mechanical characterization. Microstructural characterization by triple chemical etching technique. Heating treatments. Multiphase steels. Bainite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema representativo das diversas estruturas alotrópicas do ferro	20
Figura 2 – Fotografia de um veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto, Insurance Institute for Highway Safety	28
Figura 3 – Representação esquemática de um diagrama TTT de um aço eutetóide, com destaque para a região onde ocorre a transformação bainítica	43
Figura 4 – Representação esquemática de um diagrama TTT e ilustrações das estruturas formadas nas regiões correspondentes específicas do diagrama	44
Figura 5 – Ilustração esquemática das curvas T_0 e T_0'	49
Figura 6 – Ilustração esquemática da formação de bainita superior e bainita inferior	51
Figura 7 – Micrografia obtida por microscópio eletrônico de transmissão da bainita superior de uma liga Fe-0,43C-2Si-3Mn em peso. (a) Micrografia óptica. (b, c) Austenita retida entre sub-unidades vista por campo claro e correspondente por campo escuro. (d) Montagem mostrando a estrutura do feixe.	52
Figura 8 – (a-c) Fe-0,3 carbono - 4,08 cromo em peso; (a) bainita obtida por transformação isotérmica por um período de tempo pequeno (435° C, 10 min), mostra partículas de cementita dentro das plaquetas, mas não entre as plaquetas. (b) Imagem correspondente obtida por campo escuro mostrando filmes de austenita entre as plaquetas de ferrita bainítica. (c) A mesma amostra após prolongado tratamento térmico (435° C, 30 min), na temperatura de transformação isotérmica, causando a precipitação de carbonetos entre as plaquetas de ferrita. (d) Precipitação multivariável de carbonetos, típica de uma têmpera martensítica (415° C, 50 min, AISI 4340)	54
Figura 9 - Micrografia por M.E.V da bainita livre de carbonetos de uma liga Fe-0.91C-1.58Si-1.98Mn-0.06Ni-0.25Mo-1.12Cr-1.37Co-0.53Al em peso.....	56
Figura 10 – Representação esquemática do procedimento experimental em forma de fluxograma	67
Figura 11 – Desenho dos CDP's segundo a norma ASTM E8M	68
Figura 12 – Forno mufla utilizado nos tratamentos térmicos na FEG/UNESP.....	69
Figura 13 – Diagrama Fe-C representando o resfriamento do aço a partir da temperatura de austenitização à 850°C	71
Figura 14 – Curva TTT para o aço AISI 4340 com 0,4% C, 1 % Mn, 0,8 % Cr e 1,85 % Ni.....	71

Figura 15 – Representação de uma rota com austenitização completa – Aquecimento a 850°C por 900 s, seguida do tratamento de recozimento ao forno	73
Figura 16 - Representação da rota com austenitização completa seguida de tratamento de têmpera em óleo e revenimento.....	73
Figura 17- Representação da rota com austenitização completa seguida do tratamento isotérmico em banho de sal a 280°C, por tempos de 1800 s ou 5400 s	74
Figura 18 – Representação do tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400s, seguido de tratamento intercrítico em 720°C por 3600s, com subsequente tratamento de têmpera em óleo.....	75
Figura 19 - Representação do tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400s, seguido de tratamento intercrítico em 720°C por 3600s, com subsequente tratamento isotérmico em banho de sal de 210°C, por 5400s.....	76
Figura 20 - Representação do tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400s, seguido de tratamento intercrítico em 720°C por 3600s, com subsequente tratamento isotérmico em 210°C, por 5 dias, e posterior resfriamento ao ar.....	77
Figura 21 - Fotografia da Máquina de Ensaio Universal INSTRON 8801, utilizada no ensaio de tração	82
Figura 22 - Imagem por MEV para amostra na condição fornecida. Ataque químico: nital 2%	84
Figura 23 – Ataque químico: nital 2%. Condição 1 (850°C/ recozida no forno).....	86
Figura 24 - Imagem por MEV para amostra na condição 1 (850°C/ recozida no forno). Ataque químico: nital 2%.....	87
Figura 25 – Ataque químico: nital 2%. Condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210°C por 2 horas).....	88
Figura 26 - Imagem por MEV para amostra na condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210°C por 2 horas). Ataque químico: nital 2%.....	89
Figura 27 – Ataque químico: nital 2%. Condição B1 (850°C/ 280°C - 1800s).....	90
Figura 28 – Ataque químico: nital 2%. Condição B2 (850°C/ 280°C - 5400s)	91
Figura 29 – Imagem por MEV para amostra na condição B1 (850°C/ 280°C - 1800 s). Ataque químico: nital 2%.....	92
Figura 30 – Imagem por MEV para amostra na condição B2 (850°C/ 280°C - 5400 s). Ataque químico: nital 2%.....	93
Figura 31 – Ataque químico: nital 2%. Condição 4 (850°C/720°C/ têmpera em óleo)	94

Figura 32 – Imagem por MEV para amostra na condição 4 (850°C/ 720°C/ têmpera em óleo). Ataque químico: nital 2%.....	95
Figura 33 – Ataque químico: nital 2%. Condição 5 (850°C/720°C/210°C – 5400s).....	96
Figura 34 – Imagem por MEV para amostra na condição 5 (850°C/ 720°C/ 210°C – 5400s). Ataque químico: nital 2%.....	97
Figura 35 – Ataque químico: nital 2%. Condição 6 (850°C/720°C/ 210°C - 5 dias).....	98
Figura 36 – Imagem por MEV para amostra na condição 6 (850°C/ 720°C/ 210°C – 5 dias). Ataque químico: nital 2%.....	99
Figura 37 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 1 (850°C/ recozida no forno).....	100
Figura 38 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210° C por 2 horas).....	101
Figura 39 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição B1 (850°C/ 280°C - 1800s).....	102
Figura 40 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição B2 (850°C/ 280°C - 5400s).....	103
Figura 41 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 3 - rota B2 (850°C/ 280°C - 5400s). Microscópio óptico Olympus. Ampliação 1109X.	104
Figura 42 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 4 (850°C/720°C/ têmpera em óleo).....	105
Figura 43 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 5 (850°C/720°C/ 210°C - 5400s).....	106
Figura 44 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 6 (850°C/720°C/ 210°C - 5 dias)	107
Figura 45 – Ataque químico: LePera. Condição 1 (850°C/ recozida no forno).....	108
Figura 46 – Ataque químico: LePera. Condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210°C por 2 horas).....	109
Figura 47 – Ataque químico: LePera. Condição B1 (850°C/ 280°C - 1800s).....	110
Figura 48 – Ataque químico: LePera. Condição B2 (850°C/ 280°C - 5400s).....	111
Figura 49 – Ataque químico: LePera. Condição 4 (850°C/720°C/ têmpera em óleo).....	112
Figura 50 – Ataque químico: LePera. Condição 5 (850°C/720°C/ 210°C - 5400s).....	113
Figura 51 – Ataque químico: LePera. Condição 6 (Bi – 5d) (850°C/720°C/ 210°C - 5 dias).	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Nomenclaturas usadas para classificar as diversas morfologias da microestrutura bainítica	45
Tabela 2 – Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP	64
Tabela 3 – Composição química para o aço AISI 4350	83
Tabela 4 – Frações volumétricas das fases presentes	115
Tabela 5 – Propriedades mecânicas determinadas pelos ensaios de tração e de dureza	117
Tabela 6 – Relação entre as propriedades mecânicas determinadas pelos ensaios de tração e frações volumétricas das fases presentes nas microestruturas obtidas	118

LISTA DE SIGLAS

AISI - American Iron and Steel Institute

ASTM - American Society for Testing and Materials

SAE - Society of Automotive Engineers

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

HSLA – high strength low alloy - aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

UHSS – ultra high strength steels – aços de ultra-alta resistência

AHSS – advanced high strength steels – aços avançados de alta resistência

AMR/IAE/DCTA – Divisão de Materiais/ Instituto de Aeronáutica e Espaço/ Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial.

DMT FEG / UNESP - Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá / Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.

MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO - Microscopia Óptica

LISTA DE SÍMBOLOS

MPa – Megapascal
 Kgf/mm^2 – (quilograma – força)/ milímetro quadrado
C – Carbono
Cr – Cromo
Mo – Molibdênio
Ni - Níquel
Fe – Ferro
Ti – Titânio
Al – alumínio
Mn – Manganês
Co – Cobalto
Cu - Cobre
Fe-C – Ferro-carbono
HRC – Dureza Rockwell C
°C – graus Celsius
 HNO_3 – Ácido Nítrico
 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ – Metabissulfito de Sódio
% ϵ_t - Alongamento percentual total
LE - Tensão limite de escoamento
LRT - Tensão máxima de resistência à tração
t – tempo
s - segundo
 Fe_3C – Carboneto de Ferro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 Objetivo	19
1.1.1 Objetivos específicos	19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 Aços: propriedades e classificação	20
2.2 Aços de alta resistência.....	22
2.2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga - ARBL.....	24
2.2.2 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS).....	27
2.2.2.1 Aços com transformação induzida por deformação (efeito TRIP)	29
2.2.3 Aços de Ultra-Alta Resistência (UHSS)	31
2.3 Tratamentos Térmicos	34
2.3.1 Influência dos tratamentos térmicos e/ou termomecânicos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas	35
2.4 A importância da formação da microestrutura multifásica em aços	37
2.4.1 Ferrita	39
2.4.2 Austenita Retida	40
2.4.3 Martensita	41
2.4.4 Bainita	42
2.4.4.1 A transformação bainítica	48
2.4.4.2 Bainita formada por transformação isotérmica	50
2.4.4.2.1 Bainita Superior	51
2.4.4.2.2 Bainita Inferior	53
2.4.4.2.3 Bainita Livre de Carbonetos	55
2.4.4.3 Aços bainíticos produzidos por transformação por resfriamento contínuo ...	58
2.5 Influência dos elementos de liga na formação da microestrutura bainítica	59
2.6 A função da austenita retida e de outros elementos de liga em aços que apresentam o efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity - Transformação Induzida por Deformação)	61
2.7 Caracterização microestrutural de um aço multifásico	65
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	67
3.1 Material	68

3.2	Corpos de prova (CDP's) para ensaio de tração	68
3.3	Tratamentos térmicos	69
3.3.1	Equipamentos utilizados nos tratamentos térmicos	69
3.3.2	Rotas selecionadas para os tratamentos térmicos	70
3.4	Caracterização microestrutural	78
3.4.1	Preparação metalográfica das amostras	78
3.4.2	Ataques químicos	79
3.4.3	Quantificação das fases presentes por microscopia óptica	80
3.4.4	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	81
3.5	Caracterização mecânica	81
3.5.1	Ensaio de tração	81
3.5.2	Ensaio de dureza	82
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
4.1	Composição química do material	83
4.2	Caracterização microestrutural	83
4.2.1	Análise qualitativa: processo básico de transformação de fases	83
4.2.1.1	Microestruturas reveladas com nital 2%	85
4.2.1.2	Microestruturas reveladas com metabissulfito de sódio 10%	99
4.2.1.3	Microestruturas reveladas com reagente LePera	107
4.2.2	Análise quantitativa	115
4.3	Ensaio mecânicos	117
4.3.1	Ensaio de tração e de dureza	117
5	CONCLUSÕES	121
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	122
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	123

1. INTRODUÇÃO

Desde os primórdios até o presente momento o aço permanece exercendo um papel de notável e indiscutível relevância na engenharia se comparado aos demais materiais.

Assim, de acordo com a produção anual mundial em 2012 foram produzidos cerca de 1.510.222.000 toneladas de aço bruto. No Brasil, a produção neste mesmo ano atingiu a marca de 34.682.000 toneladas¹.

Dentre os fatores responsáveis por possibilitar ao aço se tornar um material tão requisitado encontra-se o amplo espectro de propriedades e características de desempenho, obtidos a baixos custos, inclusive também, por causa da disponibilidade do ferro na crosta terrestre (SILVA, MEI, 2006).

As indústrias aeronáuticas, automobilísticas e metal-mecânica em geral, por sua vez, exerceram um papel de primordial importância, se tornando os grandes vetores para estimular as siderúrgicas neste processo sinérgico de desenvolvimento de novos aços ultra-resistentes para aplicações em estruturas mais leves, capazes de conciliar um melhor nível de resistência com um aceitável nível de tenacidade e/ou ductilidade.

Com o surgimento e o crescimento dos setores aeronáutico e aeroespacial houve crescimento da demanda pela produção de aços de ultra-alta resistência. Tais aços possuem limite de escoamento superior a 1400 MPa, razoável alongamento (14% em 50 mm de comprimento), e apresentam também aceitável tenacidade, resistência à fadiga e soldabilidade (SOUZA, 2008; SILVA; MEI, 2006).

Na indústria aeroespacial, esses aços são empregados em fixadores de alta resistência, carcaças de motores e mísseis, estruturas de trens de aterrissagem, além de eixos, parafusos, pinos, molas etc., ou seja, em componentes onde a relação resistência/peso é fundamental na seleção (CHIAVERINI, 1986).

A indústria automobilística atuou de um modo determinante, ao incentivar tal processo pela realização de um consórcio internacional denominado projeto ULSAB (Ultra-Light Steel Body), cujo propósito, de pesquisa e avanço tecnológico, foi bem sucedido com a criação de uma carroceria para veículo ultraleve (SOUZA, 2008).

¹International Iron and Steel Institute, 2012 – URL:

<http://www.worldsteel.org/statistics/statistics-archive/2012-steel-production.html>

Em vista disso, faz parte de uma conjuntura recente para pesquisas estimular o desenvolvimento de uma nova família de aços multifásicos assistidos pela transformação induzida por deformação, ou seja, pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), que possui alta resistência e melhor conformabilidade, e satisfazem a demanda ou imposições de mercado quanto à necessidade de direcionar normas ambientais severas e de segurança, compelindo os construtores de automóveis para o desenvolvimento de carcaças automotivas mais leves com aumento da resistência a impactos (BHATTACHARYYA et al., 2011).

Como em um aço multifásico, as frações volumétricas das diferentes fases formadas como ferrita, bainita, martensita, além da presença de austenita retida, dependem diretamente das rotas de tratamentos térmicos, escolhidas e aplicadas, torna-se importante uma melhor compreensão da relação de correspondência entre estes parâmetros e a microestrutura formada. A análise das micrografias obtidas por microscopia óptica contribui para entender esta relação. Em alguns casos, a microscopia eletrônica de varredura, torna-se imprescindível, quando necessária uma análise mais acurada dos finos detalhes da microestrutura.

Assim sendo, é indiscutível a relevante contribuição que os tratamentos térmicos escolhidos e aplicados podem oferecer, quando o interesse está na determinação de adequados percentuais de bainita ou de qualquer das demais fases, quer seja ferrita, austenita retida e/ou martensita. Isto porque, como uma das possibilidades de desenvolver estruturas que apresentam um excelente equilíbrio entre resistência e ductilidade, foram produzidos aços com efeito TRIP, uma vez que suas propriedades mecânicas estão estritamente relacionadas à quantidade e à estabilidade mecânica da austenita retida presente, antes da deformação plástica. Contudo, esta austenita retida por si mesma depende de vários fatores como a quantidade de carbono e tamanho de grão, assim como também é fortemente dependente da temperatura do tratamento térmico realizado e do tempo de permanência nesta. Já a morfologia da austenita retida e sua distribuição podem exercer um papel secundário (KWON et al., 2011; XU et al., 2012).

A microestrutura bainítica, por sua vez, em quantidades significativas, tem demonstrado exercer uma importante influência nas propriedades de novos aços multifásicos, o que tem sido descrito prioritariamente de um modo enfático em diversos trabalhos recentes realizados por pesquisadores como Bhadeshia e Caballero, que desenvolveram uma série de aços bainíticos como os bainíticos livres de carbonetos, os quais são constituídos de ferrita bainítica e austenita enriquecida em carbono na microestrutura, e revelam extraordinárias propriedades mecânicas (YOOZBASHI et al., 2011; GAO et al., 2013).

Tais pesquisas apontam que a bainita livre de carbonetos, também denominada como ferrita acicular, é originalmente, a microestrutura ideal, pois devido à ausência de carbonetos, o aço possui uma alta resistência à fratura por clivagem e pelo mecanismo de formação de vazios. E também, a resistência e a tenacidade podem ser melhoradas, por causa do tamanho de grão ultrafino das placas de ferrita bainítica, e possível aumento adicional da tenacidade em decorrência do efeito da transformação induzida pela deformação ou efeito TRIP (CABALLERO et al., 2009).

Em associação, há pesquisas que indicam o silício e o alumínio como elementos vitais para a retenção da austenita na estrutura dos aços multifásicos, os quais mesmo em baixas quantidades são suficientes para retardar a formação de carbonetos, o que favorece o enriquecimento de carbono da austenita residual durante a formação da bainita, aumento-se assim a fração de austenita retida (DE COCK et al., 2006; GRAJCAR, 2007).

Já para os aços de ultra-alta resistência e baixa liga, com médio teor de carbono, como os aços aeronáuticos AISI 4340 e AISI 4350, que apresentam resistências mecânicas elevadas e baixa tenacidade quando submetidos à têmpera e revenimento, a obtenção de uma complexa estrutura multifásica, quando submetidos a tratamentos térmicos específicos, pode permitir o estabelecimento de uma situação satisfatória, onde haja um aumento da resistência aliada à manutenção de um aceitável nível de tenacidade (TOMITA et al., 1991).

Na prática comercial, geralmente, quando aços de baixa liga, como o AISI 4340, são processados em seções severas, microestruturas combinadas resfriadas lentamente compreendendo martensita e bainita são encontradas, e apresentam, em certos casos, uma melhor combinação entre resistência e ductilidade, quando comparadas ao comportamento destes aços em uma condição completamente martensítica (RAO et al., 1990).

A literatura revela que, em associação com a martensita temperada, a bainita inferior é o tipo de estrutura bainítica preferida para melhorar o comportamento mecânico, sendo a quantia de aproximadamente 25% do volume de bainita inferior considerada uma ótima proporção (SAXENA et al., 1993; AGLAN et al., 2004).

Em outro enfoque das recentes investigações, encontram-se pesquisas que procuram compreender o efeito do revenimento na microestrutura e em consequência nas propriedades mecânicas de aços bainíticos não temperados. A relevância destas pesquisas é revelada pelos benefícios proporcionados como a economia de custos e de energia durante o processo de manufatura de componentes forjados, além do que, estes aços apresentam uma resistência à tração acima de 1000 MPa, equivalente a dos aços temperados e revenidos, sendo também

possível empregá-los em uma extensa escala de aplicações, em que a principal característica requerida seja o desenvolvimento de partes estruturais leves (LUO et al., 2010).

Também em 2010, um grupo de pesquisadores dos Estados Unidos e da China acreditou ter descoberto o ponto de máxima resistência dos metais, através da realização de pesquisas que visaram tornar os metais, ao mesmo tempo, mais fortes e mais maleáveis, manipulando-os em escala nanométrica, ou seja, manipulando os seus nanocristais (LI et al., 2010).

O presente trabalho, por sua vez, tem por finalidade realizar a caracterização mecânica e microestrutural do aço aeronáutico de ultra-alta resistência AISI 4350, o qual, quando submetido a diferentes rotas de tratamentos térmicos, pode apresentar diversas microestruturas multifásicas, que representam a combinação de variadas frações volumétricas de ferrita, austenita retida, bainita e martensita, na tentativa de se compreender os fenômenos que possibilitam a obtenção de um material que possa revelar simultaneamente tanto um melhor nível de resistência quanto um aceitável nível de ductilidade e/ou tenacidade se comparado aos materiais já disponíveis.

E dentre todas estas possibilidades, uma das combinações que tem se revelado muito promissora quanto à capacidade de exibir uma excelente relação entre resistência e ductilidade, simultaneamente, é alcançada por uma estrutura composta predominantemente pelo microconstituente bainítico.

A importância de se desenvolver este trabalho de mapeamento das propriedades mecânicas para a família de aços AISI 43XX, da qual o aço AISI 4350 faz parte, está no fato de que ainda não existem estudos correlatos sobre a relação de correspondência entre as microestruturas formadas, quando estes aços são submetidos a tratamentos térmicos não-convencionais, e as propriedades mecânicas alcançadas.

1.1 Objetivo

Formar diferentes estruturas multifásicas em um aço 4350, com diferentes frações volumétricas das fases bainita, ferrita, martensita e austenita retida, e correlacionar estas estruturas com as propriedades mecânicas.

1.1.1 Objetivos específicos:

- a-) formar estruturas multifásicas com diferentes frações volumétricas das fases do aço estudado com a utilização de diferentes rotas de tratamentos térmicos;
- b-) caracterizar e quantificar as fases presentes pela técnica de tríplex ataque químico;
- c-) avaliar as propriedades mecânicas por ensaios de tração e dureza; e,
- d-) correlacionar as propriedades mecânicas com as estruturas formadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços: propriedades e classificação

Para as mais diversas aplicações ou empregos a que são designadas as ligas de ferro, observam-se as mais diferentes características, desde ligas de alta plasticidade, para estampagens profundas, até ligas de extrema dureza como aços rápidos, usados em ferramentas de corte, o que depende, também, de sua composição química.

Como o ferro apresenta alotropia, uma infinidade de ligas, com características e comportamentos completamente diferenciados, podem ser obtidas em função dos tratamentos térmicos e dos efeitos provocados pela adição de quantidades diferenciadas e por novos elementos de liga (SILVA, 2006).

Na Figura 1, observa-se que o ferro sólido, ao ser aquecido a partir da temperatura ambiente, muda a sua estrutura de Cúbica de Corpo Centrado (CCC) para Cúbica de Face Centrada (CFC) a 912°C, e continuando o aquecimento até 1394°C, o ferro muda novamente de estrutura, passando de CFC para CCC (SILVA, MEI, 2006).

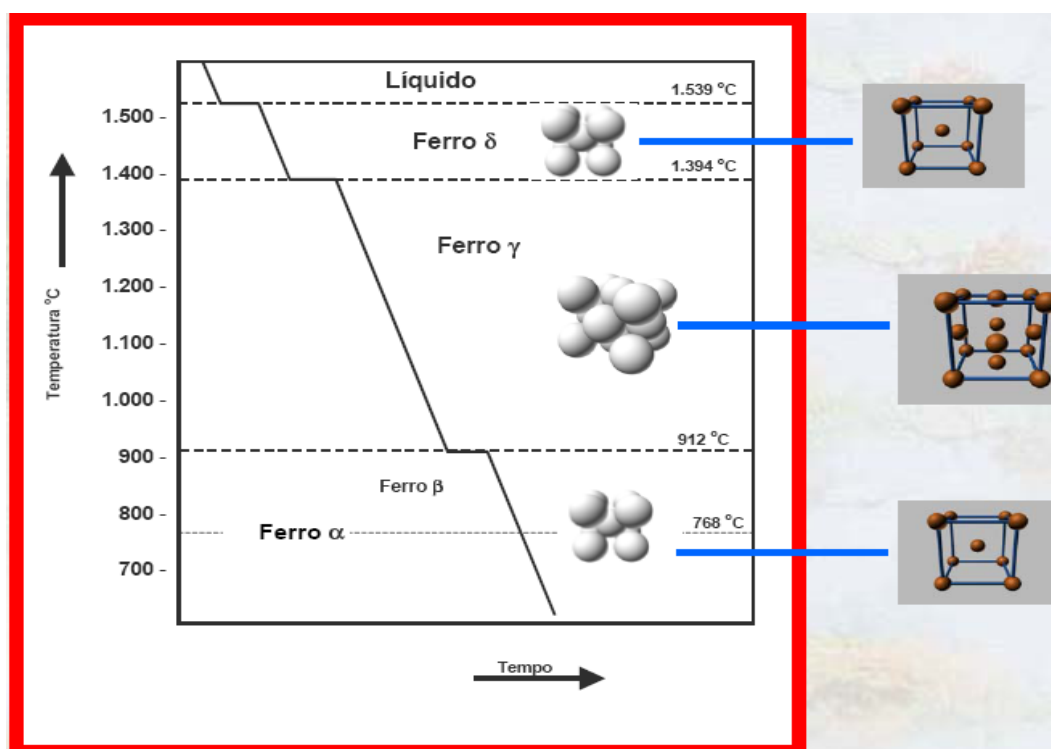


Figura 1- Esquema representativo das diversas estruturas alotrópicas do ferro (CARAM, 2013).

Por sua vez, diferentes rotas de tratamentos térmicos, também são desenvolvidas para a produção das diversas fases, que podem apresentar propriedades mecânicas opostas, abrangendo desde uma fase macia e dúctil, como a ferrita, até uma fase altamente resistente e com elevados valores de dureza, como a martensita (SILVA; MEI, 2006; JACQUES, 2004).

Portanto, existem diferentes métodos para classificação de aços e ligas especiais, como a baseada na aplicação e nas propriedades mecânicas; e todos podem ser úteis dentro de determinadas condições, visto que não são excludentes e também não constituem critérios definitivos e imutáveis, sendo fundamentalmente decorrentes da composição química, do processamento e, conseqüentemente, da estrutura (macro e micro) destes aços (SILVA; MEI, 2006).

Assim, entidades representativas como AISI, SAE, ASTM, DIN (ASM, 1990), adotaram um sistema de classificação que é universalmente aceito e também serviu como base para o sistema brasileiro, adotado pela ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas).

Como novos aços são desenvolvidos em decorrência de algum tipo de aplicação específica, então a classificação de acordo com a aplicação parece ser um dos critérios mais adequados, sendo possível encontrar aços para fios, arames, molas, tubos, ferramentas, além de aços resistentes ao impacto, ao desgaste, ao calor, à oxidação, à corrosão, como também aços para fins estruturais (SILVA, 2006).

No caso, por exemplo, de aços para aplicações estruturais, através de especificações das mais diversas, estes devem apresentar como principais requisitos:

- elevado valor de relação entre limite de resistência e limite de escoamento, ductilidade e homogeneidade, alta tensão de escoamento, considerável tenacidade, boa soldabilidade, suscetibilidade de corte por chama, sem endurecimento;
- boa conformabilidade e baixo custo, além de razoável resistência à corrosão, sendo possível o seu uso tanto na construção civil, em estruturas fixas de grande porte, como edifícios ou pontes, quanto em estruturas móveis, como veículos de transporte, equipamentos ferroviários, navais e aeronáuticos, etc. (CHIAVERINI, 2012).

Aços estruturais, como os aços-carbono comuns, simplesmente laminados, sem quaisquer tratamentos térmicos, são plenamente satisfatórios, para aplicações onde a resistência mecânica e o peso podem ser considerados como fatores de relevância secundária (CHIAVERINI, 2012). Mas, para o emprego em estruturas móveis, onde a relação

resistência/peso é um fator de primordial importância, torna-se imprescindível a produção de componentes com alta resistência para uso em estruturas de baixo peso e, portanto, resistentes às condições de trabalho.

Assim, em função das suas resistências e aplicações, os aços estruturais podem ser classificados como:

- aços ao carbono;
- aços liga;
- aços de alta liga;
- aços de alta resistência (aços de alta resistência e baixa liga – ARBL (HSLA – *High Strength Low Alloy*); aços de ultra-alta resistência – UHSS (*Ultra-High Strength Steels*) ; aços avançados de alta resistência – AHSS (*Advanced High Strength Steels*)).

No entanto, algumas propriedades podem ser alteradas durante o processo de fabricação, principalmente, por meio de tratamentos térmicos, mecânicos e termomecânicos específicos (SILVA, 2006).

Ainda, o critério de um custo aceitável como um fator economicamente relevante, tanto para o fornecedor quanto para o cliente, varia diretamente com o número de propriedades especificadas e/ou requeridas (SILVA; MEI, 2006).

Enfim, para fins estruturais, o aço continua ocupando uma posição de indistigível supremacia e preponderância dentre os demais materiais, ao combinar aspectos ou características como alta resistência mecânica, trabalhabilidade, disponibilidade e baixo custo (BARREIRO, 1975).

2.2 Aços de alta resistência

O aperfeiçoamento da eficiência e da vida em serviço, com redução de peso e consequente diminuição do consumo de combustível em automóveis, pode ser garantido com o uso de aços de alta resistência (YU et al., 2011).

E em conformidade, uma ampla variedade de pesquisas tem sido executada com a finalidade de solucionar o paradoxo na relação entre resistência e ductilidade em aços de alta resistência, vislumbrando-se os benefícios econômicos, sociais e ambientais (XU et al., 2011).

Nesta categoria estão inclusos os aços: de alta resistência e baixa liga (ARBL) com um limite de escoamento entre 210 MPa a 550 MPa, de ultra-alta resistência (UHSS) que

apresentam valores de limite de escoamento superiores a 550 MPa e, os avançados de alta resistência (AHSS), cujos valores para o limite de escoamento podem sobrepor o intervalo entre os valores de limite de escoamento para os aços ARBL E UHSS (ULSAB – AVC, 2001a) .

Os valores do limite de escoamento para aços ao carbono de alta resistência podem variar entre 500 MPa a 1000 MPa, mas quando há aumento nos níveis de resistência, as outras propriedades mecânicas como tenacidade, ductilidade e conformabilidade sofrem uma deterioração. Assim, uma forma de alcançar uma melhoria destas propriedades ocorre pela produção de microestruturas multifásicas, que são mais complexas, o que torna mais difícil identificar as características microestruturais diretamente relacionadas ao comportamento mecânico (DI SCHINO, GUARNASCHELLI, 2009).

Os aços de alta resistência também podem atingir uma condição mais satisfatória entre resistência e ductilidade pela combinação de diversos processos como refinamento de grão, por reforço de precipitados e por reforço de compostos (TIRUMALASETTY et al., 2011).

Como sabido, é indiscutível a relevância do conhecimento sobre as propriedades mecânicas de metais durante deformação sob uma ampla gama de condições de carregamento, e para se definir um aço como sendo de alta resistência é necessário compreender que tal classificação depende totalmente de como o aço será usado ou aplicado (LEE, 1999).

Os vários microconstituintes, já bem conhecidos em aços, como ferrita/perlita, bainita, martensita e austenita possuem propriedades mecânicas muito diferentes, mas é possível obter-se melhores propriedades permitindo-se que as diferentes microestruturas alcançadas, ou combinações entre estas, produzam as propriedades específicas desejadas para cada uma das diversas aplicações possíveis.

Sob o ponto de vista metalúrgico, o aumento de resistência mecânica é conseguido pelo aumento do teor de carbono, de modo a ter-se maior proporção de perlita na estrutura, e pela introdução de elementos de liga que formam uma solução sólida com a ferrita, endurecendo-a. Dentre tais elementos de liga encontram-se: o manganês, o níquel, o cromo, o molibdênio, o vanádio, o cobre e o boro.

O refino de grão da ferrita também contribui para melhorar a resistência mecânica e adições de alumínio, nitrogênio e nióbio produzem esse efeito (BHATTACHARYYA et al., 2011; CHIAVERINI, 1986).

Dentre todos os mecanismos possíveis para propiciar o aumento da resistência, o refinamento de grão da ferrita é o único capaz de melhorar a resistência e a tenacidade simultaneamente (DI SCHINO, GUARNASCHELLI, 2009).

Por isso, a possibilidade de se alcançar o aumento de resistência com o aumento da tenacidade sem comprometer a soldabilidade e ductilidade, através da redução do tamanho de grão, tornou-se o principal alvo de diversas pesquisas, por meio das quais é mobilizado um imenso esforço na tentativa de obtenção de grãos cada vez mais finos.

Assim, atualmente, diversos grupos de pesquisa que estão envolvidos com a crescente possibilidade da capacidade de manipular os materiais em nanoescala realizam investigações para avaliar e compreender os fatores que contribuem para o refinamento da microestrutura dos aços, composta pelas diferentes fases, em nível nanométrico, como, por exemplo, com os aços avançados que possuem uma microestrutura predominantemente bainítica, e entender como este efeito influencia na obtenção de uma melhor relação entre as propriedades mecânicas como resistência e ductilidade/tenacidade (CORNIDE et al., 2011; GARCÍA-MATEO et al., 2012; YANG et al., 2012; YOOZBASHI et al., 2011; GUO et al., 2010).

Por sua vez, Li et al.(2010) descobriram uma maneira de tornar os metais, ao mesmo tempo, mais fortes e mais maleáveis, manipulando seus nanocristais e, através de suas investigações, descobriram um novo mecanismo que estabelece o ponto de máxima resistência dos metais nanoestruturados. Neste caso, grãos ultrafinos de cobre com emparelhamentos nanométricos tênues embutidos em grãos individuais foram sintetizados, atingindo uma resistência aumentada por um fator de 7 a 10 em relação ao cobre policristalino com grãos grosseiros, assim como, considerável ductilidade e alta condutividade elétrica.

2.2.1 Aços de alta resistência e baixa liga - ARBL (HSLA)

A produção de aços destinados à fabricação de componentes mais leves, ou seja, que utilizam uma menor quantidade de material, apresentando e mantendo satisfatórios níveis de resistência tornou-se um imperativo, e desta necessidade surgiram, os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (*High Strength Low Alloy – HSLA*), contendo microadições de nióbio, titânio e vanádio, cuja microestrutura ferrítica-perlítica, mais refinada e com capacidade de endurecimento por precipitação, lhe proporcionava maior resistência mecânica (GORNI, 2008).

Aços temperados e revenidos com médio teor de liga, como o HY-80 e o HY-100, são necessários para aplicações severas como vasos de pressão e tubulações de alta performance para navios, submarinos, construção civil, etc. Entretanto, estas ligas são impróprias no quesito soldabilidade, que é um critério constantemente solicitado dos fabricantes de

estruturas de aços, exercendo grande influência na competitividade do aço, principalmente quanto ao aspecto do custo de fabricação da estrutura (GORNÍ, MEI, 2004).

Especialmente, para aumentar a vida em serviço de navios e de estruturas de casco de navios, que estavam susceptíveis ao processo de corrosão, três direções para investigações foram escolhidas, onde:

- a primeira linha de pesquisas objetivou eliminar da composição química do aço, elementos de alto custo como níquel, molibdênio e cromo, sendo para tanto, necessária à criação de um grupo de aços bainíticos com teor ultra-baixo de carbono (ULCB - *Ultra Low Carbon Bainite*) contendo manganês e microadições de Ti, Nb, V e B;
- a segunda opção foi baseada na adição de níquel, molibdênio, manganês, cromo e nióbio, onde níquel e molibdênio são os principais elementos utilizados, para promover necessário efeito da endurecibilidade/temperabilidade assim como a redução na temperatura de início para a formação de bainita durante o processo de transformação de fases;
- já, o terceiro caminho visou o desenvolvimento de aços com estrutura composta por bainita e martensita do tipo HSLA - 100, com adição de cobre (LIS, 2000).

Aços microligados de alta resistência e baixa liga endurecíveis por precipitação de cobre ASTM A710/HSLA – 80 e HSLA - 100, e pela formação de estrutura bainítica com teor ultra-baixo de carbono ULCB, apresentaram um nível de resistência mecânica comparável ao dos aços HY – 80 e HY - 100, entre 700 MPa e 800 MPa, porém com melhor soldabilidade e tenacidade, devido à minimização do conteúdo de carbono, e também pela supressão do uso em associação dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento como ocorre nos outros aços, o que permitiu um decréscimo em torno de 50% nos custos de fabricação (YU et al., 2011; SILVA, MEI, 2006; CHIOU, YANG, HUANG, 2001).

A principal razão para que esses aços apresentem uma excelente combinação entre resistência e tenacidade advém do fato que a baixa concentração de carbono pode reduzir senão eliminar a cementita interplacas da matriz da ferrita bainítica, o que pode adicionalmente melhorar a tenacidade (YANG et al., 1992).

Para aços HSLA e ULCB produzidos por resfriamento acelerado ou têmpera direta, uma prévia deformação compressiva da austenita é um modo de assegurar o refino do tamanho de

grão da ferrita (ZHANG et al., 2010; BAKKALOGLU et al., 2000; CHIOU et al., 2001; GIBBS et al., 1991).

O resfriamento acelerado consecutivamente a laminação é um método de refinar a microestrutura, devido às transformações que ocorrem em baixas temperaturas, resultando em um material com alta resistência (XIAO et al., 2005; YANG et al., 1995).

Os mecanismos de resistência de ambas as ligas, HSLA e ULCB, são independentes do teor de carbono, visto que sua quantidade é baixa. Então, no aço HSLA – 80, a resistência mecânica pode ser melhorada pela precipitação de compostos de cobre que ocorre durante um tratamento de envelhecimento suplementar, enquanto no aço ULCB este papel é realizado pela microestrutura bainítica e pelo endurecimento por solução sólida dos elementos de liga.

