

**SOCIEDADE EDUCACIONAL DE SANTA CATARINA
CENTRO UNIVERSITÁRIO SOCIESC – UNISOCIESC
MESTRADO PROFISSIONAL EM ENGENHARIA MECÂNICA**

VITOR OGLIARI

**EFEITO DO TEOR DE NÍQUEL NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA INCOMPLETA
E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO ALTO CARBONO
AUSTÊMPERADO**

JOINVILLE

2015

VITOR OGLIARI

**EFEITO DO TEOR DE NÍQUEL NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA INCOMPLETA
E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO ALTO CARBONO
AUSTÊMPERADO**

**Dissertação submetida ao colegiado do Curso de
Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica,
em cumprimento aos requisitos para a obtenção
do título de Mestre em Engenharia Mecânica do
Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC.**

JOINVILLE

2015

VITOR OGLIARI

**EFEITO DO TEOR DE NÍQUEL NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA INCOMPLETA
E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO ALTO CARBONO
AUSTÊMPERADO**

**Dissertação submetida ao colegiado do Curso de
Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica,
em cumprimento aos requisitos para a obtenção
do título de Mestre em Engenharia Mecânica do
Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC.**

Área de Concentração: Engenharia Mecânica

Orientador: Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer

JOINVILLE

2015

FICHA CATALOGRÁFICA

Ogliari, Vitor

Efeito do Teor de Níquel na Transformação Bainítica Incompleta e no Comportamento Mecânico de um Aço Alto Carbono Austêmperado. Joinville, 2015.

131p.

Orientador: Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer.

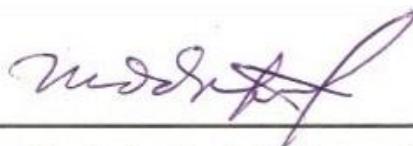
Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário Sociesc.

1.Aços bainíticos 2.Transformação bainítica 3.Austenita retida
4.Mecanismos de endurecimento 5.Comportamento mecânico

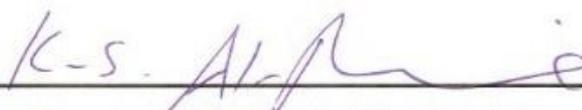
**EFEITO DO TEOR DE NÍQUEL NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA INCOMPLETA
E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO ALTO CARBONO
AUSTÊMPERADO**

VITOR OGLIARI

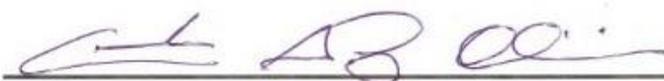
**Dissertação defendida e aprovada em 27 de fevereiro de 2015, pela banca
examinadora constituída pelos professores:**



**Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer (Orientador)
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC**



**Prof. Dr. Kassim S. Al-Rubaie (Membro Interno)
Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC**



**Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira (Membro Externo)
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC**



**Prof. Dr. Alexandre Mikowski (Membro Externo)
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC**

Aos meus pais, irmãos, familiares e
para minha companheira Elizângela.
Pelo incentivo, compreensão e paciência.

AGRADECIMENTOS

Gostaria inicialmente de agradecer à Deus, pela minha existência, por dar condições físicas e mentais para que eu pudesse evoluir nesta pesquisa.

Agradeço aos meus pais, por terem deixado como educação os valores de honestidade, perseverança, humildade, caráter e paciência. Preciso manifestar meu imenso amor por eles serem pessoas dignas que sempre se preocuparam apenas com o meu aprendizado, reforçando sempre que o conhecimento é a ferramenta transformadora da humanidade.

Agradeço aos meus irmãos Claudio, Vanessa e Isabela por serem irmãos com sentimentos tão distintos e que contribuem com experiências e percepções diferenciadas.

Preciso manifestar, aqui por escrito e para eternidade, minha imensa admiração e agradecimento ao meu orientador Prof. Dr. Amigo e Conselheiro Modesto Hurtado Ferrer, o qual despertou em mim a paixão pela metalurgia física, disciplina praticamente inexistente nos cursos de Engenharia Mecânica. O professor tem meu reconhecimento e respeito como sendo, detentor de conhecimento empírico/analítico/filosófico/futurista dos princípios metalúrgicos associados a aplicações que visam melhorar o desenvolvimento industrial para a humanidade...

Meu amigo Modesto, agora eu posso chamá-lo assim, é o principal responsável pelo sucesso desta pesquisa.

Agradeço ao Prof. Marcio Ferreira Hupalo, pela viabilização da caracterização microestrutural, com um grau de aprofundamento que não iríamos obter facilmente.

Agradeço a Profa. Daniele da Silva Ramos, pela ajuda incansável no desenvolvimento da pesquisa, de forma experimental e teórica. Por ajudar com as discussões e demais dificuldades encontradas na pesquisa.

Agraço ao Fundo de Apoio à Manutenção e ao Desenvolvimento da Educação Superior (FUMDES) de Santa Catarina pela concessão de bolsa de estudo e incentivo a pesquisa.

Agradeço às instituições: Universidade Estadual de Ponta Grossa, Instituto Senai de Inovação em Laser, Universidade Federal de Santa Catarina, Metalúrgica Timbó, Weld Vision e principalmente ao Centro Universitário Sociesc pela viabilidade do programa de pós-graduação.

Agradeço à todos os colaboradores do Centro Universitário Sociesc, pela ajuda em laboratórios, orientações, utilização das instalações e apoio à pesquisa.

Meu maior agradecimento será para minha companheira Elizângela João, que em breve se tornará Ogliari também. Seu apoio, amor, dedicação e paciência foram fundamentais para meu sucesso acadêmico e profissional. Meu “porto-seguro”, tornou todas as dificuldades mais toleráveis durante estes 7 anos de vida acadêmica.

“A gravidade explica os movimentos dos planetas, mas não pode explicar quem colocou os planetas em movimento. Deus governa todas as coisas e sabe tudo que é ou que pode ser feito.”

(Isaac Newton)

RESUMO

Os aços bainíticos com alto teor de carbono e livres de carbonetos são materiais capazes de atender grandes exigências em serviço, devido à boa combinação de ductilidade, resistência mecânica e tenacidade à fratura. Esses aços podem conter combinações e teores significativos de elementos de liga, os quais desempenham um importante papel no comportamento cinético e morfológico da transformação bainítica. A adição de níquel (Ni) estabiliza a austenita nas etapas de austenitização e austêmpera, durante o processamento destes aços. As excelentes propriedades dos aços bainíticos se devem, principalmente, à formação de placas de ferrita bainítica, de pequena espessura, acompanhada de filmes de austenita retida, enriquecida de carbono. A espessura das placas de ferrita bainítica determina a resistência mecânica destes materiais e a presença de austenita retida estável, na forma de filmes, são as responsáveis pela tenacidade e ductilidade destes aços. A estabilidade mecânica dos filmes de austenita retida na temperatura ambiente é devido ao conteúdo de carbono acumulado durante a formação das placas de ferrita bainítica. Nesse trabalho estudaram-se duas ligas fundidas e conformadas a quente com teores variáveis de Ni (0,5 % e 1,85 %), a fim de verificar seu efeito na morfologia e cinética da transformação bainítica, durante tratamento térmico de austêmpera que foi realizado a 280°C por tempos que variaram de 1 min a 839 h. As temperaturas críticas de transformações de fase foram determinadas a partir de simulações, utilizando o software JMat-Pro®. Para a caracterização morfológica e avaliação da cinética da transformação de fase utilizaram-se as técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) e, também, foram determinadas as propriedades mecânicas mediante ensaio de tração. Verificou-se a presença de austenita na forma de filmes, intercaladas às ripas de ferrita bainítica, além de austenita retida na forma de blocos, de geometria poligonal, como principais produtos da transformação bainítica em ambos os aços. Para a liga B, com maior teor de níquel, as frações volumétricas de austenita retida total e de austenita na forma de blocos são maiores do que na liga A, devido ao efeito do níquel de reduzir as temperaturas de transformação de fase B_s e M_s , e conseqüentemente estabilizar esta fase. O tipo de fratura que se constatou na liga A foi do tipo frágil, através do mecanismo de clivagem. Para a liga B a morfologia da superfície de fratura é típica do fenômeno de clivagem, caracterizando, similar a liga A, uma fratura frágil. Observou-se também na Liga B, pequenas regiões com morfologia de “*dimples*” pelo mecanismo de nucleação e crescimento de alvéolos. Na liga B, percebeu-se, também, a formação de macrocavidades, atribuídas possivelmente à presença de austenita do tipo bloco, com maior estabilidade térmica e mecânica. Os limites de resistência médios obtidos, independente da liga, variaram de 1200 a 1600 MPa e o alongamento médio foi de 5 a 12 %.

Palavras-chave: Aços bainíticos. Transformação bainítica. Austenita retida. Mecanismos de endurecimento. Comportamento mecânico.

ABSTRACT

The bainitic steels with high carbon content and carbide-free materials are able to meet high demands in service due to good combination of ductility, mechanical strength and fracture toughness. These steels may contain significant amounts and combinations of alloying elements, which play an important role in the kinetic behavior and morphological bainitic transformation. The addition of nickel (Ni) stabilizes the austenite at austenitizing and austempering steps during the processing of these steels. The excellent properties of bainitic steels are due mainly to the formation of bainitic ferrite plates, thin, accompanied by retained austenite films, enriched carbon. The thickness of bainitic ferrite plates determines the mechanical strength of the material and the presence of stable retained austenite in the form of films, are responsible for the toughness and ductility of these steels. The mechanical stability of the films of retained austenite at room temperature is due to the accumulated carbon content during the formation of bainitic ferrite plates. In this work were studied two cast alloys and shaped hot varying amounts of Ni (0.5 % and 1.85 %) in order to verify its effects on the morphology and the kinetics of bainite transformation during heat treatment was austempering performed at 280°C for times ranging from 1 minute to 839 h. Temperatures critical phase transformations were determined from simulations using the JMat-Pro® software. For morphological characterization and evaluation of phase transformation kinetics we used the optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) and also the mechanical properties were determined by tensile testing. It is the presence of austenite in the form of films, interspersed with strips of bainitic ferrite, and retained austenite in block form, polygonal geometry, as the main products in both bainitic transformation steels. For B alloy with nickel content greater the total volume fraction of retained austenite and the austenite in block form are larger than in the alloy because nickel effect of reducing the phase transformation temperatures B_s and M_s , and thus stabilize this stage. The type of fracture that is in the league A was brittle-type through the cleavage mechanism. For alloy B the morphology of the fracture surface is typical of the cleavage phenomenon, featuring, similar Alloy A, a brittle fracture. It was also observed in Alloy B, with small regions morphology "dimples" by nucleation and growth mechanism of alveoli. In the B league, it was noticed, too, the formation of macro-cavities possibly attributed to the presence of austenite block, with higher thermal and mechanical stability. The average strength obtained limits, independent of the alloy, ranged from 1200 to 1600 MPa and average elongation was 5 to 12%.

Keywords: Bainitic steels. Bainitic transformation. Retained austenite. Hardening mechanisms. Mechanical behavior.

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 - Contribuição para a tensão de escoamento (MPa) de elementos substitucionais para a bainita e martensita considerando um 1% em massa do soluto, em função da temperatura.....	50
Tabela 02 - Composição química liga A e liga B.....	70
Tabela 03 - Domínio de fase e temperaturas críticas (°C) das ligas A e B.....	82
Tabela 04 - Temperaturas críticas das transformações de fase perlítica, bainítica e martensítica em função do teor de níquel	86
Tabela 05 - Fração volumétrica das fases ao longo do tempo de tratamento	102
Tabela 06 - Contagem da austenita retida no patamar da estase da reação bainítica	106
Tabela 07 - Resultados de dureza Rockwell	108
Tabela 08 - Propriedades mecânicas das ligas A e B	111

LISTA DE FIGURAS

- Figura 01 - Morfologia da transformação bainítica em um aço de médio teor de carbono e silício. (a) imagem de microscopia óptica (MO) que ilustra os feixes de bainita em uma matriz martensítica; (b) e (c) imagens de microscopia eletrônica de transmissão (MET) de campo claro mostrando um feixe de bainita constituído por ferrita bainítica (α_b) e austenita (γ) 25
- Figura 02 - Imagens obtidas através de FIG - Focused Ion Beam, que ilustram os aspectos da ferrita bainítica: (a) e (b) em ripas, (c) e (d) em placas 26
- Figura 03 - Representação esquemática dos mecanismos de formação e de transição entre bainita superior e bainita inferior 27
- Figura 04 - Imagem de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando emaranhados de discordâncias na interface ferrita/austenita na microestrutura bainítica, onde: α_b é ferrita bainítica e γ é austenita retida 28
- Figura 05 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando detalhes das diferentes morfologias de bainita (a) bainita superior em aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 500°C; (b) bainita livre de carbonetos em um aço Fe-1C-1,5Si-2Mn, tratado a 300°C, (c) bainita inferior em um aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 375°C 29
- Figura 06 - Modelo descritivo da cinética de transformação bainítica, mostrando a ocorrência de nucleação de ripas de ferrita bainítica a partir do contorno de grão da austenita, crescimento das ripas (ou subunidades) e nucleação repetida de ripas sucessivas 32
- Figura 07 - Curvas de energia livre para a ferrita e para a austenita em função da concentração de carbono, ilustrando o conceito da linha T_0 e da concentração de equilíbrio entre as fases 33
- Figura 08 - Diagrama esquemático das etapas do tratamento térmico de austêmpera Sendo: γ - austenita; α_B - ferrita bainítica; γ_{Rem} - austenita remanescente 35
- Figura 09 - Diagrama esquemático da cinética global da transformação bainítica mostrando o fenômeno de estase da reação 36
- Figura 10 - Representação esquemática da microestrutura bainítica ilustrando as posições em que nucleiam e crescem os blocos e os filmes de austenita retida durante a transformação bainítica incompleta 38
- Figura 11 - Influência do cromo (Cr) nas curvas em C do diagrama TTT 41
- Figura 12 - Influência do níquel (Ni) nas curvas em C do diagrama TTT. Legenda: a) material com 0,60% de Carbono e 1,0% de Níquel; (b) material com 0,60% de Carbono e 4,0% de Níquel 42

Figura 13 - Efeito desejado dos elementos de liga na linha T_0' e no digrama TTT	42
Figura 14 - Esquema do efeito global de alguns elementos de liga na linha T_0' e digrama TTT	43
Figura 15 - Comportamento dos limites de resistência com a razão V_b/t	46
Figura 16 - Curva ilustrando a relação da densidade de discordâncias com o teor de carbono na ferrita	46
Figura 17 - Contribuição do tipo de mecanismo de endurecimento na resistência para diferentes temperaturas de transformação bainítica	48
Figura 18 - Influência relativa de cada tipo de contribuição para a resistência da bainita e da martensita	53
Figura 19 - Influência da temperatura de austêmpera na dureza	54
Figura 20 - Influência da temperatura de austêmpera no tamanho da ferrita	55
Figura 21 - Relação entre a tensão de escoamento e o inverso do tamanho de grão	56
Figura 22 - Aplicações de aços bainíticos	57
Figura 23 - Micromecanismos de fraturas, aumento de 2000x, em (a) fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, (b) fratura intergranular em um aço temperado, (c) fratura por clivagem em um aço temperado e (d) fratura por estrias do aço liga 8620	59
Figura 24 - Representação da fratura: (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular	59
Figura 25 - Comportamento de um material dúctil com ampliação em (a) 6x, (b) 50x e (c) 250x	61
Figura 26 - Partículas arredondadas no interior dos alvéolos	61
Figura 27 - Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material	62
Figura 28 - Nucleação, crescimento e coalescência na fratura dúctil	63
Figura 29 - Micromecanismo da fratura alveolar	64
Figura 30 - Modo de fratura por clivagem	66
Figura 31 - Micromecanismos de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar	68