Uma inovação no desenvolvimento recente em aços ULCB, contendo fósforo e cobre como elementos de liga, corresponde a uma estrutura composta por um ultra-baixo teor de carbono combinado a uma microestrutura bainítica granular, sendo capaz de revelar um alto limite de resistência à tração, alta tenacidade ao impacto e boa resistência à corrosão, propriedades comparáveis às do aço 09CuPCrNi, com potencial de aplicação em ambientes onde há intempéries como a água do mar e atmosfera oceânica (CUI et al., 2011; ZHAO et al., 2007; WANG et al., 2009).

Mas, no caso do aço HSLA – 80, além do cobre, outros elementos de liga podem ser adicionados, como níquel, cuja finalidade é inibir problemas de imperfeição. Cromo e molibdênio, por sua vez, têm como função retardar a precipitação de compostos de cobre durante o resfriamento após a laminação a quente, tornando fácil o seu processamento industrial. Já o nióbio quando adicionado conduz ao efeito de refino de grão durante a austenitização e laminação controlada.

A composição química padrão para aços ULCB é constituída também por vários elementos de liga, dentre os quais o boro que é primordial para a formação de uma microestrutura completamente bainítica, e quando em conjunção com o nióbio gera um efeito sinérgico que aumenta significativamente a endurecibilidade ou temperabilidade da austenita. Já o titânio, além de inibir o crescimento de grão, em temperaturas elevadas, em associação com nióbio, também é adicionado ao aço com a finalidade de se combinar com todo o nitrogênio livre presente, para prevenir que o mesmo se combine com o boro e anule seu efeito na transformação da austenita. E, conforme o nível de resistência mecânica requerida e de acordo com a espessura da chapa grossa pode-se acrescentar manganês, níquel, cromo e cobre (SILVA, MEI, 2006; GORNI, MEI, 2004).

Entretanto, mesmo após revelar tantas qualidades, os aços ARBL apresentaram como desvantagem uma ligeira perda de estampabilidade (GORNI, 2008).

2.2.2 Aços avançados de alta resistência (AHSS)

Em resposta aos desafios ecológicos do milênio e de um ambiente extremamente competitivo em escala global, a partir da década de 1990, foram desenvolvidos os aços designados como “Aços Avançados de Alta Resistência” (*Advanced High Strength Steels – AHSS*), dentre os quais, encontram-se (ARLAZAROV et al., 2012; XU et al., 2012; GORNI, 2008):

- aços bifásicos ou *Dual Phase – DP*;
- aços com Transformação Induzida por Deformação – TRIP (*Transformation Induced Plasticity*);
- aços de fases complexas ou *Complex Phase – CP*;
- aços martensíticos e os parcialmente martensíticos – Mart;
- aços com maclação induzida por plasticidade - TWIP (*Twinning Induced Plasticity*);
- e aços com tamanho de grão ultrafino.

Entre as aplicações para os aços de alta resistência estão aquelas em que o critério relevante é o baixo peso, ou seja, estruturas mais leves, que permitem diminuir o consumo de combustíveis facilitando o seu uso de forma mais racional, promovendo a redução das emissões de veículos de exaustão e a melhoria dos dispositivos de segurança nos veículos. Para atender a estes requisitos, aços com alta e ultra-alta resistência, também exibindo uma ductilidade relativamente alta, foram desenvolvidos para a indústria de transporte em geral, e de um modo especial para o setor aeronáutico (DELAGNES et al., 2012; XU et al., 2012; DE COOMAN, 2004). O emprego destes materiais com o uso de microestruturas adequadas permitiu minimizar a perda de ductilidade mantendo maiores níveis de resistência (GORNI, 2008).

Aços multifásicos, com microestruturas constituídas de ferrita, martensita, bainita, e austenita retida, em função dos elementos de liga e do processamento utilizado, tornam possível combinar tais microestruturas, assim como alterar as frações volumétricas, por deformação mecânica, por exemplo, transformando parte da austenita retida em martensita,

com melhoria adicional na resistência, sendo possível então a redução da quantidade de material usado, e obtenção de estruturas mais leves (SILVA et al., 2006; RÈCHE et al., 2011).

A austenita retida em quantidade significativa também exerce um papel fundamental no aumento da absorção de energia nestes aços multifásicos (MATLOCK et al., 2001; OLIVER et al., 2007).

Na fabricação da estrutura dos carros modernos, considera-se o critério “segurança” um fator decisivo, principalmente na Europa, onde são usados aços de alta resistência especialmente adequados para a absorção de energia durante a aplicação de cargas dinâmicas, como o que ocorre num impacto provocado por colisão, o que pode ser visualizado através da Figura 2 (ANNIBAL et al., 2005; JACQUES et al., 2001).



Figura 2 – Fotografia de um veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto, *Insurance Institute for Highway Safety* (2002) (ANNIBAL et al., 2005).

Por esta razão é necessário que durante a fabricação destes materiais nem toda a austenita esteja transformada, deixando uma quantidade significativa para a transformação durante o impacto e absorção da energia no evento de uma colisão. Isso é avaliado através do desempenho dos veículos em testes de impacto (ANNIBAL et al., 2005).

Esta transformação frequentemente denominada como efeito TRIP constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que possibilita o aumento do alongamento uniforme e da taxa de encruamento, resultando também em uma maior absorção de energia durante o ensaio de impacto (JACQUES et al., 2001; ANNIBAL et al., 2005).

Presentemente, já é possível encontrar especulações quanto ao desenvolvimento da terceira geração de aços AHSS, que indicam que estes aços possuem médio teor de manganês, e um bom comportamento mecânico pode ser explicado pela razão entre a alta fração de

austenita retida após o revenimento e as características microestruturais de grãos ultrafinos (ARLAZAROV et al., 2012).

Resultados de algumas das últimas investigações científicas têm revelado que dentre todos os candidatos a aços avançados de alta resistência (AHSS), os que possuem estrutura bainítica/martensítica livres de carbonetos se tornaram o centro das atenções devido suas excelentes propriedades constatadas nos últimos anos, o que foi possível pela adição de Si que age suprimindo a formação de carbonetos durante a transformação bainítica, permitindo o enriquecimento de carbono dos filmes de austenita, que adquirem alta estabilidade e ficam retidos, localizados entre as placas de ferrita bainítica, assim podendo promover o efeito da transformação induzida por deformação (TRIP), quando sob impacto ou deformação, e conduzindo a obtenção de melhores propriedades mecânicas (GAO et al., 2013).

Também, dentre os aços classificados como avançados de alta resistência, os aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP (TRIP – *assisted multiphase steels*), oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido à sua microestrutura complexa, que associa ferrita pró-eutetóide, bainita e frações significativas de austenita retida, gerada ao final de um esquema de tratamento térmico específico (ANNIBAL et al., 2005).

2.2.2.1 Aços com transformação induzida por deformação (efeito TRIP)

Como uma possibilidade de desenvolver estruturas que apresentam um excelente equilíbrio entre resistência e ductilidade foram produzidos os denominados aços TRIP.

Os aços que exibem o fenômeno da transformação induzida por deformação (efeito TRIP), possuem uma alta resistência associada a uma alta ductilidade, características estas ou aspectos que resultam da transformação da austenita retida metaestável em martensita, quando induzida por deformação (BHATTACHARYYA et al., 2011; RONG et al., 2006).

Estes aços podem ser classificados como aços TRIP completamente austeníticos, ou como aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP. Entretanto, a forma de classificação depende não somente dos tratamentos térmicos aplicados, mas também da quantidade dos elementos de liga adicionados, os quais influenciam fortemente na energia associada às falhas de empilhamento e consequentemente no modo como a austenita se transforma (JACQUES et al., 2007).

Em aços TRIP completamente austeníticos há formação de núcleos de martensita nas interseções das falhas de empilhamento, mas isto não ocorre nos aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP (JACQUES et al., 2007).

Em associação, a seleção de variantes martensita favoravelmente orientadas com respeito ao estado de tensão-deformação, fenômeno referenciado como efeito Magee, é fundamental para as propriedades mecânicas de aços TRIP completamente austeníticos (JACQUES et al., 2007).

Pesquisas realizadas por Zackay et al. (1967) indicam o início do desenvolvimento de aços TRIP, os quais apresentavam uma estrutura completamente austenítica, a partir da produção de ligas de aços inoxidáveis possuindo austenita metaestável e utilizando-se elementos de alta liga de custo mais elevado como níquel, cromo, boro, molibdênio, cobalto. Contudo, pela adição de grandes quantidades de elementos caros e adoção de processos muito complicados, de difícil execução, tornou-se inviável o emprego deste fenômeno para a manufatura de chapas de aço com um custo efetivo aceitável para o uso automotivo (XU et al., 2012).

Então, a solução para esse impasse se tornou possível por adoção de novos tipos de aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP, os quais permitiram alcançar um vantajoso balanço benéfico entre resistência e ductilidade para aplicações na indústria automotiva, a um custo aceitável, atraindo muitos interesses nos últimos vinte anos (JACQUES et al., 2007).

Os aços multifásicos assistidos por efeito TRIP são constituídos por elementos com menor custo como silício, alumínio e manganês.

Tais aços foram projetados como tentativa de apresentar uma resposta aceitável aos atuais anseios de uma sociedade de consumo a cada momento mais exigente e seletiva, no que concerne aos questionamentos recentes pela melhoria das condições de segurança em veículos automotivos e a crescente preocupação em promover um futuro sustentável com a proteção do meio ambiente, permitindo como uma das metas a redução da emissão de poluentes produzidos pelos veículos, onde a indústria automotiva tem incorporado novas tecnologias para o desenvolvimento de materiais que ofereçam características superiores de resistência/conformabilidade e aumento da tenacidade (ARLAZAROV et al., 2012; OLIVER et al., 2007).

Os aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP frequentemente demonstram superiores propriedades de ductilidade e de capacidade de trabalho a frio, ou encruamento, quando comparados aos outros aços frequentemente utilizados. Isto possibilitou a indústria

automotiva projetar carcaças automotivas mais leves com aumento da resistência a choques (BHATTACHARYYA et al., 2011).

Em função da sua alta razão de deformação/endurecimento, alta capacidade de absorção de energia dinâmica, e bom limite de fadiga, este material tem sido usado também para construção de componentes de segurança de passivo, como reforços de pára-choques, viga de impacto na porta, estruturas de poltronas ou bancos, onde uma boa combinação de resistência e ductilidade é assegurada pelo efeito TRIP, quando a transformação da austenita retida metaestável em martensita ocorre, induzida por deformação mecânica (MASEK et al., 2009).

A microestrutura de aços convencionais assistidos pelo efeito TRIP consiste de uma matriz ferrítica (~ 55-65%) junto com bainita (~ 25-35%) e austenita retida metaestável (~5-20%). Portanto, o efeito TRIP depende da quantidade de austenita retida e sua estabilidade na transformação induzida pela deformação (BHATTACHARYYA et al., 2011).

Desde que algumas classes de aços Si-Mn são projetados para conter austenita retida com o objetivo de alcançar as propriedades de uma estrutura TRIP, eles têm sido classificados como aços TRIP. Para evitar confusão, pode ser necessário mencionar que os originais aços TRIP ou “clássicos”, são baseados nos aços austeníticos metaestáveis (HANZAKI et al., 1995).

As microestruturas apropriadas para obter-se a otimização desejada de resistência e formabilidade em aços Si-Mn, que apresentam efeito TRIP, têm sido produzidas através da aplicação de tratamentos térmicos.

2.2.3 Aços de ultra-alta resistência (UHSS)

Dentro de uma importante categoria de aços de ultra-resistência com capacidade de apresentar um excelente equilíbrio na relação entre resistência e tenacidade, incluem-se os novos aços bainíticos, sendo que suas melhores propriedades mecânicas são derivadas de suas complexas microestruturas, que podem ser constituídas por: matriz com estrutura em forma de ripas, variação na distribuição e morfologia de carbonetos precipitados, e presença de fases secundárias (ZHU et al., 2010).

Também nesta classe de aços é possível encontrar: - aços de carbono relativamente baixo, semelhante ao tipo AISI ou SAE 4330, contendo cromo e molibdênio e com adições crescentes de vanádio e molibdênio, cujos limites de resistência à tração no estado temperado e revenido variam de 154 a 168 kgf/mm² (1509 a 1646 MPa); grupo com silício relativamente

elevado – 1,0 a 2,0%, com teores crescentes de carbono e cromo, apresentando limites de resistência à tração entre 168 a 182 kgf/mm² (1646 a 1783 MPa); e grupo com médio carbono, semelhante ao tipo AISI 4340 ou AISI 4350, com 0,40% e 0,50% de carbono, contendo cromo, níquel e molibdênio, com adição de silício e vanádio e revenido conveniente, com limites de resistência à tração entre 182 a 210 kgf/mm² (1783 a 2058 MPa) (CHIAVERINI, 1986).

Para comparação, outro tipo de aço ultra-resistente é o denominado “maraging”, cujo limite de resistência à tração pode aproximar-se de 280 kgf/mm² (2744 MPa).

Aços inoxidáveis austeníticos e aços AISI 4340 são amplamente utilizados para fabricação de componentes estruturais, em que as altas resistências ao impacto e à corrosão, são requisitos fundamentais (HASÇALIK et al., 2006).

Assim como o aço comercial AISI 4340 já amplamente aceito e utilizado, o aço AISI 4350 que faz parte da mesma família, e até o presente momento ainda pouco estudado e empregado, apresenta-se também como um aço de ultra-alta resistência, com médio teor de carbono, e baixa liga, contendo como principais elementos de liga: níquel, cromo e molibdênio. E quando submetido a determinados tratamentos térmicos e em função destes, atingindo e permanecendo em temperaturas já calculadas e pré-estabelecidas, correspondentes a regiões específicas do diagrama de fases, desenvolve microestruturas multifásicas correlacionadas, podendo apresentar frações volumétricas variadas dos microconstituintes: ferrita, austenita retida, martensita e bainita, as quais, em quantidades adequadas, complementam-se, combinam-se e interagem, de um modo tal, que podem ser apontadas como responsáveis por proporcionar uma melhoria nas diversas propriedades mecânicas requeridas, tais como resistência mecânica, tenacidade e ductilidade.

Como a possibilidade de desenvolver ótimas combinações de resistência e tenacidade, característica importante dos aços utilizados em construção mecânica, é inquestionável a importância dada à microestrutura, que permite tais combinações, uma vez que, por exemplo, estruturas já comumente bastante utilizadas como a da martensita revenida, não foram suficientes ou não conseguiram atingir completamente tal finalidade (SILVA, MEI, 2006).

Entretanto, microestruturas combinadas contendo martensita e bainita são geralmente encontradas na prática comercial, quando aços de baixa liga são resfriados lentamente e processados contendo seções severas. Investigações com aços 4340 de alta resistência e baixa liga mostram que microestruturas constituídas de bainita-martensita, com morfologias específicas e em proporções adequadas, demonstram, em certos casos, uma melhor combinação de resistência e ductilidade quando comparadas ao comportamento destes aços

em uma condição completamente martensítica (CARRER et al., 2010; SOUZA et al., 2008; RAO et al., 1990; SAXENA et al., 1993).

Em diversos trabalhos, a estrutura contendo bainita inferior em associação com martensita temperada foi indicada como responsável pela melhoria das propriedades mecânicas dos aços, sendo a fração de aproximadamente 25% do volume de bainita inferior considerada uma ótima proporção, onde sua forma e distribuição também exercem um significativo efeito sobre as propriedades mecânicas (ABBASZADEH et al., 2010; AGLAN et al., 2004; SAXENA et al., 1993; RAO et al., 1990).

Apesar do teor de carbono, presente nestes aços, ser mantido em níveis relativamente baixos, a presença simultânea de vários elementos de liga, mesmo em pequenas quantidades, aumenta o número de carbonetos presentes e a temperabilidade do aço, podendo este, quando devidamente temperado e revenido, atingir valores de limite de resistência à tração da ordem de 140 kgf/mm^2 (1372 MPa), com dureza Brinell entre 320 HB e 400 HB (CHIAVERINI, 1986).

Embora o aço AISI 4340 seja um aço comumente usado no estado martensítico, para aplicações em partes-membros de máquinas, o mesmo não proporciona combinações vantajosas de resistência, ductilidade e tenacidade, pois é susceptível à fragilização durante o procedimento de revenimento, com uma variação de temperatura especificada. Assim, para prevenir esta falha, foram estabelecidos vários estudos sobre a relação de correspondência entre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço AISI 4340 sob diferentes condições de revenimento (LEE, 1999).

Conhecida por formar um alto nível de resistência em um aço, a estrutura martensítica é raramente usada em uma condição não revenida, por causa de um grande nível de tensões internas associadas com as transformações que causam perda na ductilidade, sendo esta estrutura frágil. Então, como uma possibilidade de alcançar e manter um bom nível de resistência e de ductilidade, sequencialmente, realiza-se o revenimento da estrutura martensítica com o intuito de aliviar as tensões internas geradas pelo processo de têmpera.

Mas, também é necessária precaução na escolha da temperatura para o revenimento e do tempo de permanência nesta, para não produzir a precipitação de carbonetos no final do processo de revenimento, situação esta também indesejável por comprometer a estrutura martensítica, causando uma grande redução nos valores de resistência, e assim anulando os efeitos produzidos pela têmpera.

Deste modo, uma baixa temperatura de revenimento é suficiente para reduzir essas tensões sem mudar consideravelmente as características básicas essenciais da estrutura martensítica.

É possível atingir a ultra-alta resistência com revenimento a baixas temperaturas (até 350°C) ou com aços que apresentam endurecimento secundário (SILVA; MEI, 2006).

A faixa ideal de revenimento para as propriedades desejadas de aços com ultra-alta resistência de 0,3-0,4% C é entre 250°C - 300°C, uma vez que acima de 350°C, aproximadamente, os valores de resistência não satisfazem mais os requisitos para esta classificação (SILVA; MEI, 2006).

O revenimento entre 250°C - 300°C conduz, entretanto, a uma queda na tenacidade, medida em ensaio de impacto. As explicações, para este fenômeno, baseiam-se na cinética das transformações que ocorrem no revenimento ou se amparam na possível influência negativa de elementos residuais (P, Sn etc.).

A partir destas teorias, observou-se o efeito benéfico do silício e do cobalto na alteração da cinética do revenimento, assim como foi quantificado o efeito dos demais elementos neste fenômeno (SILVA; MEI, 2006).

Desta forma, foram desenvolvidos os aços de ultra-alta resistência: - SAE 4330 ou 4340 modificados com até 1,5% Si (300M, por exemplo); - SAE 4137 + Co, etc.

2.3 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos são operações controladas de aquecimento e resfriamento, realizadas com a finalidade de alterar as características de aços e ligas especiais. Quando conjugadas a etapas de conformação mecânica, estas operações são denominadas de tratamentos termomecânicos (SILVA; MEI, 2006).

A importância dos tratamentos térmicos intercrítico e isotérmico e sua influência nas propriedades mecânicas finais de um aço são incontestáveis, visto que tais tratamentos possibilitam a formação de microestruturas contendo microconstituintes ou fases com diferentes morfologias denominadas como ferrita/perlita, bainita, martensita e austenita retida. E a composição ou combinação entre estes diferentes microconstituintes/fases é um fator decisivo para atingir as propriedades mecânicas desejadas (ANAZAWA et al., 2006).

Para a otimização de suas propriedades, os aços podem ser submetidos a diferentes tratamentos térmicos e/ou termomecânicos. A obtenção de uma desejada estrutura se faz com o emprego de diversas taxas de resfriamento.

Dentre os principais tratamentos térmicos encontram-se:

- Recozimento;
- Normalização;
- Têmpera;
- Revenimento.

O recozimento, a normalização e a têmpera envolvem transformações de fase a partir da austenita. O revenimento, por sua vez, é um tratamento associado a aços temperados, com o objetivo de aliviar tensões e reduzir a fragilidade da estrutura martensítica.

2.3.1 Influência dos tratamentos térmicos e/ou termomecânicos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas

Os modernos aços de alta resistência de baixa liga ou ultra-baixa liga (microligados/IF – *Interstitial Free*) podem ser aperfeiçoados quanto ao seu desempenho pelo uso de tecnologias de manufatura avançadas análogas ao processamento termomecânico controlado (TMCP – *Thermo Mechanical Controlled Processing*) (XIAO et al., 2005; TANAKA, 1981; GRAY, FAZACKERLEY, 1998).

Apesar da produção de aços bainíticos contendo baixo teor de carbono estar ocorrendo há várias décadas, a evolução destes desenvolvimentos possibilitou a estes aços, no presente momento, atingir propriedades mecânicas como uma boa combinação de alta resistência e alta tenacidade, pela aplicação de razoáveis processos termomecânicos controlados (TMCP) em conjunção à otimização da composição química. Entretanto, seu excelente balanço entre resistência e tenacidade em placas de aço laminadas a quente pode ser alterado por ciclos térmicos de soldagem caracterizados pelo rápido aquecimento e pela irregular taxa de resfriamento com alto pico de temperatura (LAN et al., 2011).

Em setores industriais como o aeronáutico e o automobilístico, várias peças são submetidas a um ciclo de fadiga superior a 10^8 ciclos, em alguns casos podendo-se alcançar 10^{11} ciclos, devido às piores condições do ambiente de serviço e estado de tensão, a que estão sujeitas.

Assim, para melhorar o comportamento e as propriedades de fadiga em aços de alta resistência podem ser utilizados processos de refinamento de grão, dentre os quais, os tratamentos termomecânicos que combinam tratamento térmico com deformação, permitindo o efetivo refinamento da microestrutura através do controle do parâmetro de deformação em altas temperaturas, visto que a influência da temperatura de deformação na microestrutura e nas propriedades é um dos mais importantes parâmetros dos tratamentos termomecânicos (XU et al., 2010; WEI et al., 1997; CHEN et al., 1999; JIANG et al., 1999; WENG et al., 2003).

O tratamento termomecânico clássico (TMT) com deformação isotérmica é muito bem conhecido e é frequentemente usado na prática convencional para o refino de grão alcançar as propriedades mecânicas desejadas. Em várias estratégias de TMT, a deformação pode ser aplicada antes da transformação de fase na região de austenita estável e metaestável, durante a transformação de fase para perlítica, bainítica ou martensítica, ou mesmo após a transformação de fase (MASEK et al., 2009).

Os aços de baixa liga apresentam microestruturas multifásicas complexas, consistindo de uma matriz ferrítica e uma dispersão de fases de bainita, martensita e austenita retida metaestável. A manutenção da austenita à temperatura ambiente é assegurada pelo enriquecimento de carbono ocorrido durante tratamentos termomecânicos desenvolvidos especificamente para este fim. Esta austenita metaestável, que representa de 5% a 20% da microestrutura, transforma-se em martensita durante a deformação, gerando o efeito TRIP (JACQUES et al., 2007).

As microestruturas apropriadas para obter-se a otimização desejada de resistência e formabilidade em aços Si-Mn, que apresentam efeito TRIP, têm sido produzidas através da aplicação de tratamentos térmicos.

O recozimento intercrítico para obter uma microestrutura desejada em aços assistidos pelo efeito TRIP é geralmente realizado em uma temperatura que corresponde a aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita (BHATTACHARYYA et al., 2011).

Processamentos termomecânicos (*Thermomechanical Processing* – TMP) são empregados para controlar a evolução microestrutural, a fim de otimizar as características (tamanho, distribuição, quantidade, composição e morfologia) da austenita retida (HANZAKI et al., 1995). O processamento termomecânico é compreendido por quatro estágios:

- 1-) deformação na região de recristalização austenítica;
- 2-) deformação na região de não-recristalização austenítica;
- 3-) deformação na região compreendida por duas fases, austenita + ferrita;

4-) resfriamento durante a transformação.

Entretanto, a última operação de resfriamento não tem sido distinguida como um estágio individual na classificação antecedente, mas é amplamente considerada por ser um importante estágio no processamento. O resfriamento usualmente ocorre na escala de temperatura da transformação da austenita em bainita. Então, para aços com bainita como o microconstituente predominante, a microestrutura final é fortemente afetada pelas condições de resfriamento (tempo e temperatura). Portanto, a operação de resfriamento pode ser considerada como o quinto estágio de processamento termomecânico (HANZAKI et al., 1995).

2.4 A importância da formação da microestrutura multifásica em aços

Uma combinação de fases na microestrutura dos aços multifásicos, com morfologia e proporção adequadas na formação da estrutura pode levar a ganhos de resistência sem perdas significativas na ductilidade. Assim, uma combinação de martensita e bainita (microconstituintes duros) pode contribuir para elevar a resistência mecânica, a martensita de forma mais significativa, as fases ferrita e austenita, em menor proporção e bem distribuídas podem contribuir para manter os níveis de ductilidade. Esta combinação pode elevar a tenacidade, propriedade desejada para a maioria das aplicações industriais (CARRER et al., 2010; SOUZA et al., 2008).

Como já mencionado, em diversos setores industriais como o aeronáutico e o automobilístico, várias peças são forçadas a suportar um ciclo de fadiga superior aquele para o qual foram projetadas, devido às condições críticas do ambiente de serviço e estado de tensão, a que estão submetidas, o que reduz sua vida útil e pode provocar acidentes. Então, para suprir esta necessidade, aços de ultra-alta resistência multifásicos, com estrutura bainítica/martensítica livre de carbonetos, foram projetados, apresentando uma melhor resistência à propagação da trinca por fadiga, por causa do efeito de restrição promovido pelo silício sobre a precipitação de carbonetos oriundos da ferrita bainítica (XU et al., 2010).

Também, em aços multifásicos, a resistência à tração pode ser aumentada com a presença de uma maior fração volumétrica dos microconstituintes duros (bainita + martensita), pois estes atuam como barreira ao movimento de discordâncias, aumentando o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação.

Já a combinação entre os microconstituintes austenita e bainita permite alcançar uma melhoria da tenacidade, mantendo o aço com alta resistência e uma boa ductilidade (TOMITA et al., 1993).

Aços multifásicos modernos se baseiam principalmente em refino de grãos e uso de compósitos endurecidos para alcançar uma boa relação entre resistência e ductilidade. Mas, a adição de elementos microligados pode ser um modo eficaz para aumentar a resistência pela melhoria do refinamento de grão e/ou precipitação, mantendo-se um aceitável nível de tenacidade (TIRUMALASETTY et al., 2011).

Adicionando-se nióbio ao aço, durante a realização do processo de laminação a quente, há formação de precipitados de carbeto de nióbio NbC, os quais agem inibindo o crescimento dos grãos e proporcionam um refino na microestrutura final, o que induz a um aumento do limite de escoamento e da resistência à tração. Tais precipitados também formam um obstáculo para o movimento das discordâncias e um aumento na resistência é alcançado em concomitância com a manutenção de uma tenacidade satisfatória (TIRUMALASETTY et al., 2011).

Sabe-se que em função dos tratamentos térmicos aplicados, diferentes microestruturas são obtidas, o que, por sua vez, conduz a diferentes propriedades mecânicas (KWON et al., 2011).

Para a formação de microestruturas multifásicas diversificadas, diferentes rotas de tratamentos térmicos podem ser escolhidas com a finalidade de se formar microestruturas contendo variadas frações volumétricas de ferrita, bainita, martensita e austenita retida. A contribuição destas fases é importante para proporcionar melhorias nas propriedades mecânicas e conforme a exigência requerida nos projetos específicos pode-se adequar a resistência e a ductilidade de forma a obter-se a tenacidade desejada.

Assim sendo, uma melhor compreensão da importante contribuição das fases presentes em uma estrutura multifásica, as quais são produzidas pelo estabelecimento de uma composição química e de rotas de processamento adequadas, torna-se possível quando se percebe que a retenção ou obtenção de uma maior fração de determinada fase, como a austenita retida, por exemplo, é imprescindível para a produção de um determinado efeito, como permitir que o efeito TRIP seja significativo em uma estrutura multifásica. Isto ocorre, porque, como visto, o efeito TRIP está diretamente associado, ou seja, possui uma relação de correspondência com a quantidade de austenita retida presente no aço antes da deformação plástica (KWON et al., 2011).

A estrutura multifásica pode ser obtida, por exemplo, por tratamentos térmicos realizados em dois estágios: o primeiro estágio consiste de um aquecimento, até a região intercrítica, como para os aços bifásicos, durante o qual um volume controlado de austenita é formado junto com a ferrita intercrítica; ou um aquecimento até a região de austenitização completa; o segundo estágio ocorre pelo resfriamento e manutenção na faixa de temperatura da transformação bainítica. Durante este último estágio, parte da austenita se transforma em bainita, enquanto a austenita residual não transformada em bainita, pode tornar-se suficientemente estabilizada pelo carbono rejeitado pela ferrita bainítica, não se transformando em martensita durante o resfriamento final, até a temperatura ambiente (JACQUES et al., 2001b; SILVA et al., 2006).

Silício e alumínio são retardadores da formação de carbonetos, favorecendo o enriquecimento de carbono da austenita durante a formação da bainita, e aumentam a fração de austenita retida (GIRAULT et al., 2001).

Assim, uma melhor compreensão sobre a forma como as diferentes fases ferrita, austenita retida, bainita e martensita, interagem e combinam-se é um fator incisivo para a determinação da microestrutura formada.

2.4.1 Ferrita

Ferro puro ou aços que contenham teores de carbono abaixo do limite de solubilidade da cementita na fase cúbica de corpo centrado – CCC, são essencialmente monofásicos, contendo apenas a fase CCC, chamada “ferrita” ou ferro alfa à temperatura ambiente (COLPAERT, 2008).

Se comparada à estrutura da austenita, a estrutura da ferrita é menos compacta e apresenta espaços (vãos) intersticiais menores, por isso a solubilidade de átomos de carbono na ferrita é mais baixa do que na austenita (SILVA; MEI, 2006).

A formação da ferrita ocorre por difusão e dependendo das condições (taxas) de resfriamento, esta fase pode apresentar várias morfologias (SILVA; MEI, 2006).

Em aços, quando sob um resfriamento lento, os grãos, da ferrita que se forma a partir da região austenítica, apresentarão morfologia equiaxial (COLPAERT, 2008).

Na constituição da estrutura perlítica, que é uma mistura de duas fases, a ferrita aparece formando camadas alternadas com Fe_3C denominadas lamelas, que variam em espessura, em função da temperatura de transformação (SILVA, 2006).

Já para a formação da bainita, a ferrita cresce em forma acicular ou na forma de ripas formando feixes (CALLISTER, 2012; CHIAVERINI, 2012).

Noutro exemplo, placas de ferrita bainítica podem se intercalar com austenita retida, na formação de bainita livre de carbonetos (CABALLERO et al., 2009a; AVISHAN et al., 2013).

2.4.2 Austenita Retida

A austenita é uma fase sólida paramagnética do aço e estável em temperaturas acima de aproximadamente 727°C , que apresenta uma estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), a qual possui espaços interatômicos, ou seja, vãos intersticiais maiores e, portanto, maior capacidade de dissolver carbono do que a estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado) presente na ferrita (CALLISTER, 2012; VAN VLACK, 1970).

Pesquisas recentes afirmam que a fração volumétrica de austenita, a qual pode permanecer retida à temperatura ambiente na estrutura dos modernos aços multifásicos assistidos por efeito TRIP, é imprescindível para se obter uma melhoria na relação entre as propriedades mecânicas como resistência e tenacidade. Sabe-se que a quantidade desta austenita retida presente, em temperaturas abaixo de A_{c1} , é fortemente influenciada por sua morfologia e distribuição, pelo tamanho de grão, e principalmente pela quantidade de carbono aprisionado, o qual age de modo a saturar esta austenita provocando assim a sua estabilização (KWON et al., 2011; AVISHAN et al., 2013; WANG et al., 2006).

Por sua vez, os aspectos microestruturais das várias fases que podem se formar no aço, assim como da fração de austenita retida presente, dependem diretamente das condições de resfriamento (SILVA, 2006).

Para tanto, quando o aço é submetido a um aquecimento em temperaturas acima de A_{c3} , por um intervalo de tempo específico já previamente calculado, somente a fase austenita poderá ser encontrada na estrutura do mesmo. Esta fase, quando submetida às diferentes condições de resfriamento, previamente pré-estabelecidas, pode se transformar em diferentes fases ou microconstituintes como: ferrita, perlita, cementita, martensita, bainita, além da possibilidade de se constatar a presença de austenita retida, às quais permanecem na estrutura do aço à temperatura ambiente.

Quando, por exemplo, o aço é submetido a um resfriamento rápido até temperaturas correspondentes à faixa de transformação bainítica, por cisalhamento ocorre o crescimento de

subunidades de ferrita bainítica supersaturadas em carbono, o qual por difusão tende a enriquecer a austenita residual adjacente que também fica saturada em carbono e se estabiliza na estrutura, permanecendo retida até a temperatura ambiente (BHADESHIA, 2001; YOOZBASHI et al., 2011). Isto porque, a presença de elementos de liga como silício e alumínio, que são adicionados para acelerar a reação bainítica, também inibe a formação de carbonetos, provocando assim o enriquecimento de carbono na austenita, a qual fica aprisionada como finos filmes entre as ripas de ferrita bainítica e, em determinada quantia, propicia o fim da transformação bainítica (AVISHAN et al., 2013; KUTSOV et al., 1999; BERRAHMOUNE et al., 2004; SILVA, 2006).

2.4.3 Martensita

A martensita é uma fase metaestável supersaturada com carbono, que apresenta uma estrutura cristalina TCC (tetragonal de corpo centrado), e que se forma quase instantaneamente quando há uma transformação por cisalhamento, ou seja, sem difusão como ocorre com as outras fases, apresentando também maior dureza (SILVA; MEI, 2006).

A martensita pode se originar com a transformação da austenita, que se encontra em temperaturas acima de A_{c1} , quando há uma rápida velocidade ou taxa de resfriamento partindo-se assim de um patamar que se encontra em altas temperaturas até atingir a temperatura ambiente, como ocorre no tratamento térmico de têmpera.

Também é possível a formação da fase martensítica em um aço que se encontra à temperatura ambiente, quando a fase austenita retida, que é uma estrutura metaestável nesta condição, sofre uma deformação plástica (KWON et al., 2011).

Como a transformação martensítica é muito rápida, o teor de carbono presente na austenita tende a ficar aprisionado na estrutura martensítica proporcionando uma saturação desta e ocasionando uma expansão volumétrica na sua rede cristalina, o que pode ser confirmado pelo fato do volume específico da martensita ser maior do que em outras microestruturas (ZAKHAROV, 1962; SILVA, 2006).

A martensita possui alta resistência e dureza, mas em contrapartida é frágil, não sendo indicado utilizar aços que apresentam esta estrutura sem antes realizar também um revenimento, para propiciar um alívio de tensões geradas durante o processo de têmpera e assim melhorar a relação entre as propriedades mecânicas resistência e tenacidade/ductilidade (SILVA; MEI, 2006).

Uma fundamental característica microestrutural em aços martensíticos está relacionada à morfologia em forma de ripas, relatada a partir de 1960, em ligas de Fe-Ni e ligas de aço de baixo carbono, sendo empreendidas várias investigações para se compreender a relação de correspondência entre a estrutura martensítica em forma de ripas e o limite de escoamento, visto que há grande dificuldade em se determinar a efetiva estrutura que controla a resistência, por causa da complicada estrutura inerente destas ripas martensíticas (ZHANG et al., 2012).

Entretanto, há trabalhos que abordam o desenvolvimento de uma classe de aços apresentando ultra-alta resistência de 2000 MPa, obtidos a partir de um aço martensítico submetido a um processo sequencial de têmpera-partição-revenimento, sendo possível refinar as ripas martensíticas até a escala nanométrica (HSU, 2007; WANG et al., 2009).

Todavia, além do efeito da temperatura de revenimento, a resistência da estrutura martensítica é também influenciada pelo conteúdo de carbono e a variação na temperatura ($M_s - M_f$) (LEE, 1999).

No caso da martensita de baixo carbono, as unidades de martensita formam no modelo de ripas, aglomerados dentro de feixes ou pacotes. Esta subestrutura consiste de altas densidades de discordâncias arranjadas em células, e é superficialmente semelhante àquela desenvolvida em ferro pelo processo de trabalho severo a frio.

No caso de aços de alto carbono e ligas de ferro com M_s abaixo da temperatura ambiente, sua estrutura é martensita em placa, a qual consiste de emparelhamentos finos com um espaçamento de cerca de 50 Å. Sua estrutura cristalina pode ser ou TCC ou CCC.

Contudo, no caso de aços de médio-carbono, desde que contenham uma mistura de martensita em forma de lâminas e placas, sua estrutura é mais complicada. Estes resultados também indicam que o comportamento mecânico de aços, temperados e revenidos, depende fortemente de sua microestrutura. Assim, o estudo do efeito da microestrutura e da estrutura de discordâncias de aços, na resistência, ductilidade e características de fratura, é de grande importância (LEE, 1999).

2.4.4 Bainita

Na década de 1920, os pesquisadores Davenport e Bain descobriram uma nova microestrutura consistindo de um agregado acicular escuro, composto por ferrita com morfologia acicular e por carbonetos como partículas discretas, e sendo esta estrutura

diferente da perlita e da martensita, recebeu a denominação de bainita em 1934, em homenagem a Bain (YOOZBASHI et al., 2011).

De acordo com Bhadeshia (2001), uma forma mais apropriada para classificar a original microestrutura do aço bainítico é a que corresponde a uma estrutura formada por um agregado metaestável não lamelar de ferrita e carbonetos como a cementita, produzido a partir da transformação da austenita que ocorre em temperaturas abaixo da formação da perlita, e variando até temperaturas acima da temperatura de início da formação da martensita, como ilustra as Figuras 3 e 4.

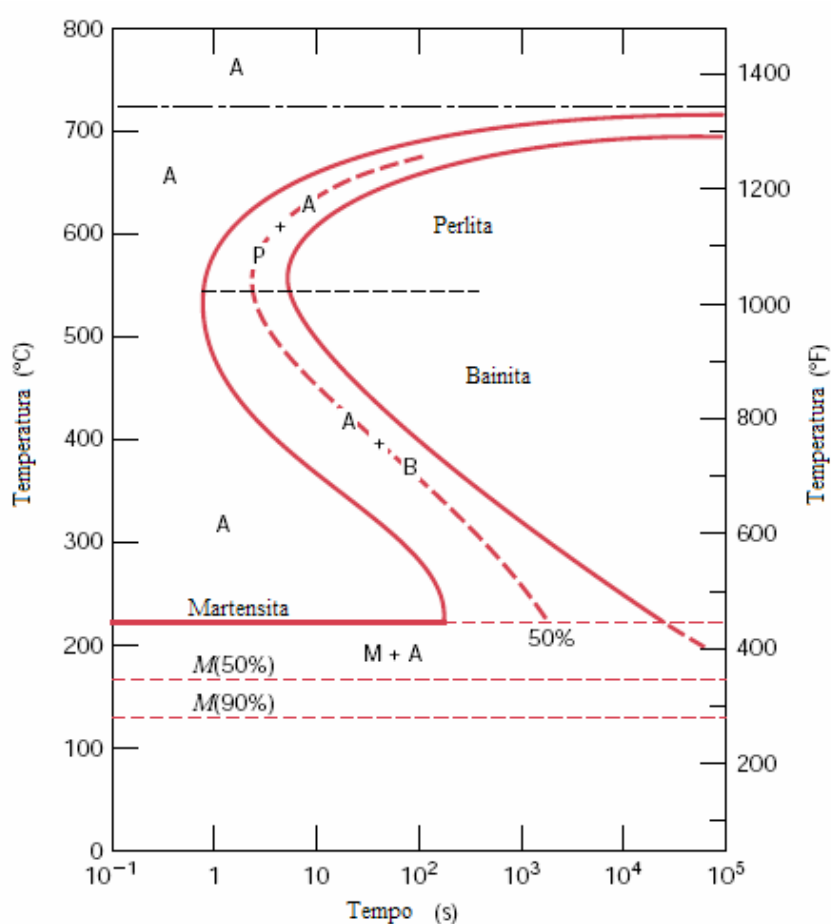


Figura 3 – Representação esquemática de um diagrama TTT de um aço eutetóide, com destaque para a região onde ocorre a transformação bainítica (CALLISTER, 2012).

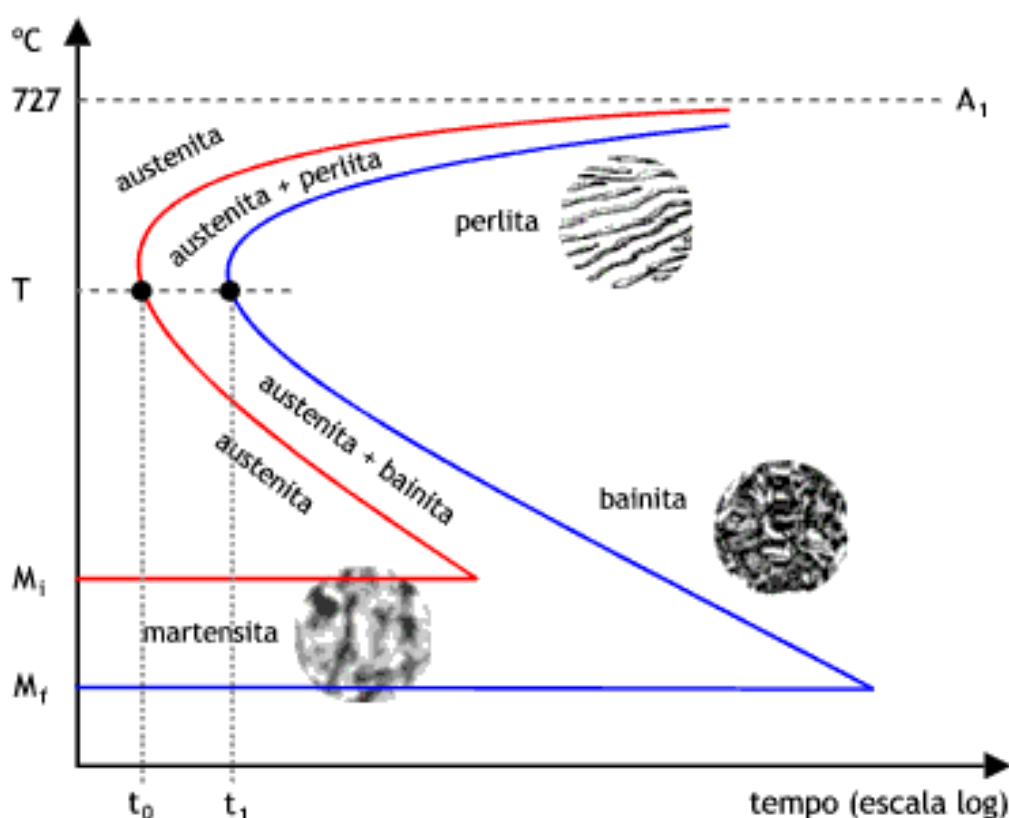


Figura 4 – Representação esquemática de um diagrama TTT e ilustrações das estruturas formadas nas regiões correspondentes específicas do diagrama (MSPC, 2013).

E, enquanto os aços perlíticos obtêm sua resistência dos finos grãos de perlita, os aços bainíticos derivam sua resistência da estrutura ultrafina que possui uma grande quantidade de discordâncias, as quais lhes conferem uma alta resistência (AGLAN et al., 2004; COLPAERT, 2008).

Como a microestrutura bainítica é muito complexa, bastante refinada, e pode ainda revelar diferentes morfologias, é imprescindível o uso de microscopia eletrônica para sua melhor caracterização microestrutural. Contudo, o desenvolvimento destas diferentes morfologias depende da composição química e do tratamento térmico realizado, ou seja, das condições de processamento (ZHU et al., 2010; AGLAN et al., 2004).

Por meio da microscopia eletrônica de transmissão (M.E.T.), o exame bem detalhado da estrutura de aços bainíticos revelou que estes aços podem ser aproximadamente classificados como:

- B1 – ferrita acicular associada com partículas de cementita entre as ripas e dentro destas (denominada “bainita inferior”);
- B2 – ferrita acicular associada com partículas ou filmes de cementita e/ou austenita entre as ripas (denominada “bainita superior”);
- B3 – ferrita acicular associada com um constituinte de ilhas discretas de austenita e/ou martensita (AGLAN et al., 2004).

Outras terminologias usadas para classificar a ampla variedade de estruturas bainíticas abordadas na literatura foram apresentadas no trabalho de SOUZA (2008), e podem ser visualizadas na Tabela 1.

Tabela 1- Nomenclaturas usadas para classificar as diversas morfologias da microestrutura bainítica adaptado (KENNON, 1980; BRAMFITT; SPEER, 1990; SOUZA, 2008).

NOMENCLATURAS PARA A ESTRUTURA BAINÍTICA	
Bainita Superior	Bainita Baixo Carbono e Baixa Liga
Bainita Inferior	Bainita I
Bainita de Alta Temperatura	Bainita II
Bainita de Baixa Temperatura	Bainita III
Bainita em Bloco de Coluna	Bainita Comum
Bainita em Bloco	Bainita Aparente
Bainita Colunar	Bainita como Formada
Bainita Granular	Bainita Revenida
Ilha de Bainita	Bainita Superior Revenida
Bainita Lenticular	Bainita Inferior Revenida
Bainita Massiva	Bainita Livre de Carbonetos
Bainita Acicular	Bainita Incompleta
Bainita Baixo Carbono	Bainita Clara
Bainita Médio Carbono	Bainita Contorno de Grão
Bainita Alto Carbono	Bainita Inversa

Atualmente, a microestrutura bainítica tem recebido especial atenção, pois algumas investigações científicas recentes indicam a relevante contribuição que o predomínio de determinada microestrutura bainítica pode exercer no excepcional desempenho dos aços modernos, proporcionando uma excelente relação entre resistência, tenacidade e conformabilidade, quando comparada a outras estruturas com prevalência de qualquer das demais fases, como ferrita, austenita retida, ou martensita. Isto porque nestes aços sua resistência origina-se da mistura entre grãos finos ou ultrafinos de ferrita bainítica com finas estruturas das fases secundárias distribuídas uniformemente (ZHU et al., 2011).

Esta situação fica fortemente evidenciada com a crescente demanda atual pela produção de uma ampla variedade de aços bainíticos comerciais, incluindo-se dentre estes os de média até ultra-alta resistência, os resistentes à deformação por fluência, por resfriamento acelerado e os com ferrita acicular inoculada, os quais têm sido projetados para atender a um amplo espectro de aplicações como o desenvolvimento de partes estruturais leves (YOOZBASHI et al., 2011; LUO et al., 2010).

Dentre estes novos aços bainíticos encontram-se os bainíticos livres de carbonetos, que possuem propriedades mecânicas comparáveis às dos aços maraging, que são muito mais caros, e revelam um limite de resistência à tração variando entre 1,6 GPa a 2,5 GPa, um limite de escoamento entre 1534 – 1955 MPa, com valores de dureza entre 600 HV- 700 HV, um notável alongamento uniforme, ou seja, uma ductilidade na escala de 5% a 30% e valores de tenacidade à fratura entre 26-51 MPa m^{1/2}. (GARCÍA-MATEO, CABALLERO, BHADESHIA, 2003; BHADESHIA, 2006; CORNIDE et al., 2011; YOOZBASHI et al., 2011; YANG et al., 2012; LEIRO et al., 2013).

Isto porque, nestes aços é possível atingir uma microestrutura em nanoescala através do enriquecimento de carbono da austenita, sendo este alto percentual de carbono um forte estabilizador da austenita e responsável por abaixar a temperatura de início da transformação bainítica, a qual é necessária para se atingir uma microestrutura nanométrica (YOOZBASHI et al., 2011).

De acordo com Singh e Bhadeshia (1998), a redução na temperatura de início da transformação bainítica implica na espessura extremamente fina das placas de ferrita bainítica, que é o fator determinante para se atingir uma alta resistência, de cerca de 2000 MPa, onde a tenacidade da austenita retida e sua alta percentagem de carbono permitem a obtenção de uma alta tenacidade ao impacto em torno de 35 J . E desta forma, estas placas de bainita com uma fina espessura, as quais possuem um pequeno caminho livre médio para o deslizamento de discordâncias geram uma alta resistência (SINGH, BHADESHIA, 1998; YOOZBASHI et al., 2011).

Mas, não se pode desprezar o efeito que a morfologia e a quantidade de austenita retida provocam na resistência. Assim, a austenita em bloco aumenta a resistência da microestrutura pela transformação em martensita durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Já, quando a austenita que se apresenta na forma de filmes é submetida à deformação, estes filmes de austenita, se transformam de um modo progressivo em martensita, conduzindo a um reforço por retardar o fenômeno de empescoamento, sendo o aumento de resistência por

meio deste comportamento muito mais proeminente para altas quantidades de carbono da austenita retida, a qual possui alta estabilidade mecânica (YOOZBASHI et al., 2011).

Singh e Bhadeshia (1998) também relataram que em baixas temperaturas, a austenita se fortalece por causa da grande resistência ao movimento da interface e a grande força de arraste devido ao aumento da taxa de nucleação, o que conduz ao refino microestrutural. Neste modelo termodinâmico, o limite de escoamento da austenita é uma função da temperatura de transformação. E a força de arraste da nucleação, mudança da energia química livre calculada, aumenta com o decréscimo da temperatura.

Por sua vez, por causa da austenita ser mecanicamente muito estável não se transformando facilmente em martensita, que é uma estrutura frágil, durante o resfriamento até a temperatura ambiente, os filmes de austenita podem propiciar adicional melhoria da tenacidade, a qual também pode ser influenciada pela espessura das placas de bainita, visto que, quanto mais finas as placas de bainita, menor o caminho livre médio para o deslizamento de discordâncias e, melhores os valores de tenacidade alcançados (YOOZBASHI et al., 2011).

Entretanto, por muito tempo, quando os aspectos considerados foram os valores de resistência atingidos, os aços bainíticos não apresentaram um desempenho satisfatório se comparados aos aços temperados e revenidos, o que por sua vez restringiu o seu uso.

Atualmente, sabe-se que dentre as causas apontadas como responsáveis, por impedir os aços bainíticos de alcançar uma alta resistência, podem estar a presença de carbonetos grosseiros, como a cementita, e de blocos de austenita em sua microestrutura. Pois, por ser frágil, a cementita sofre o processo de trinca quando submetida à influência das tensões geradas pelos empilhamentos de discordâncias, e a trinca pode então se propagar para dentro da ferrita bainítica, sob condições apropriadas de tensão e temperatura (CABALLERO et al., 2009b; CHIOU; YANG; HUANG, 2001).

Uma possibilidade de solucionar parcialmente, senão resolver completamente este problema pode ser pela adição de elementos de liga como silício, que na quantidade de 1,5% a 2%, em peso, de acordo com alguns trabalhos, pode suprimir a precipitação de cementita a partir da austenita, durante a transformação bainítica, desde que a força de arraste para a precipitação seja dramaticamente reduzida quando a cementita é forçada a herdar o silício presente na fase original (KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008).

Nestes aços com altas porcentagens de silício ou pela co-adição de silício e alumínio, a microestrutura bainítica é constituída de finas placas de ferrita bainítica livre de carbonetos, ou seja, ferrita acicular, separadas por regiões constituídas de finos filmes de austenita retida

enriquecida com carbono, sendo também possível encontrar a presença parcial de martensita (QIAN et al., 2012; CABALLERO et al., 2009a; CABALLERO et al., 2010).

Mas, paradoxalmente algumas pesquisas afirmam que mesmo em baixas quantidades, o silício e o alumínio são suficientes para retardar a formação de carbonetos, e propiciam o enriquecimento de carbono da austenita residual durante a formação da bainita, aumentando-se assim a fração de austenita retida (DE COCK et al., 2006).

Também uma especial atenção tem sido reportada aos aços projetados para possuir uma estrutura duplex constituída prioritariamente por bainita/martensita livre de carbonetos quando sob resfriamento ao ar, demonstrando um valor de tenacidade considerado excelente com uma resistência igual ou superior a 1500 MPa (XU et al., 2011).

2.4.4.1 A transformação bainítica

Para compreender a cinética da transformação bainítica, é necessário entender que a ferrita bainítica supersaturada cresce por um mecanismo displacivo no primeiro estágio da transformação (YOOZBASHI et al., 2011). Então, o encerramento da transformação é acompanhado da partição de placas com excesso de carbono dentro da austenita adjacente.

Também, de acordo com a teoria de transformação de fases, a quantidade de austenita em bloco diminui pelo aumento do máximo grau de transformação para a ferrita bainítica (YOOZBASHI et al., 2011).

O progresso da transformação bainítica ocorre pela difusão e crescimento de pequenas placas conhecidas como “subunidades”. O excesso de carbono, nestas partições de plaquetas para dentro da austenita residual, ocorre logo após o crescimento.

Assim, a transformação bainítica é conhecida por exibir o “fenômeno da reação incompleta”, onde a reação pára quando o teor de carbono da austenita atinge um determinado valor específico, conhecido como valor de T_0 (BHATACHARYYA et al., 2011).

Em aços, a temperatura T_0 é aquela na qual a ferrita e a austenita de mesma composição química têm energia livre idêntica. Já a temperatura T_0' é aquela que está abaixo da qual é possível a austenita se transformar em ferrita de mesma composição química após permitir uma energia de deformação devido aos deslocamentos associados com a transformação, como visto na Figura 5 (GARCÍA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2003).

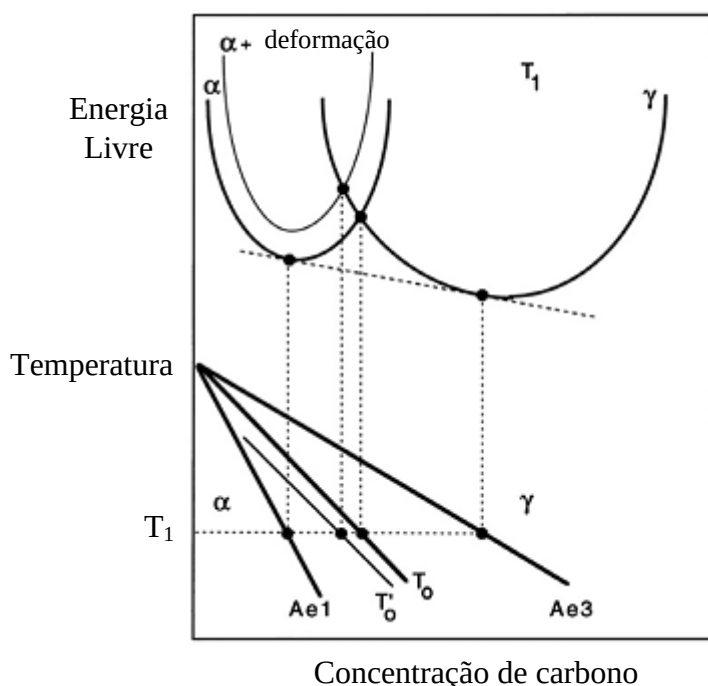


Figura 5 – Ilustração esquemática das curvas T_0 e T_0' (YOOZBASHI et al., 2011).

O crescimento difusional deste tipo somente pode ocorrer se a concentração de carbono da austenita residual está abaixo daquela quantia dada pela curva T_0 , que é o lugar de todos os pontos, no pequeno espaço da temperatura versus concentração de carbono, onde a austenita e a ferrita de mesma composição química possuem energia livre idêntica. Uma curva T_0' é definida similarmente, mas considerando a energia armazenada da ferrita devido ao mecanismo displacivo (ou de cisalhamento) da transformação (CABALLERO et al., 2009a).

As subunidades da ferrita bainítica supersaturada crescem por um mecanismo displacivo. Bhadeshia (2001), tem relatado que o crescimento difusivo não pode ser sustentado a menos que a concentração de carbono da austenita retida atinja a curva T_0' . A reação é dita incompleta desde que a transformação pára antes que as fases alcancem suas composições de equilíbrio.

Considera-se que o carbono é um forte estabilizador da austenita, pois aumenta a resistência da austenita original a partir da qual a bainita cresce, mas atualmente se tornou claro que a resistência plástica da austenita não é responsável pela incompleta transformação bainítica, embora algumas aproximações tenham sido feitas para considerar a deformação plástica como uma fonte adicional de dissipação da energia de Gibbs durante a transformação bainítica (CABALLERO et al., 2009a).

Então, a máxima quantidade de bainita que pode ser obtida em qualquer temperatura está limitada pelo fato que o teor de carbono da austenita residual não pode exceder a curva T_0' do diagrama de fase (YOOZBASHI et. al., 2011).

Assumindo que não há outra reação interagindo com a formação da ferrita bainítica, há dois principais métodos de aumentar a máxima quantidade permitida de transformação para a ferrita bainítica: por ajuste da curva T_0' para grandes concentrações de carbono com o uso de solutos substitucionais e pelo controle da concentração média de carbono (CABALLERO et al., 2009a).

Além de controlar a curva T_0' , os solutos substitucionais também afetam a endurecibilidade, a qual também é um importante parâmetro de projeto para evitar transformações como ferrita proeutetóide e perlita (AGLAN et al., 2004; CABALLERO et al., 2009a).

Entretanto, a endurecibilidade do aço pode ser bastante alta para evitar a formação de ferrita proeutetóide durante o resfriamento (CABALLERO et al., 2009a)..

A curva T_0' é a manifestação da formação de ferrita bainítica com completa supersaturação de carbono seguida pela partição de carbono entre a ferrita bainítica e a austenita (CABALLERO et al., 2009a).

Aços com diferentes quantidades de carbono poderão exibir a mesma curva T_0' . A força de arraste para a formação de novas placas diminui com a concentração de carbono na austenita não transformada aproximando a composição T_0' em que a energia livre das fases ferrita e austenita de mesma composição torna-se idêntica.

A formação da microestrutura bainítica ultrafina pode ocorrer a partir da austenita tanto por transformação isotérmica quanto por transformação por resfriamento contínuo, resultando em aços com excelentes propriedades mecânicas, incluindo a resistência ao desgaste (JIANG et al., 2011; AGLAN et al., 2004).

2.4.4.2 Bainita formada por transformação isotérmica

Geralmente, a bainita transformada isotermicamente no aço é bem caracterizada e distinguida como “bainita superior” ou “bainita inferior”, dependendo se os carbonetos são distribuídos entre regiões de ferrita individuais, e/ou dentro destas, respectivamente, ou seja, basicamente, a bainita, inferior e superior, consiste de agregados de placas ou ripas de ferrita,

conhecidas como sub-unidades, separadas por regiões de cementita, que são denominadas como fases residuais (AGLAN et al., 2004; CABALLERO et al., 2004; BHADESHIA; CHRISTIAN, 1990).

Dependendo da composição química do aço, da temperatura e do tempo de permanência, ou seja, duração da isoterma mantida na região bainítica, as fases residuais podem surgir da austenita não transformada, ou fases as quais se formam subsequentemente para o crescimento da ferrita bainítica, semelhante à martensita ou carbonetos.

Assim, a morfologia da bainita aparece na forma da bainita superior (ripas de ferrita) acima de aproximadamente 350°C, e considera-se que abaixo desta temperatura, a precipitação de carbonetos característica da ferrita bainítica muda para a bainita inferior (AGLAN al., 2004) .

Tanto na bainita superior quanto na bainita inferior, os carbonetos se precipitam da austenita entre as placas de ferrita bainítica. Entretanto, na bainita inferior, também ocorre à precipitação de carbonetos dentro destas placas de ferrita bainítica, como ilustra a Figura 6.

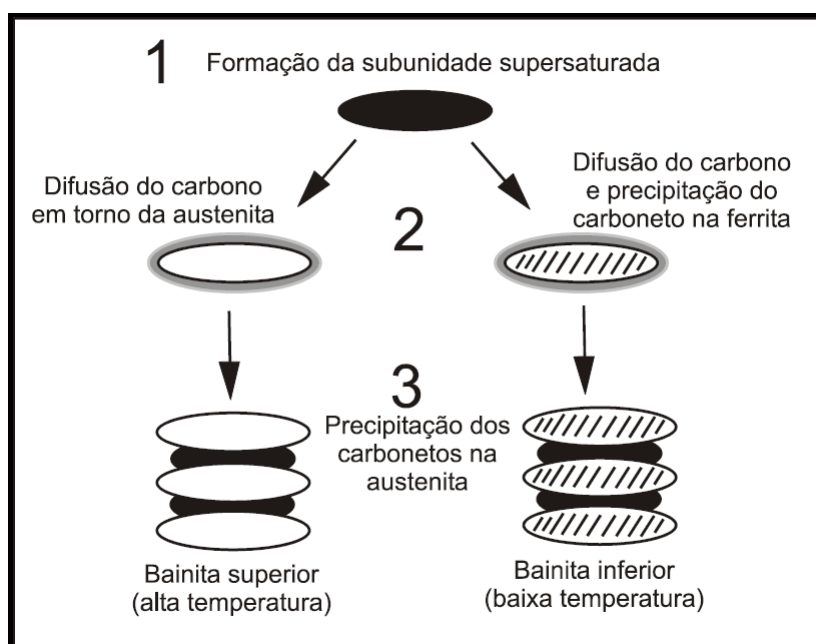


Figura 6 - Ilustração esquemática da formação de bainita superior e bainita inferior adaptado (GODET, 2003; SILVA; MEI, 2006).

2.4.4.2.1 Bainita Superior

A estrutura denominada como bainita superior se forma, em temperaturas entre aproximadamente 300°C e 540°C, ou seja, geralmente em temperaturas acima de 350°C, contendo unidades de ferrita em forma de ripas paralelas (isto é, tiras finas e estreitas) ou agulhas de ferrita, as quais produzem a denominada aparência de “pena” em microscopia óptica e se encontram separadas por partículas alongadas da fase cementita. E, a presença de carbonetos precipitados grosseiros na bainita superior faz com que sua microestrutura apresente uma baixa ductilidade e uma perda de resistência para fratura por clivagem (CABALLERO et al., 2009a; CHANG et al., 2005).

A Figura 7, é uma representação esquemática da microestrutura da bainita superior.

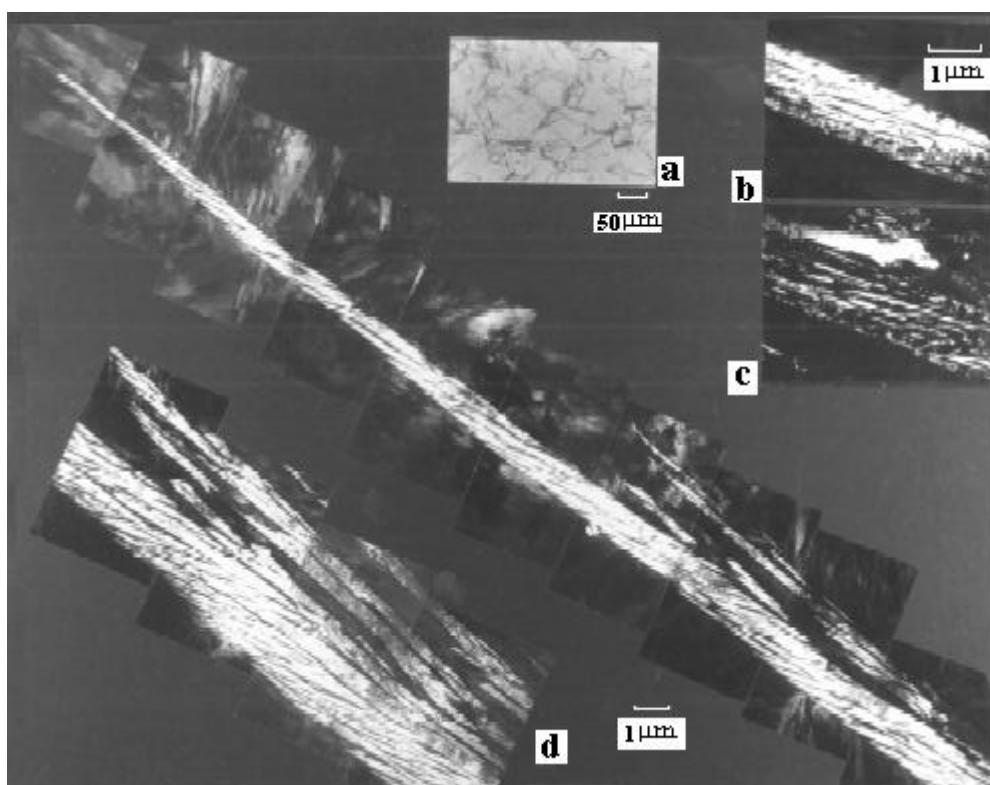


Figura 7 – Micrografia obtida por microscópio eletrônico de transmissão da bainita superior de uma liga Fe-0,43C-2Si-3Mn em peso. (a) Micrografia óptica. (b, c) Austenita retida entre sub-unidades vista por campo claro e correspondente por campo escuro. (d) Montagem mostrando a estrutura do feixe (BHADESHIA, 1992).

No entanto, a resistência da bainita superior pode se originar dos tamanhos de grãos extremamente finos da ferrita bainítica, que possuem um comprimento em torno de 10 µm e

espessura de aproximadamente 0,2 μm , como revelam micrografias por M.E.T. (microscopia eletrônica de transmissão), onde sua morfologia permite um pequeno caminho livre médio para o deslizamento de discordâncias (CABALLERO et al., 2009a).

2.4.4.2 Bainita Inferior

A bainita inferior contém partículas finas de carbonetos e, geralmente exibe melhor resistência, tenacidade e ductilidade do que a bainita superior.

A maior resistência e a maior tenacidade à fratura do aço bainítico pode estar relacionada à distribuição das partículas de carbonetos; a resistência aumenta com o aumento do número de partículas de carbonetos por unidade de área no plano da seção (AGLAN et al., 2004).

Um fato apontado como responsável por esta estrutura possuir valores de alta resistência e tenacidade, maiores do que aos encontrados para a bainita superior, é que pelo decréscimo da temperatura de transformação bainítica até a faixa de temperatura em que se forma a bainita inferior, aproximadamente entre 200°C e 300°C, ou seja, temperaturas abaixo de 350°C, o produto da transformação apresenta uma aparência acicular similar àquela da martensita revenida, onde a fase ferrita existe na forma de placas finas e partículas estreitas de cementita, na forma de bastões ou lâminas muito finas, formam-se também no interior dessa ferrita (AGLAN et al., 2004; CALLISTER, 2012).

Outro fato é que os carbonetos poderão estar melhor dispersados, o tamanho das partículas de carbonetos poderão ser menores e o número de partículas de carbonetos no plano da seção poderão ser maiores, o que conseqüentemente aumentará a resistência (AGLAN et al., 2004).

Segundo Bhadeshia (2004), em aços de médio e alto teor de carbono, é a microestrutura bainítica produzida em temperaturas de transformação isotérmicas muito baixas, entre aproximadamente 125°C e 325°C, que pode apresentar características mecânicas interessantes como alta dureza (em torno de 650 HV), alta resistência (até 2500MPa), mantendo boa tenacidade (entre 30 e 40MPa.m^{1/2}). A estrutura formada nesta faixa de temperatura é composta por placas de bainita extremamente finas (20nm - 40nm de espessura) e ficam dispersas em uma austenita estabilizada pelo enriquecimento em carbono) (CORNIDE et al., 2011; YANG et al., 2012; AVISHAN et al., 2013).

A Figura 8, é uma representação esquemática da microestrutura da bainita inferior.

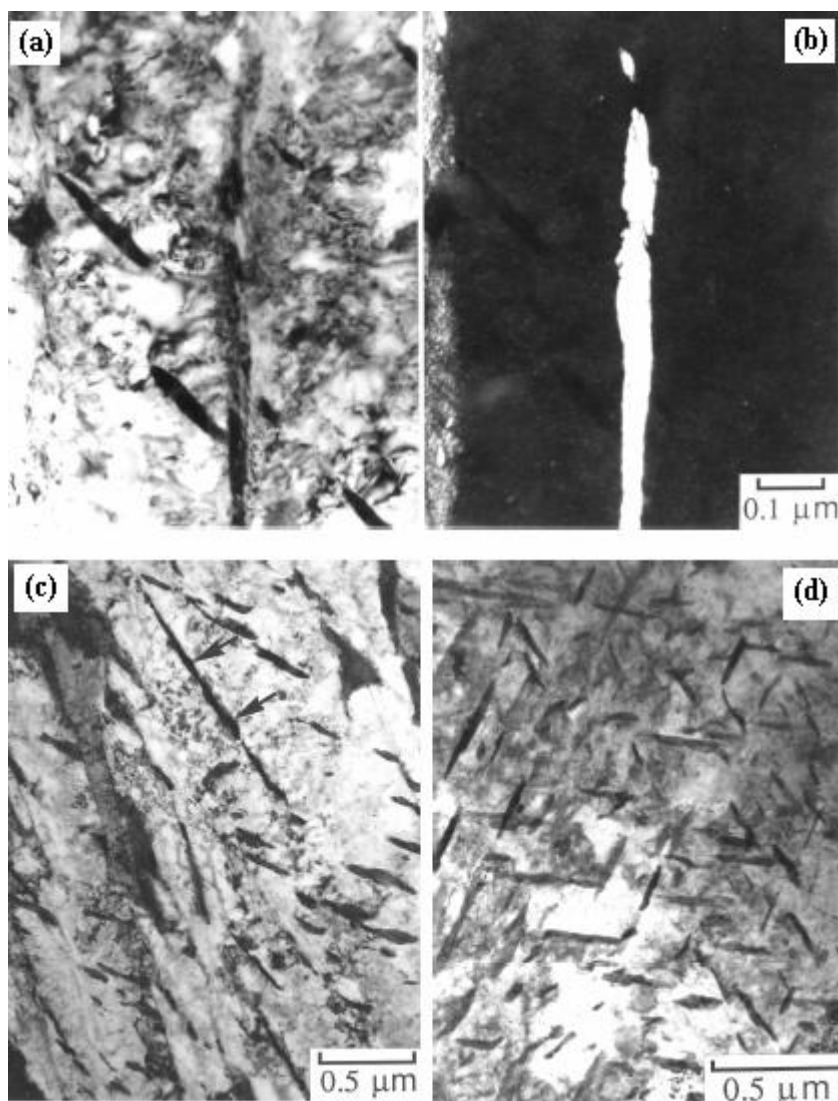


Figura 8 – (a-c) Fe-0,3 carbono - 4,08 cromo em peso; (a) bainita obtida por transformação isotérmica por um período de tempo pequeno (435°C, 10 min), mostra partículas de cementita dentro das plaquetas, mas não entre as plaquetas. (b) Imagem correspondente obtida por campo escuro mostrando filmes de austenita entre as plaquetas de ferrita bainítica. (c) A mesma amostra após prolongado tratamento térmico (435°C, 30 min), na temperatura de transformação isotérmica, causando a precipitação de carbonetos entre as plaquetas de ferrita. (d) Precipitação multivariável de carbonetos, típica de uma têmpera martensítica (415°C, 50 min, AISI 4340) (BHADESHIA, 1992).

Prosseguindo nesta linha de investigação, dentre uma nova geração de aços bainíticos sob desenvolvimento, encontram-se os conhecidos como NANOBAIN, os quais se transformam em temperaturas entre 125°C – 350°C que conduzem a microestruturas em nanoescala consistindo em cristais nanométricos com tamanhos entre 20nm e 60nm, compostos de ferrita bainítica (α) e austenita retida (γ). Isto, porque a relaxação plástica na austenita adjacente para a ferrita bainítica pode controlar o tamanho final das placas de ferrita

bainítica, onde os defeitos gerados neste processo resistem ao avanço da interface entre a ferrita bainítica e a austenita, e a densidade de defeitos será maior para uma menor temperatura de transformação (CABALLERO et al., 2011).

Ainda, outra pesquisa que representa um marco na pesquisa científica afirma ser possível obter por difusão novos aços com uma composição aproximada de Fe–1C–1.5Si–2Mn–1.5Cr, em % em peso, os quais se transformam sob temperatura de 200°C por vários dias, conduzindo a uma microestrutura bainítica livre de carbonetos, composta de uma mistura de ferrita bainítica em nano-escala e austenita retida enriquecida em carbono (CABALLERO et al., 2012).

A pertinência destas pesquisas se torna mais evidente quando ao compará-las, é possível compreender a relação entre estas investigações com o presente trabalho, no qual corpos-de-prova do aço de ultra-alta resistência 4350, foram submetidos a tratamentos térmicos em uma temperatura de aproximadamente 200°C, por até cinco dias, na tentativa de se obter o tempo ótimo para a formação de uma estrutura multifásica com predomínio de um microconstituente bainítico específico, como a bainita dura ou a bainita livre de carbonetos, e também a determinação do momento em que cessa o desenvolvimento de tal microconstituente na respectiva microestrutura multifásica.

2.4.4.2.3 Bainita livre de carbonetos

Exibindo uma alta resistência e uma alta tenacidade, e produzidos a partir de modelos baseados somente na teoria de transformações de fases, uma grande parte dos novos aços, denominados como bainíticos livres de carbonetos, foram desenvolvidos através de pesquisas realizadas por Bhadeshia e Caballero, e a sua microestrutura bainítica é composta por finas placas de ferrita acicular separadas por regiões de finos filmes de austenita enriquecida por carbono, que permanece retida na estrutura final, como pode ser vista na Figura 9, sendo possível também encontrar alguma martensita presente (AVISHAN et al., 2013).