Figura 32 - Fluxograma planejamento experimental	69
Figura 33 - Exemplos de obtenção de resultados no JMatPro®: (a) curvas TTT; (b) diagrama de equilíbrio de fases; (c) expansão linear em função da temperatura de resfriamento; (d) curvas de resfriamento contínuo CCT.....	72
Figura 34 - Fornos utilizados para o tratamento térmico. (1) forno para pré-aquecimento, (2) forno para austenitização e (3) forno com banhos de sais para austêmpera	73
Figura 35 - Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera .	74
Figura 36 - Ambiente de análise do <i>ImagePro-Plus™</i>	77
Figura 37 - Dimensões corpo de prova de tração modelo <i>sub-size</i>	79
Figura 38 - Diagramas de equilíbrio, obtidos por simulação numérica para: (a) liga A, (b) liga B.....	81
Figura 39 - Fração volumétrica das fases em equilíbrio em função das temperaturas críticas das ligas A (à esquerda) e B (à direita).....	82
Figura 40 - Exemplo de diagramas de equilíbrio de fases para aços alto carbono	83
Figura 41 - Diagramas CCT obtidos por simulação numérica para: (a) liga A e (b) liga B	84
Figura 42 - Diagramas TTT obtidos por simulação numérica para: (a) liga A e (b) liga B	85
Figura 43 - Curvas de expansão linear <i>versus</i> temperatura correspondente à liga A para determinar a temperatura M_s	87
Figura 44 - Efeito do níquel nas temperaturas B_s e M_s	87
Figura 45 - Microestrutura das amostras conformadas a quente: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento de 1000X. Legenda: M (martensita), Pf (perlita fina) e Fb (ferrita bainítica).....	88
Figura 46 - Microestrutura das amostras conformadas a quente: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Aumento de 1000X. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita).....	89
Figura 47 - Diagrama CCT simulado com <i>software</i> JMatPro® para liga A.....	90
Figura 48: a) Representação do diagrama de resfriamento contínuo de aços bainíticos (b) Morfologias observadas em aços bainíticos em função das condições do resfriamento	90

Figura 49 - Microestrutura das amostras austemperadas por 1 hora: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento de 1000X. Legenda: M (martensita)	92
Figura 50 - Amostras austemperadas por 2 horas: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita).....	93
Figura 51 - Amostras austemperadas por 4 horas: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita).....	94
Figura 52 - Microestruturas resultantes da reação incompleta: (a) liga A-24h, (b) liga B-24h, (c) liga A-168h, (d) liga B-168h, (e) liga A-839h e (f) liga B-839h. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Aumento de 5000X. Legenda: Fb (ferrita bainítica), ARB (austenita retida em blocos) e ARF (austenita retida em filmes)	95
Figura 53 - Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de ferrita bainítica, austenita em filmes (nanométricos) e em bloco (micro e submicrométrico) em amostras do aço 0,93%C – 2,9%Si – 0,77%Mn – 0,45%Cr – 0,16%Ni, austemperadas a: (a) 220°C; (b) 250°C	97
Figura 54 - Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de austenita em filmes e em bloco em uma amostra de aço 0,73%C – 1,82%Si – 1,47%Cr – 4,12%Ni, austemperada a 280°C: (a) escala de 1µm; (b) escala de 2µm	98
Figura 55 - Micrografias obtidas por MEV (FEG) em amostras austemperadas por 12 horas: (a) liga A e (b) liga B. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala. Setas indicam partículas precipitadas	99
Figura 56 - Corte isotérmico em um diagrama ternário Fe-C-Cr	100
Figura 57 - Análises por MEV (FEG) em amostras austemperadas por 12 horas: (a) Micrografia liga A; (b) Composição química pontos 2 e 3; (c) Espectrograma ponto 2 e (d) Espectrograma ponto 3. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala	101
Figura 58 - Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a liga A e liga B austemperadas a 280°C.....	103
Figura 59 - Quantidade de ferrita bainítica formada por várias temperaturas de transformação isotérmica	104
Figura 60 - Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK.....	105
Figura 61 - Variação da austenita retida total (AR) ao longo do tempo de tratamento isotérmico, considerando o patamar da estase da reação bainítica para as ligas A e B	106

Figura 62 - Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo e temperatura de transformação isotérmica.....	107
Figura 63 - Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as ligas A e B	109
Figura 64 - Corpos de prova de tração, de algumas amostras, após ruptura	111
Figura 65 - Diagrama Tensão x Deformação para: (a) liga A e (b) liga B.....	112
Figura 66 - Variação dos limites de resistência e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para: (a) liga A e (b) liga B. Legenda: LR – tensão limite de resistência e LE – tensão de escoamento.....	115
Figura 67 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica	117
Figura 68 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica	117
Figura 69 - Imagens da superfície de fratura de após ensaios de tração.....	118
Figura 70 - Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga A: (a), (b) e (e) 24h. (c), (d) e (f) 168h. Aumento em função da escala	119
Figura 71 - Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga B: (a), (b) e (e) 24h. (c), (d) e (f) 168h. Aumento em função da escala	121

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
1.1	OBJETIVO GERAL.....	22
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	22
2	REVISÃO DA LITERATURA	24
2.1	FUNDAMENTOS DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA.....	24
2.1.1	Aspectos morfológicos da transformação bainítica em aços	24
2.1.2	Aspectos cinéticos da transformação bainítica em aços	30
2.1.3	Considerações termodinâmicas da transformação bainítica	33
2.1.4	Aspectos cinéticos e morfológicos da transformação bainítica incompleta	34
2.1.5	Efeito dos elementos de liga na transformação bainítica	39
2.1.6	Mecanismos de endurecimento atuantes em aços com microconstituintes bainíticos	43
2.1.6.1	Tensão de escoamento da bainita e martensita.....	49
2.1.6.2	Tensão de escoamento da austenita	53
2.1.6.3	Influência da temperatura de transformação na resistência dos aços com microconstituintes bainíticos.....	54
2.1.7	Aplicações de aços bainíticos	57
2.2	FRATURA EM MATERIAIS METÁLICOS.....	58
2.2.1	Ductilidade	58
2.2.2	Classificação dos micromecanismos de fratura	59
2.2.3	Fratura dúctil	60
2.2.4	Aspectos microscópicos da fratura dúctil	61
2.2.5	Micromecanismo da fratura alveolar	63
2.2.6	Fratura frágil	65
2.2.7	Aspectos microscópicos da fratura frágil	66
2.2.8	Micromecanismos de fraturas combinados	67
3	MATERIAIS E MÉTODOS	69
3.1	MATERIAIS	69
3.2	MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	71
3.2.1	Simulações numéricas	71

3.2.2	Tratamento térmico de austêmpera	73
3.2.3	Preparação Metalográfica	75
3.2.4	Microdureza Vickers	76
3.2.5	Microscopia óptica	76
3.2.6	Quantificação de fases	76
3.2.7	Microscopia eletrônica de varredura	78
3.2.8	Ensaio de dureza	78
3.2.9	Ensaio de tração	79
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
4.1	SIMULAÇÕES NUMÉRICAS COM O SOTWARE JMatPro®.....	80
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS NO ESTADO LAMINADO.....	88
4.2.1	Aspectos Morfológicos	88
4.3	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE...	91
4.3.1	Aspectos Morfológicos da Transformação Bainítica	91
4.3.2	Aspectos Cinéticos da Transformação Bainítica.....	102
4.4	COMPORTAMENTO MECÂNICO	108
4.4.1	Ensaio de Dureza.....	108
4.4.2	Ensaio de Tração	110
4.4.3	Análise das superfícies de fratura.....	118
5	CONCLUSÃO	123
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	125
	REFERENCIAS.....	126

1 INTRODUÇÃO

A contínua evolução tecnológica dos bens de consumo e a necessidade de se implantar uma infraestrutura adequada para atender às crescentes demandas da humanidade, impôs o desenvolvimento de novos materiais cujo desempenho atendesse aos requisitos mecânicos e econômicos, necessários às mais variadas aplicações, com o compromisso de otimizar os recursos da natureza e dos cuidados com o meio ambiente.

Nesse contexto, os aços possuem aplicação praticamente universal, graças à capacidade de assumir diferentes combinações de propriedades por meio da adição criteriosa de elementos de liga e de tratamentos termomecânicos ou térmicos específicos. As diferentes características, tais como: ductilidade, tenacidade e resistência mecânica, só se torna possível em decorrência da presença de diferentes constituintes microestruturais (BHADESHIA, 2001; BLECK, 2002; GORNI, 2008).

Nesse sentido, a indústria automobilística tem promovido enormes avanços na evolução metalúrgica dos aços, ao longo das últimas décadas (GORNI, 2008). O grande objetivo desse setor tem sido oferecer materiais cada vez mais inovadores bem como estruturar os métodos de produção e técnicas de montagem, mais adaptadas às suas necessidades, com enfoque na obtenção de um nível cada vez mais alto de segurança e de redução do peso do veículo (ANDRADE et al., 2002; De COOMAN, 2004; GRAJCAR, 2005; CHEN et al., 2009).

Nesse aspecto, atualmente, vem sendo desenvolvidos uma nova geração de aços AHSS (*Advantage High Strength Steels*) com microestrutura complexas que mistura martensita, bainita e/ou austenita retida para promover o endurecimento por transformação. Trata-se dos aços obtidos mediante processos de têmpera e partição de carbono (Q&P - Quenching and Partitioning) (EDMONDS et al., 2006) e os aços bainíticos de baixo carbono, livres de carbonetos (CFB-Carbide Free Bainite) (CABALLERO et al., 2009). Esses novos conceitos de aço combinam limite de resistência da ordem de 1200 a 1500 MPa e alongamentos de pelo menos 15%.

Particularmente, os aços bainíticos de alto carbono livres de carbonetos, também, conhecidos como aços bainíticos nanoestruturados (CABALLERO e BHADESHIA, 2004) podem conter teores significativos e combinações de elementos de liga, tais como: silício, manganês, cromo, molibdênio, níquel, cobalto e alumínio,

que desempenham um importante papel no comportamento cinético e morfológico da transformação bainítica. O silício, por exemplo, em quantidades de pelo menos 1,5%p, devido à sua baixa solubilidade na cementita, retarda sua precipitação, possibilitando que o carbono segregado durante a formação das placas de ferrita bainítica se concentre na austenita remanescente, possibilitando assim sua estabilidade até a temperatura ambiente (BHADESHIA e EDMONDS, 1979).

Devido ao teor de carbono (0,6 - 1%p) e as combinações dos elementos de liga dos aços bainíticos nanoestruturados, associado ao controle durante seu processamento, se atingem excelentes combinações de propriedades mecânicas, com limite de resistência de 1,6 a 2,2 GPa e alongamento de 10 a 15%, associado a alta tenacidade. Por isso, vem despertando interesse tecnológico em aplicações onde se exige combinações de resistência à fadiga, tenacidade à fratura e resistência ao desgaste do material em serviço, que incluem: componentes forjados de vários tamanhos, desde pequenos parafusos e eixos de transmissão para veículos até grandes rotores para turbinas de geradores de energia. Outro campo de aplicações cogitado é na fabricação de rodas para trens de carga e de alta velocidade para passageiros, bem como em outras aplicações que requerem resistência ao desgaste, como pistas de mancais de rolamentos, especialmente em condições de baixa lubrificação (BARBACKI, 1995; CASTRO, 2005; PEET, 2011).

As excelentes propriedades destes materiais se devem, principalmente, à formação de placas de ferrita bainítica, de pequena espessura com aproximadamente 0,1 μm , acompanhada de lâminas ou filmes de austenita retida enriquecida de carbono. A espessura das placas de ferrita bainítica determina o caminho livre médio das discordâncias e, portanto, seu comportamento mecânico. Por outro lado, os filmes de austenita retida, ao se tratar de uma fase dúctil e de encontrar-se dispersa entre as placas de ferrita bainítica, melhoram a ductilidade destes aços (CABALLERO et al., 2008). Além disso, os filmes de austenita retida são mecanicamente estáveis devido ao seu alto teor de carbono, permitindo assim obter valores significativos de alongamento, mediante o endurecimento por deformação do material.

Portanto, o controle da microestrutura ao longo do processamento destes materiais é essencial para viabilizar a redução da austenita em forma de blocos, assim como para o aumento da estabilidade térmica e mecânica dos filmes de austenita.

Este trabalho está contextualizado em um projeto de pesquisa, atualmente em andamento, que se propõe a desenvolver e caracterizar microestruturalmente e mecanicamente novos aços de alto carbono, com teores variáveis de silício, manganês e níquel. Buscando avaliar o papel destes elementos, aliado às variáveis do processamento destes materiais, na cinética e morfologia dos produtos da transformação bainítica e, conseqüentemente, seus efeitos no comportamento mecânico dos materiais obtidos.

Nesta dissertação de mestrado avalia-se a influência do níquel nas frações transformadas e nos aspectos morfológicos da austenita retida e da ferrita bainítica, ao longo da transformação bainítica incompleta, através de um arranjo experimental que consistiu na austêmpera em baixa temperatura por tempos variáveis. O trabalho busca estabelecer a relação da microestrutura, nos aspectos qualitativos e quantitativos, com o comportamento mecânico e no modo de falha durante ensaios mecânicos.

1.1 OBJETIVO GERAL

- Estudar a transformação bainítica incompleta em aços fundidos com alto teor de carbono, contendo teores variáveis de níquel, durante tratamento de austêmpera, com base nos seus aspectos cinéticos e morfológicos bem como seu efeito no comportamento mecânico.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar o comportamento termodinâmico e cinético das ligas estudadas com o auxílio de simulação numérica;
- Analisar as temperaturas críticas das principais transformações de fase, a partir de modelos cinéticos e termodinâmicos mediante simulação numérica;
- Estudar a evolução e a morfologia dos produtos da transformação de fase, durante o tratamento de austêmpera a 280°C com tempos variáveis;
- Estudar os aspectos cinéticos da transformação bainítica à temperatura de 280°C com base nos modelos numéricos e experimentais;

- Correlacionar a composição química e os aspectos morfológicos da microestrutura com o comportamento mecânico e com mecanismos de fratura dos materiais estudados;
- Avaliar o efeito do níquel na cinética e morfologia da transformação bainítica, principalmente na porcentagem e morfologia da austenita retida em forma de filmes e blocos;
- Analisar o comportamento mecânico das ligas e os aspectos morfológicos da superfície de fratura.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 FUNDAMENTOS DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA

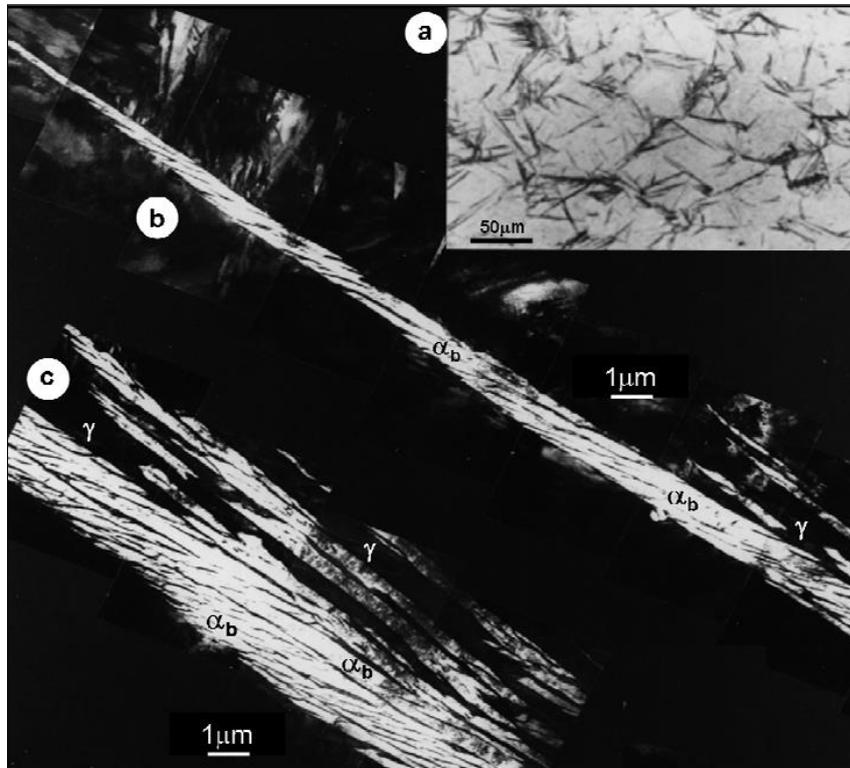
2.1.1 Aspectos morfológicos da transformação bainítica em aços

O diagrama temperatura-tempo-transformação (TTT) da maioria dos aços apresenta um intervalo de temperaturas intermediárias onde a austenita não sofre decomposição em perlita e em martensita. No lugar destes produtos, de decomposição da austenita, se obtém uma microestrutura constituída por placas ou ripas de ferrita e uma segunda fase que pode ser cementita, austenita ou martensita, dependendo da composição química do aço e da temperatura em que ocorre a transformação de fase. Este microconstituente intermediário é conhecido comumente como bainita.