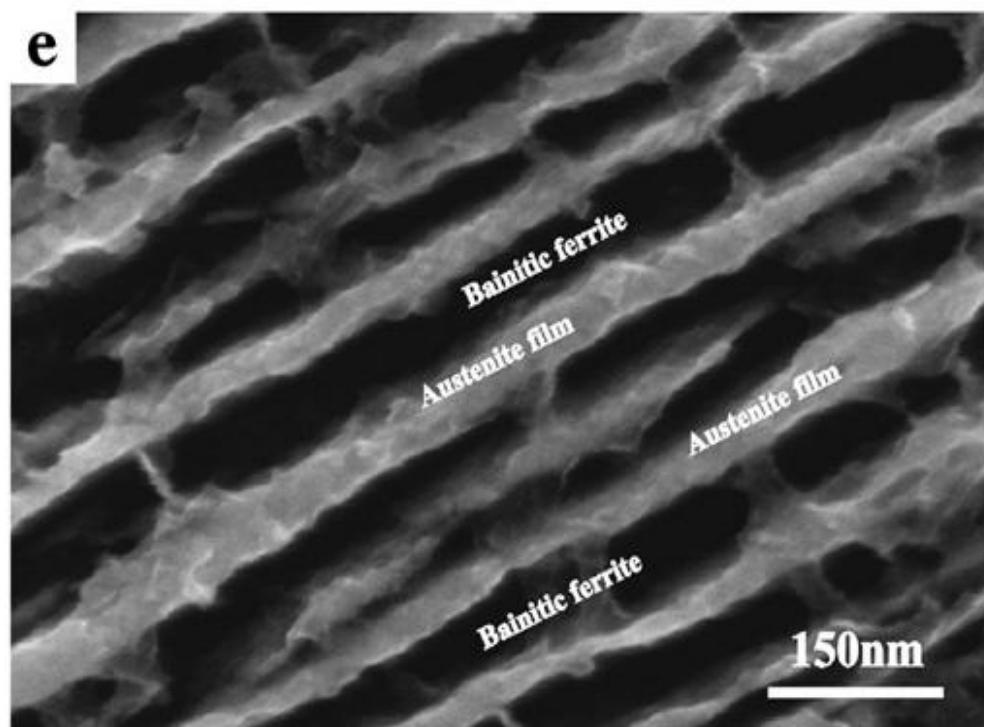


Figura 9 - Micrografia por M.E.V da bainita livre de carbonetos de uma liga Fe-0.91C-1.58Si-1.98Mn-0.06Ni-0.25Mo-1.12Cr-1.37Co-0.53Al em peso. (Avishan et al., 2013).

Esta complexa estrutura composta permitiu a tais aços atingir uma boa combinação entre resistência e tenacidade, podendo apresentar um limite de resistência à tração que varia de 1600 MPa até 1800 MPa, mantendo um alongamento total maior do que 10%, e assim revelando extraordinárias propriedades mecânicas (CABALLERO et al., 2009a; CABALLERO et al., 2009b; CABALLERO et al., 2010; CHANG, 2005; DE COOMAN, 2004).

Os aços projetados, manufaturados seguindo processos termomecânicos convencionais, alcançam significantes combinações entre resistência e tenacidade, comparáveis aos aços martensíticos temperados e revenidos (MASEK et al., 2009; XIAO et al., 2005; HANKAZI et al., 1995).

Algumas pesquisas mais recentes afirmam que a bainita livre de carbonetos, também chamada ferrita acicular é em princípio, a microestrutura ideal, uma vez que, devido à ausência de carbonetos, o aço possui uma alta resistência à fratura por clivagem e pelo mecanismo de formação de vazios. Há ainda a possibilidade de melhorar a resistência e a tenacidade devido ao tamanho de grão ultrafino das placas de ferrita bainítica, e pelo aumento adicional da tenacidade causado pelo efeito da transformação induzida pela deformação (ou efeito TRIP) (CABALLERO et al., 2009a).

Para tanto, a precipitação de carbonetos ou partículas grosseiras de cementita a partir da austenita, pode ser suprimida, ou evitada completamente, pela adição de uma concentração apropriada de silício, cerca de 2% em peso, o que permite a produção de uma microestrutura distintiva, livre de carbonetos, consistindo de uma mistura de ferrita bainítica, austenita retida enriquecida em carbono e alguma martensita, sendo que tal ferrita bainítica se forma no estágio inicial da transformação (CABALLERO et al., 2009b; CHANG, 2005).

O silício tem como função suprimir a precipitação da cementita frágil durante a formação da bainita e, portanto, conduzir a uma melhoria da tenacidade (YOOZBASHI et al., 2011). Os princípios essenciais que governam a otimização de tais microestruturas estão bem estabelecidos, particularmente um aumento na quantidade de ferrita bainítica na microestrutura é necessário para consumir grandes regiões de austenita não transformada, a qual sob tensão transforma-se em martensita, que é dura e frágil (CABALLERO et al., 2009a).

Todas as diferenças ou variações nas características da microestrutura bainítica afetam as fases residuais, em consequência, o estado da austenita retida e, por sua vez, as propriedades mecânicas finais (AGLAN et al., 2004; HANZAKI et al., 1995).

Desta forma, como descrito na literatura, a estabilidade da austenita residual é enormemente melhorada pela ausência de carbonetos, desde que a austenita pode agir como um dissipador de carbono, que é um forte estabilizador da austenita. Tais microestruturas bainíticas têm alta ductilidade e tenacidade quando comparadas às microestruturas contendo carbonetos, principalmente grosseiros. Ainda, microestruturas bainíticas livres de carbonetos exibiram melhor resistência à tração, melhor tenacidade ao impacto e uma satisfatória resistência ao desgaste (CHANG, 2005).

No caso da microestrutura da bainita superior livre de carbonetos, a alta fração volumétrica de ferrita bainítica, a morfologia da austenita, em forma de filmes tênues e a sua distribuição homogênea ao longo das placas dos contornos, são fatores que podem influenciar favoravelmente na ductilidade da austenita (YOOZBASHI et al., 2011).

Adicionalmente, o alongamento ou a ductilidade, é controlado pela fração de volume da austenita retida (JACQUES et al., 2007; OLIVER et al., 2007; KWON et al., 2011). A austenita retida é uma fase dúctil se comparada à bainita e pode-se esperar um aumento da ductilidade. A fração de volume da austenita retida, resultante em torno de 10%, é um valor considerado como a mínima quantidade de austenita necessária, para se atingir uma ductilidade aceitável.

Além da quantidade de austenita retida, a morfologia é também um importante fator a ser considerado na estabilidade mecânica da austenita. É necessário distinguir entre a morfologia em bloco da austenita localizada entre os feixes de bainita e os filmes de austenita, os quais são retidos entre as subunidades dentro de um dado feixe de bainita (YOOZBASHI et al., 2011).

A austenita retida poderia ser esperada para aumentar a ductilidade até o ponto em que a austenita está homogeneamente distribuída ao longo dos contornos das placas (austenita em forma de filmes) (YOOZBASHI et al.2011; YANG et al.2011; AVISHAN et al., 2013).

Devido à alta fração volumétrica de ferrita bainítica nestas amostras, a austenita retida está presente, principalmente como filmes entre as subunidades de ferrita bainítica, e ambas as fases são livres de carbonetos, como confirmaram as micrografias por microscopia eletrônica de varredura (AVISHAN et al., 2013).

Entretanto, poças isoladas de austenita (austenita em blocos) poderiam influenciar desfavoravelmente tanto no alongamento quanto no limite de resistência à tração (YOOZBASHI et al., 2011).

Bhadeshia (2007) demonstrou que a formação da martensita induzida pela deformação pode somente ser tolerada se a austenita mantém uma estrutura uniforme e distribuída através do material, como a austenita em forma de filmes. Neste sentido, a mais baixa quantidade de austenita retida inicial (3%) poderia explicar uma ligeira redução na ductilidade, comparada com estruturas com maior teor de austenita retida.

Também a austenita pode se transformar em martensita durante o resfriamento até a temperatura ambiente, aumentando então a resistência, como ocorre no efeito TRIP (JACQUES et al., 2007, ANNIBAL et al., 2005).

As vantagens de obter este tipo de microestrutura em produtos planos são também múltiplas, uma vez que, por causa do tamanho de grão ultrafino das placas de ferrita bainítica, há a possibilidade de melhorar simultaneamente a resistência e a ductilidade, assim como a tenacidade, a resistência à fratura e a soldabilidade (YANG et al., 2012; AVISHAN et al., 2013; CABALLERO et al., 2011; CABALLERO et al., 2012).

2.4.4.3 Aços bainíticos produzidos por transformação por resfriamento contínuo (C.C.T.)

Os aços bainíticos comerciais também possuem microestruturas muito complexas e são produzidos através da transformação por resfriamento contínuo, originando-se a partir do

crescimento da fase ferrita acicular associada com um segundo constituinte, o qual pode consistir de carbonetos, martensita e/ou austenita (talvez até perlita) (AGLAN et al., 2004).

A bainita formada durante o resfriamento contínuo dos aços, em geral, apresenta-se em forma de blocos, principalmente naqueles aços em que se adicionam cromo e molibdênio, sendo esta estrutura conhecida como bainita granular (SILVA, 2006).

Este processo depende da supersaturação de carbono na austenita, da cinética da difusão de carbono, da composição do aço, etc.

Uma mistura de microestruturas é frequentemente encontrada na transformação por resfriamento contínuo, variando de uma estrutura acicular, morfologia livre de carbonetos, para uma com uma aparência não acicular, consistindo de uma matriz ferrítica contendo ilhas de martensita/austenita ou bainita granular.

Para atender ao propósito de facilitar a produção de aços bainíticos, uma possibilidade ocorre quando se consegue empurrar ou afastar para a direita o quanto possível a região de formação da perlita e da ferrita no diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT), permitindo-se o aumento da região em que há formação de bainita. Isto, por sua vez, acontece pela seleção e adição de diversos elementos de liga, cada qual exercendo respectivas melhorias em propriedades mecânicas específicas (AGLAN et al., 2004; SILVA; MEI, 2006).

2.5 Influência dos elementos de liga na formação da microestrutura bainítica

Os elementos de liga são escolhidos com cautela, pois geralmente apresentam custos elevados, e seu uso se justifica por significativas melhorias nas propriedades, como o aumento da resistência mecânica e à corrosão, por exemplo (SHACKELFORD, 2008).

Entretanto, a baixa taxa de transformação da bainita em baixas temperaturas é um problema que limita o desenvolvimento de aços bainíticos do ponto de vista comercial, ou seja, os tempos relatados para se completar a transformação bainítica para um aço na temperatura de 200° C é de nove dias, enquanto na temperatura de 300° C, para este mesmo aço, o tempo é de um a dois dias, respectivamente (YOOZBASHI et al., 2011).

Em longos tempos de permanência em uma determinada temperatura, a austenita pode se decompor em cementita e ferrita, fases termodinamicamente mais estáveis, conduzindo a propriedades mecânicas inferiores, especialmente baixa tenacidade (YOOZBASHI et al., 2011).

Para evitar essa situação indesejável, procura-se acelerar a transformação bainítica pela adição de elementos de liga, os quais diminuem a estabilidade da austenita, proporcionando e conferindo diferentes e melhores características ao material, como permitir ao mesmo apresentar uma melhoria no equilíbrio da relação entre resistência e tenacidade/ductilidade (YOOZBASHI et al., 2011). Assim sendo, dentre os elementos de liga, que podem propiciar estas vantagens, encontram-se: níquel, manganês, molibdênio, silício, cobre, nióbio, vanádio, titânio, boro e cromo.

Geralmente, aços bainíticos contêm carbono entre 0,15%-0,45%, manganês entre 0,3-2,0%, silício de 0,15-0,2%, cromo de 0,5-3,0%, e pelo menos um elemento entre molibdênio, níquel, cobre, nióbio, vanádio, titânio ou boro (AGLAN et al., 2004).

Por sua vez, o aço ultra-resistente AISI 4350 possui médio teor de carbono e baixa liga, contendo níquel, cromo, manganês, molibdênio e silício como principais elementos de liga.

Mas, por razões econômicas, há a necessidade de se evitar ou reduzir a adição de níquel.

A quantia de silício entre 1,5% a 2% é considerada suficiente para inibir a precipitação de cementita durante o crescimento da bainita (KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008; CABALLERO et al., 2009a; CABALLERO et al., 2009b; YOOZBASHI et al., 2011).

O silício tem por finalidade endurecer a ferrita, melhorar a ductilidade, a resistência ao desgaste, e prevenir a precipitação de carbonetos (BHATTACHARYYA et al., 2011).

O molibdênio atrasa a formação da ferrita e da perlita. Já manganês, níquel e cromo podem diminuir a temperatura de transformação bainítica e melhorar as propriedades mecânicas (AGLAN et al., 2004; SILVA; MEI, 2006).

Às vezes, alumínio e titânio são adicionados ao aço para reduzir os níveis de oxigênio e nitrogênio e prevenir a combinação deles com boro (AGLAN et al., 2004).

Alumínio e cobalto em concentrações menores do que 2%, em peso, aceleram a transformação bainítica. O alumínio modifica a curva T_0 para altas concentrações de carbono. O cobalto é um elemento de liga muito caro, e sua adição no aço aumenta o custo de produção (YOOZBASHI et al., 2011; YANG et al., 2012).

O boro não exerce influência sobre a temperatura de transformação, mas pode afetar o tempo de transformação, porque pode retardar a nucleação de ferrita nos contornos de grão da austenita. Também, pela adição de um traço de boro, o mesmo resultado de atraso da transformação de perlita e ferrita pode ser obtido pela redução do conteúdo de molibdênio e cromo (AGLAN et al., 2004).

Uma alternativa para acelerar a transformação bainítica é o uso de manganês em pequenas quantidades devido a sua grande influência na curva T_0 (YOOZBASHI et al., 2011).

O manganês em uma baixa quantidade aumenta o máximo grau permitido de transformação da ferrita bainítica e ocasiona mudança da curva T_0 para uma alta concentração de carbono, podendo também diminuir a endurecibilidade do aço, que é compensada pelo aumento do conteúdo de cromo. O cromo também muda a curva T_0 para baixas concentrações de carbono. A adição de molibdênio é inibida pela fragilidade no revenimento. (YOOZBASHI et al., 2011).

Já o fósforo é um elemento efetivo para o reforço de ligas de aço de baixo carbono, e em alguns casos, conduz a um bom balanço entre o limite de escoamento e a ductilidade em aços de baixo carbono com estrutura ultrafina, por causa da forte interação entre os átomos solutos de fósforo e as discordâncias, aumentando a razão de encruamento. Mas, quando utilizado em grandes quantidades, o fósforo revela um comportamento prejudicial, causando o fenômeno de fragilização a frio após têmpera e revenimento (CUI et al., 2011).

2.6 A função da austenita retida e de outros elementos de liga em aços que apresentam o efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity - Transformação Induzida por Deformação)

Como mencionado, a austenita retida é o componente mais decisivo para o efeito TRIP, visto que tal efeito se origina da transformação da austenita retida metaestável em martensita, quando induzida por deformação e é acompanhado por um plano de deformação invariante com formato de deformação e expansão de volume. Isto conduz a uma alta razão de deformação e endurecimento que atrasa o início do empescoamento e, por conseguinte resulta em uma alta elongação total e uniforme (BHATTACHARYYA et al., 2011; RONG et al., 2006).

Os aços TRIP exibem um aumento no alongamento dos grãos de ferrita, e também apresentam grande quantidade de austenita transformada, quando submetidos a carregamentos com altas razões de deformação, o que sugere que a introdução (ou o surgimento) da martensita originada da transformação austenítica induz a uma deformação adicional dos grãos de ferrita. Este efeito mostra ser benéfico para as propriedades mecânicas, especialmente por propiciar melhorias da capacidade de trabalho a frio, da ductilidade e da tenacidade, visto que em altas razões de deformação ocorre mais transformação austenítica, contribuindo para o aumento da resistência e da tenacidade (OLIVER et al., 2007).

Então, o efeito TRIP é responsável pelo acréscimo significativo do alongamento total e consequentemente da ductilidade dos aços, e o aumento da ductilidade uniforme é atribuído à acomodação plástica nas vizinhanças das placas de martensita, ou seja, durante o processo de deformação de um aço multifásico contendo austenita retida à temperatura ambiente, a transformação desta austenita em martensita ocorre progressivamente, permitindo um aumento nos valores de alongamento (ANAZAWA et al., 2008).

Portanto, isto conduz à compreensão de que para aumentar a ductilidade em aços de alta resistência é preciso aumentar a quantidade de austenita retida.

A microestrutura de aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP consiste de três fases primárias: ferrita, bainita e austenita retida, sendo geralmente a presença de martensita também constatada (BHATTACHARYYA et al., 2011).

Tal material demonstra um alto limite de resistência à tração, alta razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração com altas elongações total e uniforme, ou seja, um alto expoente de encruamento, que está diretamente correlacionado com a disponibilidade de austenita retida na microestrutura após tratamentos térmicos como austêmpera, onde o aço é submetido a um tratamento de recozimento intercrítico seguido de um tratamento isotérmico na região de transformação bainítica (BHATTACHARYYA et al., 2011; MATLOCK et al., 2001).

Assim, uma maior fração volumétrica (ou quantidade) de austenita retida corresponde a um maior coeficiente de encruamento, o que permite que esses materiais absorvam mais energia do que o aço ARBL convencional (ULSAB-AVC, 2001b).

Por sua vez, a elevada estabilidade da austenita retida nestes aços é consequência de sua elevada concentração de carbono, e a quantidade de carbono na austenita é aumentada tanto durante o recozimento intercrítico quanto durante austêmpera. O enriquecimento de carbono da austenita durante austêmpera é o resultado da repressão da formação de carbonetos durante a transformação bainítica, por causa da presença de elementos de liga como o alumínio e o silício, o qual na quantidade entre 1,5% a 2%, em peso, de acordo com alguns trabalhos, pode suprimir a precipitação de cementita a partir da austenita, durante a formação da bainita (YANG et al., 2012; CABALLERO et al., 2009b; ZHAO et al., 2001).

Como previamente citado, estes aços receberam a denominação de bainíticos livres de carbonetos, revelando excelentes propriedades mecânicas (CABALLERO et al., 2009a; CABALLERO et al., 2009b; CHANG, 2005; DE COOMAN, 2004).

Controversamente, há pesquisas como a realizada por De Cock et al. (2006) indicando que mesmo em baixas quantidades, o silício e o alumínio são vitais e suficientes para a

retenção de quantidades apreciáveis de austenita na estrutura destes aços multifásicos, assim retardando a formação de carbonetos.

Uma vez que o efeito TRIP possui uma relação de correspondência direta com a quantidade de austenita retida presente no aço antes da deformação plástica, sendo este fato consolidado e mencionado em diversos trabalhos, infere-se que as propriedades mecânicas de aços TRIP estão estritamente relacionadas à estabilidade mecânica desta austenita retida, a qual por si mesma depende de vários fatores como a quantidade de carbono e tamanho de grão austenítico. Já a morfologia da austenita retida e sua distribuição podem exercer um papel secundário (KWON et al., 2011; JACQUES et al., 2007; OLIVER et al., 2007).

Embora, a concentração de carbono seja o mais importante dos fatores estabilizadores da austenita, tornando possível a presença de austenita retida à temperatura ambiente, outros elementos de liga como o silício, o alumínio, o manganês, também exercem um papel relevante para o controle da cinética das transformações de fase e em particular na estabilidade da austenita, como por exemplo, aumentando a resistência do material através do endurecimento por solução sólida (FERRER, 2003; SAKUMA et al., 1991; ANNIBAL et al., 2005).

O completo enriquecimento de carbono da austenita somente através da formação de ferrita é insuficiente, sendo possível sua ocorrência através da formação de bainita, e suprimindo a temperatura de início de formação da martensita, para abaixo de zero.

A quantidade de austenita formada na região intercrítica aumenta com a temperatura de recozimento média, conduzindo a um aumento da resistência final, que também ocorre após a adição de elementos como silício e/ou alumínio, os quais agem não somente como solução sólida endurecedora, mas principalmente previnem a precipitação de carbonetos durante a formação da bainita, cuja fração volumétrica tende a aumentar durante a transformação em baixas temperaturas e também pela formação da martensita na estrutura final após têmpera.

Por sua vez, o carbono rejeitado da ferrita bainítica enriquece a austenita não transformada e durante o resfriamento até a temperatura ambiente esta austenita fica retida na microestrutura final (OLIVER et al., 2007).

Como a solubilidade do silício na cementita é muito pequena, para que haja formação dos núcleos de cementita na presença de silício, é necessária a difusão controlada da ejeção de silício na frente de transformação, o que induz ao acúmulo na concentração de silício ao redor dos núcleos de cementita. Tal aumento localizado na atividade de carbono provoca uma diminuição do fluxo de carbono que então inibe o desenvolvimento dos embriões de cementita. Esta inibição na formação de carbonetos permite à austenita herdar uma grande

quantidade de carbono, o qual abaixa a temperatura M_s (temperatura de início da formação de martensita) e então uma considerável quantidade de austenita metaestável é retida à temperatura ambiente (BHATTACHARYYA et al., 2011).

Mas, como relatado em alguns trabalhos, o silício quando utilizado em quantidades maiores do que 0,5 %, em peso, conduz a problemas de fundição, inferior soldabilidade, qualidade da superfície, galvanização e recobrimentos (formação de camadas), visto que durante o recozimento, a presença de carbono, manganês e silício, aliados a outros elementos em aços TRIP, propiciam a formação de filmes óxidos estáveis de Mn_2SiO_4 e/ou SiO_2 na superfície, o que implica em problemas de galvanização (OLIVER et al., 2007).

Quando o silício foi parcialmente substituído por alumínio, que também é insolúvel na cementita, os aços demonstraram um comportamento similar por retardar a formação de cementita, tornando viável o enriquecimento de carbono da austenita por meio da transformação bainítica, e apresentando um efeito TRIP satisfatório. No entanto, a completa substituição de silício por alumínio revelou uma notável deterioração do balanço resistência/ductilidade (BHATTACHARYYA et al., 2011; OLIVER et al., 2007).

Disto compreende-se que excelentes propriedades mecânicas podem ser proporcionadas pela substituição parcial de silício por alumínio, verificando-se um limite de resistência à tração superior a 750 MPa, e um alongamento maior do que 26% (OLIVER et al., 2007).

Para permitir o avanço destas investigações vários pesquisadores propuseram o desenvolvimento de diversas composições alternativas (ANNIBAL et al., 2005; FERRER, 2003).

Desta forma, aços TRIP, com diversas composições químicas, têm sido desenvolvidos, recentemente, com a finalidade de ajustar sua microestrutura e de obter as combinações de propriedades mecânicas desejadas, conforme mostrado na Tabela 2.

Tabela 2 – Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP (%), (FERRER, 2003).

GRAU	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,035	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-

Dentre os elementos microligantes com finalidade de aumentar os níveis de resistência, o nióbio é considerado o mais efetivo, principalmente para os aços onde o silício é substituído parcialmente ou completamente por alumínio. Embora o efeito da adição de nióbio seja muito complexo, ele acelera a reação bainítica e inibe o crescimento de grão da austenita formada durante o recozimento intercrítico, aumentando a estabilidade desta. Por isso, há formação de um pouco de ferrita pró-eutetóide durante o resfriamento na temperatura de transformação isotérmica bainítica, assim promovendo o enriquecimento de carbono da austenita não transformada, e também aumentando-se sua estabilidade pela redução da temperatura M_s (BHATTACHARYYA et al., 2011; TIRUMALASETTY et al., 2011).

Quando em solução sólida, o nióbio retarda a recristalização da austenita, e a cinética de transformação da austenita em ferrita, além de inibir a recristalização pela precipitação induzida por deformação. Também, aumenta a quantidade ou fração volumétrica de austenita retida para aproximadamente 25%, podendo melhorar significativamente as propriedades mecânicas do aço, como a relação entre resistência e ductilidade (SUGIMOTO et al., 2006; BHATTACHARYYA et al., 2011).

2.7 Caracterização microestrutural de um aço multifásico

Em aços com microestrutura multifásica é imprescindível o uso de diferentes reagentes para revelar todas as fases presentes, pois o uso de somente um reagente específico como o nital, que diferencia apenas duas colorações (claro e escuro) não permite a revelação simultânea de todas as fases presentes.

Então, com finalidade de diferenciar e quantificar as fases presentes em uma posterior análise de imagens, para conseguir uma melhor caracterização microestrutural nestes aços, foi desenvolvida a técnica de tríplex ataque, a qual faz uso dos seguintes reagentes químicos: nital 2%; solução aquosa de metabissulfito de sódio 10% e reagente LePera.

Esta técnica, associada à análise de imagens via microscopia óptica, tem sido considerada como uma ferramenta valiosa, capaz de quantificar todas as microestruturas formadas em aços multifásicos (HASHIMOTO et al., 2006).

Por sua vez, sabe-se que a microestrutura do aço tem significativa influência nas propriedades mecânicas, e depende dos tratamentos térmicos aplicados.

Assim, uma etapa inicial de primordial importância para o desenvolvimento destas microestruturas específicas envolve os tratamentos térmicos aos quais os aços são submetidos,

sendo possível verificar sua relevância por contribuir para a determinação de percentuais adequados de uma fase específica como a bainita ou de qualquer das demais fases, quer seja ferrita, austenita retida e/ou martensita.

Na sequência, faz-se adoção do padrão de procedimentos metalográficos para a preparação das amostras, aplicando-se consecutivamente, a técnica de tríplice ataque em conjunção com a análise de imagens por microscopia óptica, como já referenciado.

Frequentemente, utiliza-se a microscopia óptica com ampliações que variam entre 50 e 1000 vezes. Para ampliações maiores, normalmente, faz-se uso da microscopia eletrônica (BRAMFITT; LAWRENCE, 2004).

A relevância da técnica de microscopia eletrônica pode ser nitidamente revelada mediante a constatação da finalidade de seu uso em diversos trabalhos, dentre os quais aqueles que mencionam que a microscopia eletrônica de varredura ou de transmissão pode identificar melhor os detalhes da característica da microestrutura relacionados às propriedades mecânicas e a análise da superfície de fratura em aços (YOOZBASHI et al., 2011; CHANG, 2005; AGLAN et al., 2004; CABALLERO et al., 2011).

Outro exemplo é o descrito no caso dos aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP, uma vez que foram conduzidas observações por microscopia eletrônica de transmissão (M.E.T.), com o objetivo de permitir a visualização do tamanho de grão da austenita da ordem de 1 μm (JACQUES et al., 2007).

Assim, compreende-se que esta técnica é essencial para que os finos detalhes das complexas microestruturas em aços multifásicos e/ou bainíticos possam ser visualizados.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A Figura 10, corresponde a um fluxograma representativo do procedimento experimental.

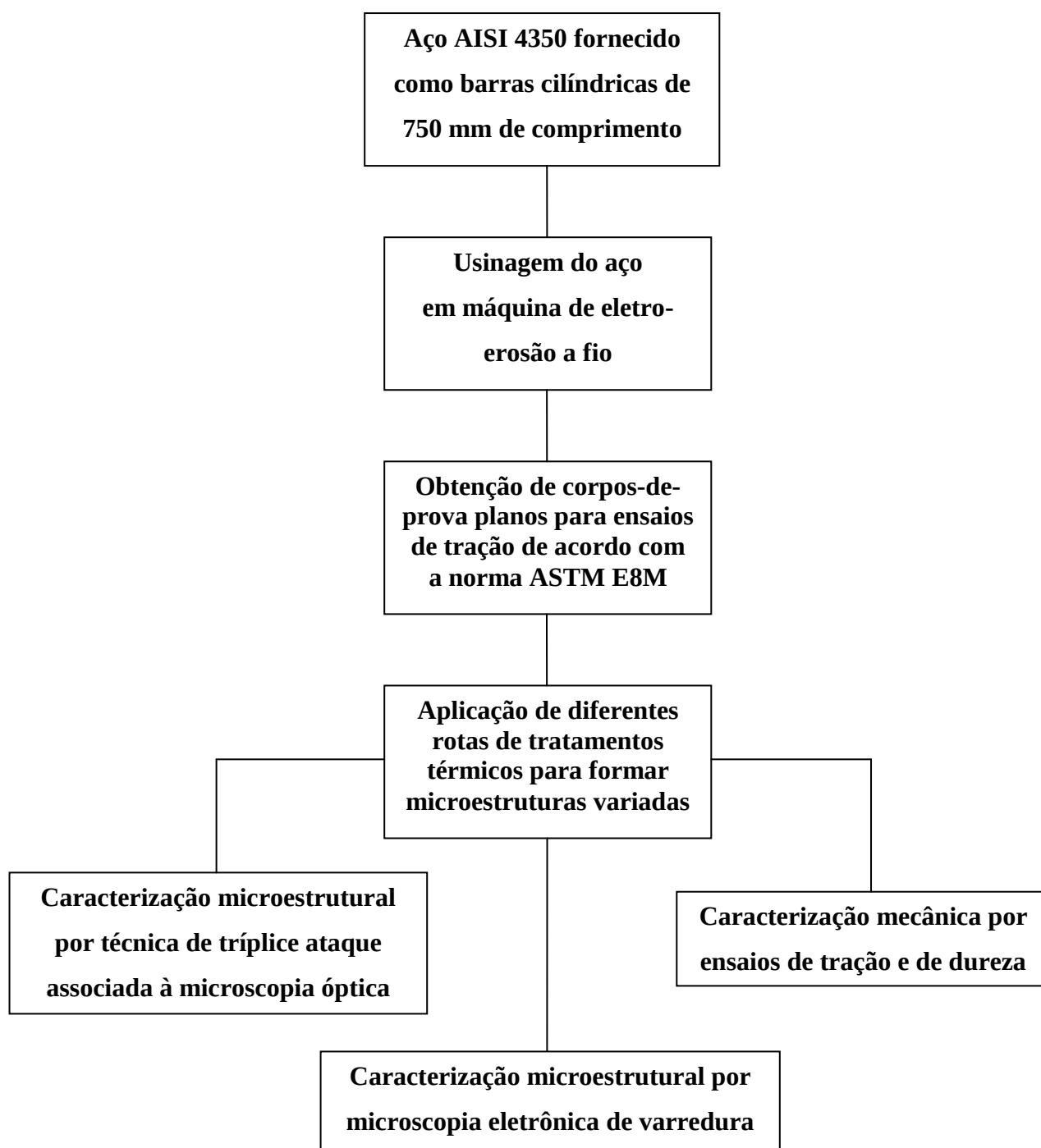


Figura 10 – Representação esquemática do procedimento experimental em forma de fluxograma.

3.1 Material

O material utilizado é um aço aeronáutico ultra-resistente, de médio teor de carbono e baixa liga, AISI 4350, produzido e fornecido pela GERDAU (antiga Villares Metals S.A.).

Este aço foi fornecido como barras cilíndricas, com dimensões de: 750 mm de comprimento e 39 mm de diâmetro.

3.2 Corpos-de-prova (CDP's) para ensaio de tração

Os corpos-de-prova (CDP's) para ensaios de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM E8M, na oficina do SENAI de Taubaté, a partir da barra cilíndrica do aço AISI 4350, e utilizando-se a máquina de eletro-erosão a fio, da marca AGIE CHARMILLES, modelo FI 240 SLP, fio de latão meio-duro 0,25 mm de diâmetro, 500 N e D 160/8 kg. Estes CDP's foram usinados na direção longitudinal de laminação da barra cilíndrica, e a Figura 11 mostra um desenho dos corpos-de-prova produzidos.

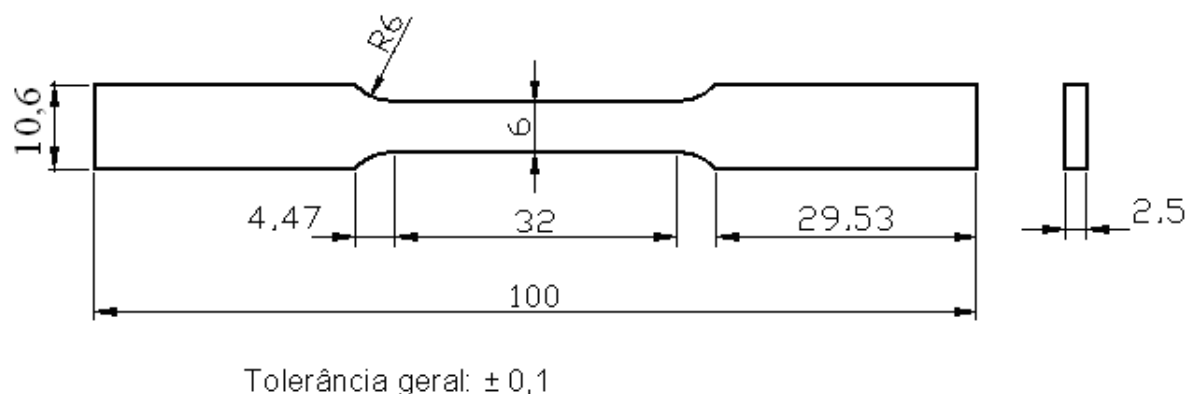


Figura 11 - Desenho dos CDP's segundo a norma ASTM E8M.

3.3 Tratamentos térmicos

3.3.1 Equipamentos utilizados nos tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram executados nos Laboratórios de Tratamentos Térmicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP e da Faculdade de Tecnologia – FATEC, unidade de Pindamonhangaba.

No Laboratório da FEG/UNESP, para o aquecimento do primeiro patamar térmico (temperaturas de 720°C ou 850°C), foi utilizado um forno elétrico, tipo mufla, modelo Q.318.24, fabricado pela Quimis Aparelhos Científicos Ltda, mostrado na Figura 12. Este forno possui controle digital, sem atmosfera controlada, com potência de 4.000 W, temperatura máxima de 1200°C e dimensões da câmara de 150 mm de largura, 150 mm de altura, e 250 mm de profundidade.



Figura 12 – Forno mufla utilizado nos tratamentos térmicos na FEG/UNESP.

Também foi utilizado um segundo forno, tipo mufla, semelhante ao mostrado, onde algumas amostras foram transferidas para a temperatura em torno de 210°C, e permaneceram nesta por aproximadamente cinco dias.

No laboratório da FATEC, de Pindamonhangaba, também foram utilizados dois fornos, sendo que para o aquecimento do primeiro patamar térmico (temperaturas de 720°C ou

850°C) foi utilizado um forno elétrico, tipo mufla. Em seguida, o material foi transferido para um forno de banho de sal, onde permaneceu em temperaturas fixas de 210°C ou 280°C.

3.3.2 Rotas selecionadas para os tratamentos térmicos

Para a formação de estruturas multifásicas diversificadas, compostas por diferentes frações volumétricas de ferrita, bainita, martensita e austenita retida, diferentes rotas de tratamentos térmicos foram selecionadas e executadas, priorizando o uso de temperaturas na faixa de transformação bainítica. A escolha das temperaturas aplicadas e dos tempos de manutenção nestas para a realização das rotas de tratamentos térmicos, ocorreu com base em:

- consulta a referências bibliográficas sobre o desenvolvimento da microestrutura bainítica a baixas temperaturas de transformação por tratamento isotérmico (GARCÍA-MATEO, CABALLERO, BHADSHIA, 2003; AGLAN et al., 2004; BHADSHIA, 2004; BHADSHIA, 2006; CABALLERO et al., 2011; CORNIDE et al., 2011; YOOZBASHI et al., 2011; CABALLERO et al., 2012; GARCÍA-MATEO et al., 2012; YANG et al., 2012; LEIRO et al., 2013; AVISHAN et al., 2013);
- estimativas das temperaturas de transformação de fases, A_{c1} , A_{c3} , e M_s , com base nas fórmulas empíricas de Andrews (ANDREWS, 1965);
- análise do diagrama de fases Fe-C, Figura 13; e da curva Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) para o aço AISI 4350, por aproximação e com base no diagrama para o aço AISI 4340, como demonstra a Figura 14.

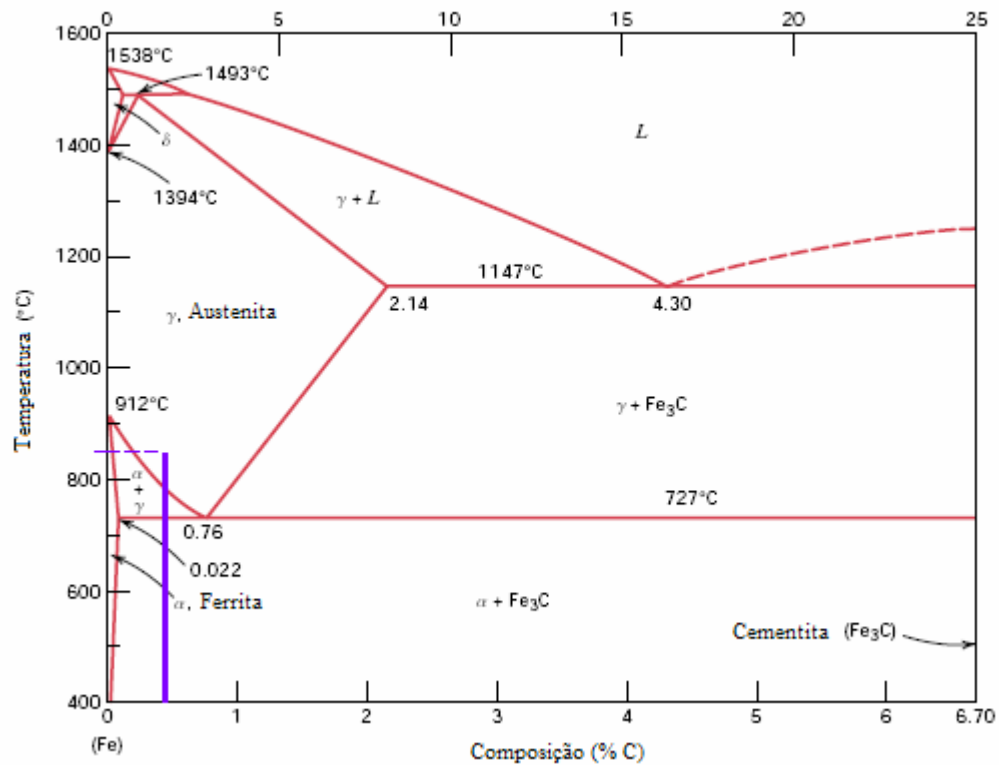


Figura 13 - Diagrama Fe-C representando o resfriamento do aço a partir da temperatura de austenitização à 850°C (CALLISTER, 2012).

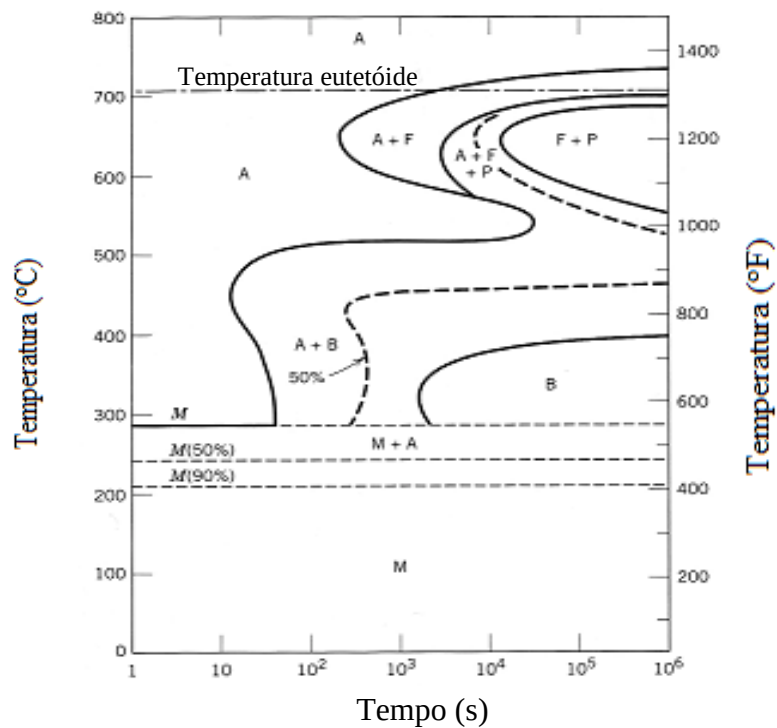


Figura 14 – Curva TTT para o aço AISI 4340 com 0,4% C, 1 % Mn, 0,8 % Cr e 1,85 % Ni (CALLISTER, 2007.)

O cálculo para a definição das temperaturas de transformação de fases Ac_1 (temperatura crítica inferior), Ac_3 (temperatura crítica superior) e M_s (temperatura de início da transformação martensítica) foi possível a partir das fórmulas empíricas de Andrews (ANDREWS, 1965), como:

$$Ac_1 (^{\circ}C) = 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 290 As + 6,38 W \dots\dots\dots (1)$$

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

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423 C - 30,4 Mn + 17,7 Ni - 12,1 Cr - 7,5 Mo \dots\dots\dots (3)$$

Assim, os valores encontrados foram: para a temperatura crítica inferior $Ac_1 = 706^{\circ} C$; para a temperatura mínima de austenitização $Ac_3 = 733^{\circ} C$; e para a temperatura de início da transformação da martensita $M_s = 203^{\circ} C$.

De acordo com Souza (2008), com o intuito de conseguir uma austenitização completa, o aço foi submetido à temperatura de $850^{\circ}C$, permanecendo neste patamar por 900 segundos, sendo este tempo considerado suficiente para permitir uma homogeneização da estrutura e total transformação das fases em austenita, conforme o sugerido pela literatura (TOMITA; OKABAYASHI, 1983), estando também esta temperatura em concordância com o valor obtido mediante o cálculo para a determinação da temperatura mínima estimada para a austenitização.

Na sequência, há uma descrição detalhada das rotas de tratamentos térmicos realizados e sua esquematização, apresentadas como segue:

Tratamento térmico 1: Austenitização completa seguida de recozimento ao forno (R): aquecimento a $850^{\circ}C$, mantido por 900 s, sendo que em seguida o forno foi desligado e o material (amostras) permaneceu em seu interior, até que o conjunto atingisse a temperatura ambiente, como ilustra a Figura 15.

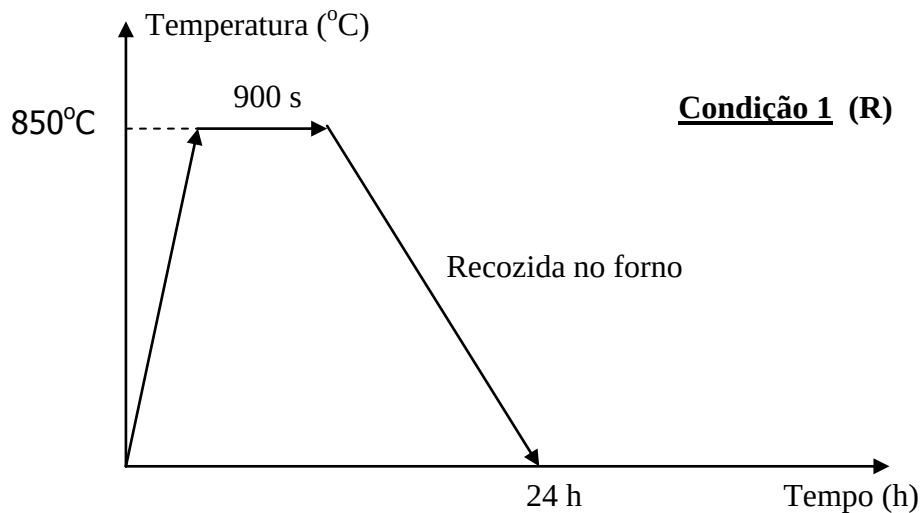


Figura 15 - Representação de uma rota com austenitização completa – Aquecimento a 850°C por 900 s, seguida do tratamento de recozimento ao forno.

Tratamento térmico 2: Austenitização completa seguida de têmpera em óleo e revenimento (T): - aquecimento a 850°C, mantido por 900 s, sendo em seguida, realizada uma têmpera em óleo. Posteriormente, os CDP's foram colocados em um forno a 210°C, onde permaneceram por duas horas, sendo em seguida resfriados ao ar, como mostrado na Figura 16.

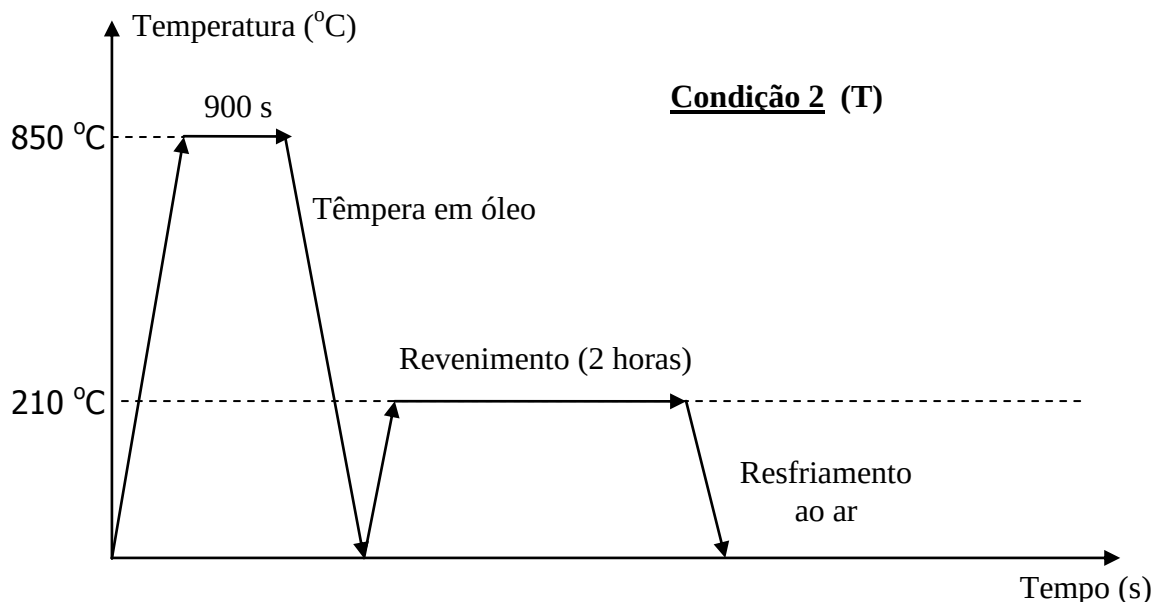


Figura 16 - Representação da rota com austenitização completa seguida de tratamento de têmpera em óleo e revenimento.

Tratamento térmico 3: Tratamento de austenitização completa seguida de tratamento isotérmico em banho de sal (B): para este tratamento foram adotados diferentes tempos de permanência (condições) na temperatura de transformação isotérmica para o banho de sal, como visualizado na Figura 17.

- **Condição B1:** aquecimento a 850°C, mantido por 900 s, transferido para um forno de banho de sal a 280°C, mantido por 1800 s, e resfriado em água;

- **Condição B2:** aquecimento a 850°C, mantido por 900 s, transferido para um forno de banho de sal a 280°C, mantido por 5400 s, e resfriado em água;

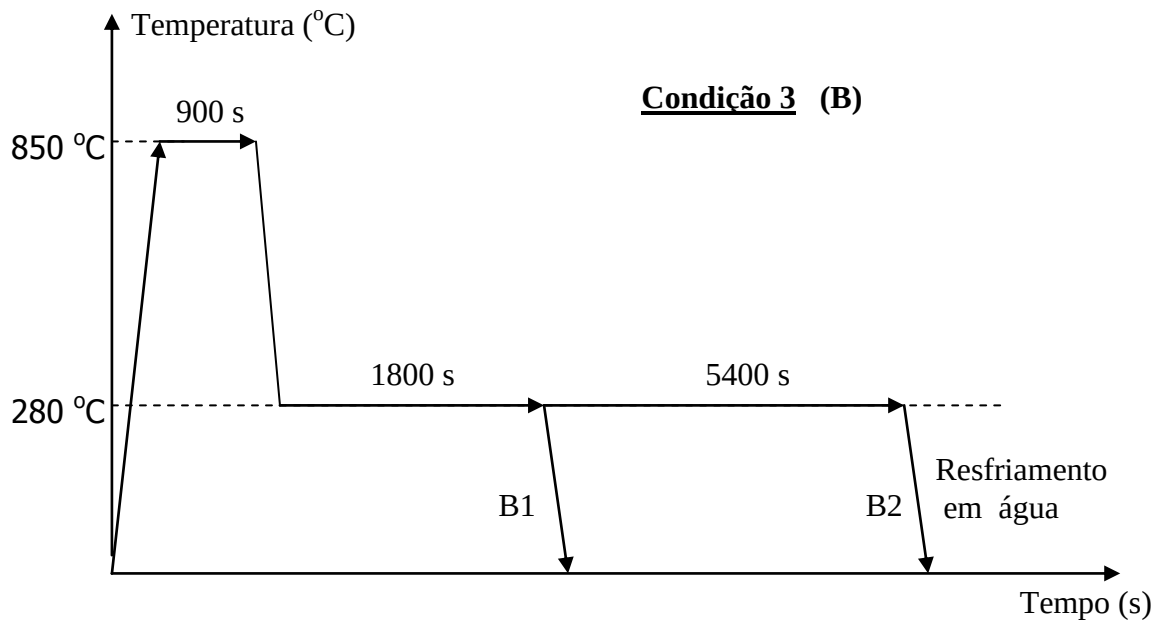


Figura 17 - Representação da rota com austenitização completa seguida do tratamento isotérmico em banho de sal a 280°C, por tempos de 1800 s e 5400 s.

Tratamento térmico 4 (Bifásico - Bif): Tratamento de austenitização completa na temperatura de 850°C, por 2400s, seguido de resfriamento lento no forno até atingir a temperatura de 720°C, correspondente à região intercrítica, onde permaneceu por 3600s, sendo na sequência submetido a uma têmpera em óleo, como visto na Figura 18.

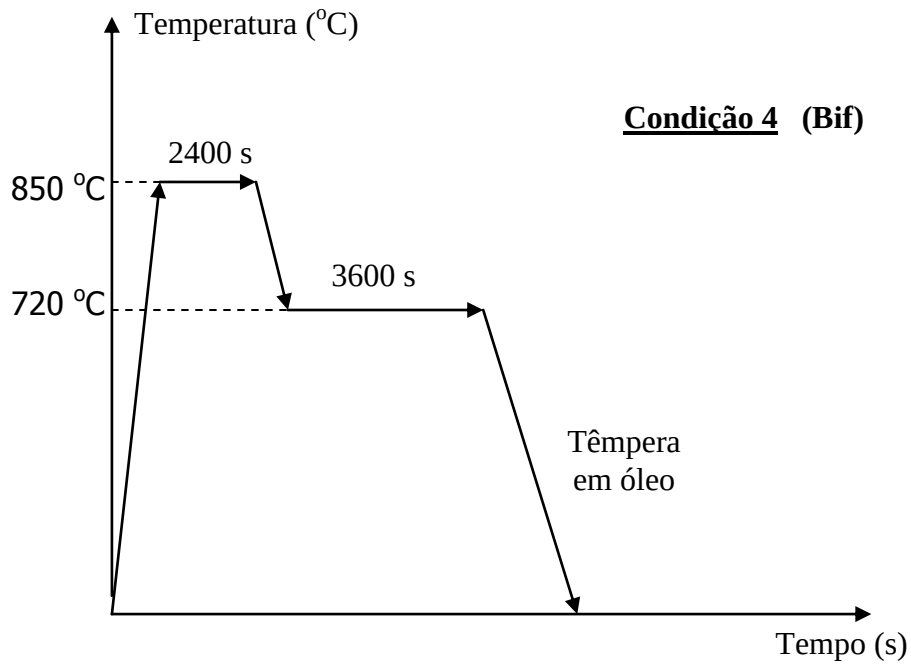


Figura 18 - Representação do tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400s, seguido de tratamento intercrítico em 720°C por 3600s, com subsequente tratamento de têmpera em óleo.

Tratamento térmico 5 (Bi3 – bainita): aquecimento do aço na temperatura de 850°C, correspondente à região de austenitização completa, por 2400s, sendo então o forno desligado para que o aço sofresse um resfriamento lento até atingir a temperatura de 720°C, que corresponde à região intercrítica, ocorrendo permanência nesta temperatura por 3600s. Na sequência, os CDP's foram transferidos para um forno em banho de sal na temperatura de 210°C, onde permaneceram por 5400 s, e por fim foram submetidos a um resfriamento em água, como visto na Figura 19.

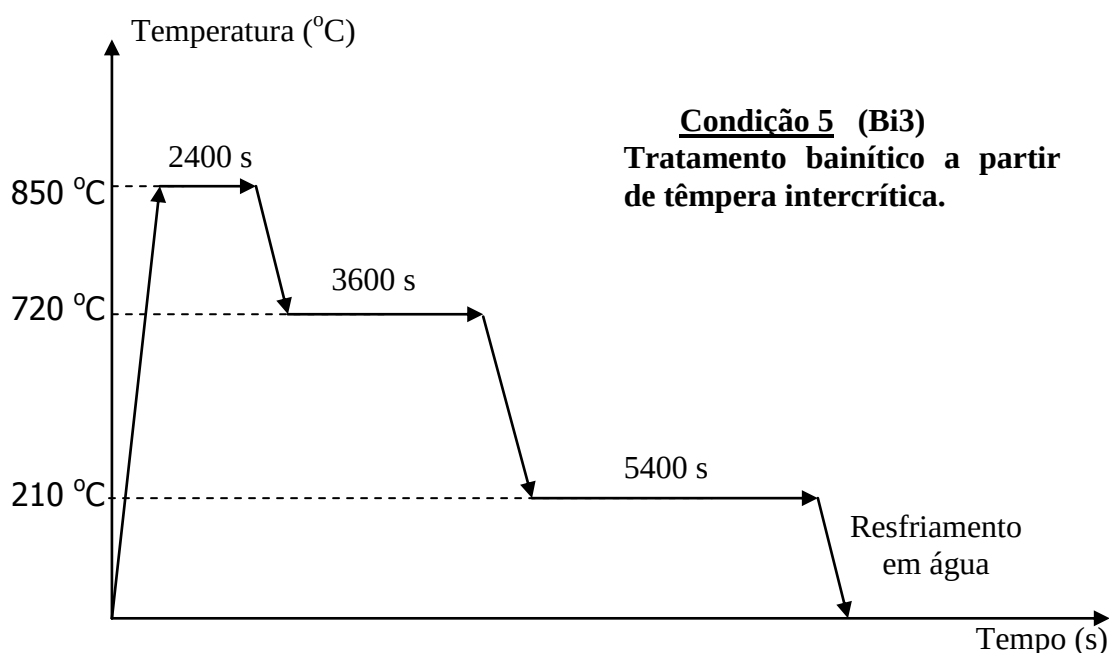


Figura 19 - Representação do tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400s, seguido de tratamento intercrítico em 720°C por 3600s, com subsequente tratamento isotérmico em banho de sal de 210°C, por 5400s.

Tratamento térmico 6 (Bi – 5d): Tratamento de austenitização completa seguido de tratamento intercrítico e de tratamento isotérmico na temperatura de transformação bainítica: aquecimento do aço na temperatura de 850°C, correspondente à região de austenitização completa, por 2400s, sendo então o forno desligado para que o aço sofresse um resfriamento lento até atingir a temperatura de 720°C, que corresponde à região intercrítica, ocorrendo permanência nesta temperatura por 3600s. Na sequência, os CDP's foram transferidos para outro forno que se encontrava à temperatura de 210°C, onde foram mantidos por cinco dias, como representado na Figura 20.

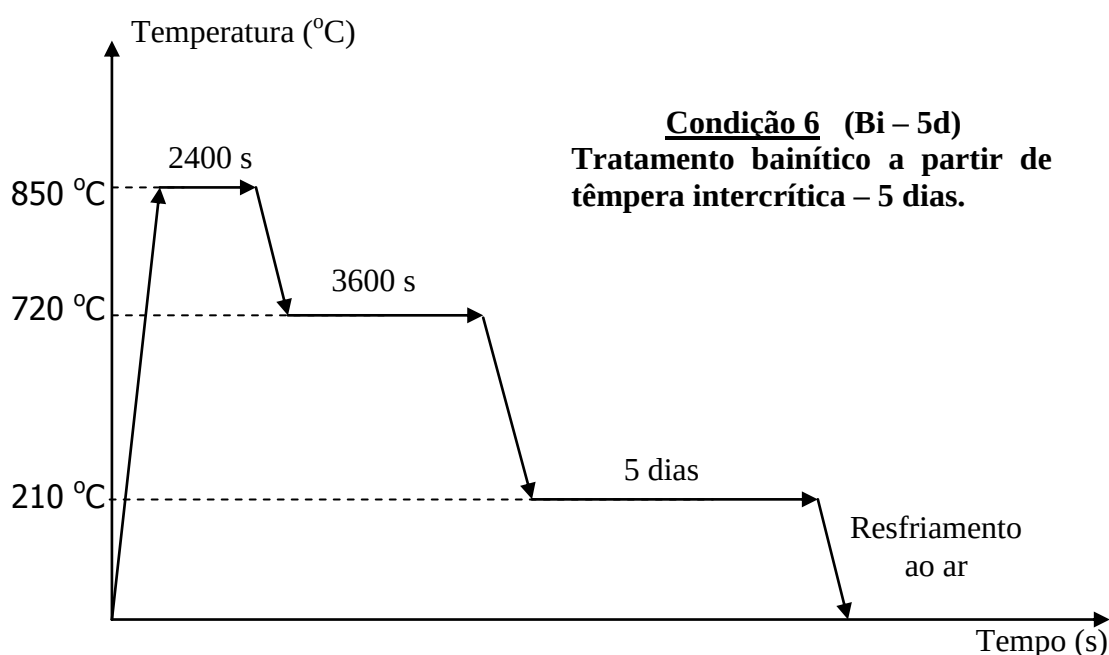


Figura 20 - Representação do tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400s, seguido de tratamento intercrítico em 720°C por 3600s, com subsequente tratamento isotérmico em 210°C, por cinco dias, e posterior resfriamento ao ar.

3.4 Caracterização microestrutural

A determinação quantitativa da fração volumétrica das fases existentes é essencial para a avaliação das propriedades em aços.

E dentre os diversos métodos experimentais relatados na literatura, no presente trabalho, foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica associada à análise de imagens e microscopia eletrônica de varredura (MEV) (ZHAO et al., 2001).

3.4.1 Preparação metalográfica das amostras

Para cada uma das rotas de tratamentos térmicos realizadas, foram cortadas amostras das extremidades dos corpos-de-prova (CDP's) do aço AISI 4350.

Estas amostras foram preparadas no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP, para a realização da análise por microscopia óptica, adotando-se todas as etapas do padrão de procedimentos metalográficos, que consiste de:

- Seccionamento: as amostras foram cortadas usando-se uma seccionadora convencional modelo AROTEC, utilizando-se de um disco de corte abrasivo para materiais extraduros.
- Embutimento: as amostras foram embutidas à quente no equipamento TEMPOPRESS – STRUERS, com uso de resina de baquelite;
- Lixamento: foram sequencialmente utilizadas lixas com granulometrias de 220, 320, 400, 600, 1200, 1500 e 2000 mesh.
- Polimento: as amostras foram polidas com uso de uma POLITRIZ AP10 PANAMBRA, em rotação de 300 rpm e 600 rpm, com pano para polimento OP-NAP, fabricação STRUERS A/S e a mistura de água destilada e suspensão de sílica coloidal para materiais ferrosos, OP-U Suspension, fabricação STRUERS, de 0,05 μm . Nesta etapa, a limpeza das amostras foi feita com água destilada e secagem com jato de ar frio.

3.4.2 Ataques químicos

Como o aço multifásico AISI 4350 possui uma microestrutura complexa, para possibilitar a melhor distinção e percepção das diferentes fases envolvidas, e permitir uma melhor caracterização microestrutural deste aço, foi aplicada a técnica de tríplice ataque, na qual se faz uso dos reagentes nital 2%, onde as microestruturas ferrita e austenita retida, fases claras, se destacam das demais fases, bainita e martensita, que aparecem escuras; solução aquosa de metabissulfito de sódio 10%, em que a austenita retida é a fase clara contrastando com as demais fases escuras; e reagente LePera, que é uma mistura de duas soluções, em partes iguais, sendo uma solução aquosa de metabissulfito de sódio 1% com uma solução de ácido pícrico 4% diluído em etanol. O uso do reagente LePera visa realçar a fase clara que corresponde ao constituinte M.A. (martensita e austenita retida) das outras fases que permanecem escuras (ANAZAWA et al., 2006; HASHIMOTO et al., 2006; LEPERA, 1979).

No entanto, o reativo **LePera** pode ser utilizado com alteração na proporção entre as suas soluções componentes, o que confere um certo grau de liberdade para o seu uso, se adequando com as necessidades específicas de cada aço, assim recebendo a denominação de **LePera Modificado**, é composto pelas mesmas soluções do reagente LePera, mas ao invés de partes iguais, por exemplo, pode ser utilizada a proporção de 1:2, ou seja, uma parte da solução I: 1% de metabissulfito de sódio diluído em água e duas partes da solução II: 4 % de ácido pícrico diluído em álcool etílico.

Visto que cada amostra foi submetida a um tratamento térmico específico, para cada reagente químico utilizado, faz-se necessário definir um tempo médio adequado, o qual visa permitir a obtenção do melhor resultado, revelando a estrutura mais próxima das condições desejadas. Assim, os ataques foram realizados com diferentes tempos de exposição, na tentativa de se estabelecer este tempo médio adequado para cada amostra.

Desta forma, tem-se:

- Nital 2% (2mL HNO_3 e 98 mL de álcool etílico PA): após sua aplicação por esfregamento com um chumaço de algodão, este reagente permaneceu sobre a superfície da amostra por um tempo de exposição médio em torno de dez segundos, sendo sua ação interrompida com uso de água corrente e secagem com jato de ar frio.

- Metabissulfito de Sódio 10% (10% de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ diluído em água destilada): o ataque químico foi realizado por imersão, agitando levemente a amostra na solução, durante um tempo médio

de exposição de quinze segundos, sendo sua ação interrompida com uso de água corrente e secagem com jato de ar frio.

- LePera (solução composta em partes iguais por: solução aquosa de metabissulfito de sódio 1% com solução de ácido pícrico 4% diluído em etanol): sua aplicação foi realizada por imersão da amostra na solução composta, durante um tempo de exposição médio em torno de vinte segundos, sendo interrompido com água corrente e secagem com jato de ar frio.

3.4.3 Quantificação das fases presentes por microscopia óptica

Após a execução de cada um dos ataques químicos mencionados, em associação foi realizado o cálculo da fração volumétrica das diversas fases presentes.

Com a finalidade de quantificar, ou seja, determinar a fração volumétrica das diversas fases presentes como ferrita, austenita retida, bainita e martensita, foram obtidas micrografias das respectivas amostras, no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (FEG/UNESP) com a utilização do microscópio óptico, marca Nikon, modelo NIKON EPIPHOT 200, de uma câmera AxioCam5, conectados a um computador, e usando-se o programa AxioVision Rel.4.8., foi possível capturar as imagens, em campo claro.

Como prescreve a norma ASTM E-1382, foram capturados vinte campos (imagens) para cada amostra.

A análise destas imagens foi realizada pelo programa *Image J (Image Processing and Analysis in Java)*, disponível para uso livre na Internet, no endereço: (<http://rsb.info.nih.gov/ij>).

Cada tipo de ataque químico utilizado permitiu destacar determinadas fases presentes na estrutura dos aços estudados. Pela técnica de tríplice ataque e com o programa *Image J* citado consegue-se construir um sistema de três equações e a sua resolução possibilita determinar as frações volumétricas das várias fases presentes. No ataque com nital destaca-se, com coloração branca, as fases austenita retida e ferrita. No ataque com solução de metabissulfito de sódio, apenas a fase austenita aparece com a cor branca. Com o ataque LePera teremos as fases martensita e austenita com a coloração branca. Uma composição destes três ataques e o uso do programa de imagens permite a determinação da fração volumétrica das fases.

3.4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV

A análise por microscopia eletrônica de varredura – MEV, foi realizada no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, utilizando-se o equipamento da marca Zeiss, modelo EVO LS 15, operando em alto vácuo, no modo detector de elétrons secundários.

As amostras para análise por MEV foram preparadas conforme prescrevem os procedimentos metalográficos necessários para a realização da análise por microscopia óptica. Precedendo a análise por MEV, as amostras foram submetidas a um ataque químico com reagente nital 2%, sendo o tempo de exposição, de aproximadamente dez segundos, suficiente para revelar a estrutura formada.

Foi realizado o ataque químico somente com nital 2%, porque fazendo-se uso deste reagente já é possível a visualização dos aspectos característicos das diferentes microestruturas formadas. O ataque químico com nital produz um relevo na superfície, corroendo em diferentes intensidades as diversas fases presentes. Devido à formação deste relevo, torna-se viável a utilização da técnica de microscopia eletrônica no modo de elétrons secundários.

3.5 Caracterização mecânica

3.5.1 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP, e o equipamento utilizado foi uma Máquina de Ensaio Universal modelo INSTRON 8801, servo-hidráulica, com célula de carga de 100 kN, conforme mostra a Figura 21.



Figura 21 - Fotografia da Máquina de Ensaio Universal INSTRON 8801, utilizada no ensaio de tração (DMT FEG / UNESP).

3.5.2 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, com uso da Máquina de Ensaio Universal, marca Wolpert.

Foram realizados ensaios de dureza Rockwell C, com aplicação de uma carga de 150 kgf com uma pré-carga de 10 kgf por cinco segundos, pois esta escala é a mais adequada para materiais duros, como no caso do aço AISI 4350 que é um aço de ultra-alta-resistência.

Disto resultaram diversos valores de dureza, que estão correlacionados às estruturas obtidas após a aplicação das rotas de tratamentos térmicos selecionados, podendo-se encontrar desde valores correspondentes a 33 HRC, para o material que foi submetido ao tratamento de recozimento ao forno, até 57 HRC, para o material que após austenitização completa foi submetido a uma têmpera em óleo, estando estes valores disponibilizados na Tabela 5, que se encontra mais adiante no texto.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Composição química do material

O resultado da análise da composição química, realizada no laboratório da Divisão de Materiais, AMR/IAE/DCTA, do aço aeronáutico ultra-resistente AISI 4350, de médio carbono baixa liga, produzido e fornecido pela GERDAU (antiga Villares Metals S.A.), é apresentado na Tabela 3, onde sua composição química é representada pelas porcentagens dos elementos de liga (% em peso).

Tabela 3 – Composição química para o aço AISI 4350.

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	P	S
0,501	0,70	0,20	0,80	0,24	1,71	0,008	0,012

Assim, sendo possível verificar que os principais elementos de liga especificamente para este aço são, além do carbono, níquel, cromo, manganês, molibdênio.

4.2 Caracterização Microestrutural

4.2.1 Análise qualitativa - processo básico de transformação de fases

Para se ter uma referência da estrutura do aço antes de receber os tratamentos térmicos realizados, foi feita uma análise por MEV da microestrutura inicialmente presente no material como fornecido, sendo possível verificar que este apresenta uma estrutura composta pelas fases ferrita (F) com predomínio de perlita (P), em que as regiões mais escuras correspondem à fase ferrita e as regiões compostas por uma estrutura em forma de lamelas corresponde à microestrutura perlítica, como pode ser observado pela imagem obtida por MEV e apresentada na Figura 22.

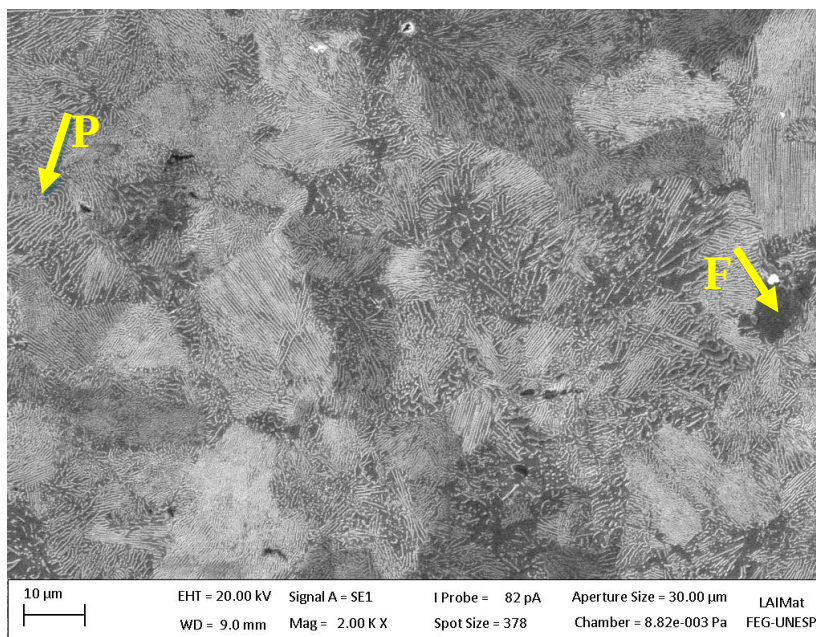


Figura 22 - Imagem por MEV para amostra na condição fornecida. Ataque químico: nital 2%.
P – Perlita; F – Ferrita.

Nos tratamentos térmicos propostos, os CDP's do aço AISI 4350 foram aquecidos até uma temperatura acima do valor para A_{c3} , atingindo a temperatura selecionada de 850°C na região de completa austenitização, e permaneceram neste patamar isotérmico um tempo suficiente para que houvesse uma completa austenitização e homogeneização da estrutura.

No tratamento térmico de recozimento (condição 1 – R), os corpos-de-prova, após 900s a 850°C , foram resfriados lentamente ao forno com a finalidade de obter uma estrutura ferrítica-perlítica, resfriada em equilíbrio termodinâmico.

No tratamento térmico de têmpera e revenimento (condição 2 - T), os corpos-de-prova foram resfriados rapidamente a partir de 850°C para obter a estrutura martensítica e esta foi revenida a 210°C para aliviar as tensões internas.

No tratamento térmico da condição 3, resfriamento isotérmico a 280°C a partir da estrutura austenitizada a 850°C , foram utilizados dois tempos de manutenção na isoterma de 280°C : a-) 1800s e b-) 5400s, para avaliar se a reação bainítica já teria se completado no tempo mais curto.

Nos tratamentos térmicos das condições 4, 5 e 6, os CDP's do aço AISI 4350, após a austenitização total na temperatura de 850°C , tiveram o forno desligado, ocorrendo um resfriamento lento do conjunto (forno + CDP's aço) até atingir a temperatura de 720°C , ainda acima da temperatura A_{c1} , mas abaixo de A_{c3} , temperatura esta correspondente à região

intercrítica onde as microestruturas ferrita e austenita coexistem, e houve a permanência nesta temperatura durante 3600 s.

Após a permanência na temperatura de 720°C por 3600s, ocorreram três tipos de tratamentos:

No tratamento térmico da condição 4, os CDP's foram resfriados em óleo, provocando a formação de martensita a partir da austenita remanescente.

No tratamento térmico da condição 5, houve a transferência dos CDP's para outro forno, de banho de sal, mantido a 210°C por 5400s, para a formação de bainita inferior a partir da austenita remanescente a 720°C.

No tratamento térmico da condição 6, de forma semelhante à condição 5, os CDP's foram transferidos para um forno mufla a 210°C, onde permaneceram por cinco dias. Este procedimento visou averiguar possíveis alterações da bainita a longo prazo.

Para revelar a constituição destas complexas estruturas formadas, e garantir que a execução da caracterização microestrutural fosse bem sucedida, foi aplicada a técnica de tríplice ataque, a qual, utilizada em conjunto com a análise de imagens por microscopia óptica, é considerada uma ferramenta valiosa para a quantificação das fases presentes (HASHIMOTO et al., 2006). Este tríplice ataque foi realizado com uso dos seguintes reagentes: nital 2%; solução aquosa de metabissulfito de sódio 10%; e reagente LePera, composto por duas soluções em partes iguais, sendo: solução I (solução aquosa de metabissulfito de sódio 1%) e solução II (4% de ácido pícrico diluído em etanol).

4.2.1.1 Microestruturas reveladas com nital 2%

Como visto, o reagente nital 2% foi utilizado para distinguir as fases ferrita e austenita retida, que aparecem claras, das demais fases escuras, como perlita, bainita e martensita.

Na Figura 23, é apresentada uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura de uma amostra na condição 1 de tratamento térmico, onde os CDP's foram recozidos no forno, ou seja, foram submetidos à austenitização completa na temperatura de 850°C, por 900 s, quando então o forno foi desligado, e os CDP's permaneceram dentro do forno para serem resfriados até atingir a temperatura ambiente, de onde foram retirados após 24 h.

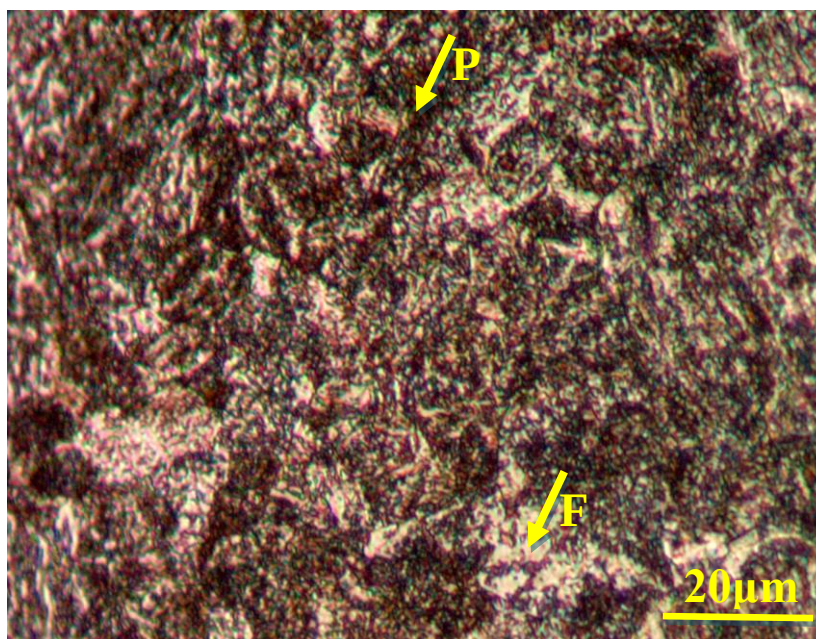


Figura 23 – Ataque químico: nital 2%. Condição 1 (850°C/ recozida no forno). F – Ferrita; P – Perlita.