Essa microestrutura foi descoberta quando os pesquisadores Davenport e Bain (1930) estudavam a decomposição isotérmica da austenita. Entretanto, a bainita pode se obter através de resfriamentos contínuos ou anisotérmicos com velocidades intermediárias, suficientemente rápidas para evitar a formação de perlita e lentas para evitar a formação de martensita.

A bainita é um constituinte em forma de feixes que são constituídos por ripas ou placas de ferrita bainítica, como indicado na **Figura 01**. Estas placas ou ripas de ferrita bainítica são denominadas, também, como subunidades que possuem a mesma orientação cristalográfica da austenita de origem. Em ambos os casos (ripas ou placas), a espessura e comprimento das subunidades é de aproximadamente 0,2 μm e 10 μm , respectivamente (BHADESHIA, 2001).

Figura 01 - Morfologia da transformação bainítica em um aço de médio teor de carbono e silício. (a) imagem de microscopia óptica (MO) que ilustra os feixes de bainita em uma matriz martensítica; (b) e (c) imagens de microscopia eletrônica de transmissão (MET) de campo claro mostrando um feixe de bainita constituído por ferrita bainítica (α_b) e austenita (γ)

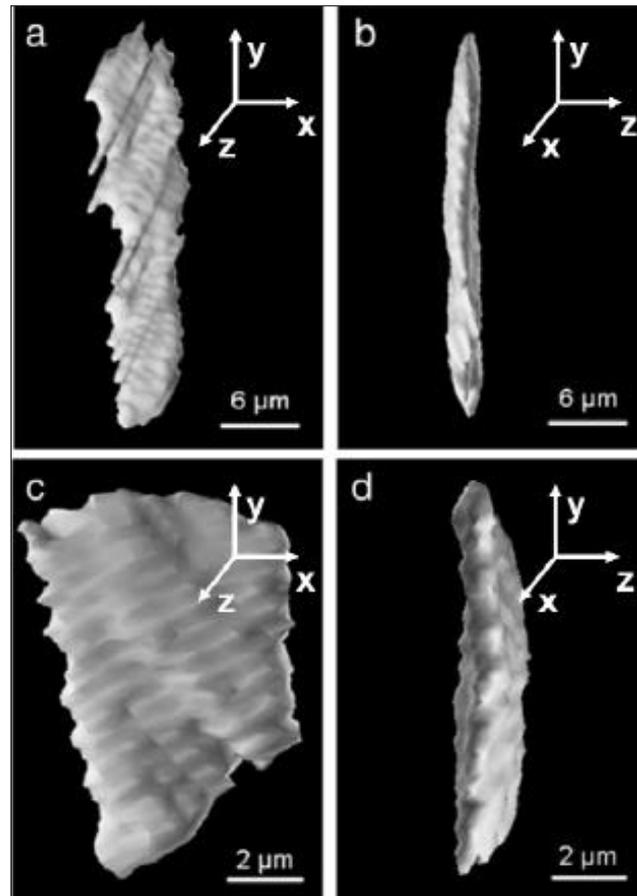


Fonte: Bhadeshia e Edmons (1980)

Um modo de diferenciar as morfologias de placas e ripas das subunidades de ferrita bainítica foi possível mediante caracterização tridimensional da microestrutura realizada por Liu (2011), utilizando microscopia com feixe de íons focalizados (FIG - *Focused Ion Beam*), conforme **Figura 02**.

A subunidade de ferrita em forma de ripa se representa como um paralelepípedo reto com as duas dimensões menores iguais, entretanto, a subunidade de ferrita em forma de placa se representa como um paralelepípedo reto com as duas dimensões maiores iguais (Liu, 2011). A formação das subunidades em forma de placas geralmente ocorre a baixas temperaturas de transformação e é característica de aços com alto teor de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 02 - Imagens obtidas através de FIG - *Focused Ion Beam*, que ilustram os aspectos da ferrita bainítica: (a) e (b) em ripas, (c) e (d) em placas

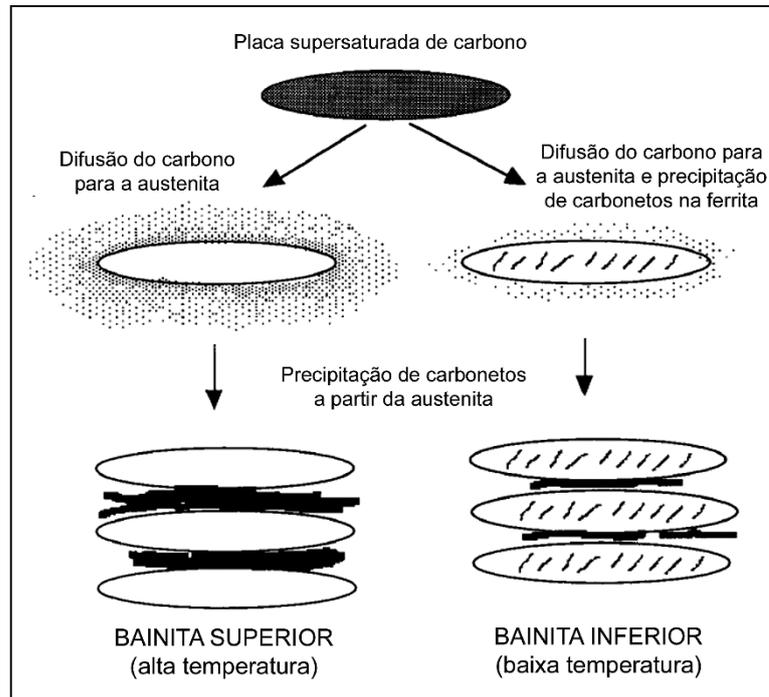


Fonte: Liu (2011)

Por outro lado, dependendo da temperatura em que ocorre a transformação e de acordo com a natureza das segundas fases, que junto com os feixes de ferrita bainítica constituem a bainita, podem se distinguir duas morfologias diferentes de bainita, bainita superior e bainita inferior (AARONSON; WELLS, 1956).

Quando as subunidades de ferrita bainítica contêm precipitados de cementita no seu interior a bainita se denominada bainita inferior. No entanto, se a cementita precipita entre as placas ou ripas de ferrita, e não se constata sua presença no interior das subunidades, a bainita é denominada de bainita superior, conforme representado na **Figura 03**.

Figura 03 – Representação esquemática dos mecanismos de formação e de transição entre bainita superior e bainita inferior

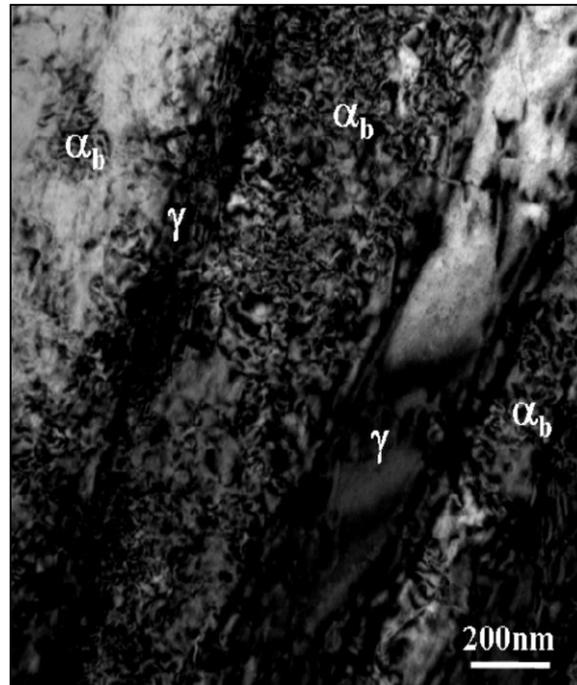


Fonte: Bhadeshia (2001)

A bainita superior se forma em maiores temperaturas em relação à bainita inferior, entretanto, ambas as morfologias têm mecanismos de transformação de fase semelhantes. Nos dois casos a reação se inicia com a nucleação de subunidades de ferrita bainítica nos contornos de grão austenítico e seu crescimento pode ser controlado por um mecanismo deslocativo, de modo que ao longo da transformação o movimento dos átomos de ferro é inferior ao espaçamento interatômico do reticulado cristalino. Esta transformação é acompanhada de cisalhamento, semelhante ao observado durante a transformação martensítica (BHADESHIA, 1981).

O aumento da densidade de discordâncias, causado pela deformação plástica da austenita, bloqueia a movimentação da interface da transformação (α/γ), dificultando o crescimento das subunidades de ferrita bainítica, de modo que o tamanho atingido por cada subunidade é significativamente menor do que o grão austenítico de partida. A **Figura 04** ilustra a alta densidade de discordâncias na ferrita bainítica, próxima à interface α/γ (CORNIDE, 2013).

Figura 04 - Imagem de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando emaranhados de discordâncias na interface ferrita/austenita na microestrutura bainítica, onde: α_b é ferrita bainítica e γ é austenita retida

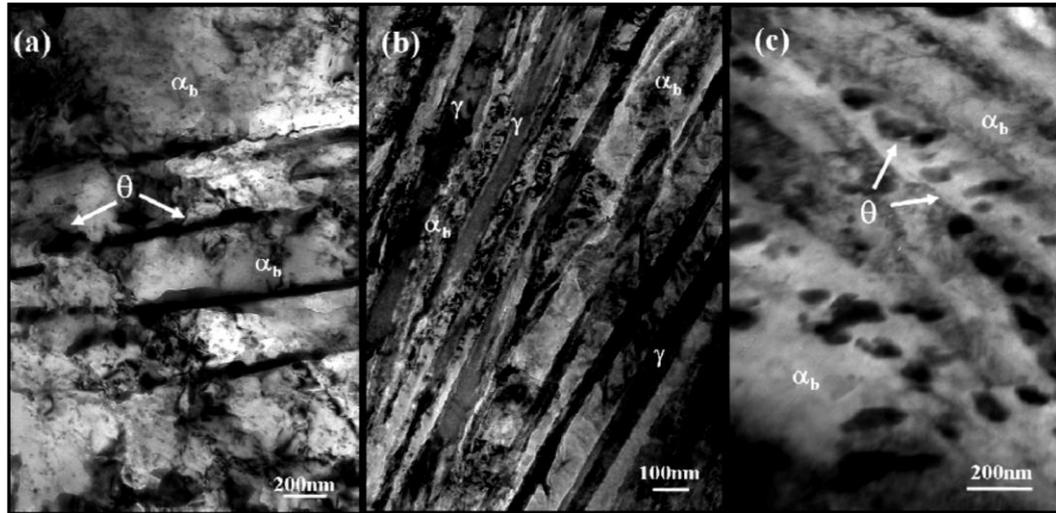


Fonte: Cornide (2013)

Do mesmo modo que a martensita, a ferrita bainítica cresce supersaturada em carbono, no entanto a alta mobilidade do carbono nas temperaturas onde ocorre a transformação de fase propicia sua difusão para a austenita circunvizinha para posteriormente precipitar entre as subunidades de ferrita, resultando em bainita superior, formada por subunidades de ferrita separadas por partículas de cementita (CORNIDE, 2013).

A **Figura 05(a)** apresenta a morfologia da bainita superior de um aço de médio teor de carbono e baixo silício (Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn) quando tratado isotermicamente a 500°C.

Figura 05 – Imagens de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando detalhes das diferentes morfologias de bainita (a) bainita superior em aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 500°C; (b) bainita livre de carbonetos em um aço Fe-1C-1,5Si-2Mn, tratado a 300°C, (c) bainita inferior em um aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 375°C



Fonte: Cornide (2013)

Quando o aço contém quantidades suficientes de elementos deliga, que inibem a formação de cementita, como por exemplo, o silício e alumínio, é possível suprimir a precipitação de carbonetos na austenita durante a transformação. Com isto, a microestrutura resultante é constituída por ferrita bainítica e austenita retida, denominada como bainita livre de carbonetos. Por outro lado, a bainita livre de carbonetos pode se constituir de martensita, caso a austenita residual não seja mecanicamente e termicamente estável irá se transformar durante o resfriamento até a temperatura ambiente. A **Figura 05(b)** apresenta uma morfologia de bainita livre de carbonetos que corresponde a um aço (Fe-1C- 1,5Si-2Mn), tratados a 300°C.

Nas temperaturas próximas à temperatura de transformação martensítica (M_i), a mobilidade de carbono é reduzida consideravelmente de modo que sua difusão para a austenita é restrita, possibilitando a precipitação de carbonetos no interior das subunidades de ferrita bainítica. A **Figura 05(c)**, ilustra a morfologia da bainita inferior do aço (Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn), quando tratado isotermicamente a 375°C, constituída por subunidades de ferrita bainítica com cementita entre as subunidades e no seu interior (CORNIDE, 2013).

2.1.2 Aspectos cinéticos da transformação bainítica em aços

Segundo Bhadeshia (2001) a transformação bainítica ocorre em intervalo de temperatura entre as transformações de alta temperatura, tais como: ferrita e perlita (cerca de 550°C a 720°C) e as transformações de baixas temperaturas, neste caso a martensita.

De acordo com a morfologia anteriormente descrita, a bainita superior consiste de agregados de plaquetas ou ripas de ferrita separadas por regiões de fases como austenita ou martensita, enquanto a bainita inferior tem um aspecto mais acicular, com lamelas mais individualizadas, e no interior da ferrita ocorre a precipitação de carbonetos muito finos e dispersos. Uma das primeiras teorias relacionada com o mecanismo de reação bainítica foi elaborada por Bhadeshia e Edmonds (1980) incorporando os seguintes princípios:

- a) Uma ripa individual de ferrita bainítica cresce sem difusão. Todo excesso de carbono é então particionado para a austenita. A fração volumétrica de ferrita bainítica é limitada pelo fato de que, para uma dada temperatura, as energias livres da austenita e da ferrita, se tornam idênticas;
- b) O tamanho de cada ripa individual é limitado pela perda de coerência na interface α/γ , em função da deformação plástica causada pela mudança de morfologia na frente de reação. O crescimento de um feixe de ripas exige então a nucleação de novas subunidades;
- c) A teoria clássica de nucleação não se aplica à transformação bainítica; uma vez que a nucleação é governada pela dissociação de arranjos tridimensionais de discordâncias.

Segundo Bhadeshia (2001) esta teoria foi importante na reprodução de alguns dos aspectos da transformação bainítica em aços isentos de carbonetos; por exemplo, quando a temperatura de início da transformação bainítica (B_i) é muito mais baixa do que aquela na qual a formação de ferrita torna-se termodinamicamente possível.

No entanto, uma das principais falhas deste modelo, segundo o próprio Bhadeshia, é a incapacidade de separar os eventos relacionados à nucleação das ripas de ferrita bainítica, que ocorre a partir dos contornos de grão da austenita,

daqueles que ocorrem de forma “autocatalítica”, para gerar os agregados de feixes de ripas. O modelo sugere que a nucleação ocorre de forma aleatória, o que já foi comprovado como sendo incorreto. Deste modo, o modelo não é apropriado para descrever o efeito do tamanho de grão austenítico na transformação bainítica.