Nesta Figura 23, a ferrita aparece como fase clara juntamente com austenita retida, e a perlita aparece em tonalidade escura. Para esta condição 1, o aço permaneceu no forno, sendo o conjunto submetido a um resfriamento lento, o que permitiu que as transformações ocorressem por difusão. Durante este processo de resfriamento, ao ultrapassar a temperatura A_{c3} , já estando na região intercrítica, inicia-se a transformação de parte da austenita em ferrita, o que provoca o enriquecimento de carbono no restante da austenita. Prosseguindo neste processo, ao atravessar a linha A_{c1} , se inicia a formação da perlita, e o processo prossegue até a completa transformação da austenita remanescente em perlita na estrutura, e portanto, estabelecendo o predomínio destas duas fases em relação às demais, como confirmada por uma posterior análise quantitativa das frações volumétricas das fases presentes e também através de imagens obtidas por MEV.

Na Figura 24, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da amostra da condição 1 de tratamento térmico, ou seja, recozida no forno, onde as regiões mais escuras correspondem à ferrita e a região composta por uma estrutura em forma de lamelas corresponde à perlita.

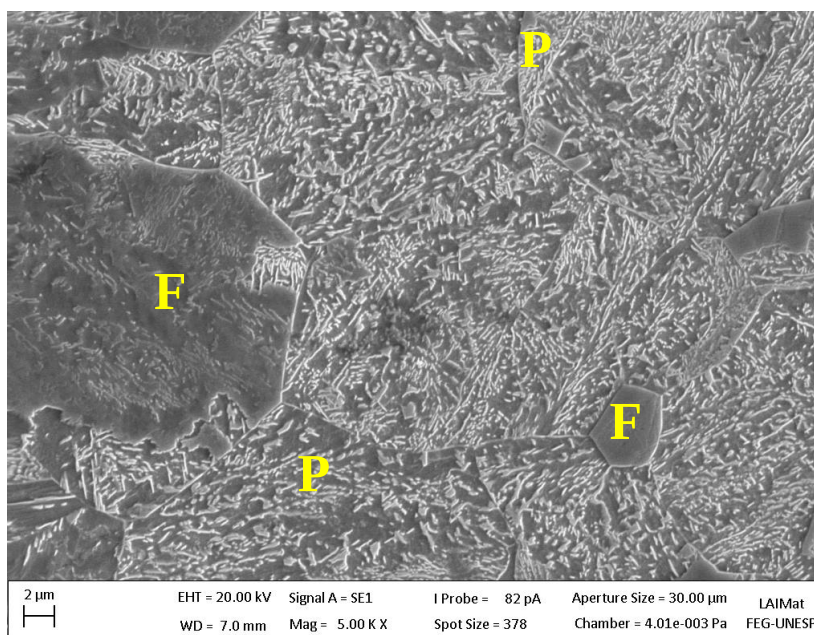


Figura 24 - Imagem por MEV para amostra na condição 1 (850°C/ recozida no forno). Ataque químico: nital 2%. F – Ferrita; P – Perlita.

Observando-se a Figura 24 obtida por MEV, percebe-se mais claramente, ou seja, confirma-se que, após o tratamento de recozimento ao forno, há o predomínio das fases ferrita (F), que aparece em tonalidade escura e, principalmente, perlita (P) que aparece com intensa formação de lamelas.

A Figura 25, apresenta uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura de uma amostra na condição 2 de tratamento térmico, onde os CDP's foram submetidos à austenitização completa na temperatura de 850°C, por 900 s, e sequencialmente foram submetidos a uma têmpera em óleo, com posterior revenimento na temperatura de 210°C por 2 horas.

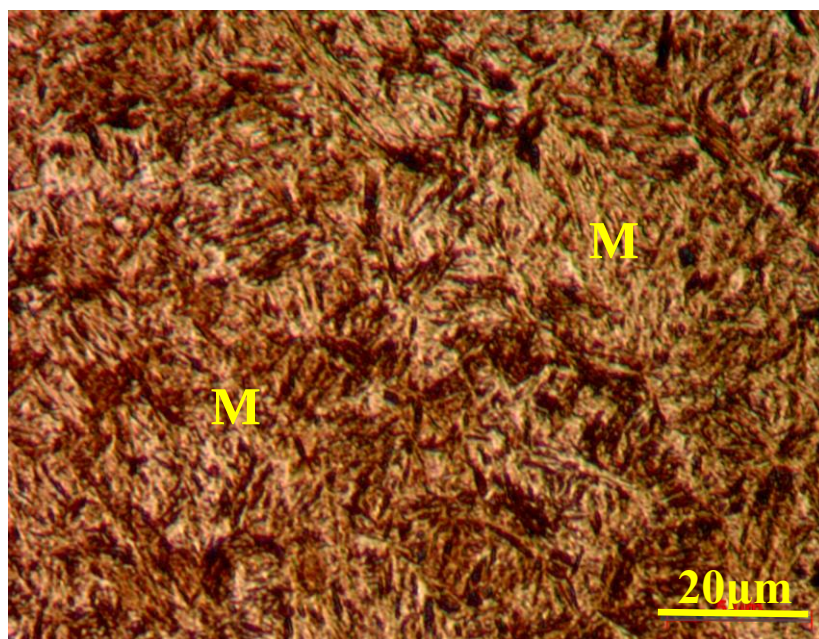


Figura 25 – Ataque químico: nital 2%. Condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210°C por 2 horas). M – Martensita.

Nesta imagem da Figura 25, fica evidenciado o predomínio de uma estrutura completamente martensítica, em tom de marrom, como esperado após o tratamento de têmpera, mas que apresenta como desvantagem o fato de ser uma estrutura muito frágil. Assim sendo, para aliviar as tensões geradas durante o desenvolvimento desta martensita, foi realizado o tratamento de revenimento na temperatura de 210°C, por duas horas.

Na Figura 26, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), para esta amostra da condição 2, ou seja, após a têmpera em óleo, onde percebe-se com mais detalhes, que há o predomínio de uma microestrutura com aspecto em forma de ripas, sendo totalmente diferente do material como fornecido ou como aquele que sofreu um recozimento ao forno, sendo, pois este aspecto característico da microestrutura martensítica, como esperado.

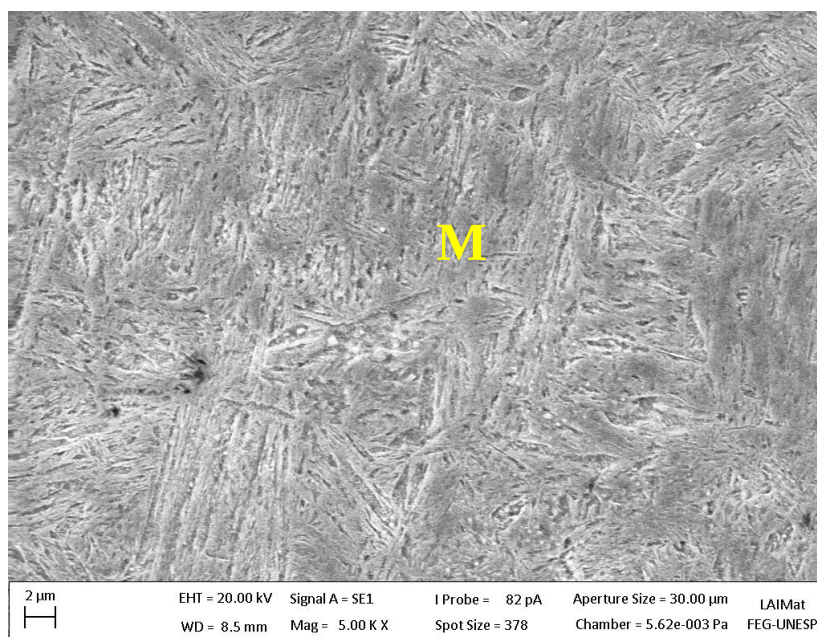


Figura 26 - Imagem por MEV para amostra na condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210°C por 2 horas). Ataque químico: nital 2%. M – Martensita.

Nas Figuras 27 e 28 estão representadas as imagens por microscopia óptica das amostras na condição 3 de tratamento térmico, onde os CDP's foram submetidos à austenitização completa na temperatura de 850°C, por 900 s, sendo, em seguida, transferidos para outro forno com subsequente tratamento isotérmico, em banho de sal, na temperatura de 280°C, que corresponde à faixa de transformação bainítica, permanecendo nesta por intervalos de tempo de 1800s (B1) e 5400s (B2), respectivamente.

A Figura 27, mostra uma imagem da amostra após ataque químico com reagente nital 2%, para o tempo de permanência de 1800s na temperatura de transformação bainítica de 280°C.

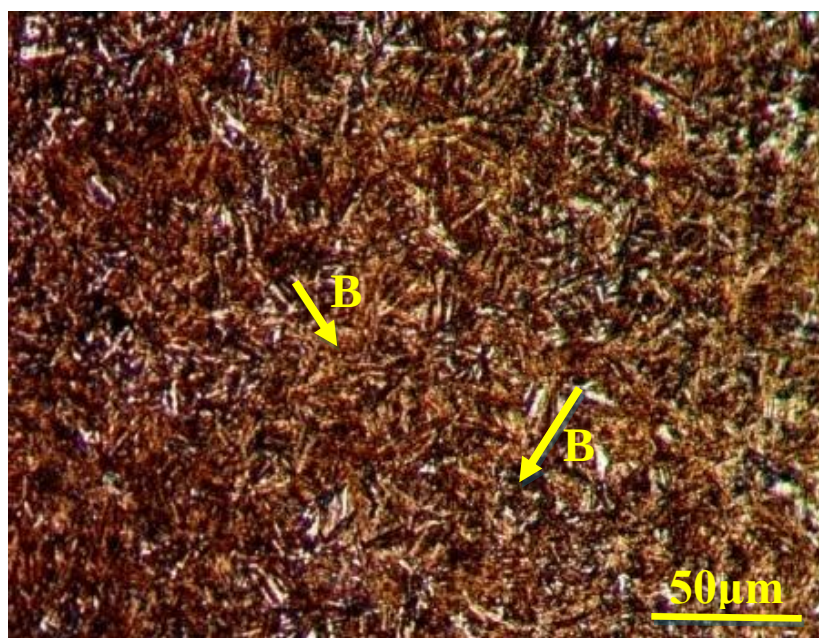


Figura 27 – Ataque químico: nital 2%. Condição B1 (850°C/ 280°C - 1800s). B – Bainita.

Na Figura 27, após um tempo de permanência de 1800s na temperatura de transformação bainítica de 280°C, é possível perceber uma estrutura composta por finas ripas isoladas e regiões com tonalidade marrom intenso que caracterizam a microestrutura bainítica, que deve estar presente em maior quantidade com possibilidade da formação de martensita em menor proporção. As regiões brancas correspondem à austenita retida. Possivelmente este tempo de 1800s na temperatura de transformação bainítica de 280°C foi suficiente para permitir que a austenita se transformasse em bainita, diminuindo assim a possibilidade desta quantidade de austenita se transformar em martensita durante o resfriamento final em água.

A Figura 28, mostra uma imagem da amostra após ataque químico com reagente nital 2%, para o tempo de permanência de 5400s na temperatura de transformação bainítica de 280°C.

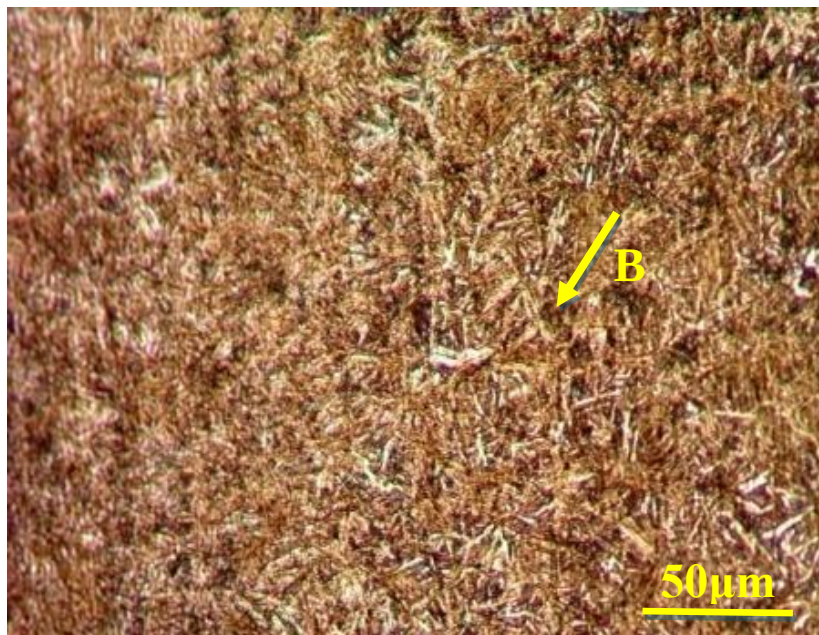


Figura 28 – Ataque químico: nital 2%. Condição B2 (850°C/ 280°C - 5400s). B – Bainita.

Na Figura 28, após um tempo de permanência de 5400s na temperatura de transformação bainítica de 280°C, é possível perceber, assim como na Figura 27, também uma estrutura composta de forma semelhante. As regiões brancas correspondem a austenita retida. Como estas duas estruturas apresentam aspectos semelhantes, possivelmente o tempo de permanência de 1800s na temperatura de transformação bainítica de 280°C, foi suficiente para permitir que a austenita completasse a sua transformação em bainita.

Nas Figuras 29 e 30, é possível visualizar as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), das amostras da condição 3 de tratamento térmico, que permaneceram em banho de sal por 1800s (B1) e por 5400s (B2), respectivamente.

Na Figura 29, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), para esta amostra da condição B1, ou seja, após o tempo de permanência de 1800s na temperatura de 280°C, onde percebe-se que há o predomínio de uma microestrutura bainítica.

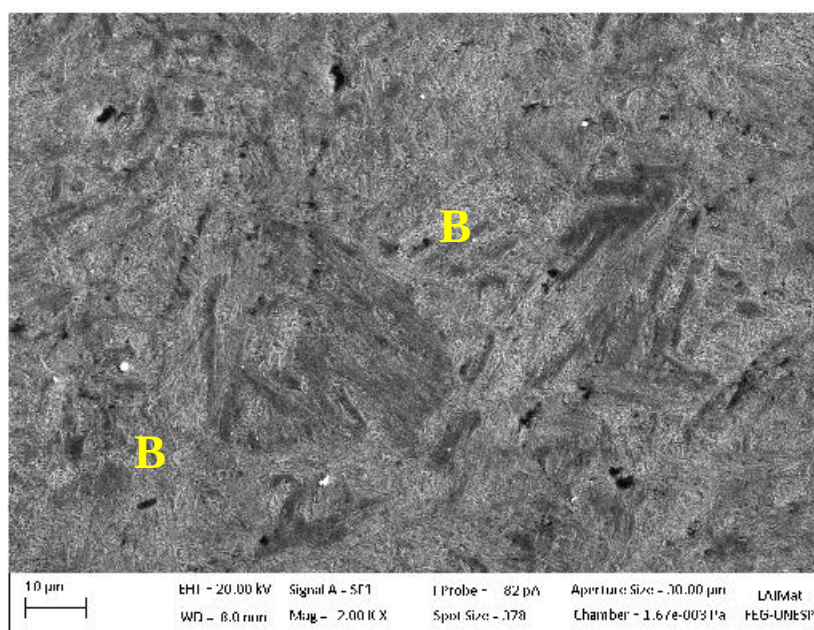


Figura 29 – Imagem por MEV para amostra na condição B1 (850°C/ 280°C - 1800 s). Ataque químico: nital 2%. B – Bainita.

Na Figura 30, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) para esta amostra da condição B2, ou seja, após o tempo de permanência de 5400s na temperatura de 280°C, sendo possível observar com mais detalhes uma estrutura muito parecida com a da condição B1, com o predomínio de uma microestrutura bainítica, então permitindo inferir que o intervalo de tempo de 1800s foi suficiente para que esta transformação se completasse.

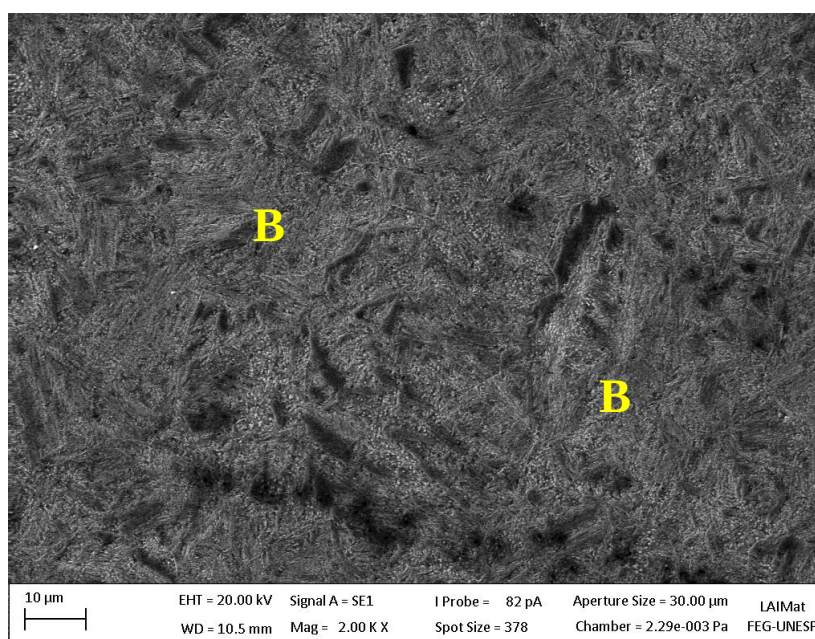


Figura 30 – Imagem por MEV para amostra na condição B2 (850°C/ 280°C - 5400 s). Ataque químico: nital 2%. B – Bainita.

Na Figura 31, é apresentada uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura de uma amostra na condição 4 (Bif) de tratamento térmico, onde os CDP's foram submetidos a um tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400 s, seguido de um resfriamento lento no forno até atingir a temperatura de 720°C, que corresponde à região intercrítica, permanecendo nesta temperatura por 3600 s, sendo em seguida submetidos a uma têmpera em óleo.

No patamar de aquecimento de 720°C, ferrita e austenita coexistem, e a quantidade de ferrita presente é estável, permanecendo, portanto, inalterada mesmo após um rápido resfriamento subsequente, como decorre durante o processo de têmpera, mas a austenita, por sua vez, se transforma por cisalhamento em martensita, dando origem a uma estrutura com pelo menos duas fases predominantes: martensita e ferrita.

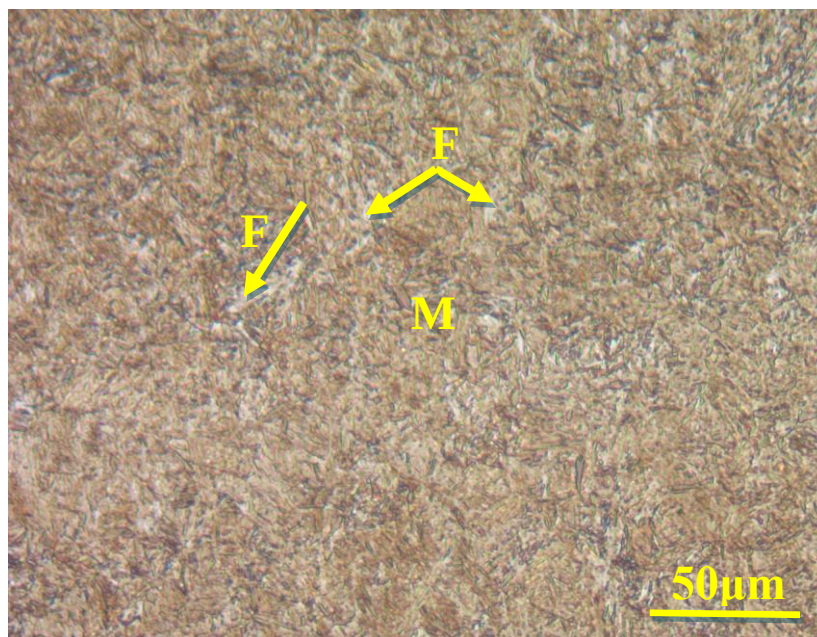


Figura 31 – Ataque químico: nital 2%. Condição 4 (850°C/720°C/ têmpera em óleo). F – Ferrita; M – Martensita.

Assim, como mostra a Figura 31, o ataque químico com reagente nital destaca a ferrita (F) e a austenita retida que aparecem como áreas claras, nesta imagem obtida por microscopia óptica. Já a microestrutura predominantemente presente é a martensita (M) que, por sua vez, aparece com tonalidade marrom, visto que o tratamento térmico de têmpera realizado, após os CDP's permanecerem na região intercrítica, destina-se a produzir uma estrutura bifásica composta por martensita e ferrita.

Na Figura 32, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da amostra da condição 4 (Bif) de tratamento térmico, onde verifica-se uma estrutura bifásica composta por ferrita (F) que aparece como regiões mais escuras distribuídas no meio das ripas de martensita (M) em tonalidade mais clara.

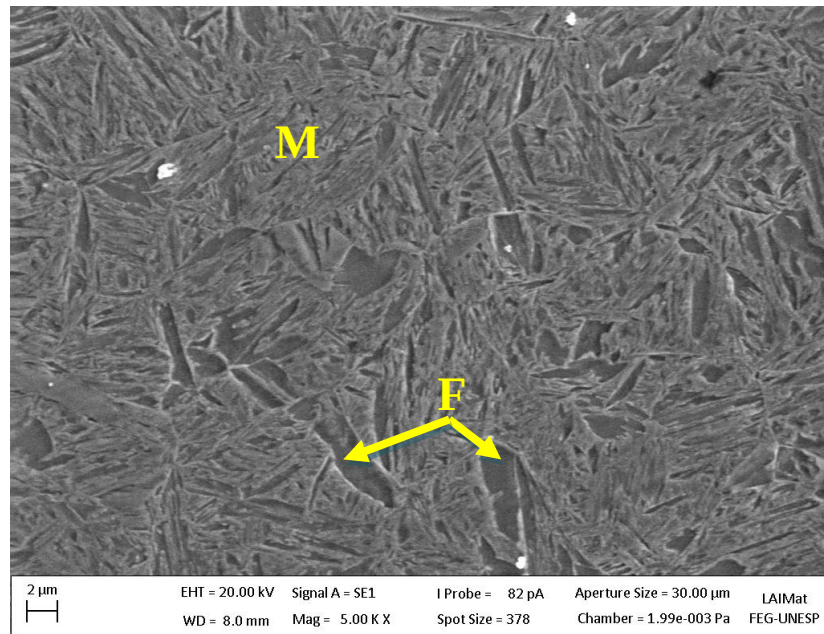


Figura 32 – Imagem por MEV para amostra na condição 4 (850°C/ 720°C/ têmpera em óleo). Ataque químico: nital 2%. F – Ferrita; M – Martensita.

Na Figura 33, é apresentada uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura de uma amostra na condição 5 (Bi3) de tratamento térmico, onde os CDP's foram submetidos a um tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400 s, seguido de um resfriamento lento no forno até atingir a temperatura de 720°C, que corresponde à região intercrítica, permanecendo nesta temperatura por 3600 s, sendo em seguida transferidos para outro forno em banho de sal na temperatura de 210°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, permanecendo nesta por intervalo de tempo de 5400s, respectivamente.

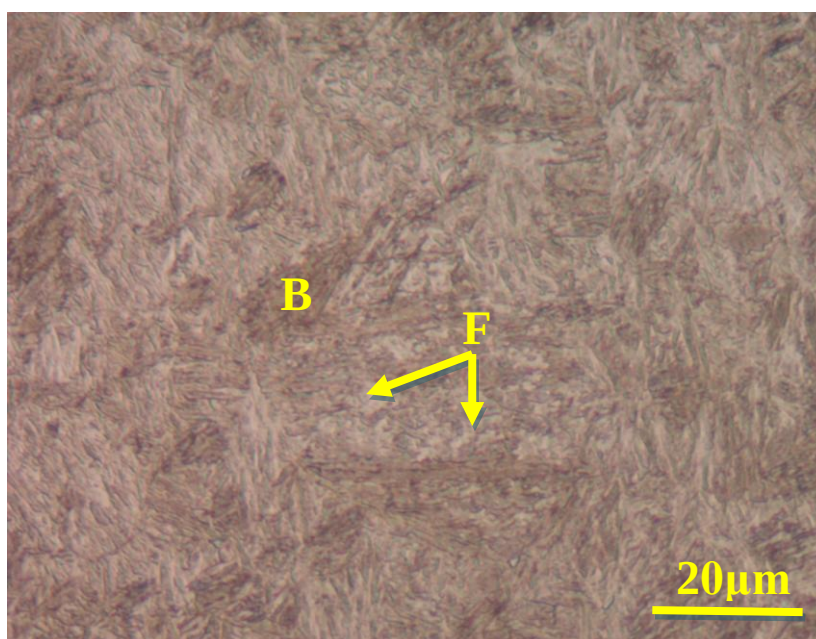


Figura 33 – Ataque químico: nital 2%. Condição 5 (850°C/720°C/210°C – 5400s). B – Bainita; F – Ferrita.

No patamar de aquecimento de 720°C, ferrita e austenita coexistem, e a quantidade de ferrita presente é estável, permanecendo, portanto, inalterada mesmo após um rápido resfriamento subsequente como já mencionado, mas a austenita, na temperatura de 210°C se transforma em bainita.

Na Figura 34, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da amostra da condição 5 de tratamento térmico.

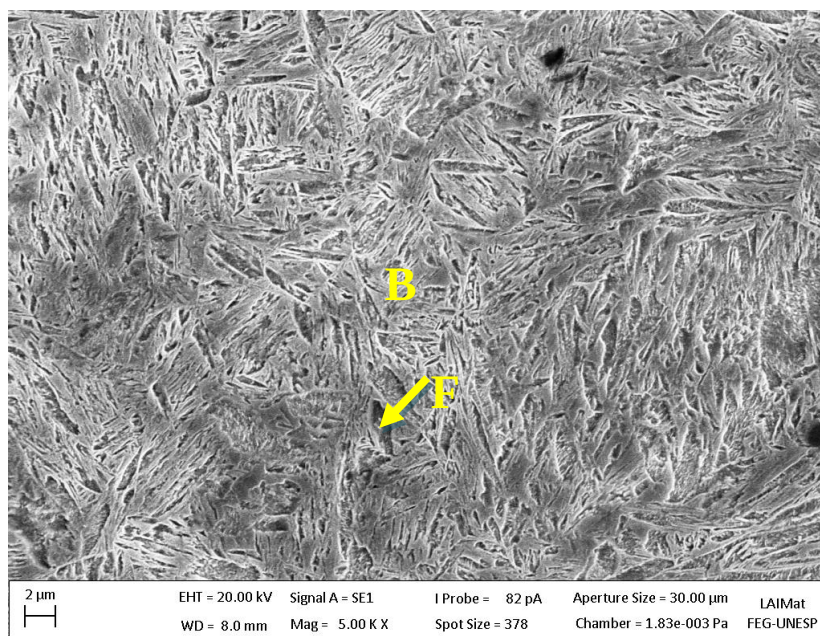


Figura 34 – Imagem por MEV para amostra na condição 5 (850°C/ 720°C/ 210°C – 5400s). Ataque químico: nital 2%. B – Bainita; F – Ferrita.

Nesta Figura 34, observa-se a existência de pequenas regiões escuras que correspondem à microestrutura da ferrita, distribuída numa matrix de estrutura bainítica que aparece com morfologia em forma de agulhas e plaquetas.

A Figura 35, apresenta uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura da amostra na condição 6 (Bi – 5d) de tratamento térmico, onde os CDP's foram submetidos a um tratamento de austenitização completa em 850°C por 2400 s, seguido de um resfriamento lento no forno até atingir a temperatura de 720°C, que corresponde à região intercrítica, permanecendo nesta temperatura por 3600s. Na sequência, os CDP's foram transferidos para outro forno que se encontrava à temperatura de 210°C, onde permaneceram por cinco dias.

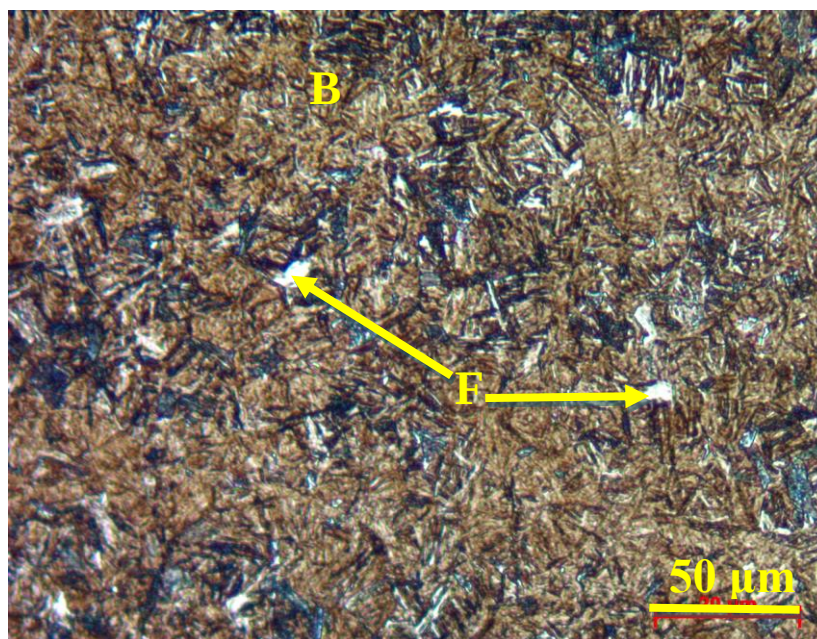


Figura 35 – Ataque químico: nital 2%. Condição 6 (850°C/720°C/ 210°C - 5 dias). B – Bainita; F – Ferrita.

O tempo de permanência prolongado a 210°C parece ter permitido à estrutura uma movimentação atômica dos átomos intersticiais de carbono, reduzindo as tensões internas e provocando a precipitação de carbonetos.

Assim como em todos os outros tratamentos precedentes, após o tratamento de austenitização completa em 850°C, com o resfriamento lento e manutenção no patamar de 720°C, este tratamento também teve como principal objetivo, atingir uma estrutura composta por ferrita e austenita, para logo depois, através de um rápido resfriamento até a temperatura de 210°C, faixa de transformação bainítica, proporcionar, com o tempo de permanência de cinco dias nesta temperatura, a transformação da austenita em uma estrutura predominantemente bainítica-ferrítica. Na Figura 35, observa-se a existência de regiões brancas que correspondem à austenita retida como fase residual e à ferrita poligonal, em uma

estrutura onde percebe-se o predomínio de uma microestrutura marrom-escura que corresponde ao microconstituente bainítico.

Na Figura 36, é possível visualizar uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da amostra da condição 6 (Bi – 5d) de tratamento térmico.

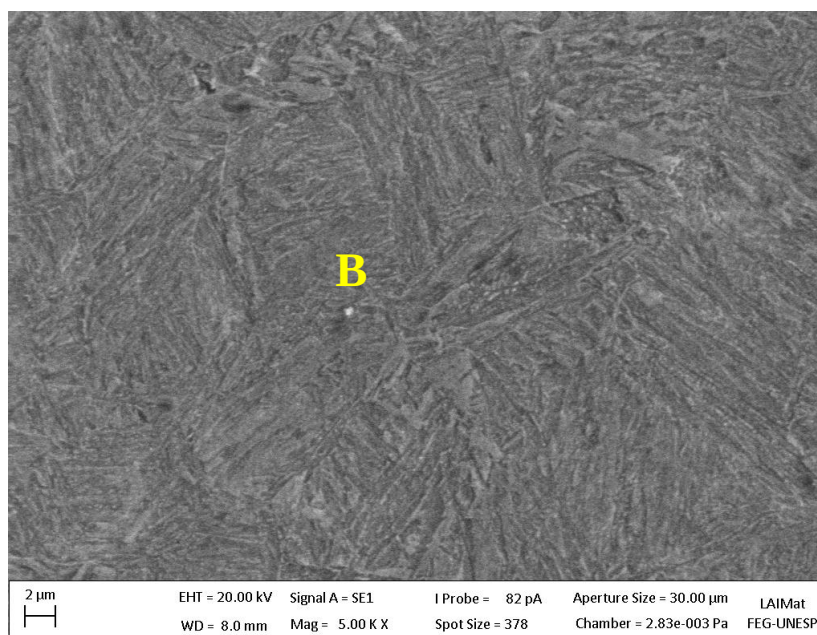


Figura 36 – Imagem por MEV para amostra na condição 6 (850°C/ 720°C/ 210°C – 5 dias). Ataque químico: nital 2%. B – Bainita.

Nesta Figura 36, que corresponde à condição 6 (Bi – 5d) de tratamento térmico, percebe-se uma estrutura diferenciada daquela observada para o material que foi submetido à condição 5 (Bi3) de tratamento térmico, sendo possível visualizar regiões escuras que correspondem à microestrutura da ferrita espalhada pela estrutura da bainita, mas apresentando aspecto diferente, devido ao prolongado tempo a 210°C.

4.2.1.2 Microestruturas reveladas com solução aquosa de metabissulfito de sódio 10%

A aplicação da solução aquosa de metabissulfito de sódio como reagente tem por objetivo facilitar a identificação somente da austenita retida, que aparece clara, quando comparada às outras fases escurecidas presentes na microestrutura desenvolvida.

A Figura 37, representa uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura de uma amostra na condição 1 (R) de tratamento térmico, onde ocorreu

austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, seguida de recozimento no forno, respectivamente.

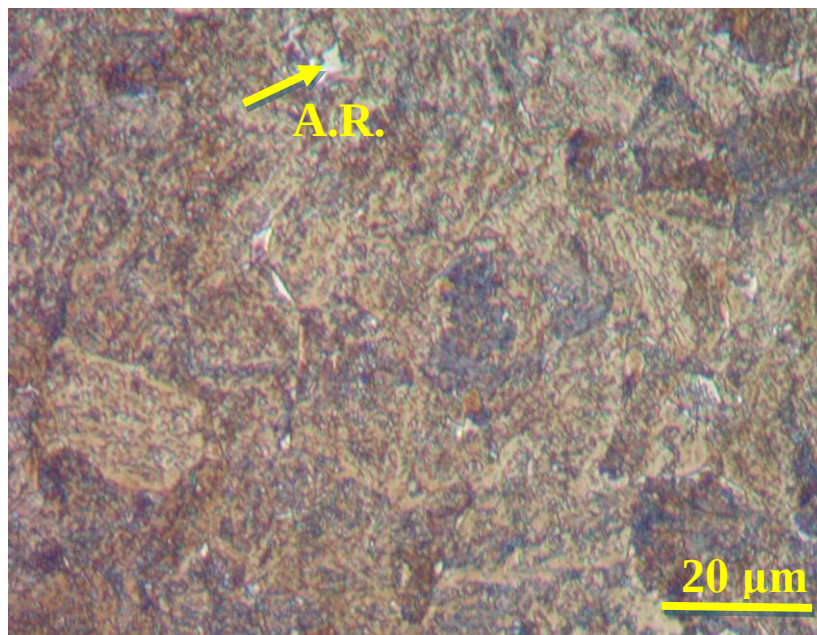


Figura 37 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 1 (850°C/ recozida no forno). A.R. – Austenita Retida.

Nesta figura 37, é possível identificar a presença de austenita retida, observa-se algumas áreas claras na microestrutura que se destacam em relação às demais fases que aparecem escurecidas.

Na Figura 38, está representada uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura de uma amostra na condição 2 (T) de tratamento térmico, sendo feita uma austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, seguida de têmpera em óleo e revenimento por duas horas, respectivamente.