Entretanto, para Aaronson (1999), existem três definições para bainita:

- a) Definição geral pela microestrutura: segundo esta definição, bainita é um produto não lamelar proveniente de um mecanismo não cooperativo de decomposição eutetóide. Esta definição implica a necessidade de duas fases como produto da reação;
- b) Definição pela cinética global de reação: a bainita tem uma curva em C própria no diagrama TTT, extensivamente sobreposta com a perlita, mas ainda inteiramente abaixo da curva C da perlita;
- c) Definição do relevo de superfície: segundo a qual as placas de ferrita têm um efeito de relevo de superfície associado a elas, e crescem por um mecanismo martensítico, ou em passos martensíticos marcados pela difusão de carbono.

Referente a cinética e aos aspectos limitadores da taxa da transformação bainítica, a mesma está relacionada com o teor de carbono na ferrita imediatamente após a frente de reação ter varrido a fase matriz (REYNOLDS, 1990).

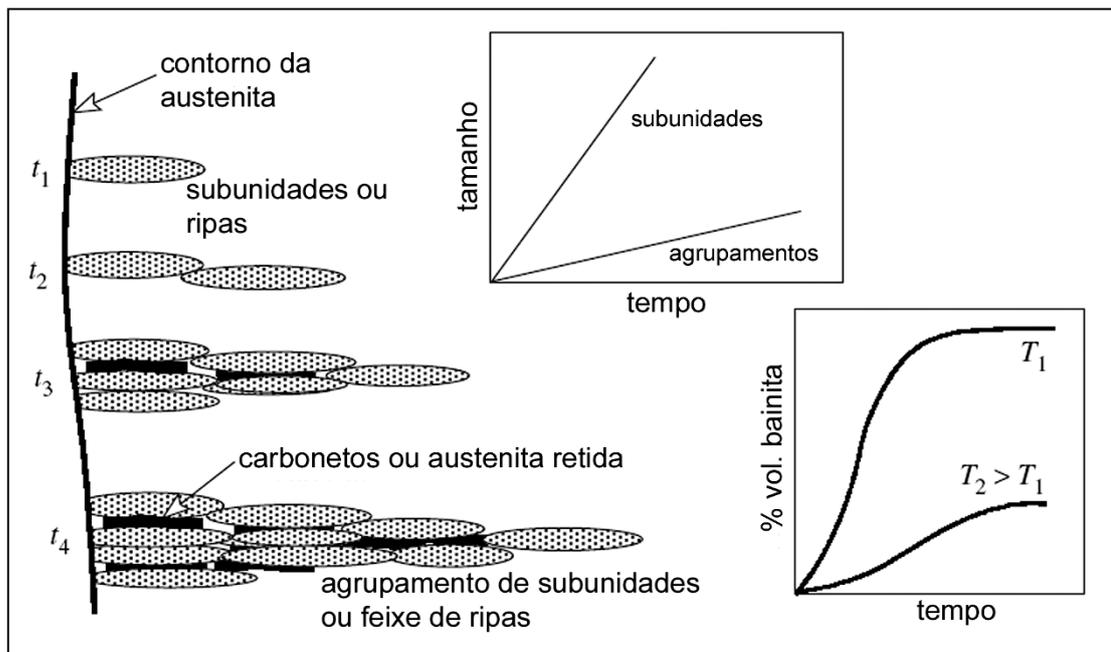
A observação posterior de Ko e Cottrell (1952) de que a formação de uma placa de ferrita daria origem a um efeito de relevo na superfície foi considerada uma evidência de um mecanismo martensítico de formação da bainita. Os mesmos autores interpretaram a existência de um relevo na superfície como evidência de crescimento “coerente” de ferrita supersaturada em carbono. Eles afirmaram, porém, que cinética global é muito mais lenta do que a da martensita, e controlada pela difusão de carbono. Afirmaram ainda que a formação da bainita é contínua, e não composta de passos sucessivos de crescimento. Portanto, fica evidente que esse conjunto de afirmações não está realmente de acordo com nenhum dos dois mecanismos propostos para a formação de bainita, uma vez que contraria particularidades dos dois pontos de vista. É importante destacar que o conceito de um mecanismo martensítico de formação da bainita não é devidamente suportado pelas velocidades de crescimento medidas experimentalmente.

Atualmente, o processo de crescimento não é totalmente esclarecido. Porém, sabe-se que, dependendo da temperatura, a quantidade de carbono nas regiões nucleadas poderá ser menor. Um crescimento coerente somente pode ocorrer na temperatura de reação bainítica, quando a tensão gerada devido à distorção na rede cristalina é aliviada. Este alívio de tensões somente pode ser obtido pela redução do teor de carbono da bainita (BHADESHIA, 2001).

Percebe-se ainda, que há concordância entre os autores em relação ao mecanismo de nucleação da bainita, dado através da nucleação de ripas de ferrita a partir dos contornos de grão da austenita de origem, bem como em relação ao mecanismo de crescimento, que neste caso é dado através da nucleação de repetidas subunidades, formando feixes de ripas de ferrita bainítica, com ou sem dispersão de carbonetos, austenita retida e/ou martensita.

A **Figura 06** apresenta um modelo descritivo para entender os mecanismos de nucleação e crescimento da bainita, reportado por Bhadeshia (2001), onde se pode notar a evolução da fração transformada da austenita de origem em constituintes bainíticos em função do tempo para diferentes temperaturas de tratamento.

Figura 06 – Modelo descritivo da cinética de transformação bainítica, mostrando a ocorrência de nucleação de ripas de ferrita bainítica a partir do contorno de grão da austenita, crescimento das ripas (ou subunidades) e nucleação repetida de ripas sucessivas



Fonte: Bhadeshia (2001)

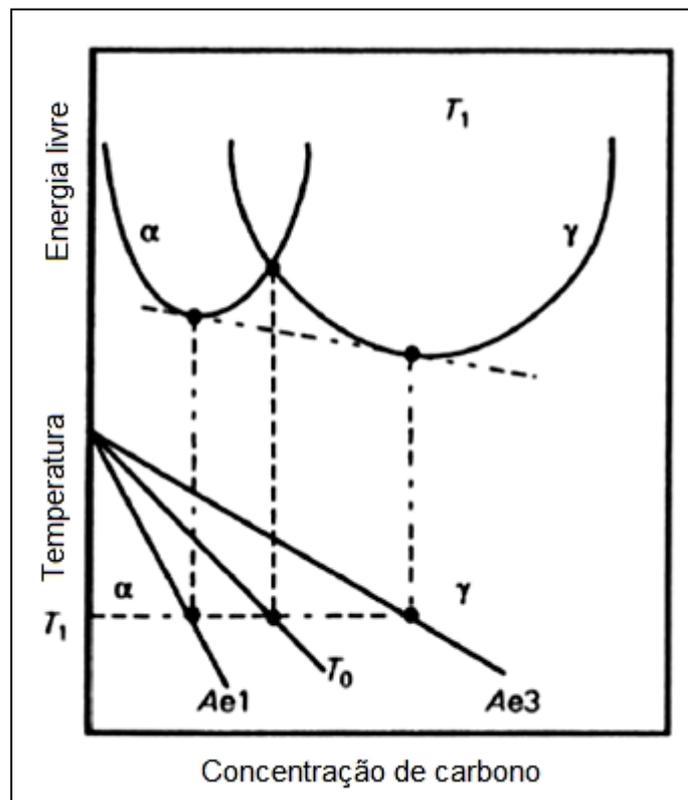
O tempo é um fator importante para a transformação bainítica e está ilustrado também na **Figura 06**, onde é possível notar a variação da taxa de transformação bainítica para duas diferentes temperaturas, assim como a mesma também influencia no tamanho das subunidades e agrupamentos (BHADESHIA, 2001).

2.1.3 Considerações termodinâmicas da transformação bainítica

Zener (1946) usou o conceito de energia livre para explicar o crescimento da bainita, por meio da quantificação da temperatura T_0 , que corresponde a temperatura na qual a austenita e a ferrita, com igual composição química, possuem a mesma energia livre.

Alguns dos aspectos termodinâmicos da transformação bainítica podem ser analisados e entendidos com auxílio do gráfico da **Figura 07**, que apresenta curvas de energia livre, para a ferrita (α) e para a austenita (γ), em função da concentração de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 07 - Curvas de energia livre para a ferrita e para a austenita em função da concentração de carbono, ilustrando o conceito da linha T_0 e da concentração de equilíbrio entre as fases



Fonte: Adaptado de Bhadeshia (2001)

Em uma determinada temperatura T_1 de tratamento, as ripas de ferrita bainítica nucleiam e começam a crescer. O crescimento das ripas de ferrita é acompanhado pela partição de carbono para a austenita residual. Num dado momento da reação, a concentração de carbono atinge o valor T_0 , onde a reação bainítica praticamente cessa, assumindo que a concentração de carbono na austenita retida é homogênea em toda a seção.

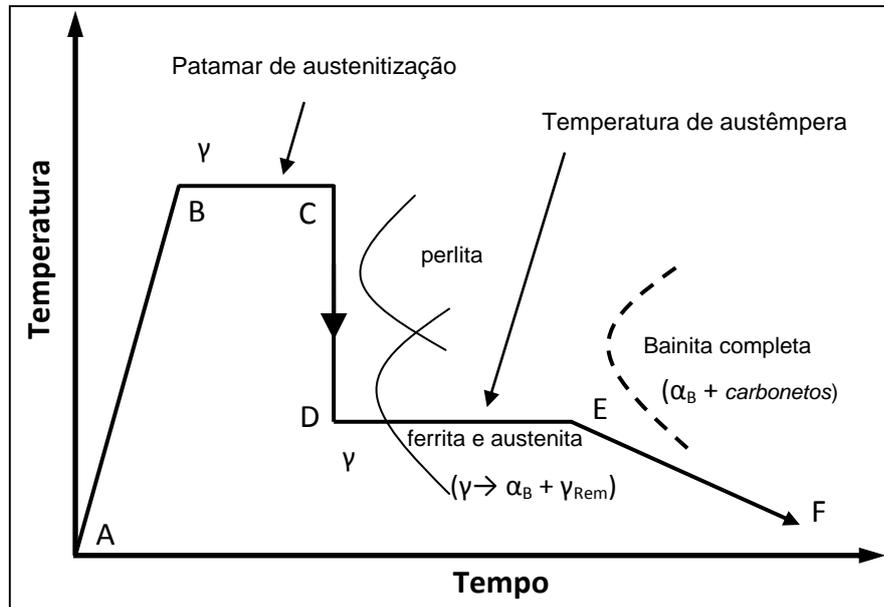
A linha de composição T_0 se torna o ponto onde as energias livres das fases ferrita e austenita assumem valores iguais, para o mesmo teor de carbono. Diz-se, então, que a reação é incompleta, pois ela é interrompida antes que a austenita atinja a sua composição de equilíbrio, dada pela linha Ae_3 . É nesse estágio que a austenita retida é estabilizada pela máxima concentração de carbono disponível na reação bainítica. (BHADESHIA, 2001; RAMOS, 2008; REYNOLDS, 1990; YESCAS e BHADESHIA, 2001).

2.1.4 Aspectos cinéticos e morfológicos da transformação bainítica incompleta

A despeito da controvérsia relacionada com os mecanismos de formação da bainita, se por um mecanismo difusional (chamado de “reconstrutivo”), ou por mecanismo de cisalhamento ou martensítico (“deslocativo”), pode-se afirmar que a formação da bainita superior e inferior ocorre pela nucleação de ripas (ou agulhas) de ferrita a partir dos contornos de grão da austenita, seguida do crescimento pela nucleação de repetidas subunidades, formando feixes de ripas de ferrita bainítica. No final da transformação, esses feixes de ripas poderão conter dispersões de carbonetos, austenita retida e martensita (BHADESHIA, 2001; REYNOLDS, 1990).

Na **Figura 08** apresenta-se um diagrama esquematizando a transformação bainítica incompleta, onde é possível observar a interrupção ou estase da transformação bainítica, logo abaixo onde acontece a separação entre as curvas em C da bainita e da ferrita/perlita, acentuada pela existência de uma baía na curva TTT nestes aços (KOVACS, 1990).

Figura 08 - Diagrama esquemático das etapas do tratamento térmico de austêmpera. Sendo: γ - austenita; α_B - ferrita bainítica; γ_{Rem} - austenita remanescente



Fonte: Adaptado de Kovacs (1990)

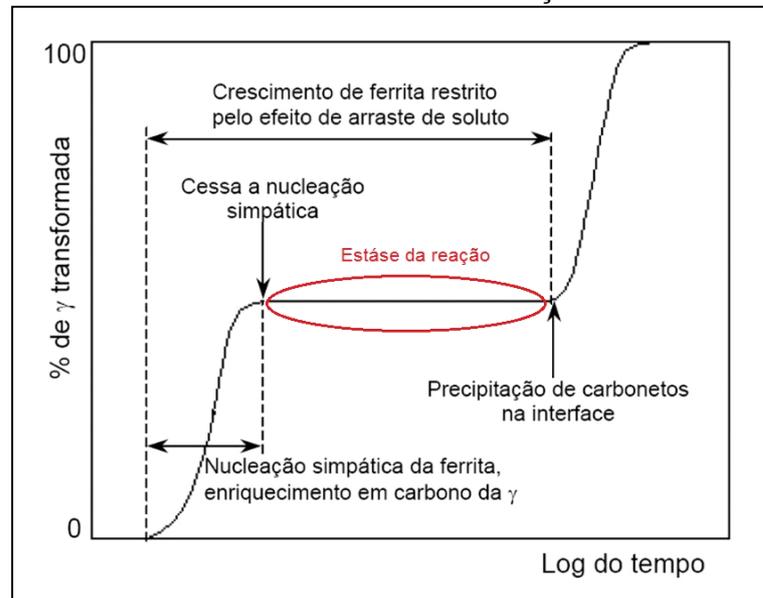
A estãse ocorre tanto nos aços ligados com elementos de liga que são fortes formadores de carbonetos, como cromo (Cr) e molibdênio (Mo), em concentrações onde a cementita (Fe_3C) não é mais o carboneto de equilíbrio, como também nos aços ligados com silício (Si) ou alumínio (Al), quando estes elementos estão associados a teores críticos de manganês (Mn) ou níquel (Ni). Nestes aços o efeito do Si ou do Al é devido à solubilidade quase nula destes elementos na cementita, o que atrasa a formação dos carbonetos (GOLDENSTEIN, 2002).

O fenômeno de estãse da reação está relacionado com o fenômeno de arraste de soluto, causado pela segregação de alguns elementos substitucionais, principalmente o silício, na interface, levando a uma redução da cinética de migração das interfaces entre ferrita bainítica e austenita (GOLDENSTEIN, 1999).

Quando o efeito de arraste de soluto reduz drasticamente a cinética de crescimento da ferrita, atua o mecanismo de nucleação simpática, formando outra subunidade de ferrita bainítica, nucleada na interface austenita/ferrita anterior, que por sua vez atrai os elementos substitucionais pelo efeito de arraste de soluto, até nuclear simpaticamente outra subunidade (REYNOLD, 1990, FERRER, 2003; KIM et al., 2007; OLOFSSON, 2011).

Na **Figura 09** é apresentado um diagrama esquemático da cinética global da transformação bainítica, destacando fenômeno da estase da reação bainítica (REYNOLD, 1990; FERRER, 2003).

Figura 09 - Diagrama esquemático da cinética global da transformação bainítica mostrando o fenômeno de estase da reação



Fonte: Adaptado de Ferrer (2003)

A partir da interpretação do gráfico da **Figura 09** é possível identificar uma região onde ocorre a estase da reação bainítica, ilustrado pela reta que inicia logo após o cessar da nucleação simpática e se estende até o início da precipitação de carbonetos, percebe-se que não há variação da fração transformada da austenita.

A redução da taxa de nucleação simpática ocorre quando se diminui o potencial para a nucleação das subunidades, somando-se o efeito da concentração local de carbono (T_0) ao efeito de arraste de soluto dos elementos substitucionais, levando ao fenômeno de estase da transformação.

Para a ferrita bainítica inferior nos aços, o mecanismo proposto por Bhadeshia e Edmonds (1979) e Speer et al (2003) mostra que os processos de difusão a baixas temperaturas são limitados principalmente pelo movimento de átomos de carbono, onde o conceito de “para-equilíbrio” é usado para descrever condições onde os átomos substitucionais não participam entre as fases austenita e ferrita durante a transformação. Desse modo, as composições químicas da ferrita bainítica e da austenita, em termos de elementos substitucionais mantêm-se inalteradas, havendo

somente a partição do carbono da ferrita bainítica para a austenita retida por uma diferença de solubilidade (SPEER *et al.*, 2003).

Os mecanismos de arraste de soluto e o de para-equilíbrio acontecem antes da estase da reação, quando o mecanismo de nucleação simpática cessa. Durante a estase da reação os dois mecanismos citados, tanto para a ferrita bainítica superior (efeito de arraste de soluto) como para a ferrita bainítica inferior (para-equilíbrio) convergem para o para-equilíbrio restrito (DAI *et al.*, 2001).

No para-equilíbrio restrito assume-se que não ocorre mais a migração das interfaces, ou seja, não ocorre mais o mecanismo de nucleação simpática; porém, ainda ocorre a partição do carbono da ferrita bainítica para a austenita retida, dentro da janela de processo descrita anteriormente.

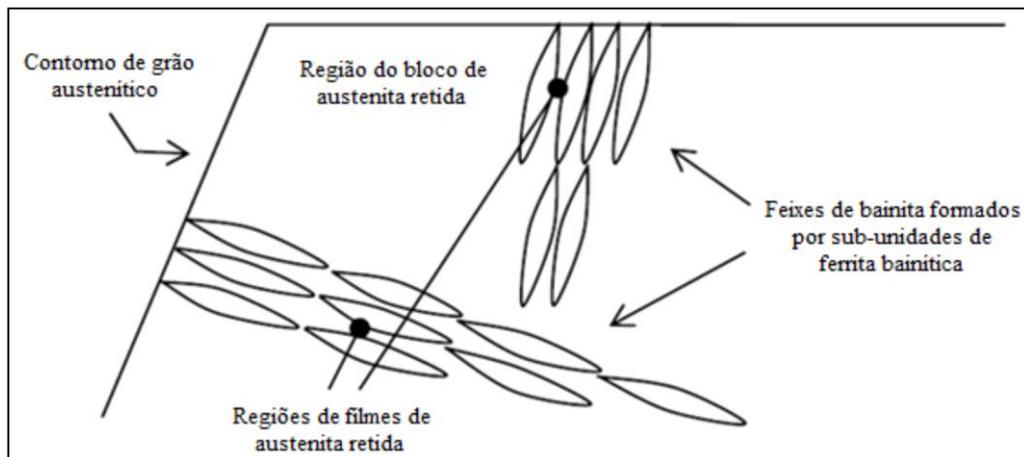
A quantidade de ferrita bainítica nucleada é influenciada pela temperatura de tratamento, pois uma menor temperatura de austêmpera promove um maior grau de super-resfriamento e, conseqüentemente, a nucleação de uma maior quantidade de ferrita bainítica para um mesmo intervalo de tempo (REYNOLDS, 1990; FERRER, 2003; FIELDING, 2014). A estabilidade da austenita retida com o particionamento do carbono da ferrita bainítica, ocorreria através de para-equilíbrio restrito na estase da reação (DHANASE, 2001; PUTATUNDA, 2003; FERRER, 2003; PUTATUNDA, 2006; FIELDING, 2014).

Também, a quantidade de ferrita bainítica aumenta para maiores tempos de transformação isotérmica. No entanto, a quantidade máxima obtida para uma dada temperatura de transformação isotérmica é restrita pelo fenômeno da reação incompleta (CABALLERO, 2008). Como resultado da reação incompleta da bainita se obtém uma microestrutura composta por feixes de ferrita bainítica e austenita retida na forma de filmes e blocos.

A austenita retida sob a forma de filmes finos está presente entre as subunidades de ferrita bainítica. Esta contém uma maior concentração de carbono em relação aos blocos, isso porque o excesso de carbono presente na ferrita bainítica se difunde para a austenita, enriquecendo-a (GARCIA, 2003). Dessa forma, os filmes de austenita retida apresentam uma maior estabilidade térmica. A temperatura M_i correspondente aos filmes de austenita é menor do que a dos blocos. Portanto, após a transformação bainítica, os blocos de austenita com menor concentração de carbono podem se transformar em martensita no resfriamento final, conforme abordado anteriormente.

Os filmes de austenita retida ricos em carbono apresentam, também, uma maior estabilidade mecânica para maiores graus de deformação. Já a presença de austenita retida na forma de blocos transforma-se em martensita não revenida e frágil no início da deformação, contribuindo para uma baixa tenacidade (GARCIA, 2009; CABALLERO, 2008). De acordo com Miihkinen e Edmonds (1987) “uma boa tenacidade à fratura é atribuída à presença de filmes finos de austenita retida termicamente e mecanicamente estável”. Segundo os autores (Sherif, et. al, 2004.), os filmes de austenita retida atenuam a propagação das trincas. A **Figura 10** apresenta um esquema da presença de austenita retida em aços bainíticos contendo alto teor de silício (SANTOFIMIA, 2007).

Figura 10 – Representação esquemática da microestrutura bainítica ilustrando a formação e estabilização dos blocos e filmes de austenita retida durante a transformação bainítica incompleta



Fonte: Santofimia (2007)

A fração de austenita na forma de blocos e filmes pode ser deduzida a partir da fração total de austenita retida (V_γ) determinada por difração de raios-X. Estima-se que cerca de 15% do volume contido dentro do contorno de um feixe de bainita consiste de filmes de austenita retida intercalados com as subunidades de ferrita bainítica (V_{ab}) (GARCIA *et al.*, 2004)

Logo, a razão da fração volumétrica de filmes de austenita retida ($V_{\gamma f}$) em relação aos blocos ($V_{\gamma b}$) pode ser dada pela **Equação 01**:

$$\left(\frac{V_{\gamma f}}{V_{\gamma b}}\right) = \frac{0,15.V_{ab}}{(V_\gamma - 0,15.V_{ab})} \quad (01)$$

A maximização dessa razão é equivalente ao aumento da fração de bainita para uma dada temperatura de transformação isotérmica. Isto não apenas promove o enriquecimento de carbono, como também refina e reduz a quantidade de austenita na forma de blocos (GARCIA et al., 2004).

2.1.5 Efeito dos elementos de liga na transformação bainítica

Os aços de modo geral são compostos por ferro (Fe) e carbono (C), contendo elementos de liga. Os elementos de liga são adicionados para modificar as características do aço, como resistência mecânica, tensão de escoamento, resistência ao desgaste, a fadiga e impacto. Atuam, ainda, modificando as curvas do diagrama TTT.

Podem-se citar como principais elementos de liga adicionados aos aços o silício (Si), alumínio (Al), manganês (Mn), cromo (Cr), níquel (Ni), cobalto (Co), molibdênio (Mo) e boro (Bo). Dentre estes, foram destacados neste estudo os que apresentam maior influência na transformação bainítica dos aços.

Dentre estes, elementos como: Cr, Mo, Mn, Si e Ni, de maneira geral, tornam mais lenta a difusão do carbono na estrutura do ferro, atrasando a transformação da austenita em ferrita. A temperabilidade do aço é, portanto, aumentada e a formação de martensita pode ocorrer com taxas de resfriamento menores (STARK et al, 1990).

Segundo Barbacki (1995), para a formação dos aços bainíticos livre de carbonetos e de alta resistência precisa-se trabalhar com o alto teor de silício (em torno de 2%) e adições de Manganês (1 a 3%) e/ou Níquel (até 4%). O silício por retardar a formação dos carbonetos, o manganês, principalmente, por aumentar a austemperabilidade e o níquel além de auxiliar aumentando a austemperabilidade da liga, tende a aumentar à tenacidade a fratura do material.

O carbono tem efeito direto na faixa de temperatura em que ocorre a transformação bainítica. A temperatura da transformação da bainita pode ser reduzida por alguns elementos de liga, porém é o carbono que exerce o maior efeito sobre esta. Apresenta maior solubilidade na austenita que na ferrita, auxiliando na estabilidade da austenita. A sua concentração é um dos fatores mais importantes, do qual depende a estabilidade da austenita, pois dependendo da sua quantidade é possível se ter austenita retida a temperatura ambiente (BLECK, 2002).

O molibdênio melhora a austemperabilidade da liga retardando a formação da perlita, o que permite menores taxas de resfriamento. Tem efeito de arrasto de soluto, retardando a recristalização e a precipitação de átomos de impurezas. Aumenta a solubilidade do carbono na austenita, devido à diminuição da força motriz da precipitação. Este também melhora a resistência à fadiga e propriedades magnéticas da liga (IMOA, 2010).

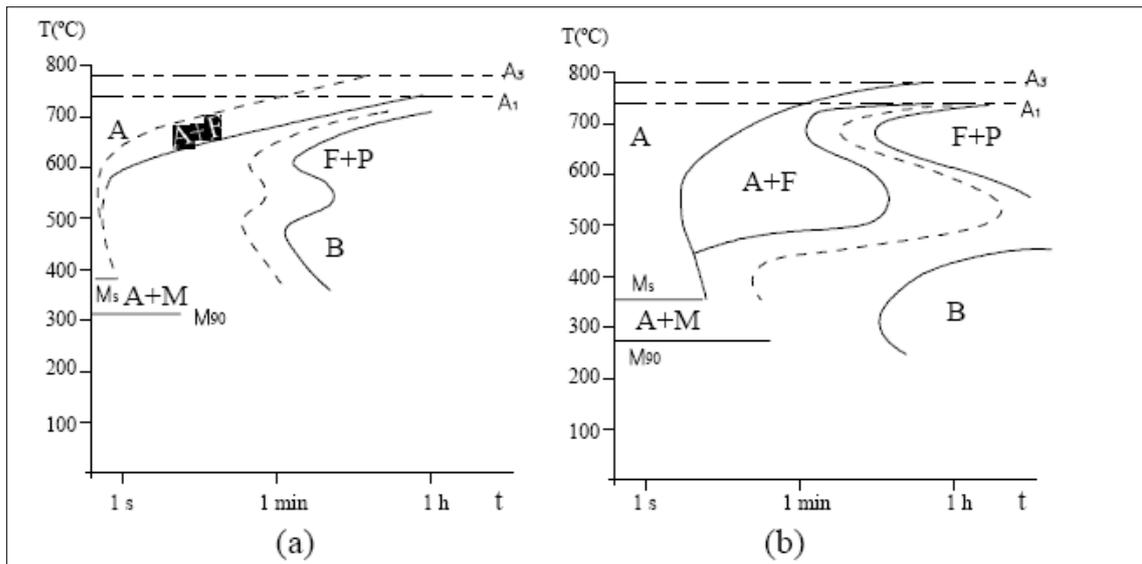
Outro efeito do molibdênio na microestrutura é alterar a morfologia da perlita e favorecer a sua substituição parcial por bainita superior. Segundo Lonsdale (2010), adições de molibdênio, cromo e silício em aços bainíticos isentos de carbonetos alteram as propriedades mecânicas, como maior dureza e tensão de escoamento em temperaturas elevadas.

O silício é um elemento muito importante na composição dos aços bainíticos isentos de carbonetos, devido a retardo na formação de carbonetos. Este elemento expulsa o carbono em solução sólida na austenita aumentando sua difusão na ferrita, e como o silício é pouco estável na cementita, retarda assim a precipitação de carbonetos durante a transformação bainítica. Posteriormente favorecendo a segregação do carbono que estava na ferrita para a austenita remanescente. Este fenômeno é o que ocorre durante a transformação bainítica incompleta (BARBACKI, 1995, BLECK, 2002).

O cromo em pequenos teores eleva a temperabilidade, também auxilia na resistência à oxidação, à corrosão, à abrasão (com alto teor de carbono) e na resistência mecânica em altas temperaturas. Sendo bastante utilizado na confecção de peças de grandes seções (BHADESHIA, 2005).

Os elementos de liga em solução sólida na austenita, além de deslocarem as curvas de transformação, contribuem na formação das curvas “C” de forma individualizada, diferente do aço ao carbono que se consegue identificar apenas uma curva (FERNANDES, 2003). O cromo (Cr) tem aproximadamente o mesmo efeito sobre o campo perlítico e bainítico e para concentrações de cromo superiores a 3% a separação entre estes dois domínios é completa, como pode ser observado na **Figura 11**.

Figura 11 – Influência do cromo (Cr) nas curvas em C do diagrama TTT



Fonte: Fernandes (2003)

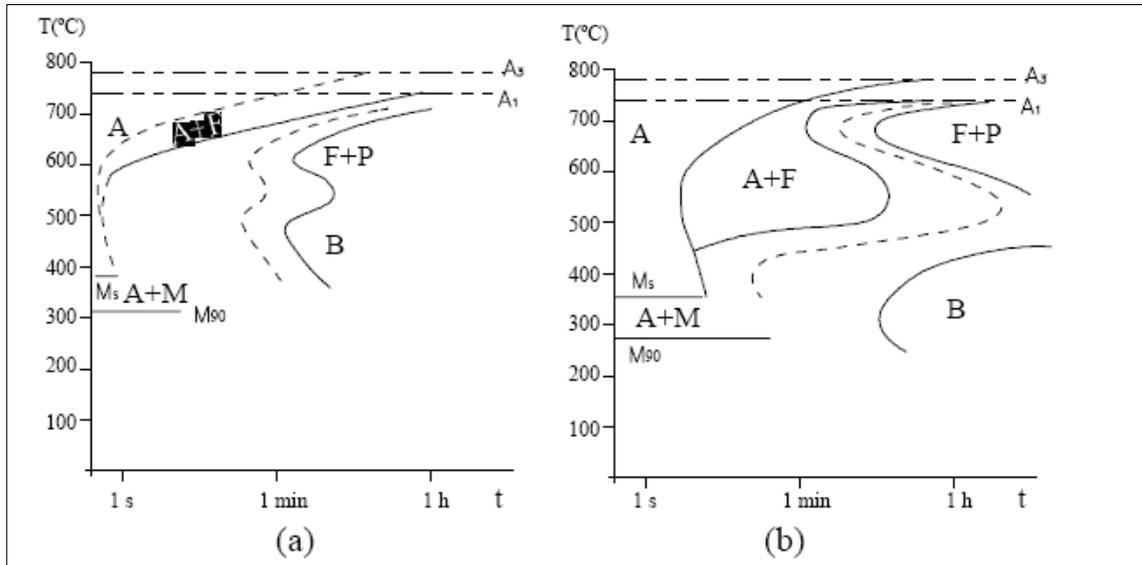
Fica evidente a influência nas curvas na medida em que se aumenta o teor de cromo, em (a) trata-se de um material com 0,40% de carbono e 0,5% de cromo e em (b) material com 0,35% de carbono e 2,0% de cromo.

Os principais elementos estabilizadores da austenita em temperatura ambiente são o níquel e manganês e, isto dependerá da quantidade mínima destes elementos (FERNANDES, 2003).

O níquel é um elemento que aumenta a austemperabilidade, permitindo uma redução considerável da velocidade crítica de resfriamento para a formação de bainita. Quando o níquel é adicionado juntamente com o cromo, ele torna o aço resistente à corrosão e ao calor, também contribui para o refino de grão e um fato importante é que ele não é formador de carbonetos (BARBACKI, 1995).

O níquel tem um efeito moderado sobre o papel de retardar as transformações isotérmicas; o seu efeito consiste em um deslocamento das curvas em "C" para tempos mais longos sem alterar substancialmente a forma e as posições, como por exemplo mostrado na **Figura 12**.