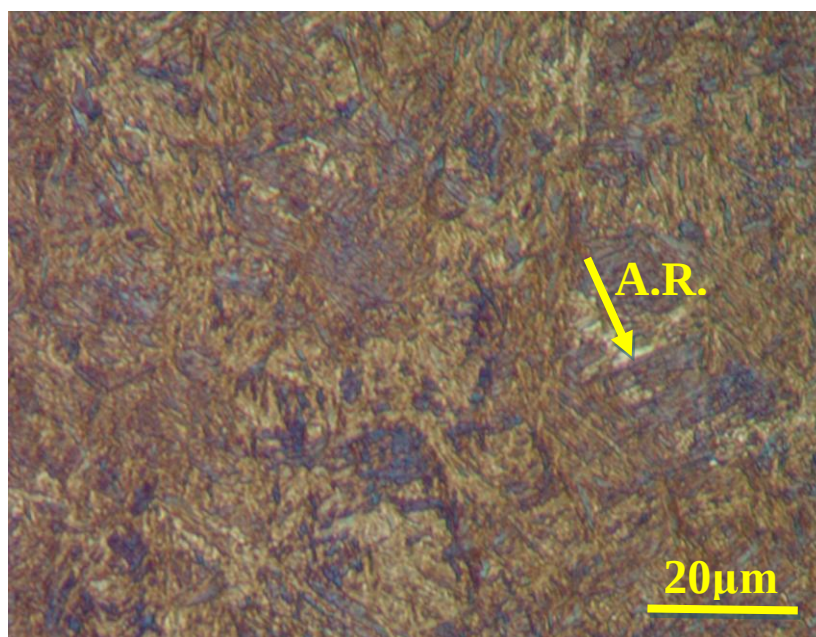


Figura 38 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210° C por 2 horas). A.R. – Austenita Retida.

Pela observação da Figura 38, nota-se que embora sejam poucas, há algumas áreas claras que correspondem à fase austenita retida.

Nas Figuras 39 e 40, estão representadas as imagens por microscopia óptica das amostras na condição 3 de tratamento térmico.

Na Figura 39 observa-se uma microestrutura de uma amostra do aço após aquecimento para austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, o aço foi transferido para outro forno, onde permaneceu em tratamento isotérmico em banho de sal na temperatura de 280°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, por intervalo de tempo de 1800s (rota B1).

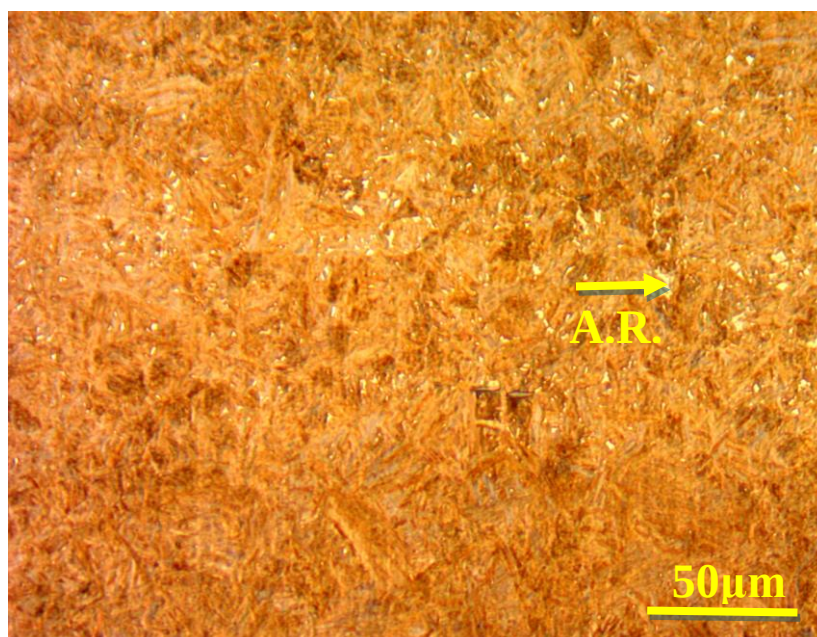


Figura 39 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição B1 (850°C/ 280°C - 1800s). A.R. – Austenita Retida.

Nota-se na Figura 39 algumas pequenas áreas claras que correspondem à fase austenita retida, enquanto às outras fases aparecem com tonalidade marrom.

Na Figura 40 aparece uma amostra do aço após aquecimento para austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, então o aço foi transferido para outro forno, onde permaneceu em tratamento isotérmico em banho de sal na temperatura de 280°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, por intervalo de tempo de 5400s (rota B2).



Figura 40 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição B2 (850°C/ 280°C - 5400s). A.R. – Austenita Retida.

Ao observar esta Figura 40, obtida para a condição 3 de tratamento térmico, rota B2, fica evidente que existem pouquíssimas áreas claras correspondentes à fase austenita retida, sendo difícil sua visualização.

Neste caso, foi utilizado uma ferramenta, dispositivo do microscópio, filtro DIC (*Differential interference contrast*), cuja finalidade é distinguir com maior clareza a austenita retida em relação às outras fases, quando ao gerar uma imagem realçando o relevo, evidencia a presença da austenita que aparece com tonalidade clara em relação às demais fases escurecidas.

A figura 41 mostra uma micrografia com uso do filtro DIC, para a amostra na condição 3, rota B2, em que após aquecimento para austenitização completa na temperatura de 850°C, por 900 s, o aço foi transferido para outro forno, onde permaneceu em tratamento isotérmico em banho de sal na temperatura de 280°C, correspondente a faixa de transformação bainítica, por intervalo de tempo de 5400s.

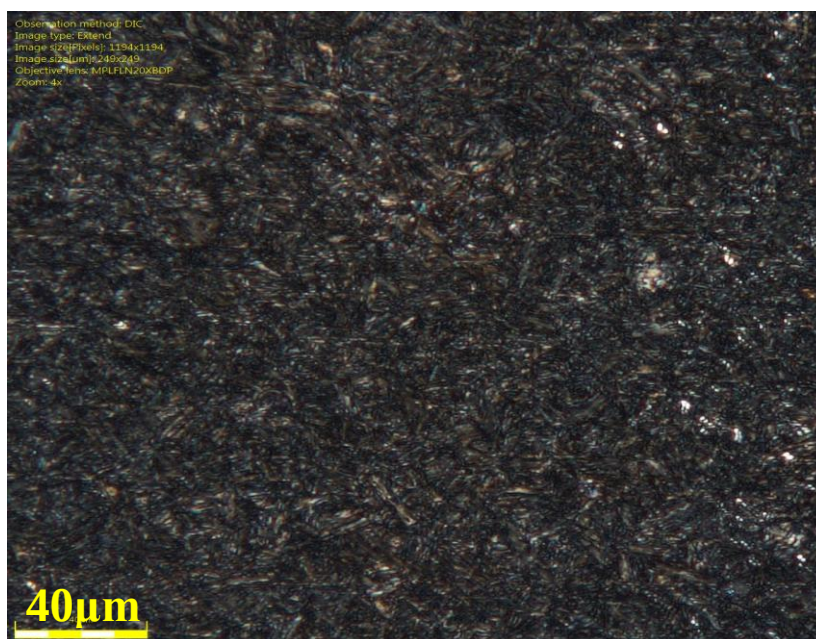


Figura 41 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 3 - rota B2 (850°C/ 280°C - 5400s). Microscópio óptico Olympus. Ampliação 1109X.

Ao observar esta Figura 41, percebe-se que com o uso do filtro DIC (*Differential Interference Contrast*), ou seja, um filtro que melhora o contraste entre as diferentes fases, pelo efeito de profundidade realçando o relevo, houve uma melhoria na distinção da fase austenita retida que aparece como áreas claras, enquanto as demais fases aparecem em tonalidade escura.

No caso das amostras que sofreram os tratamentos térmicos 4 (Bif), 5 (Bi3) e 6 (Bi – 5d), ou seja, aquecimento na temperatura de 850°C por 2400s, seguido de resfriamento lento no forno até a temperatura de 720°C, na qual permaneceram por 3600s, suas microestruturas após o ataque químico com solução aquosa de metabissulfito de sódio 10%, estão ilustradas pelas micrografias ópticas correspondentes às Figuras de 42 a 44.

A Figura 42 apresenta uma imagem por microscopia óptica da amostra submetida à condição 4 (Bif) de tratamento térmico, ou seja, aquecimento em 850°C por 2400s, seguido de resfriamento no forno até atingir a temperatura intercrítica de 720°C, na qual permaneceu por 3600s, sendo então submetida a uma têmpera em óleo.

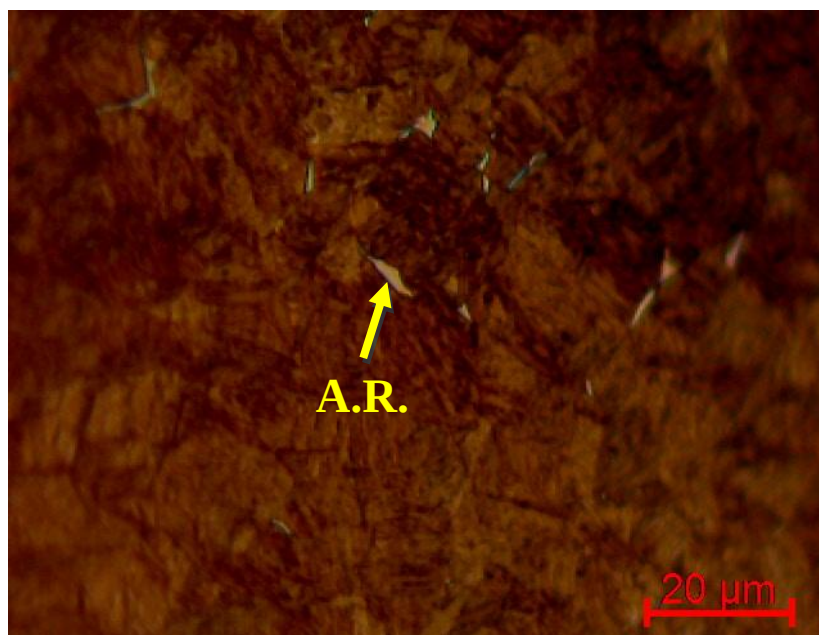


Figura 42 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 4 (850°C/720°C/ têmpera em óleo). A.R. – Austenita Retida.

Nesta Figura 42, a austenita retida aparece como algumas áreas claras enquanto às outras fases permanecem escurecidas.

Na Figura 43, está uma imagem por microscopia óptica para a amostra na condição 5 (Bi3) de tratamento térmico, onde ocorreu um aquecimento na temperatura de 850°C por 2400s, seguido de um resfriamento lento no forno até a temperatura de 720°C, onde permaneceu por 3600 s e, logo após, o aço foi transferido para um forno de banho de sal na temperatura de 210°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, permanecendo nesta por intervalo de tempo de 5400 s.

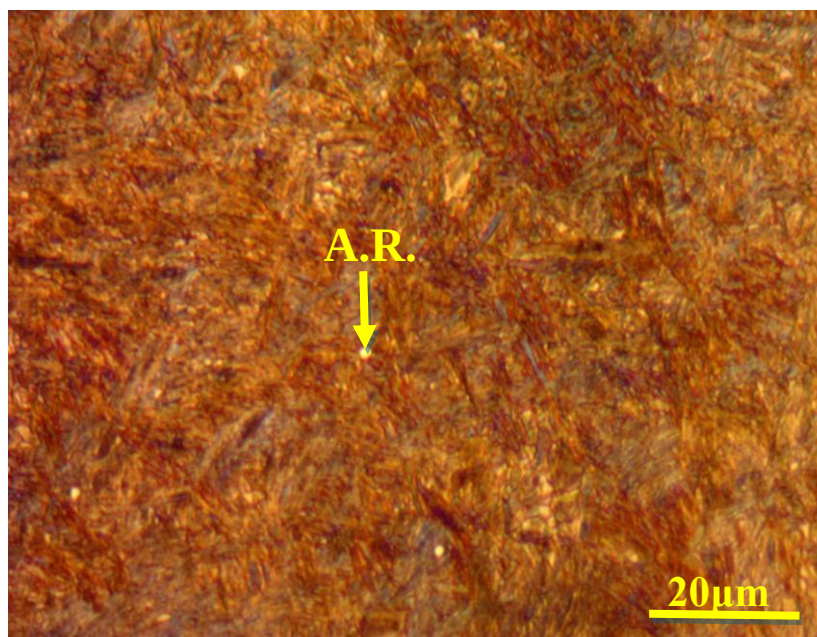


Figura 43 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 5 (850°C/720°C/ 210°C - 5400s). A.R. – Austenita Retida.

Ao observar esta Figura 43, nota-se que a fase austenita retida aparece como poucas áreas claras pequenas com aspecto arredondado, enquanto a bainita e às demais fases aparecem em tonalidade marrom. Quando o aço foi transferido do forno que se encontrava na temperatura intercrítica de 720°C para o forno em banho de sal na temperatura de 210°C, correspondente à faixa de transformação bainítica para este aço AISI 4350, de acordo as fórmulas de Andrews (ANDREWS, 1965). Após o tempo de permanência de 5400 s na temperatura de 210°C, a microestrutura apresenta-se predominantemente com uma tonalidade marrom-escuro, isto pode indicar que, este intervalo de tempo foi suficiente para permitir que quase toda a austenita se transformasse em bainita.

A Figura 44, apresenta uma imagem por microscopia óptica, após ataque químico com reagente solução aquosa de metabissulfito de sódio 10%, revelando a microestrutura da amostra na condição 6 (Bi – 5d) (850°C/720°C/210°C - 5dias) de tratamento térmico.



Figura 44 – Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%. Condição 6 (850°C/720°C/ 210°C - 5 dias). A.R. – Austenita Retida.

Como visto na Figura 44, as áreas claras correspondem à austenita retida na microestrutura, e o fundo marrom mostra a fase bainita, isto é, observa-se que após o intervalo de tempo de cinco dias no forno na temperatura de 210°C, que corresponde à faixa de transformação bainítica para o aço AISI 4350, de acordo com os valores de temperaturas calculados a partir das fórmulas de Andrews (ANDREWS, 1965), a microestrutura apresenta-se predominantemente com uma tonalidade marrom-escuro, o que pode indicar que quase toda a austenita se transformou em bainita.

4.2.1.3 Microestruturas reveladas com reagente LePera

Como mencionado, o reagente LePera, é uma mistura de duas soluções: solução aquosa de metabissulfito de sódio 1% e solução de ácido pícrico 4% em etanol, em partes iguais, usada com a finalidade de revelar as fases claras martensita e austenita retida, quando comparadas às fases restantes que permanecem escuras.

Por meio deste reagente químico, geralmente, o microconstituente bainítico é identificado na cor marrom escuro, a ferrita em tom de marrom claro, enquanto as fases martensita e austenita retida aparecem com aspecto branco brilhante.

A Figura 45, mostra uma imagem por microscopia óptica da microestrutura de uma amostra na condição 1 (R) de tratamento térmico, onde ocorreu um recozimento no forno, ou seja, uma austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, seguida de resfriamento no forno.

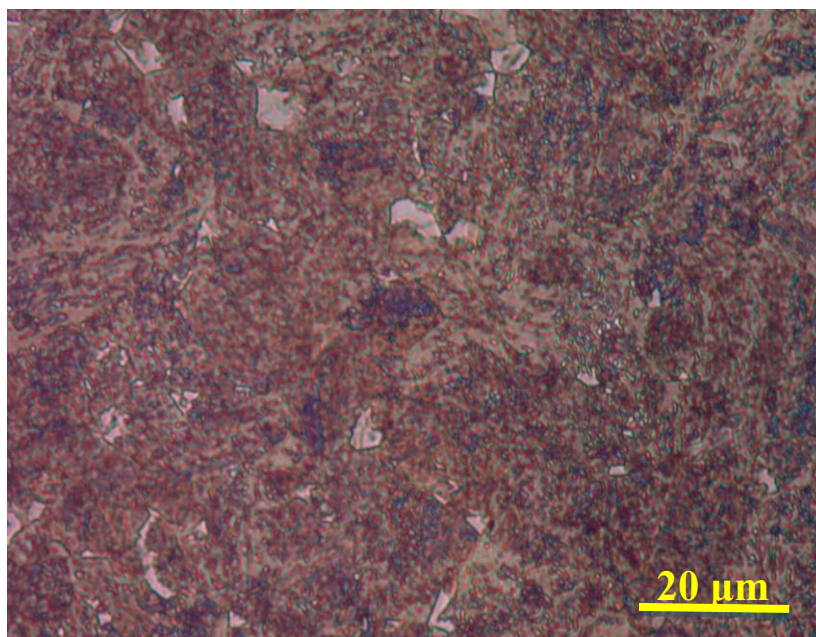


Figura 45 – Ataque químico: LePera. Condição 1 (850°C/ recozida no forno).

Como o ataque químico com o reagente LePera visa realçar as fases martensítica e austenita retida, com a coloração branca e há pouca formação destas fases, observa-se pouca evidência da cor branca, que provavelmente corresponde a austenita retida.

A Figura 46, ilustra uma imagem por microscopia óptica da microestrutura de uma amostra na condição 2 (T) de tratamento térmico, onde foi realizada uma austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, seguida de têmpera em óleo e revenimento por duas horas, respectivamente. Nota-se um aumento acentuado nas áreas claras, mostrando que houve uma elevação na fração volumétrica da martensita formada.

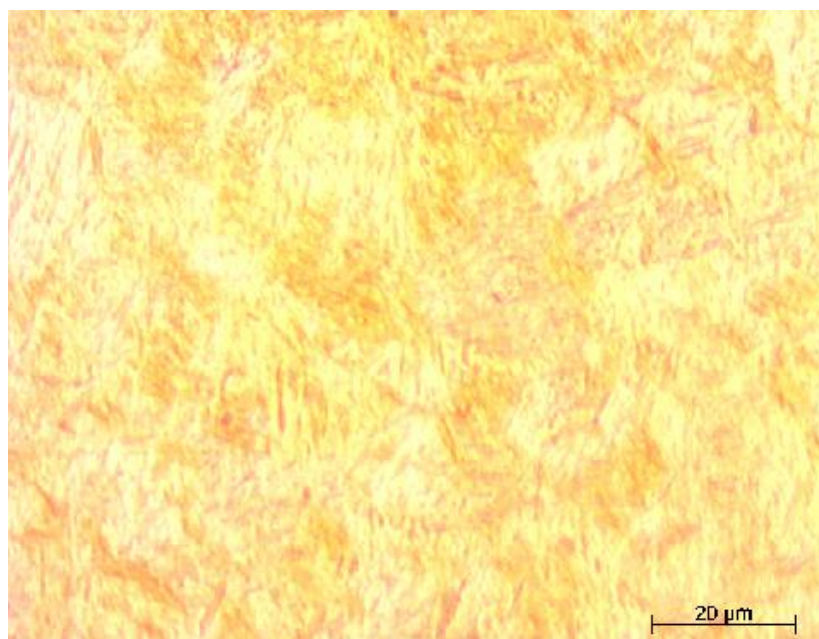


Figura 46 – Ataque químico: LePera. Condição 2 (850°C/ têmpera em óleo/ revenimento em 210°C por 2 horas).

Nesta Figura 46, percebe-se que houve a formação de uma estrutura com tonalidade amarelo-alaranjada, distribuída por toda a amostra, sendo esta estrutura mais clara que as outras estruturas formadas nos demais tratamentos térmicos. Isto porque, como visto, o ataque químico com reagente LePera tem por objetivo evidenciar como áreas claras o constituinte M.A. (Martensita e Austenita Retida) que se destaca em relação aos outros constituintes que aparecem em tonalidade escura. Mas, como nesta estrutura há o predomínio destas áreas claras fica evidenciado que tal estrutura é composta quase que totalmente por martensita e austenita retida.

As Figuras 47 e 48, são imagens produzidas por microscopia óptica das amostras na condição 3 de tratamento térmico.

Na Figura 47, após uma austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, o aço foi transferido para um forno em tratamento isotérmico de banho de sal, na temperatura de 280°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, na qual permaneceu por tempo de 1800 s (rota B1). Nota-se que o tratamento térmico atingiu o objetivo proposto, com predomínio do constituinte bainítico, que aparece com tonalidade marrom.

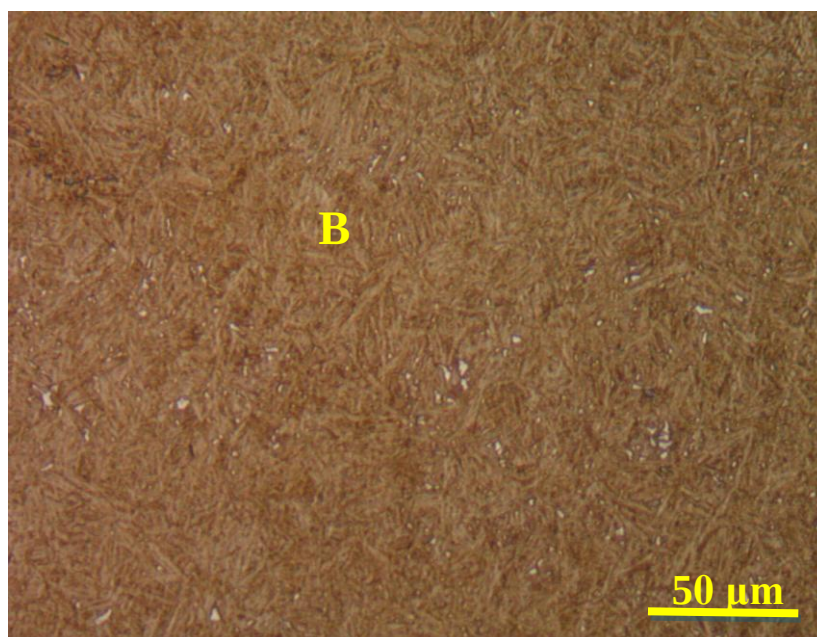


Figura 47 – Ataque químico: LePera. Condição B1 (850°C/ 280°C - 1800s). B – Bainita.

Pela observação desta Figura 47, nota-se que há algumas áreas brancas, que correspondem ao constituinte M.A. (martensita e austenita retida), distribuídas ao longo da estrutura homogênea predominantemente bainítica, que aparece como uma matriz com tonalidade marrom escuro.

Na Figura 48, assim como na Figura 47, após uma austenitização completa na temperatura de 850°C por 900 s, o aço foi transferido para um forno em tratamento isotérmico de banho de sal, na temperatura de 280°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, mas o tempo de permanência, nesta temperatura, foi de 5400 s (rota B2). Neste caso, também, o tratamento térmico atingiu o objetivo proposto, com predomínio do constituinte bainítico, que aparece com tonalidade marrom.

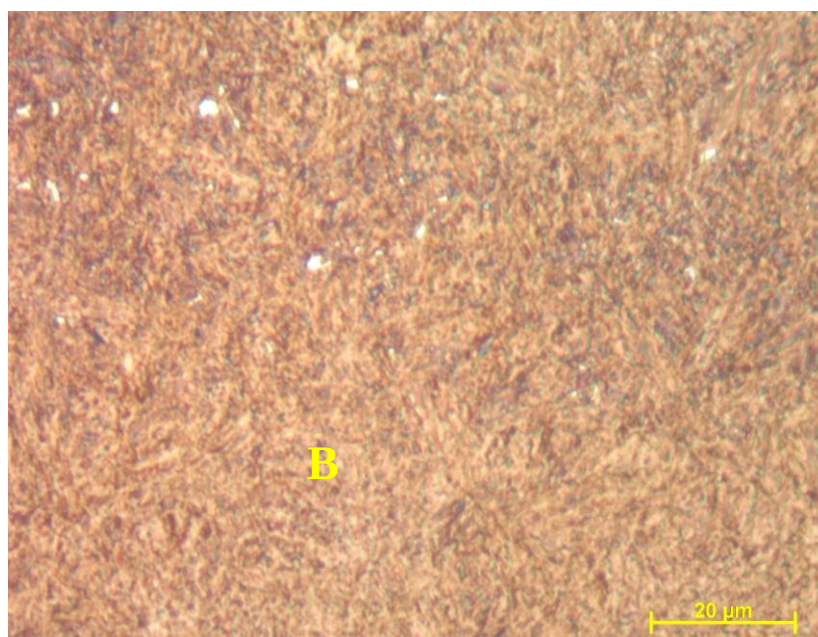


Figura 48 – Ataque químico: LePera. Condição B2 (850°C/ 280°C - 5400s). B – Bainita.

Ao observar esta Figura 48, nota-se também que há algumas áreas brancas, que correspondem ao constituinte M.A. (martensita e austenita retida), que estão espalhadas ao longo da estrutura homogênea predominantemente bainítica, à qual aparece como uma matriz com tonalidade marrom.

A Figura 49, apresenta uma imagem por microscopia óptica da amostra submetida à condição 4 (Bif) de tratamento térmico, isto é, aquecimento em 850°C por 2400s, seguido de resfriamento lento no forno até a temperatura de 720°C, onde permaneceu por 3600 s, sendo então submetida a uma têmpera em óleo.

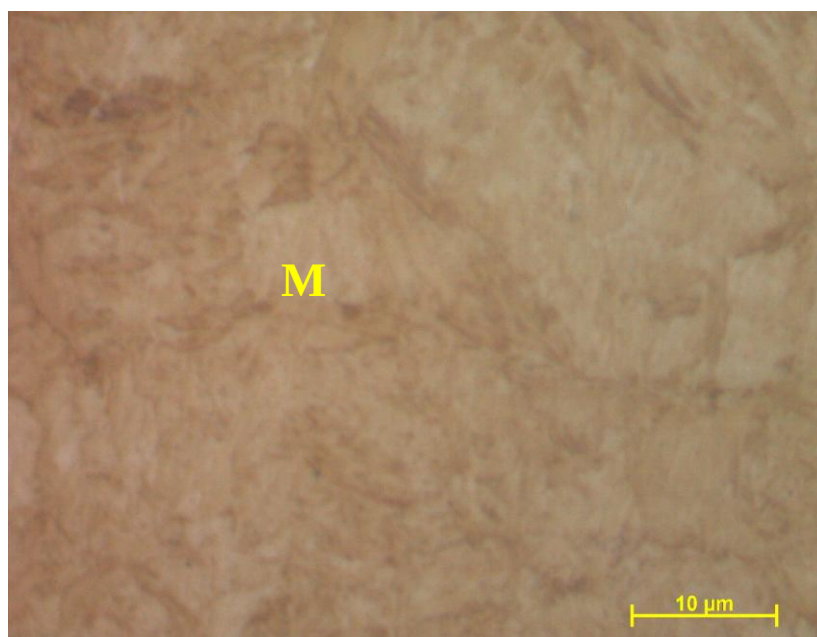


Figura 49 – Ataque químico: LePera. Condição 4 (850°C/720°C/ têmpera em óleo). M – Martensita.

Na Figura 49, como esperado, é possível verificar que após o tratamento de têmpera, há a formação de uma estrutura homogênea com predomínio de martensita, à qual aparece em tonalidade marrom clara.

Na Figura 50, está a imagem por microscopia óptica para a amostra na condição 5 (Bi3) de tratamento térmico, ou seja, um aquecimento na temperatura de 850°C por 2400s, seguido de resfriamento lento no forno até a temperatura de 720°C, onde permaneceu por 3600 s, sendo, em seguida, o aço transferido para um forno de banho de sal na temperatura de 210°C, correspondente à faixa de transformação bainítica, permanecendo em tratamento isotérmico por intervalo de tempo de 5400 s.

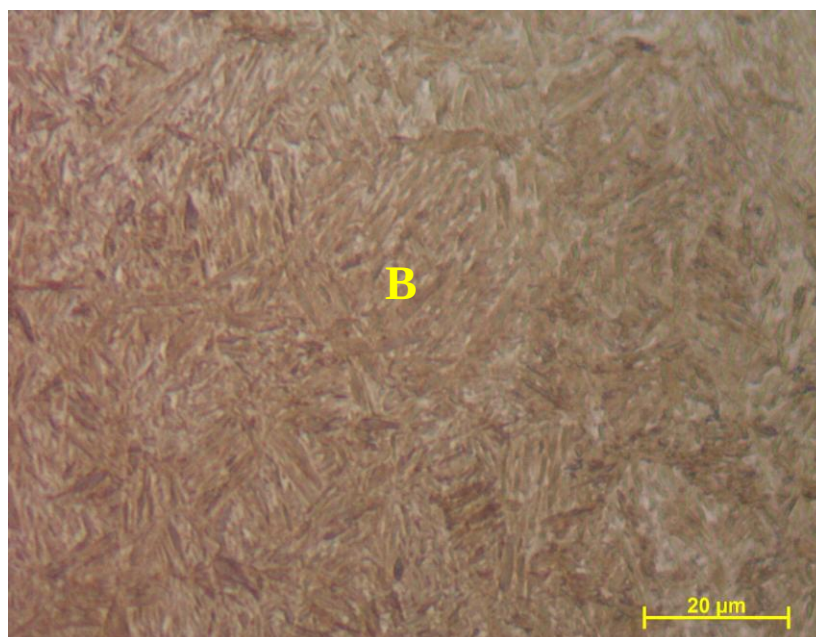


Figura 50 – Ataque químico: LePera. Condição 5 (850°C/720°C/ 210°C - 5400s). B – Bainita.

Da observação da Figura 50, percebe-se que existem poucas áreas claras correspondentes ao microconstituente M.A. (martensita e austenita retida), e que quase toda a estrutura é composta por uma matriz em tonalidade marrom, à qual corresponde a bainita.

A Figura 51 mostra uma imagem por microscopia óptica, revelando a microestrutura do aço submetido à condição 6 (Bi – 5d) de tratamento térmico, onde houve um aquecimento na temperatura de 850°C por 2400s, seguido de um resfriamento lento no forno até a temperatura de 720°C, onde permaneceu por 3600 s, e na sequência o aço foi transferido para outro forno na temperatura de 210°C, pertencente à faixa de transformação bainítica, permanecendo neste por cinco dias.

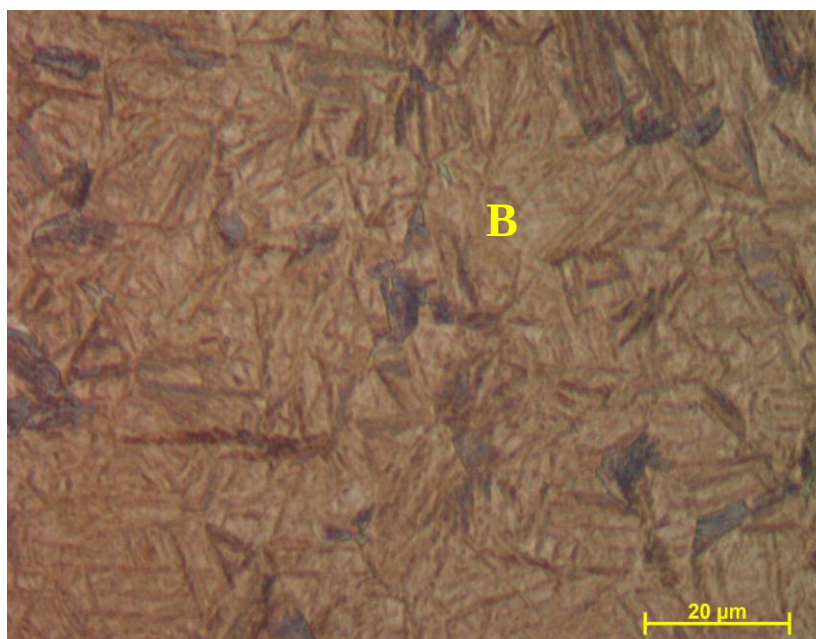


Figura 51 – Ataque químico: LePera. Condição 6 (Bi – 5d) (850°C/720°C/ 210°C - 5 dias). B – Bainita.

Comparando as imagens das Figuras 50 e 51, nota-se que, embora ambos os tratamentos térmicos tenham produzido uma estrutura predominantemente bainítica, no caso do tratamento Bi – 5d (condição 6), a estrutura apresenta-se mais grosseira. Este fato está relacionado ao resfriamento mais lento a partir da temperatura intercrítica de 720°C e ao maior tempo de permanência na isoterma de 210°C.

Nesta Figura 51, observa-se que há pouquíssimas áreas claras correspondentes ao microconstituente M.A. (martensita e austenita retida), a fase ferrita que se formou na temperatura intercrítica de 720°C aparece com tom de azul e percebe-se que há predomínio de bainita com tonalidade marrom.

4.2.2 Análise quantitativa

Uma avaliação quantitativa das diversas fases presentes foi realizada através da análise da fração volumétrica a partir das imagens obtidas por microscopia óptica em sucessão à aplicação da técnica de tríplice ataque, tornando possível a determinação do percentual das fases formadas, ou seja, ferrita, bainita e martensita, além da austenita retida.

A utilização da técnica de tríplice ataque que, como já mencionado, faz uso dos reagentes nital 2%, solução aquosa de metabissulfito de sódio 10% e regente LePera, foi fundamental para a determinação das frações volumétricas das diferentes fases presentes, o que permitiu constatar que esta é uma poderosa ferramenta para alcançar tal finalidade em aços com estruturas complexas como a multifásica.

A Tabela 4, mostra os valores que representam uma média aritmética das frações volumétricas das diferentes fases calculadas, utilizando-se o programa Image J, a partir da contagem de 20 imagens (micrografias) obtidas em cada ataque químico, com o uso do programa AxioVision Rel. 4.8 para captura destas, como anteriormente mencionado.

Tabela 4 - Frações volumétricas das fases presentes.

Condição de TT	P %± DP	F %± DP	B %± DP	M %± DP	AR %± DP
1) 850/Forno (R)	62,0 ± 6,8	37,3 ± 6,8	-	0,2 ± 0,4	0,5 ± 0,4
2) 850/Óleo/Rev. (T)	-	0,3 ± 0,8	3,7 ± 2,1	93,5 ± 2,1	2,5 ± 1,5
3) 850/280-1800s (B1)	-	1,4 ± 0,2	85,2 ± 1,2	8,6 ± 1,2	4,8 ± 0,8
850/280-5400s (B2)	-	1,4 ± 0,2	87,0 ± 0,8	7,5 ± 0,8	4,1 ± 0,1
4) 850/720/Óleo (Bif)	-	8,2 ± 0,9	3,8 ± 1,7	85,6 ± 1,7	2,4 ± 0,2
5) 850/720/210-5400s (Bi3)	-	8,0 ± 0,4	81,8 ± 2,6	6,5 ± 2,6	3,7 ± 0,2
6) 850/720/210-5d (Bi – 5d)	-	8,5 ± 0,4	83,2 ± 0,2	7,2 ± 0,2	1,1 ± 0,1

DP – Desvio Padrão.

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

Ao observar a Tabela 4, para a condição 1 (R) de tratamento térmico, onde depois de uma austenitização completa a 850°C, as amostras permaneceram no forno sendo resfriadas lentamente até atingir a temperatura ambiente, compreende-se que houve tempo suficiente

para que as transformações ocorressem por difusão, e permitindo a formação de uma estrutura com predominância de perlita (62 %) e ferrita (37%).

Para a condição 2 (T) de tratamento térmico, isto é, têmpera em óleo seguida de revenimento, após a caracterização microestrutural foi possível constatar que a estrutura formada é predominantemente constituída por martensita, com um valor porcentual de aproximadamente 93%.

Na condição 3, os tratamentos B1 e B2, onde houve austenitização completa em 850°C seguida de tratamento isotérmico em banho de sal na temperatura de 280°C, ocorreu a formação de uma microestrutura multifásica predominantemente bainítica, como fica revelado pelas frações volumétricas das fases presentes, indicando que o tempo 1800s foi suficiente para que quase toda a austenita se transformasse em bainita. Após o resfriamento final uma pequena parcela desta austenita residual transformou-se então em martensita, mas restando ainda um percentual deste que contribui para manter um aceitável nível de ductilidade, medida pelo alongamento percentual, como pode se verificar na Tabela 5.

Na condição 4 (Bif) e para os tratamentos 5 (Bi3) e 6 (Bi – 5d), foi utilizado um aquecimento também até a temperatura de austenitização completa de 850°C, mas o que diferenciou estes tratamentos dos anteriores, foi a adoção do patamar de 720°C, correspondente a região intercrítica, onde as fases ferrita e austenita coexistem, para assim permitir pelo aumento dos níveis de ferrita nestas estruturas, proporcionar um enriquecimento de carbono na austenita para estabilizá-la e mantê-la retida durante um posterior resfriamento final até a temperatura ambiente.

Entretanto, esta situação ficou mais evidente para a condição 5 (Bi3), onde foi possível a permanência de um teor de austenita retida em torno de aproximadamente 4%.

Este fato é de primordial importância, visto que, o objetivo principal desta análise foi verificar qual destas estruturas torna possível obter uma melhor relação entre as propriedades mecânicas, como a elevação dos níveis de resistência mantendo um satisfatório nível de ductilidade, simultaneamente. Para viabilizar esta análise foram realizados os ensaios de tração e dureza, cujos resultados são apresentados na Tabela 5. Posteriormente, as propriedades mecânicas foram compiladas junto com as frações volumétricas das fases de cada estrutura para se compreender a correlação entre elas, conforme apresentado na Tabela 6.