Figura 12 – Influência do níquel (Ni) nas curvas em C do diagrama TTT. Legenda: a) material com 0,60% de Carbono e 1,0% de Níquel; (b) material com 0,60% de Carbono e 4,0% de Níquel

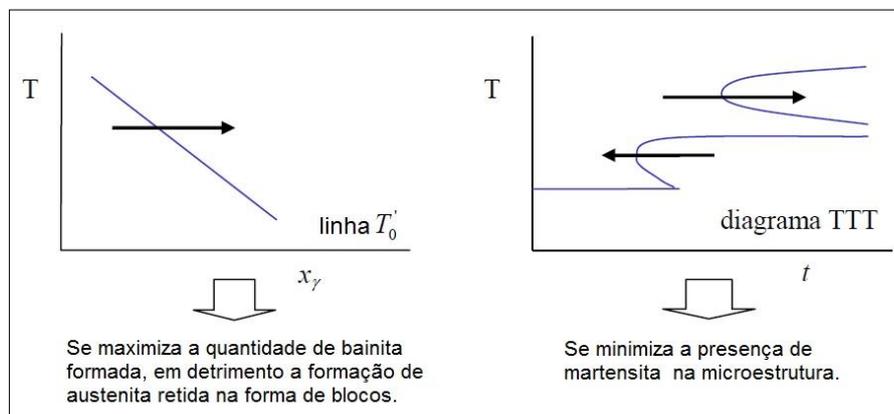


Fonte: Fernandes (2003)

Ainda com relação ao níquel, pode-se dizer que ele aumenta austemperabilidade, ou seja, favorece no tratamento térmico de austêmpera fazendo com que se diminua consideravelmente a velocidade de resfriamento e com isto tem o efeito retardador para formação da bainita (BARBACKI, 1995).

Analogamente, Santofimia (2007) mostra o efeito dos elementos de liga na linha T_0' (T_0 é a temperatura na qual $G_\alpha = G_\gamma$, onde G_α e G_γ são as energias livres da ferrita e da austenita de idêntica composição química, respectivamente) que representa a temperatura de equilíbrio metaestável austenita-ferrita; e no diagrama TTT dos aços com microconstituintes bainíticos, conforme ilustra a **Figura 13**.

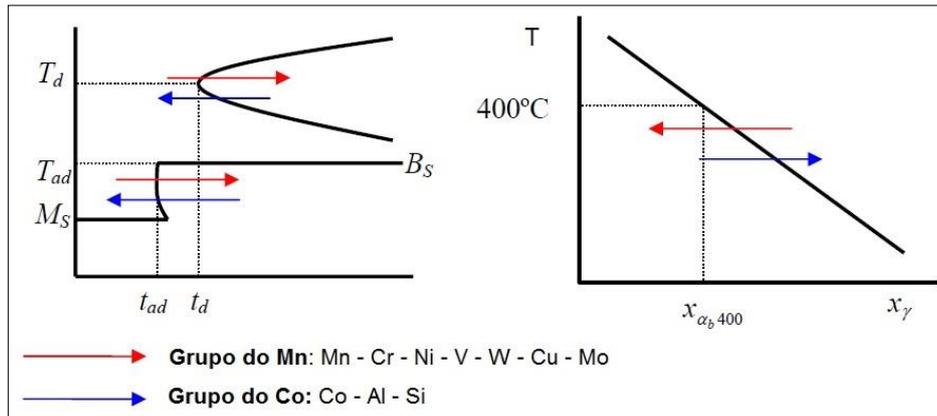
Figura 13 – Efeito dos elementos de liga na linha T_0' e no digrama TTT



Fonte: Adaptado de Santofimia (2007)

Correlacionando o efeito global dos principais elementos de liga, utilizados em aços bainíticos, com a linha T_0' e o diagrama TTT, pode-se dividir estes elementos em dois grupos, como indicado na **Figura 14**.

Figura 14 – Esquema do efeito global de alguns elementos de liga na linha T_0' e diagrama TTT



Fonte: Adaptado de Santofimia (2007)

De acordo com Santofimia (2007) o níquel tende a retardar a transformação da austenita em ferrita, o que resulta no deslocamento para direita das duas curvas em “C” do diagrama TTT. Por sua vez, desloca a linha T_0' para concentrações mais baixas de carbono.

2.1.6 Mecanismos de endurecimento atuantes em aços com microconstituintes bainíticos

A excelente combinação de propriedades mecânicas obtidas em aços com constituintes bainíticos pode ser atribuída, principalmente, à interação de diferentes mecanismos de endurecimento, sendo que os principais mecanismos de endurecimento que estão presentes na transformação bainítica são:

- Refino do tamanho de grão ferrítico, ou seja, da ripa de ferrita bainítica. O comprimento e a espessura das ripas diminuem com a redução da temperatura de transformação;
- A densidade de discordâncias, que aumenta com o decréscimo da temperatura de transformação. Estas discordâncias surgem devido às

- deformações acarretadas pela transformação de fase. Os precipitados de segunda fase, como carbeto, contribuem para o aumento das discordâncias;
- c) A dispersão dos precipitados de segunda fase, que é cada vez mais efetiva com o aumento do teor de carbono e com o decréscimo da temperatura de transformação. Existe uma relação crescente e linear entre a densidade de partículas de precipitados e a tensão limite de escoamento;
- d) O carbono dissolvido na ferrita bainítica, que aumenta com o decréscimo da temperatura de transformação. Isso causa endurecimento por solução sólida e endurecimento por interação com as discordâncias.

Pode ser constatado, que todos estes mecanismos de endurecimento aumentam de intensidade à medida que a temperatura de transformação diminui.

Vários autores estabeleceram correlações para determinar a influência dos mecanismos de endurecimento na resistência mecânica dos aços bainíticos. Inicialmente, Pickering (1978) e Leslie (1981), contribuíram para a interpretação matemática destes fenômenos através das Equações 02, 03 e 04.

A **Equação 02**, empírica, correlaciona a tensão de escoamento (LE) com o tamanho de ripa bainítica (d) e com o número (n) de partículas de precipitados por área observada:

$$LE \text{ (MPa)} = 15,4 \times (-12,6 + 1,13d^{1/2} + 0,98n^{1/4}) \quad (02)$$

Deve ser ressaltado que, existe um limite inferior de distribuição de precipitados, abaixo do qual estes não contribuem para a resistência mecânica. Assim, a **Equação 02**, descrita anteriormente, se aplica somente em caso de fina dispersão de precipitados e a dispersão destes só se torna um mecanismo de endurecimento significativo se o espaçamento entre as partículas for menor do que o tamanho de uma ripa de ferrita bainítica. Nas bainitas inferiores e superiores de alto carbono há significativa contribuição da dispersão de precipitados ao endurecimento. Na bainita superior o endurecimento associado às discordâncias está incorporado ao efeito do tamanho de grão, já que muitas discordâncias se formam nos contornos das ripas de ferrita bainítica, mas na bainita inferior o endurecimento associado às discordâncias tende a ser incorporado ao efeito da dispersão de partículas de precipitados de segunda fase (LESLIE, 1981; PICKERING, 1978).

A combinação do tamanho de grão austenítico, da densidade de discordâncias e do espaçamento entre partículas de precipitados contribuem para a boa resistência mecânica ao escoamento e podem ser correlacionadas conforme a **Equação 03**:

$$LE \text{ (MPa)} = 9,8 \times (60 + 1,25 \mu b n^{1/2} + 1,2 \times 10^{-4} \rho) \quad (03)$$

Onde: n é o número de precipitados por mm^2 numa seção planar, μ é o módulo de cisalhamento, b é o vetor de Burgers e ρ é a densidade de discordâncias em linhas por mm^2 .

Posteriormente foi desenvolvida empiricamente a **Equação 04**:

$$LE \text{ (MPa)} = 650 + 12,3 \times 10^{-2} \omega^{-1} + 41 \times 10^{-3} \lambda^{-1} \quad (04)$$

Onde: ω é a largura da plaqueta bainítica e λ é o espaçamento planar médio, entre as partículas de precipitados, ambos em milímetro. Esta última equação não segue a relação $d^{1/2}$ e nem inclui a densidade de discordâncias (LESLIE, 1981; PICKERING, 1978).

Corroborando com Leslie (1981) e Pickerling (1978), Barbacki (1995) cita que o aumento da resistência da bainita pode ser proveniente dos seguintes mecanismos: endurecimento por solução sólida, aumento do nível de deslocações, endurecimento através dos carbonetos ou endurecimento por contornos de grão.

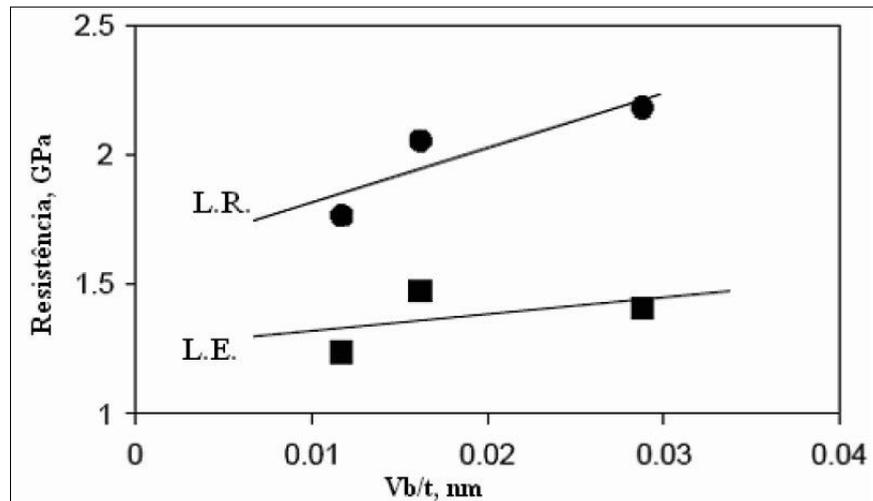
A interação destes mecanismos dificulta o cálculo preciso da resistência da bainita. Considerando o efeito do aumento de resistência por diminuição do tamanho do grão, devem-se considerar no mínimo dois parâmetros: o tamanho do pacote de bainita (feixe) e o tamanho da agulha (placa, subunidade).

De acordo com Barbacki (1995) a tensão de escoamento e a tensão limite de resistência à tração são particularmente insensíveis ao tamanho do pacote da bainita, que por sua vez depende do tamanho do grão austenítico original. O tamanho da agulha, por outro lado, especialmente sua espessura, é uma das principais contribuições microestruturais para o aumento da resistência de aços com constituintes bainíticos.

O aumento da resistência na microestrutura é gerado pelas finas placas de ferrita bainítica obtidas por transformações a baixas temperaturas. As tensões limites

de resistência à tração e de escoamento estão relacionados com a razão: fração volumétrica de bainita / dimensão da placa de ferrita bainítica (Vb/t) como mostra a **Figura 15** (MATEO *et al.*, 2005).

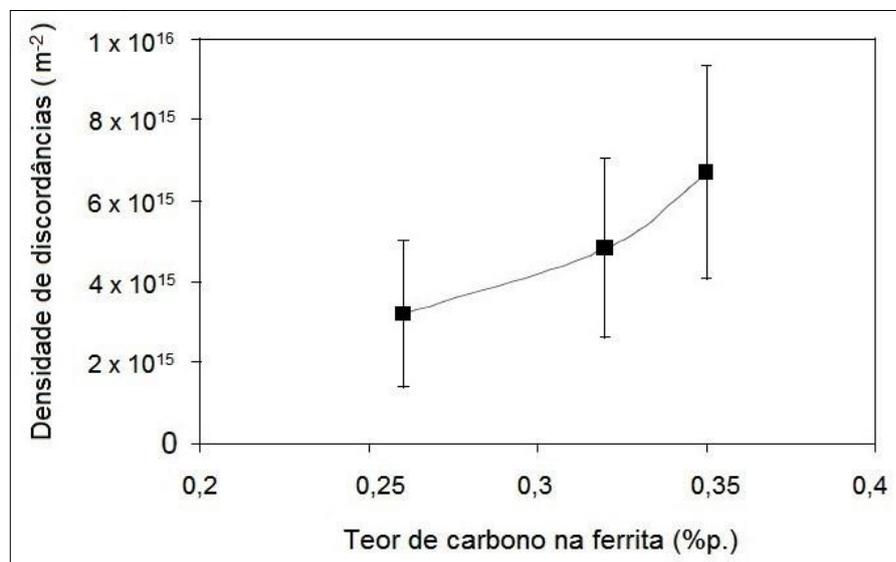
Figura 15 – Comportamento dos limites de resistência com a razão Vb/t



Fonte: Adaptado de MATEO *et al.* (2005)

Existem outros fatores que contribuem para a variação dos limites de resistência, nos aços bainíticos, através de mecanismos de endurecimento, em especial, o excesso de carbono na ferrita e a densidade de discordâncias, conforme **Figura 16**.

Figura 16 – Curva ilustrando a relação da densidade de discordâncias com o teor de carbono na ferrita



Fonte: Adaptado de MATEO *et al.* (2005)

O excesso de carbono é uma consequência do modo de transformação por deslizamento, existindo assim uma correlação entre os teores de carbono e a densidade de discordâncias. O autor sugere que o carbono permanece preso em solução na ferrita bainítica, como originalmente indicado na literatura para a martensita. Assim, não deve haver contribuição do carbono, por estar em solução sólida, no aumento da resistência, mas devido a seu efeito na mobilidade das discordâncias (MATEO *et al.*, 2005).

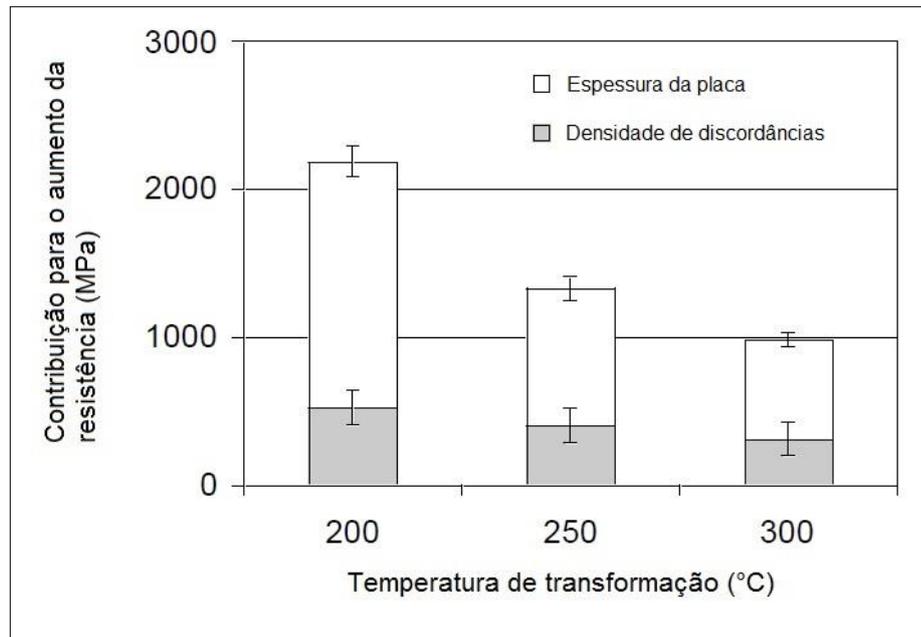
Honeycombe e Bhadeshia (1995) citados por Mateo *et al.* (2005), indicam que o aumento da resistência devido ao aumento da densidade de discordâncias pode ser expresso conforme a **Equação 05**:

$$\Delta\sigma = 7,34 \times 10^{-6} (\rho)^{0,5} \quad (05)$$

Onde: ρ é a densidade de discordâncias dada em m^{-2} e $\Delta\sigma$ é a variação da resistência em MPa.

Na **Figura 17**, são ilustrados os efeitos dos mecanismos de endurecimento de espessura da placa e da densidade de discordâncias, corrigidos pelas respectivas frações volumétricas de ferrita bainítica. Conforme exposto, em baixas temperaturas de transformação, a contribuição do refino das placas de ferrita bainítica é muito grande somado a contribuição da elevada densidade de discordâncias. Em temperaturas de transformação mais elevadas, a fração de bainita diminui enquanto sua espessura aumenta, levando a menores contribuições de ambos os mecanismos de endurecimento (MATEO *et al.*, 2005).

Figura 17 – Contribuição do mecanismo de endurecimento na resistência para diferentes temperaturas de transformação bainítica



Fonte: Adaptado de MATEO *et al.* (2005)

Por outro lado, tenacidade e ductilidade, podem ser influenciadas pela quantidade de austenita retida presente na microestrutura (MATEO *et al.*, 2005).

Com o objetivo de verificar as elevadas resistências mecânicas, em aços com constituintes bainíticos, será descrito um modelo adotado por Santofimia (2007) que considerada a combinação de bainita, martensita e austenita retida nas propriedades mecânicas dos aços bainíticos.

A tensão de escoamento de uma microestrutura constituída por uma mistura de bainita, martensita e austenita retida, pode ser calculado pela soma das contribuições para a resistência proporcionada por cada uma das fases, conforme **Equação 06:**

$$\sigma_{total} = (\sigma_{\alpha b} \cdot v_{\alpha b}) + (\sigma_{\alpha'} \cdot v_{\alpha'}) + (\sigma_{\gamma} \cdot v_{\gamma}) \quad (06)$$

Onde σ_{total} é a tensão de escoamento da microestrutura, $v_{\alpha b}$; $v_{\alpha'}$ e v_{γ} são as frações volumétricas da bainita, martensita e austenita presentes na microestrutura e $\sigma_{\alpha b}$; $\sigma_{\alpha'}$ e σ_{γ} são os valores de limite de escoamento das mesmas fases, respectivamente.

2.1.6.1 Tensão de escoamento da bainita e martensita

De acordo com Santofimia (2007, p. 116) “a tensão de escoamento da bainita e da martensita pode ser calculado através da **Equação 07**, a seguir”.

$$\sigma_{\alpha b / \alpha'} = \sigma_{Fe} + \sigma_{SS} + \sigma_C + \sigma_g + \sigma_\rho \quad (07)$$

Onde σ_{Fe} é a resistência atribuída ao ferro puro, σ_{SS} é a resistência atribuída aos elementos substitucionais em solução sólida, σ_C é a resistência do carbono, σ_g é contribuição atribuída ao tamanho de grão e σ_ρ é a contribuição da densidade de discordâncias.

i) CONTRIBUIÇÃO DO FERRO PURO σ_{Fe}

O ferro alfa puro, em condições de recozimento completo, tem uma contribuição à tensão de escoamento de aproximadamente 219 MPa a 23°C (SANTOFIMIA, 2007).

ii) CONTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS SUBSTITUCIONAIS σ_{SS}

De acordo ainda com Santofimia (2007) as concentrações dos elementos substitucionais na bainita e na martensita são definidas pela composição química do aço. A contribuição à resistência, através dos elementos substitucionais em solução sólida, foi determinada como uma função da temperatura, para uma taxa de deformação constante. Os valores para os principais elementos substitucionais estão apresentados na **Tabela 01**.

A contribuição total destes elementos pode ser expressa pela **Equação 08**, com a somatória de cada contribuição, de acordo com a sua concentração na composição química do aço.

$$\sigma_{SS} = \sum_{i=1}^{i=n} (x_i \cdot \sigma_{SS,i}) \quad (08)$$

Onde $\sigma_{SS,i}$ é a resistência do elemento substitucional i de concentração x_i , em % peso.

Tabela 01 – Contribuição para a tensão de escoamento (MPa) de elementos substitucionais para a bainita e martensita considerando um 1% em massa do soluto, em função da temperatura

	200°C	100°C	23°C	-40°C	-60°C
Fe	215	215	219	355	534
Si	78	95	105	70	-44
Mn	37	41	45	8	-57
Ni	19	23	37	-2	-41
Mo	-	-	18	-	-
Cr	7,8	5,9	5,8	7,4	15,5
V	-	-	4,5	-	-
Co	1	1,8	4,9	9,1	5,8

Fonte: Santofimia (2007)

iii) CONTRIBUIÇÃO DO CARBONO DISSOLVIDO σ_C

Conforme Santofimia (2007, p.117) a expressão para o aumento da resistência do aço, devido à concentração carbono (x_C) em solução sólida, pode ser descrita pela **Equação 09**.

$$\sigma_C = 1722,5 \cdot x_C^{1/2} \quad (09)$$

Onde a resistência está em MPa e a concentração em % em massa de soluto. Esta expressão é utilizada no cálculo para a contribuição na bainita.

Para a definição matemática da contribuição na martensita deve-se utilizar a **Equação 10**.

$$\sigma_C = 1171,3 \cdot x_C^{1/3} \quad (10)$$

Para o caso da martensita, podem-se obter concentrações de carbono superior ao nominal (\bar{x}), devido ao enriquecimento da austenita residual durante a formação da bainita de acordo com a **Equação 11**.

$$\bar{x} = (x_\gamma \cdot v_\gamma) + (x_{\alpha b} \cdot v_{\alpha b}) \quad (11)$$

Onde v_γ é a fração volumétrica da austenita residual, com uma concentração de carbono x_γ e $v_{\alpha b}$ é a fração volumétrica de ferrita bainítica com uma concentração de carbono $v_{\alpha b}$. A **Equação 12** expressa a tendência antes de que parte da austenita se transforme em martensita.

$$1 = v_\gamma + v_{\alpha b} \quad (12)$$

Resolvendo as **Equações 10 e 11**, a concentração da austenita residual, antes de se transformar em martensita, pode ser determinada pela **Equação 13**:

$$x_\gamma = \frac{\bar{x} - (x_{\alpha b} \cdot v_{\alpha b})}{1 - v_{\alpha b}} \quad (13)$$

Supondo que o carbono se reparte uniformemente em toda a austenita residual, a **Equação 12** propicia uma aproximação da concentração de carbono da martensita para ser usada na **Equação 08**.

iv) CONTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO σ_g

A martensita e a bainita crescem em forma de placas e agulhas, com uma espessura tipicamente submicrométrica, de modo que a deformação causada, gera discordâncias nos contornos dos grãos. Isto não considera a relação de Hall-Petch para o cálculo da contribuição da resistência devido ao tamanho de grão, então se utiliza a **Equação 14**.

$$\sigma_g = 115 \cdot \bar{L}^{-1} \quad (14)$$

Onde \bar{L} é o comprimento médio, definido pela placa de ferrita. Para fins de cálculos, se considera um valor típico de L de $0,3 \mu\text{m}$ para calcular a resistência da martensita e igual a $0,24 \mu\text{m}$ para calcular a resistência da bainita (SANTOFIMIA, 2007)

v) CONTRIBUIÇÃO DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS σ_ρ

As deformações associadas à formação da martensita e da bainita causam deformações plásticas e, portanto, um acúmulo de discordâncias nas fases origem e produto. A magnitude da plasticidade depende da tensão de escoamento e da temperatura de transformação que aconteceu a reação. A densidade de discordâncias da bainita e da martensita pode ser representada empiricamente como uma função da temperatura, conforme a **Equação 15**.

$$\log_{10} \rho_D = 9,284 + \frac{6880,73}{T} + \frac{1780360}{T^2} \quad (15)$$

Onde T é a temperatura de transformação em K e ρ_D é a densidade de discordâncias em unidade de m^{-2} . Considera-se uma temperatura de transformação igual a M_s para calcular a densidade de discordâncias para a martensita, e uma temperatura 1,0 grau superior para a bainita. Finalmente a contribuição na resistência do material em MPa, devido a densidade de discordâncias é expressa pela **Equação 16**, também utilizada por MATEO *et al.* (2005) conforme Equação 05, descrita, anteriormente.

$$\sigma_\rho = 7,34 \times 10^{-6} \cdot \sqrt{\rho_D} \quad (16)$$

vi) EFEITO DA CONSTRIÇÃO EXERCIDA PELA MARTENSITA NA BAINITA

As placas de bainita crescem dispersas na austenita a qual, completamente ou em parte, pode transformar-se em martensita muito mais resistente. Espera-se, portanto, que a ferrita bainítica sofra constrição devida a martensita. Este efeito pode ser relacionado, conforme a **Equação 17**.

$$\sigma_{ab} \approx \sigma_{ab0} [0,65 \exp\{-3,3 \cdot v_{ab}\} + 0,98] \leq \sigma_{\alpha'} \quad (17)$$

Onde σ_{ab} e σ_{ab0} são respectivamente a resistência da bainita comprimida e sem compressão, $\sigma_{\alpha'}$ é a resistência da martensita e v_{ab} é a fração volumétrica da bainita. A resistência da bainita é sempre menor ou igual a resistência da martensita (SANTOFIMIA, 2007).

2.1.6.2 Tensão de escoamento da austenita

Para definição da tensão de escoamento da austenita utiliza-se comumente, o modelo proposto por Singh e Bhadeshia (1998), conforme expresso pela **Equação 18**.

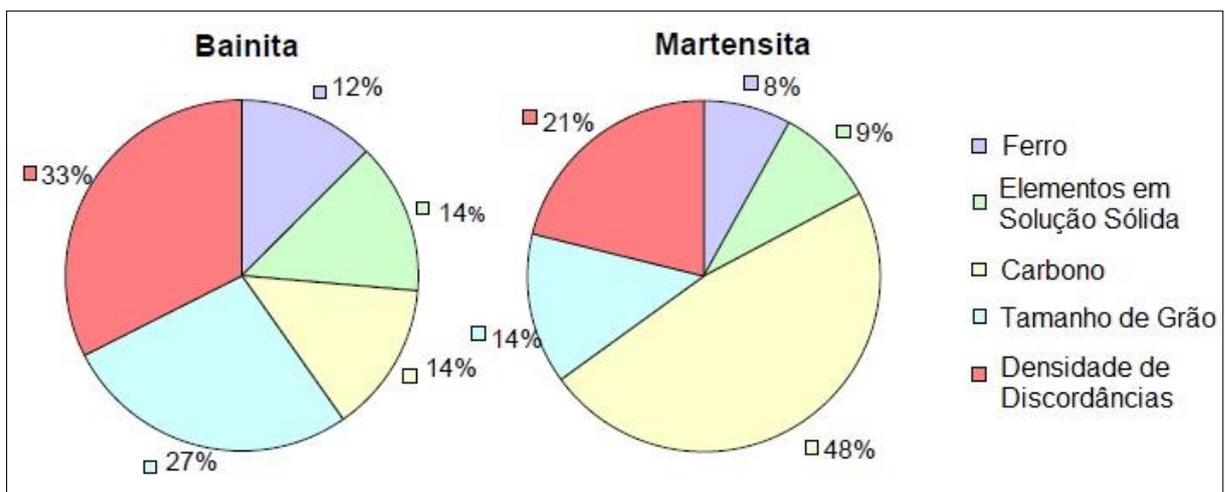
$$\sigma_y = (1 - 0,26 \times 10^{-2} \cdot T_r + 0,47 \times 10^{-2} \cdot T_r^2 - 0,326 \times 10^{-8} \cdot T_r^3) \cdot 15,4 \cdot (4,4 + 23 \cdot X_C + 1,3 \cdot X_{Si} + 0,24 \cdot X_{Cr} + 0,94 \cdot X_{Mo} + 32 \cdot X_{Ni}) \quad (18)$$

Onde $T_r = T - 25$, sendo T a temperatura de transformação em °C e X_i a concentração do elemento identificado pelo subíndice, em % de massa de soluto. A resistência da austenita é dada em MPa.

Este modelo permite avaliar a influência de cada um dos elementos para a contribuição na resistência total da bainita e da martensita separadamente, podendo ser utilizado como ferramenta de otimização da microestrutura (SANTOFIMIA, 2007).

A **Figura 18** mostra um esquema das contribuições para a resistência da bainita e da martensita, separadamente para cada um dos termos da **Equação 07**.

Figura 18 – Influência de cada tipo de contribuição para a resistência da bainita e da martensita



Fonte: Adaptado de Santofimia (2007)

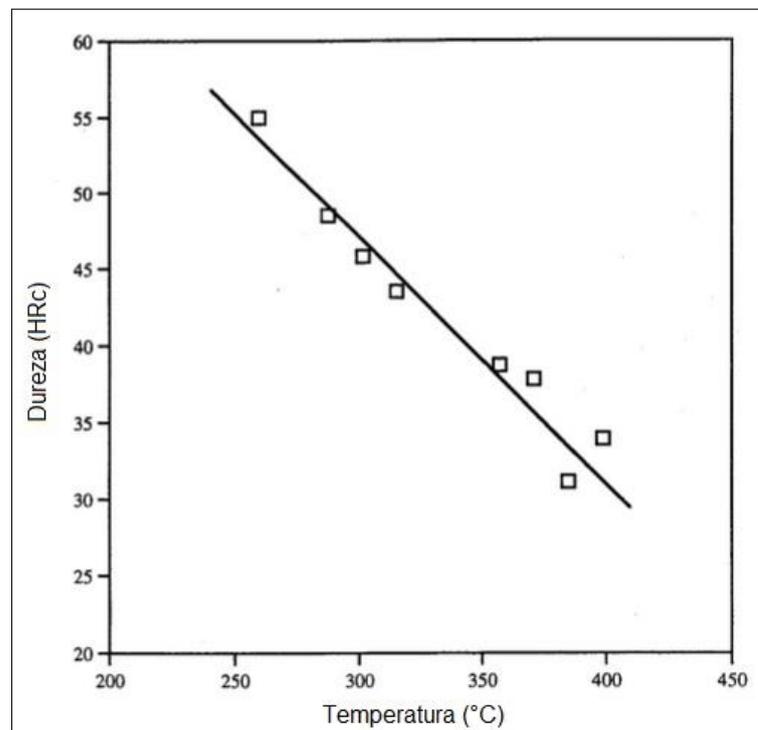
Na **Figura 18** pode-se observar a contribuição mais significativa do tamanho de grão e da densidade de discordâncias no aumento da resistência da bainita, enquanto os outros tipos de contribuições desempenham um papel secundário na

mesma. Diferentemente, a principal fonte de resistência para a martensita é o carbono, uma vez que este elemento produz uma distorção significativa na estrutura martensítica e interagindo com o movimento das discordâncias. A densidade de discordâncias, também contribui de forma significativa para a resistência da martensita (SANTOFIMIA, 2007).

2.1.6.3 Influência da temperatura de transformação na resistência dos aços com microconstituintes bainíticos

A influência da temperatura de austêmpera na dureza de um aço alto carbono é apresentada na **Figura 19**. Percebe-se um decréscimo da dureza com o aumento da temperatura de austêmpera. Semelhante a este comportamento, as resistências à tração e ao escoamento também diminuem com o aumento da temperatura. A ductilidade, ao inverso, é aumentada. Com o aumento da temperatura a microestrutura torna-se mais grosseira, provocando a queda na resistência através do mecanismo de *Hall-Petch* (PUTATUNDA, 2001).

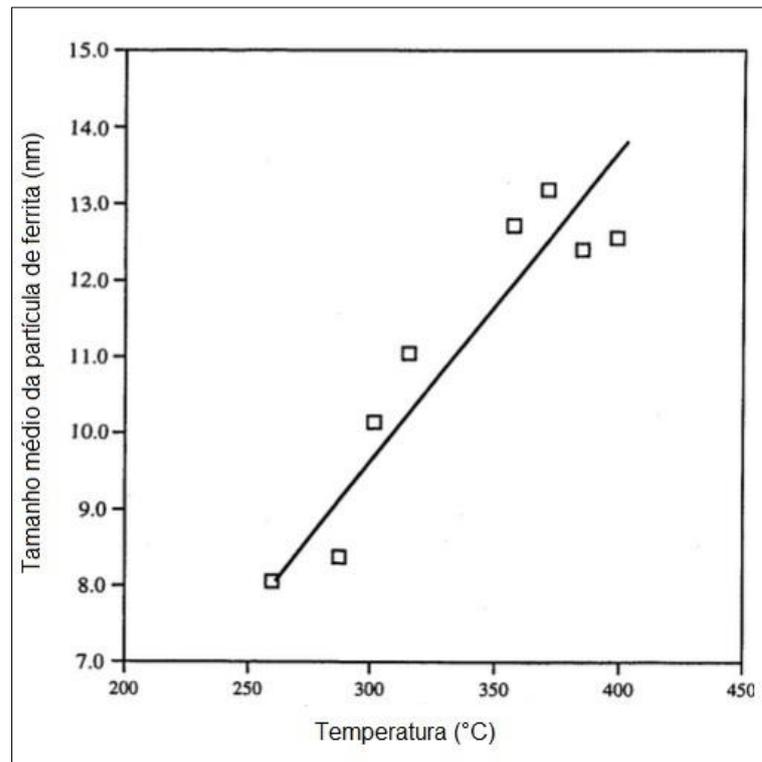
Figura 19 – Influência da temperatura de austêmpera na dureza



Fonte: Adaptado de Putatunda (2001)

A temperatura de tratamento, influência diretamente no tamanho da ferrita uma vez que, quanto menor for a temperatura de austêmpera, menor será o tamanho da partícula obtida. Esta relação é ilustrada pela **Figura 20**.