4.3 Ensaios Mecânicos

4.3.1 Ensaios de Tração e de Dureza

As propriedades analisadas pelo ensaio de tração foram o limite de resistência à tração, o limite de escoamento, além do alongamento percentual. Para o ensaio de dureza do aço AISI 4350, por se tratar de um material de ultra-alta resistência, como já mencionado, fez-se uso da escala Rocwell C, que é a mais adequada para esta finalidade. Os resultados destes ensaios estão expressos na Tabela 5, como segue.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas determinadas pelos ensaios de tração e de dureza.

Condição de TT	Alongamento Total % $\epsilon_t \pm DP$	LRT(MPa) $\pm DP$	LE (MPa) $\pm DP$	Dureza Rocwell C $\pm DP$
1) 850/Forno (R)	11,71 $\pm$ 0,67	1056 $\pm$ 52,29	844 $\pm$ 56,40	33 $\pm$ 0,3
2) 850/Óleo/Rev. (T)	1,85 $\pm$ 0,37	1880 $\pm$ 0,28	1736 $\pm$ 29,05	57 $\pm$ 1,0
3) 850/280-1800s (B1)	10,09 $\pm$ 0,20	1685 $\pm$ 8,74	1495 $\pm$ 49,17	50 $\pm$ 0,3
850/280-5400s (B2)	9,74 $\pm$ 0,73	1654 $\pm$ 31,58	1399 $\pm$ 3,46	49 $\pm$ 0,3
4) 850/720/Óleo (Bif)	3,15 $\pm$ 0,41	2159 $\pm$ 90,51	1859 $\pm$ 62,86	50 $\pm$ 1,5
5) 850/720/210-5400s (Bi3)	9,18 $\pm$ 0,92	1900 $\pm$ 9,45	1493 $\pm$ 30,24	41 $\pm$ 1,3
6) 850/720/210-5d (Bi – 5d)	8,16 $\pm$ 0,28	1676 $\pm$ 39,52	1450 $\pm$ 39,52	45 $\pm$ 1,0

DP – Desvio Padrão.

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

Da Tabela 5, as informações que podem ser extraídas são concernentes às propriedades mecânicas obtidas, as quais estão relacionadas com os tratamentos térmicos aplicados no aço e, por conseguinte, há uma relação das microestruturas formadas, como apresentado na Tabela 4, com as propriedades da Tabela 5.

De posse deste entendimento, para facilitar uma melhor análise destas informações, a partir dos dados das Tabelas 4 e 5, foi gerada a Tabela 6.

A partir da Tabela 6, pode-se analisar a relação de correspondência entre as microestruturas formadas pela execução dos tratamentos térmicos selecionados e as propriedades mecânicas alcançadas.

Tabela 6 – Relação entre as propriedades mecânicas determinadas pelos ensaios de tração e frações volumétricas das fases presentes nas microestruturas obtidas.

Condição de TT	Alongamen- to Total % ε_t (em 25 mm)	LRT (MPa)	LE (MPa)	$\frac{LE}{LRT}$	P %	F %	B %	M %	AR %
1) 850/Forno	11,71	1056	844	0,8	62,0	37,3	-	0,2	0,5
2) 850/Óleo/Rev.	1,85	1880	1736	0,9	-	0,3	3,7	93,5	2,5
3) 850/280-1800s	10,09	1685	1495	0,9	-	1,4	85,2	8,6	4,8
850/280-5400s	9,74	1654	1399	0,9	-	1,4	87,0	7,5	4,1
4) 850/720/Óleo	3,15	2159	1859	0,9		8,2	3,8	85,6	2,4
5) 850/720/210-5400s	9,18	1900	1493	0,8		8,0	81,8	6,5	3,7
6) 850/720/210-5d	8,16	1676	1450	0,9		8,5	83,2	7,2	1,1

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

Analisando a Tabela 6, pode-se observar a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas, e assim foi possível realizar algumas correlações para cada condição de tratamento térmico estudado, sendo:

Da condição 1 (R), na qual o material que foi submetido a um recozimento ao forno, verifica-se que os valores de resistência e de dureza alcançados são típicos do aço 4350 para a condição recozida, apresentando uma estrutura básica predominantemente ferrítica/perlítica, com aproximadamente um percentual de fração volumétrica de 37% de ferrita e 62% de perlita.

Na condição 2 (T), ao ser temperado, e submetido ao revenimento à baixa temperatura de 200°C, para alívio de tensões geradas durante a têmpera, notou-se que a dureza do aço aumentou bastante, porém a sua ductilidade, medida pelo alongamento, foi reduzida drasticamente, revelando um baixo valor, o que indica que a temperatura e o tempo de revenimento não foram suficientes para melhorar a ductilidade. Disto, infere-se que houve formação de uma estrutura frágil, portanto, quase que completamente martensítica, o que pôde também se confirmar pela obtenção de um percentual de fração volumétrica em torno de 93% de martensita.

Os tratamentos isotérmicos das condições B1 (850/280 - 1800s) e B2 (850/280 - 5400s) propiciaram o desenvolvimento de uma estrutura predominantemente bainítica. O ganho de resistência, em torno de 1650 MPa, é perceptível quando comparado com o valor de 1056 MPa para a estrutura recozida, sendo, no entanto, este valor um pouco inferior aos valores encontrados na estrutura temperada, porém com uma grande vantagem quanto à manutenção nos níveis de ductilidade. Os valores de alongamento medidos são semelhantes aos valores encontrados na estrutura ferrítica/perlítica (recozida), mas os valores de dureza são maiores, em torno de 50 RC, o que pode estar relacionado a um aumento percentual de 0,2% para aproximadamente 8% na quantidade de martensita, além da formação da bainita, também com dureza elevada. Entretanto, observa-se, que as propriedades e fases presentes para o tempo de permanência de 1800s ou 5400s foram muito semelhantes, sendo obtidas as quantidades de aproximadamente 85% de bainita e 4% de austenita retida, suficientes portanto, para conferir a situação desejada, o que indica que a reação bainítica ocorre rapidamente e, provavelmente, já tenha cessado com 1800s.

Para a condição 4 (Bif), a têmpera intercrítica **(850/720/Óleo)**, porém, sem a realização de revenimento, propiciou ainda mais o aumento dos níveis de resistência do material. Entretanto, percebe-se que houve uma redução no valor da dureza de 57 RC para 50 RC, o que pode estar associado, por causa da permanência no patamar de 720°C, correspondente à região intercrítica, à introdução de um percentual, ainda que pequeno, de aproximadamente 8% de ferrita e à manutenção do valor de 2,4% de austenita retida, sendo portanto, estas quantias responsáveis por reduzir a dureza e proporcionar um pequeno incremento no alongamento e uma pequena redução também na fração volumétrica da martensita, que passou de aproximadamente 93%, correspondente ao tratamento da condição 2, para cerca de 85%, neste. Este tratamento alcançou os níveis mais elevados no limite de resistência (2159 MPa), porém a ductilidade ainda é baixa (aproximadamente 3%).

O tratamento isotérmico da condição 5 (Bi3), **(850/720/210-5400s)** foi realizado à temperatura inferior, ou seja, neste caso, ao invés do patamar de 280°C, utilizado na condição 3, foi adotado o patamar de 210°C, o que permitiu um ganho mais acentuado na resistência mecânica, e embora a bainita seja a estrutura predominante, com percentual em torno de quase 82%, como no tratamento isotérmico a 280°C, esta bainita, por sua vez, tem características diferentes. Comparando a resistência mecânica destes dois casos de estrutura bainítica nota-se que a estrutura bainítica formada a 210°C confere melhores propriedades

mecânicas, com manutenção da ductilidade em patamares elevados, em torno de 9,18%, com uma pequena redução no teor de martensita que passou de aproximadamente 8% para 6,5%. Assim sendo, notou-se um decréscimo no valor de dureza de aproximadamente 50 HRC para 41 HRC, este fato podendo também estar correlacionado a um aumento no teor de ferrita de aproximadamente 1,4 % para 8% e à manutenção de um teor de austenita retida em torno de aproximadamente 4%. Esta combinação de fases mostrou-se a mais interessante de todas as microestruturas formadas, pois propiciou elevados níveis de resistência mecânica, semelhante à estrutura martensítica revenida, mas com um valor de alongamento próximo ao observado na estrutura recozida, indicando portanto, alta tenacidade.

Para a condição 6 (Bi – 5d), **(850/720/210-5d)**, a permanência do aço na temperatura isotérmica de 210°C por tempo longo (5 dias), não propiciou melhoria nas propriedades mecânicas, como pode-se perceber pelos valores de limite de resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento percentual, quando comparados com os valores obtidos para o tratamento anterior, ou seja, na condição 5 (Bi3) **(850/720/210-5400s)**, embora tenha havido uma elevação no valor da dureza de 41 HRC para 45 HRC, pois esta longa permanência na temperatura de 210°C, permitiu uma redução na quantidade de austenita retida de aproximadamente 4% para 1%. Já para a microestrutura bainítica houve um pequeno aumento na fração volumétrica de 82% para 83%. Mas, também nota-se uma redução no alongamento percentual de 9,18% para 8,16%, o que, por sua vez, pode estar relacionado a um pequeno acréscimo no teor de martensita.

Se estes valores forem comparados aos encontrados na literatura, a qual apresenta para aços de ultra-alta resistência, valores de resistência à tração entre 1,6 GPa à 2,5 GPa e de limite de escoamento entre 1500 MPa à 1900 MPa, com alongamento percentual entre 5% a 30%, fica evidenciado que os tratamentos térmicos selecionados foram efetivos para permitir a formação de uma microestrutura multifásica predominantemente bainítica, revelando características mecânicas superiores em relação as estruturas em aços já disponíveis (CORNIDE et al., 2011; YANG et al., 2012; LEIRO et al., 2013).

5. CONCLUSÕES

Os diferentes tratamentos térmicos não-convencionais aplicados tiveram por finalidade a formação de diferentes estruturas multifásicas com variadas frações volumétricas das fases ferrita, bainita, martensita, além da presença da austenita retida. Estas diferentes estruturas formadas apresentaram diferentes propriedades mecânicas, com possibilidade de melhorias na relação entre a resistência à tração e a tenacidade.

Como as microestruturas mulifásicas formadas são complexas, houve a necessidade de utilizar a técnica de tríplice ataque que se mostrou importante para revelar todas as fases presentes, fato que não seria possível com o uso de apenas um dos reagentes isoladamente, quer seja o nital, a solução aquosa de metabissulfito de sódio ou o reagente LePera. Esta técnica mostrou-se como uma ferramenta valiosa neste trabalho, pois viabilizou a determinação das frações volumétricas das diferentes fases presentes, como: ferrita, bainita, martensita e austenita retida.

Conforme proposto nos objetivos, foi possível analisar a correlação entre as propriedades mecânicas alcançadas e as microestruturas obtidas a partir dos tratamentos térmicos selecionados. Os resultados mostraram a importância das fases na microestrutura multifásica e, dentre as estruturas formadas através dos tratamentos térmicos para o aço 4350, observou-se que estruturas com predomínio do microconstituente bainítico são capazes de conciliar melhores níveis de resistência e ductilidade.

Embora todas as estruturas formadas com predomínio do constituinte bainítico tenham apresentado resultados promissores, a condição 5 (Bi3) de tratamento térmico foi a situação que mais se aproximou do objetivo de encontrar uma estrutura que apresente simultaneamente um alto nível de resistência mantendo um satisfatório nível de ductilidade. O tratamento proposto por esta rota de tratamento térmico (Bi3), permitiu a formação da estrutura bainítica suficiente para elevar os níveis de resistência (1900 MPa) e um percentual de ferrita e austenita necessários para manter o alongamento adequado (aproximadamente 9%).

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilização da Microscopia Eletrônica de Transmissão para analisar as diferenças microestruturais dos tipos de bainita obtidos neste trabalho.
- Utilização da Técnica de Dilatometria para comprovar com maior precisão as temperaturas de transformação martensítica.
- Utilização de EDS por MEV para avaliar se ocorreu precipitação para o tratamento por 5 dias a 210°C e que tipo de precipitado formou.
- Utilização de rotas de tratamentos para a formação da bainita dura, com permanência na temperatura próxima a M_s .
- Realizar tratamentos térmicos semelhantes com aços que contenham um teor de carbono mais elevado, próximo a 1% de C.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASZADEH, K. H.; KHEIRANDISH, S. H.; SAGHAFIAN, H. The effect of lower bainite volume fraction on tensile and impact properties of D6AC medium carbon low alloy ultrahigh strength steel. **Iranian Journal of Materials Science & Engineering**, Tehran, v.7, n.3, p.31-38, aug. 2010.

AGLAN, H.A.; LIU, Z.Y.; HASSAN, M.F.; FATEH, M. Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel. **Journal of Materials Processing Technology**, Tuskegee, v.151, p.268-274, 2004.

ANAZAWA, R.M.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. Efeito dos tratamentos intercrítico e isotérmico sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura no aço 300M. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São José dos Campos, v.25, n.2, p.93-97, jun. 2006.

ANAZAWA, R.M.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S.; CARRER, G.R.; ELISEI, C.C.A.; BAPTISTA, C.A.R.P. Aumento do limite de escoamento de um aço multifásico devido ao envelhecimento por deformação e efeito TRIP. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São José dos Campos, v.27, n.1, p.19-23, mar. 2008.

ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of The Iron and Steel Institute**, Yorkshire, v.7, p.721-727, jul. 1965.

ANNIBAL Jr., E.G.; ROTELLI, R.M.; OLIVEIRA Jr., J.E.G.; FERRER, M.H. Desenvolvimentos recentes em aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 12, 2005, Ilha Solteira. **Anais...** Ilha Solteira: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2005, p1-2.

ARLAZAROV, A.; GOUNÉ, M.; BOUAZIZ, O.; HAZOTTE, A.; PETITGAND, G.; BARGES, P. Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing. **Materials Science and Engineering A**, Maizières-lès-Metz, v.542, p.31-39, fev. 2012.

AVISHAN, B.; GARCÍA-MATEO, C.; YAZDANI, S.; CABALLERO, F.G. Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel. **Materials Characterization**, Tabriz, v.81, p.105-110, apr. 2013.

BAKKALOGLU, A. Effect of Processing Parameters on the Microstructure and Properties of an Nb Microalloyed Steel. **Materials Letters**, v.56, n.3, p.200, 2000.

BARREIRO, J. A. **Aceros especiales y otras aleaciones**. Madri: Editorial Dossat, 1975. 652p.

BERRAHMOUNE, M. R. Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel. **Materials Science and Engineering A**, cidade, v.378, p.304-307, 2004.

BHADESHIA, H.K.D.H.; CHRISTIAN, J.W. **Metallurgical Transactions**, v.21A, p.767- , 1990.

BHADESHIA, H. K. D. H. – **Bainite in Steels** – Transformations, Microstructure and Properties. London: The Institute of Materials 1 Carlton House Terrace, 1992. 450p.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in steels** – 2nd edition. London: Institute of Materials, 2001. 454p.

BHADESHIA, H.K.D.H. Large chunks of very strong steel. **Millenium Steel**, v.5, p.25-28, 2004.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainitic Bulk-Nanocrystalline Steel. In: THE INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED STRUCTURAL STEELS, 3, 2006, Gyeongju. **Conference...** Gyeongju: Korean Institute for Metals, 2006. p. 33-40.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bessemer Memorial Lecture: the dimensions of steel. **Ironmaking Steelmaking**, v.34, p.194-199, 2007.

BHATTACHARYYA, T.; SINGH, S. B.; DAS, S.; HALDAR, A.; BHATTACHARJEE, D. Development and characterization of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel. **Materials Science and Engineering A**, Jamshedpur, v.528, p.2394-2400, 2011.

BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. A Perspective on the Morphology of Bainita. **Metallurgical Transactions A**, v.21, p.817-829, April, 1990.

BRAMFITT, B. L.; LAWRENCE, S. J. Metallography and Microstructures of Carbon and Low-Alloy Steels. In: ASM Handbook. **Metallography and Microstructures**. Metals Park, Ohio: ASM, 2004. v.9, p.608-627.

CABALLERO, F. G.; SANTOFIMIA, M. J.; GARCÍA-MATEO, C.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Time-Temperature-Transformation Diagram within the Bainitic Temperature Range in a Medium Carbon Steel. **Materials Transactions**, Madrid, v.45, n.12, p.3272-3281, oct. 2004.

CABALLERO, F.G.; SANTOFIMIA, M.J.; GARCÍA-MATEO, C.; CHAO, J.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials and Design**, Madrid, v.30, p.2077-2083, 2009a.

CABALLERO, F.G.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; SANTOFIMIA, M.J.; CAPDEVILA, C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. **Materials Science and Engineering A**, Madrid, v.525, p.87-95, jun. 2009b.

CABALLERO, F.G.; MILLER, M.K.; CLARKE, A.J.; GARCÍA-MATEO, C. Examination of carbon partitioning into austenite during tempering of bainite. **Scripta Materialia**, Madrid, v.63, p.442-445, mai 2010.

CABALLERO, F.G.; YEN H.W.; MILLER, M.K.; YANG, J.R.; CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C. Complementary use of transmission electron microscopy and atom probe tomography for the examination of plastic accommodation in nanocrystalline bainitic steels. **Acta Materialia**, Madrid, v.59, p.6117-6123, jul. 2011.

CABALLERO, F. G.; MILLER, M. K.; GARCÍA-MATEO, C.; CORNIDE, J. New experimental evidence of the diffusionless transformation nature of bainite. **Journal of alloys and Compounds**, Madrid, v.30, p.1-5, feb. 2012.

CALLISTER Jr., W. D. *Materials Science and Engineering: An Introduction* - 7th John Wiley & Sons, 2007. (Disponível em: http://eng.sut.ac.th/metal/images/stories/8-16_Metallurgy_for_Heat_Treatment.pdf.) Acesso em: 14 de junho de 2013.

CALLISTER Jr., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução** – 8. ed. Rio Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2012. 844p.

CARAM, R. Estrutura e Propriedades dos Materiais - Estrutura Cristalina. Disponível em: <http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/pos-graduacao/MR640/questresp.html>. Acesso em: 14 de junho de 2013.

CARRER, I.R.; ABDALLA, A. J.; BARBOZA, M.J.R. ; SUZIKI, P.A. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 65, 2010. Anais... Associação Brasileira de Metais, 2010, p. CDROM, 2010.

CHANG, L.C. The rolling/sliding wear performance of high silicon carbide-free bainitic steels. **Wear**, Taiwan, v. 258, p.730-743, 2005.

CHEN, H.; LIU, Q.; HAN, L. et al. Effect of Controlled Rolling and Cooling Schedule on Microstructure and Mechanical Properties of Nb+Ti Microalloyed Strip Steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v.11, n.3, p.38 (in Chinese), 1999.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**. São Paulo: McGraw-Hill do Brasil, 1986. 205p.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos** – 7. ed. ampliada e revisada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2012. 599p.

CHIOU, C. S.; YANG, J. R.; HUANG, C. Y. The effect of prior compressive deformation of austenite on toughness property in an ultra-low carbon bainitic steel. **Materials Chemistry and Physics**, Taipei (Taoyuan), v.69, p.113–124, 2001.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns** - 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. 652p.

CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F.G. An assessment of the contributing factors to the nanoscale structural refinement of advanced bainitic steels. **Journal of Alloys and Compounds**, Madrid, v.xxx, p.1-5, nov. 2011.

CUI, W. F.; ZHANG, S. X.; JIANG, Y.; DONG, J.; LIU, C. M. Mechanical properties and hot-rolled microstructures of a low carbon bainitic steel with Cu–P alloying. **Materials Science and Engineering A**, Shenyang, v.528, p.6401– 6406, may 2011.

DE COCK, T.; FERRER, J. P.; CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F. G.; LÓPEZ, V.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Austenite retention in low Al/Si multiphase steels. **Scripta Materialia**, Madrid, v.55, p.441-443, jun. 2006.

DE COOMAN, B. C. Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, Ghent, v.8, p.285–303, 2004.

DELAGNES, D.; PETTINARI-STURMEL, F.; MATHON M. H.; DANOIX, R.; DANOIX, F.; BELLOT, C.; LAMESLE, P.; GRELLIER, A. Cementite-free martensitic steels: A new route to develop high strength/high toughness grades by modifying the conventional precipitation sequence during tempering. **Acta Materialia**, Albi, v.60, p.5877-5888, aug. 2012.

DI SCHINO, A.; GUARNASCHELLI, C. Effect of microstructure on cleavage resistance of high-strength quenched and tempered steels. **Materials Letters**, Roma, v.63, p.1968-1972, jun. 2009.

FERRER, M.H. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com nióbio**. 2003. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da USP, Universidade do Estado de São Paulo, São Paulo, 2003.

GAO, G.; ZHANG, H.; TAN, Z.; LIU, W.; BAI, B. A carbide-free bainite/martensite/austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching-partitioning-tempering process. **Materials Science and Engineering A**, Beijing, v.559, p.165-169, 2013.

GARCÍA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADSHIA, H. K. D. H. Development of Hard Bainite. **ISIJ International**, Madrid, v.43, n.8, p.1238-1243, feb. 2003.

GARCÍA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; SOURMAIL, T.; KUNTZ, M.; CORNIDE, J.; SMANIO, V.; ELVIRA, R. Tensile behavior of nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon. **Materials Science and Engineering A**, Madrid, v.549, p.185-192, apr. 2012.

GIBBS R K.; HODGSON P D.; PARKER B A. The Formation of the Highly Crystallographic Bainitic. [C] //Liaw P K, eds, Proceedings of the Morris E. Fine Symposium. Warrendale, TMS, 1991, 73.

GIRAULT, E. et al. ; Comparison of the effects of silicon and aluminum on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels. **Scripta Materialia**, v.44, p.885-892, 2001.

GODET, S. **Thermomechanical Processing of TRIP – Assisted Multiphase Steels**. 2003. 160 p. Tese (Doutorado), Universidade Católica de Louvain, Bélgica, 2003.

GORNI, A. A.; MEI, P. R. Austenite transformation and age hardening of HSLA-80 and ULCB steels. **Journal of Materials Processing Technology**, Cubatão, v.155-156, p.1513-1518, 2004.

GORNI, A.A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 11, 2008, Porto Alegre. **Anais...** Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, 2008, p.1-15.

GRAJCAR, A. Effect of hot-working in the $\gamma+\alpha$ range on a retained austenite fraction in TRIP-aided steel. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, Gliwice, v.22, n.2, p.79-82, jun. 2007.

GRAY, J. M.; FAZACKERLEY, W. J. Technical challenges and metallurgical aspects of high strength line pipe. 37th ANNUAL CONFERENCE OF METALLURGISTS; 1998 (August 16~19). p. 125.

GUO, A.; MISRA, R. D. K.; XU, J.; GUO, B.; JANSTO, S. G. Ultrahigh strength and low yield ratio of niobium-microalloyed 900 MPa pipeline steel with nano/ultrafine bainitic lath. **Materials Science and Engineering A**, Louisiana, v.527, p.3886-3892, feb. 2010.

HANZAKI, A. Z.; HODGSON, P. D.; YUE, S. The influence of bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels. **ISIJ International**, Montreal, v.35, n.1, p.79-85, 1995.

HASÇALIK, A.; UNAL, E. Fatigue behaviour of AISI 304 steel to AISI 4340 steel welded by friction welding. **Journal of Materials Science**, v.41, p.3233-3239, 2006.

HASHIMOTO, T.M.; SILVA, A.P.; PEREIRA, M.S.; ABDALLA, A.J. Caracterização microestrutural de aços multifásicos por técnica de tríplice ataque. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17, 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: CBECIMat, 2006. p.5610-5619. Disponível em: <http://www.metallum.com.br/17cbecimat/resumos/17Cbecimat-302-135.pdf> acesso em: 04 de outubro de 2012.

HSU, T. Y. Design of structure, composition and heat treatment process for high strength steel. **Materials Science Forum**, v.561–565, p.2283–2286, 2007.

JACQUES, P.J., et al. ; The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels: Low Silicon TRIP-assisted multiphase steels. **ISIJ International**, v.41, p.1061-1067, 2001a.

JACQUES, P.J.; LADRIÈRE, J.; DELANNAY, F. On The Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.32A, p.2759-2768, nov. 2001b.

JACQUES, P. J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v.8, p.259-265, 2004.

JACQUES, P. J.; FURNÉMONT, Q.; LANI, F.; PARDOEN, T.; DELANNAY, F. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. **Acta Materialia**, Belgium, v.55, p.3681-3693, apr. 2007.

JIANG, Y.; ZHOU, R.; ZHOU, R. et al. Study on Microstructure and Properties of Control Cooling Bainite/Martensite Cast Steel. **Journal of Casting**, v.5, n.13 (in Chinese), 1999.

JIANG, J. H.; WANG, Q. Y.; MA, A. B.; SHI, J.; ZHANG, L. Y.; YANG, H. D.; LU, F. M.; ZHOU, Q. Heat treatment of novel low-carbon multi-alloyed anti-wear marine steel. **Progress in Natural Science: Materials International**, Nanjing, v.21, p.254-261, may 2011.

KENNON, N. F. **Optical Microscopy of Carbon Steels**. L.E. Samuels Ed. 1980.

KOZESCHNIK, E.; BHADESHIA, H. K. D. H. Título do artigo. **Materials Science and Technology**, v.24, p.343-347, 2008.

KUTSOV, A. et al. Formation of bainite in ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v.273-275, p.480-484, 1999.

KWON, E. P.; FUJIEDA, S.; SHINODA, K.; SUZUKI, S. Characterization of transformed and deformed microstructures in transformation induced plasticity steels using electron backscattering diffraction. **Materials Science and Engineering A**, Sendai, v.528, p.5007-5017, mar. 2011.

LAN, L.; QIU, C.; ZHAO, D.; GAO, X.; DU, L. Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel. **Materials Science and Engineering A**, Shenyang, v.529, p.192– 200, sep. 2011.

LEE, W.S.; SU, T.T. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v.87, p.198-206, 1999.

LEIRO, A.; VUORINEN, E.; SUNDIN, K. G.; PRAKASH, B.; SOURMAIL, T.; SMANIO, V.; CABALLERO, F. G.; GARCÍA-MATEO, C.; ELVIRA, R. Wear of nanostructured carbide-free bainitic steels under dry rolling–sliding conditions. **Wear**, Lulea, v.298–299, p.42–47, 2013.

LEPERA, F. S. Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels. **Metallography**, v.12, p.263-268, 1979.

LI, X.; WEI, Y.; LU, L.; LU, K.; GAO, H. Dislocation nucleation governed softening and maximum strength in nano-twinned metals. **Nature Physics**, v.464, p.877-880, apr., 2010. Disponível em: www.inovacaotecnologica.com.br.

LIS, A. K. Mechanical properties and microstructure of ULCB steels affected by thermomechanical rolling, quenching and tempering. **Journal of Materials Processing Technology**, Czestochowa, v.106, p.212-218, 2000.

LUO, Y.; PENG, J.; WANG, H.; WU, X. Effect of tempering on microstructure and properties of a non-quenched bainitic steel. **Materials Science and Engineering A**, Shanghai, v.527, p.3433-3437, feb. 2010.

MASEK, B.; STANKOVÁ, H.; NOVÝ, Z.; MEYER, L.W.; KRACÍK, A. The influence of thermomechanical treatment of TRIP steel on its final microstructure. **Journal of Materials Engineering and Performance**, República Tcheca, v.18, n.4, p.385-389, jun. 2009.

MATLOCK, D.; KRAUSS, G.; SPEER, J.G. Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.117, p.324-328, 2001.

MSPC, disponível em: <http://www.mspc.eng.br/ciemat/aco130.shtml>. Acesso em: 14 de junho de 2013.

OLIVER, S.; JONES, T. B.; FOURLARIS, G. Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. **Materials Characterization**, Swansea, v.58, p.390-400, 2007.

QIAN, L.; ZHOU, Q.; ZHANG, F.; MENG, J.; ZHANG, M.; TIAN, Y. Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic steel co-alloyed with Al and Si. **Materials and Design**, Qinhuangdao, v.39, p.264-268, mar. 2012.

RAO, T.V.L.N.; DIKSHIT, S.N.; MALAKONDAIAH, G.; RAO, P.R. On mixed upper bainite-martensite in an AISI 4330 steel exhibiting an uncommonly improved strength-toughness combination. **Scripta Metallurgica et Materialia**, Hyderabad, v.24, p.1323-1328, may 1990.

RÈCHE, D.; STUREL, T.; BOUAZIZ, O.; COL, A.; GOURGUES-LORENZON, A.F. Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending. **Materials Science and Engineering A**, Evry, v.528, p.5241-5250, mar. 2011.

RONG, T.; LIN, L.; COOMAN, B. C.; XI, W.; PENG, S. Effect of temperature and strain rate on dynamic properties of low silicon TRIP steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, Shanghai, v.13, n.3, p.51-56, 2006.

SAKUMA, Y.; MATSUMARA, O.; TAKECHI, H. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. **Metallurgical Transactions A**, v.22A, p.489-498, 1991.

SAXENA, V.K.; MALAKONDAIAH, G.; RADHAKRISHNAN, V.M.; RAO, P.R. On the fatigue crack growth resistance of upper bainite-martensite in an AISI 4330 steel. **Scripta Metallurgica et Materialia**, Bangalore, v.28, p. 1257-1260, mar. 1993.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços** - 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.

SILVA, A.P., **Estudo da transformação da austenita retida induzida por deformação, em um aço AISI 4340 com estrutura multifásica**. 2006. 125 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais) - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

SILVA, A.P.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S.; ABDALLA, A.J. Comparação das estruturas multifásicas do aço AISI 4340 obtidas por diferentes tempos de manutenção em tratamento isotérmico. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17, 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: CBECIMat, 2006. p.5620-5628.

SINGH, S. B.; BHADRESHIA, H. K. D. H. Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. **Materials Science and Engineering A**, v.245, n.1, p.72-79, 1998.

SOUZA, G.A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga com estrutura bainítica/martensítica, via microscopia óptica**. 2008. 161p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Faculdade Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

SOUZA, G.A.; ELISEI, C.C.A.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63, 2008. **Anais...** Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2008. p.2791-2799. CR-ROM

SUGIMOTO, K.; MISU, M.; KOBAYASHI, M.; SHIRASAWA, H. Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual-phase steel sheet. **ISIJ International**, v.33, n.7, p.775-782, 1993.

SUGIMOTO, K.; MURAMATSU, T.; HASHIMOTO, S.; MUKAI, Y. Formability of Nb bearing ultra high-strength TRIP-aided sheet steels. **Journal of Materials Processing Technology**, Nagano, v.177, p.390-395, 2006.

TANAKA, T. Controlled rolling of steel. **International Metallurgical Review**, v.4, p.185, 1981.

TIRUMALASETTY, G. K.; HUIS, M. A.; FANG, C. M.; XU, Q.; TICHELAAR, F. D.; HANLON, D. N.; SIETSMA, J.; ZANDBERGEN, H. W. Characterization of NbC and (Nb, Ti)N nanoprecipitates in TRIP assisted multiphase steels. **Acta Materialia**, Delft, v.59, p.7406-7415, sep. 2011.

TOMITA, Y.; OKABAYASHI, K. Improvement in Lower Temperature Mechanical Properties of 0.40 Pct C-Ni-Cr-Mo Ultrahigh Strength Steel with the Second Phase Lower Bainite. **Metallurgical Transactions A**, v14A, p. 485-492, March. 1983.

TOMITA, Y.; Effect of martensite morphology on mechanical properties of low alloy steel having mixed structure of martensite and lower bainite. **Materials Science and Technology**, v.7, p.299-306, 1991.

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

ULSAB-AVC, New High Strength Steels Applied to the Body Structure of ULSAB - AVC, p.984-992, 2001a. Disponível em: http://www.sperle.se/referenser/pdf/artiklar/V1_SAE.pdf
Acesso em: 06 de agosto de 2013.

ULSAB-AVC, Advance vehicle concepts, Technical Transfer Dispatch # 6, Brussels, may 2001b.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. 12^a reimpressão. São Paulo: Edgard Blücher, 1970. 427p.

WANG, X. D.; HUANG, B. X.; RONG, Y. H.; WANG, L. Microstructures and Stability of Austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v.438-440, p.300-305, 2006.

WANG, X. D.; ZHONG, N.; RONG, Y. H.; HSU, T. Y. Novel ultra-high strength nano-lath martensite steel by quenching–partitioning–tempering process. **Journal of Materials Research**, v.24, p.260–267, 2009.

WANG, Z. F.; LI, P.H.; GUAN, Y. et al. **Corrosion Science**, v.51, p.954, 2009.

WEI, F.; HUANG, Z.; ZHU, Y., et al. Study on Thermal Fatigue Behavior of 4CrSMoSiVI Steel. **Journal of Shanghai University: Natural Science Edition**, Shangai, v.3, n.4, p.400 (in Chinese), 1997.

WENG, Y. Microstructure Refinement of Iron and Steel. **Journal of Iron and steel**, Beijing, v.28, n.5, p.1 (in Chinese), 2003.

WENG, Y. Ultrafine Steel-Microstructure Refinement Theory and Control Technology of Steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press. 2003 (in Chinese).

XIAO, F.; LIAO, B.; SHAN, Y.; YANG, K. Isothermal transformation of low-carbon microalloyed steels. **Materials Characterization**, Qinhuangdao, v.54, p.417– 422, jan. 2005.

XU, X.; BAI, B.; LIU, D.; YUAN, Y. Effect of Thermomechanical Treatment Temperature on Structure and Properties of CFB/M Ultra-High Strength Steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, Beijing, v.17, n.4, p.66-72, 2010.

XU, L.; WEI, D.; YU, Y.; ZHANG, H.; BAI, B. Effect of microstructure on corrosion fatigue behavior of 1500 MPa level carbide-free bainite/martensite dual-phase high strength steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, Beijing, v.18, n.4, p.63-67, 2011.

XU, H. F.; ZHAO, J.; CAO, W. Q.; SHI, J.; WANG, C. Y.; WANG, C.; LI, J.; DONG, H. Heat treatment effects on the microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel (0.2C-5Mn). **Materials Science and Engineering A**, Hubei, v.532, p.435-442, 2012.

YANG, J. R.; HUANG, C. Y.; WANG, S. C. The development of ultra-low-carbon bainitic steels. **Materials and Design**, Taiwan, v. 13, n.6, p.335-338, 1992.

YANG, J. R.; HUANG, C. Y.; CHIOU, C. S. The influence of plastic deformation and cooling rates on the microstructural constituents of an ultra-low carbon bainitic steel. **ISI Int**, v.35, p.1013, 1995.

YANG, J.; WANG, T. S.; ZHANG, B.; ZHANG, F. C. Microstructure and mechanical properties of high-carbon Si-Al-rich steel by low-temperature austempering. **Materials and Design**, Qinhuangdao, v. 35, p.170-174, 2012.

YOOZBASHI, M. N.; YAZDANI, S.; WANG, T. S. Design of a new nanostructured, high-Si bainitic steel with lower cost production. **Materials and Design**, Tabriz, v.32, p.3248-3253, feb. 2011.

YU, W.; QIAN, Y.; WU, H.; YANG, Y. Effect of Heat Treatment Process on Properties of 1000 MPa Ultra-High Strength Steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, Beijing, v.18, n.2, p.64-69, 2011.

ZACKAY, V.F.; PARKER, E.R.; FAHR, D.; BUSH, R. The enhancement of ductility in High-Strength Steels. **American Society for Metals**, v.60, p.252-259, 1967.

ZAKHAROV, B. **Heat Treatment of Metals**. 2^a ed. Moscow: Peace Publishers, 1962. 311p.

ZHANG, C.; XIA, Z.; YANG, Z.; LIU, Z. Influence of Prior Austenite Deformation and Non-Metallic Inclusions on Ferrite Formation in Low-Carbon Steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, Beijing, v.17, n.6, p.36-42, 2010.

ZHANG, C.; WANG, Q.; REN, J.; LI, R.; WANG, M.; ZHANG, F.; YAN, Z. Effect of microstructure on the strength of 25CrMo48V martensitic steel tempered at different temperature and time. **Materials and Design**, Qinhuangdao, v.36, p.220–226, 2012.

ZHAO, L.; DIJK, N.H.; BRUCK, E.; SIETSMA, J.; ZWAAG, S. Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v.313, p.145-152, 2001.

ZHAO, Y. T.; YANG, F. S. W.; SHANG, C. J.; WANG, X. M.; LIU, W.; HE, X. L. The mechanical properties and corrosion behaviors of ultra-low carbon microalloying steel. **Materials Science and Engineering A**, Beijing, v.454–455, p.695-700, 2007.

ZHU, K.; BOUAZIZ, O.; OBERBILLIG, C.; HUANG, M. An approach to define the effective lath size controlling yield strength of bainite. **Materials Science and Engineering A**, Maizières-lès-Metz, v.527, p.6614-6619, jun. 2010.

ZHU, K.; OBERBILLIG, C.; MUSIK, C.; LOISON, D.; IUNG, T. Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. **Materials Science and Engineering A**, Maizières-lès-Metz, v.528, p.4222-4231, feb. 2011.