Figura 20 – Influência da temperatura de austêmpera no tamanho da ferrita

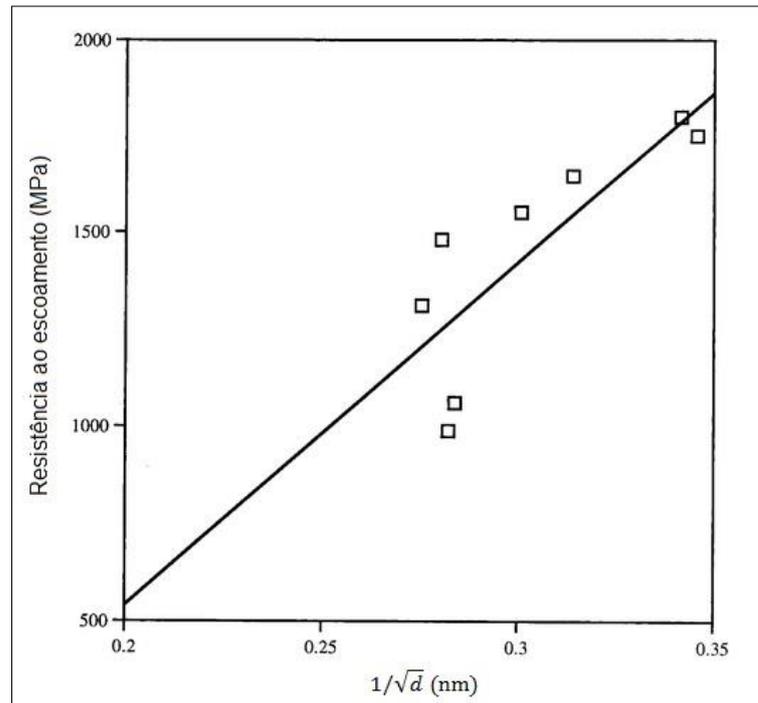


Fonte: Adaptado de Putatunda (2001)

Observa-se o aumento do tamanho da partícula de ferrita com o aumento da temperatura de austêmpera, com isto atribui-se o aumento de resistência ao escoamento com a diminuição do tamanho de grão, uma vez que com a redução do tamanho de grão, obtêm-se mais barreiras para movimentação das discordâncias.

Na **Figura 21** apresenta-se uma correlação da resistência ao escoamento com o inverso da raiz quadrada do tamanho médio da partícula. Pode-se destacar que o decréscimo do espaço livre entre as partículas é um indicativo de mais barreiras à movimentação das discordâncias, portanto, contribui para o aumento da resistência mecânica de tração, de escoamento e dureza (PUTATUNDA, 2001).

Figura 21 – Relação entre a tensão de escoamento e o inverso do tamanho de grão



Fonte: Adaptado de Putatunda (2001)

Inversamente ao comportamento da resistência mecânica, a tenacidade à fratura dos aços, com microconstituintes bainíticos, aumenta com a elevação da temperatura de austêmpera. É possível a obtenção de tenacidade à fratura mais elevada com a maximização do parâmetro T_f , resultante da **Equação 19**.

$$T_f = \sqrt{\frac{X_\gamma \cdot C_\gamma}{d}} \quad (19)$$

Onde T_f é o parâmetro de tenacidade à fratura, X_γ é a fração volumétrica de austenita, C_γ é o teor de carbono na austenita e d é o tamanho médio da ferrita.

Com o aumento da relação da relação ($X_\gamma \cdot C_\gamma$) e diminuição dos valores de tamanho de grão, obtém-se maiores valores de tenacidade a fratura, além de menores valores para d também propiciarem maior resistência para o aço, devido ao refino de grão (PUTATUNDA, 2001).

2.1.7 Aplicações de aços bainíticos

Recentemente, um novo tipo de aço, aço bainítico sem carboneto, que apresenta boas combinações de resistência e ductilidade, foi projetado e fabricado. Estes aços satisfazem as exigências cada vez maiores de materiais avançados para atender as severas demandas, tanto para alta resistência com para alta tenacidade em aplicação, tais como necessários nas indústrias automotiva e ferroviária (QIAN, 2012).

Estas propriedades são geralmente obtidas após o tratamento térmico, de acordo com a quantidade de cada fase presente na microestrutura (BHADESHIA, 2004; CARMO, 2011).

Uma das aplicações para estes aços, seria na indústria automotiva, através da aplicação de componentes forjados. A aplicação pode ser estendida a eixos, parafusos, grandes peças forjadas que atendem a indústria automotiva, produção de máquinas, componentes para o transporte como: rodas, trilhos e mancais, pistas de rolamentos de trens os quais recebem grandes cargas, impacto e trabalham com pouca lubrificação (BHADESHIA, 1992). Exemplos, ilustrados na **Figura 22**.

Figura 22 - Aplicações de aços bainíticos



Fonte: O Autor (2014)

2.2 FRATURA EM MATERIAIS METÁLICOS

Com o objetivo de correlacionar as microestruturas resultantes deste estudo, com a análise dos micromecanismos de fratura de aços de alta resistência, se fazem necessária uma conceituação envolvendo os tipos de fraturas existentes e suas principais características. Esta conceituação inicial envolve referências bibliográficas clássicas na análise de fraturas, como o ASM Handbook (1993), Anderson (1995) e Wulpi (1999) que, posteriormente, podem ser correlacionadas a trabalhos recentes publicados por Santofimia (2007); Cornide (2013); Bhadeshia (2014); Caballero *et al* (2009); Junior (2011); Tigrinho (2011) e Putatunda (2003).

2.2.1 Ductilidade

Para estudar o micromecanismo de fratura dos materiais metálicos, alguns conceitos básicos se fazem necessários. Entre estes conceitos aparece a ductilidade, que corresponde a capacidade de o material deformar sem que ocorra fratura. Além dos parâmetros que medem esta propriedade, a saber, o alongamento total, o alongamento uniforme e a estricção.

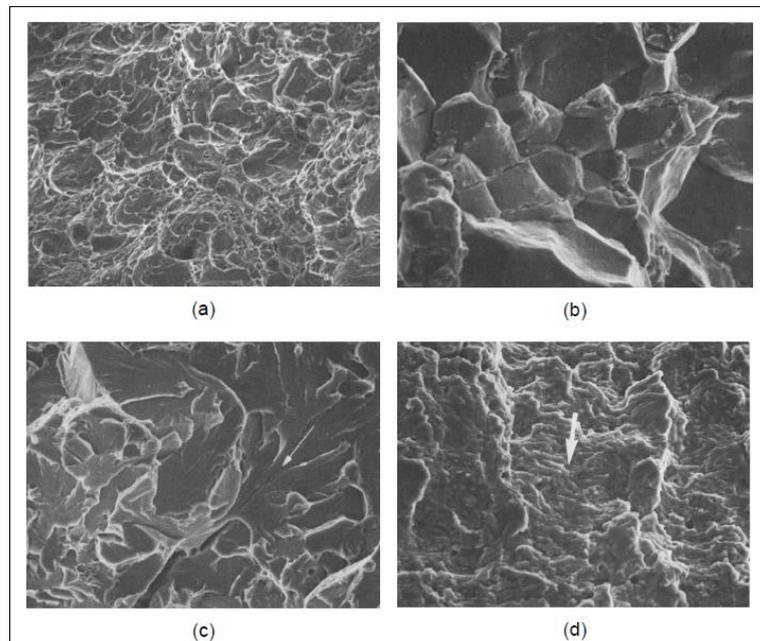
De acordo com o ASM Handbook (1993), a importância da ductilidade para a conformação mecânica de metais é óbvia pela própria definição; para o projeto de máquinas e a utilização de componentes e estruturas metálicas é esta propriedade que permite aos componentes aliviarem concentrações locais de tensões. Em um material com baixa ductilidade, concentrações de tensões frequentemente causam trincas que podem dar origem a fraturas frágeis, por fadiga ou por corrosão-sob-tensão, enquanto que em um material com ductilidade adequada as tensões em pontos de concentração são redistribuídas, diminuindo o valor máximo dessas tensões ainda que aumente o volume de material submetido a tensões maiores do que a média.

Ainda segundo o ASM Handbook (1993), não se determina a ductilidade mínima necessária num componente ou estrutura, como se faz com a resistência. Os valores mínimos de alongamento ou estricção são determinados empiricamente, isto é, baseando-se em experiências anteriores que, em alguns casos, se encontra consolidada em normas ou fórmulas.

2.2.2 Classificação dos micromecanismos de fratura

Wulpi (1999) classifica a fratura dos materiais metálicos em quatro tipos principais: alveolar, clivagem, intergranular ou por estrias. A **Figura 23** ilustra estes micromecanismos de fraturas através de microscopia eletrônica de varredura.

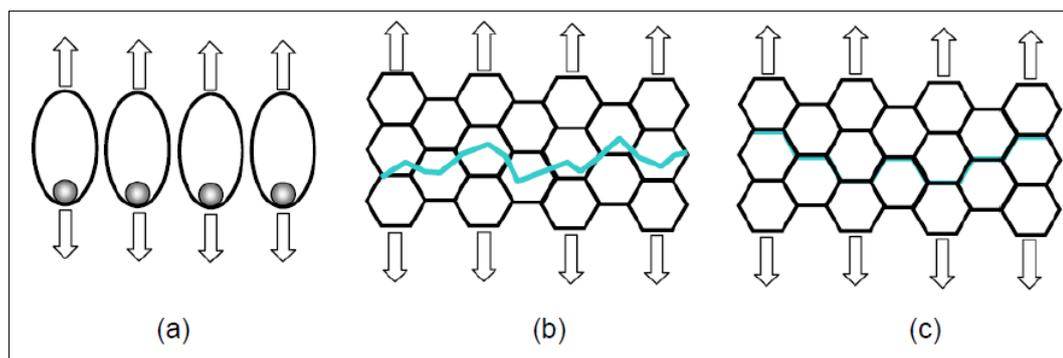
Figura 23 – Micromecanismos de fraturas, aumento de 2000x, em (a) fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, (b) fratura intergranular em um aço temperado, (c) fratura por clivagem em um aço temperado e (d) fratura por estrias do aço liga 8620



Fonte: Wulpi (1999)

A **Figura 24** representa esquematicamente os micromecanismos de fratura alveolar, por clivagem e intergranular.

Figura 24 – Representação da fratura: (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular



Fonte: Eftting (2004)

Anderson (1995) afirma que toda fratura dúctil ocorre por micromecanismo alveolar. O micromecanismo de clivagem absorve pouca energia e a fratura será sempre frágil. O micromecanismo intergranular é considerado atípico nos metais, ou seja, sua ocorrência é indício de que ocorreu algum tipo de fragilização durante a elaboração ou utilização do material, enquanto que o micromecanismo de estriação é característico quando a fratura ocorre por fadiga.

Wulpi (1999) também faz uma classificação dos diferentes modos de fraturas que podem ocorrer nos metais. Segundo o autor, os metais podem fraturar por cisalhamento ou clivagem, dependendo de como a estrutura cristalina do material se comporta sob um determinado carregamento. De acordo com Wulpi (1999), a fratura por cisalhamento é essencialmente dúctil, originando-se por micromecanismo alveolar, enquanto que a clivagem é uma fissuração dos grãos, ou seja, uma fratura frágil.

Wulpi (1999) classifica ainda a fratura intergranular como frágil, sendo originada especificamente por um processo de fragilização dos contornos de grãos, que os tornam mais fracos, em relação ao interior dos grãos. Neste caso, a fratura ocorre preferencialmente ao longo dos contornos dos grãos e não através deles.

2.2.3 Fratura dúctil

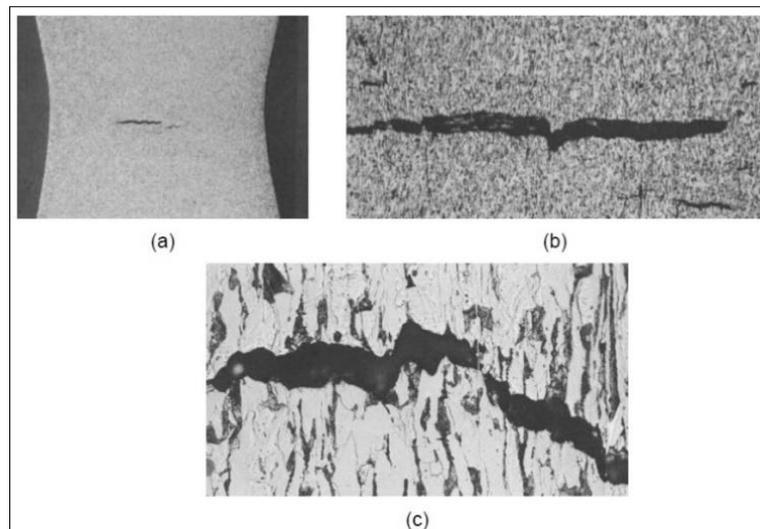
Anderson (1995) define a fratura dúctil como sendo aquela que ocorre acima da tensão de escoamento generalizada, ou seja, após a plastificação de toda a seção resistente do componente ou estrutura, de maneira tal que a deformação plástica se torna visível macroscopicamente. O autor classifica a fratura dúctil como sendo estável, ou seja, que ocorre sob tensões crescentes, ao passo que uma trinca instável é aquela que se propaga sob tensões constantes ou mesmo decrescentes, no caso de uma fratura frágil.

Wulpi (1999) define esta condição de fratura de forma análoga destacando, porém, a sua ocorrência em deformações por cisalhamento, que leva a formação de microcavidades nas regiões de maior tensão. Ainda segundo o autor, estas microcavidades coalescem e se interconectam, produzindo uma superfície de fratura composta por “*dimples*” ou vazios, correspondente ao modo de fratura alveolar.

2.2.4 Aspectos microscópicos da fratura dúctil

Segundo Wulpi (1999), numa análise em escala microscópica pode-se perceber características específicas de deformação plástica e ruptura de um material dúctil. A **Figura 25** mostra o comportamento de um aço 1020 laminado a quente antes da fratura, quando submetido a uma carga de tração, em três diferentes ampliações.

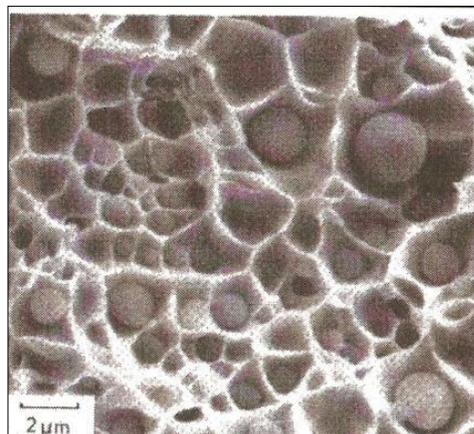
Figura 25 – Comportamento de um material dúctil com ampliação em (a) 6x, (b) 50x e (c) 250x



Fonte: Wulpi (1999)

De acordo com o ASM Handbook (1993), a região característica de uma fratura dúctil é sempre formada por micromecanismo alveolar.

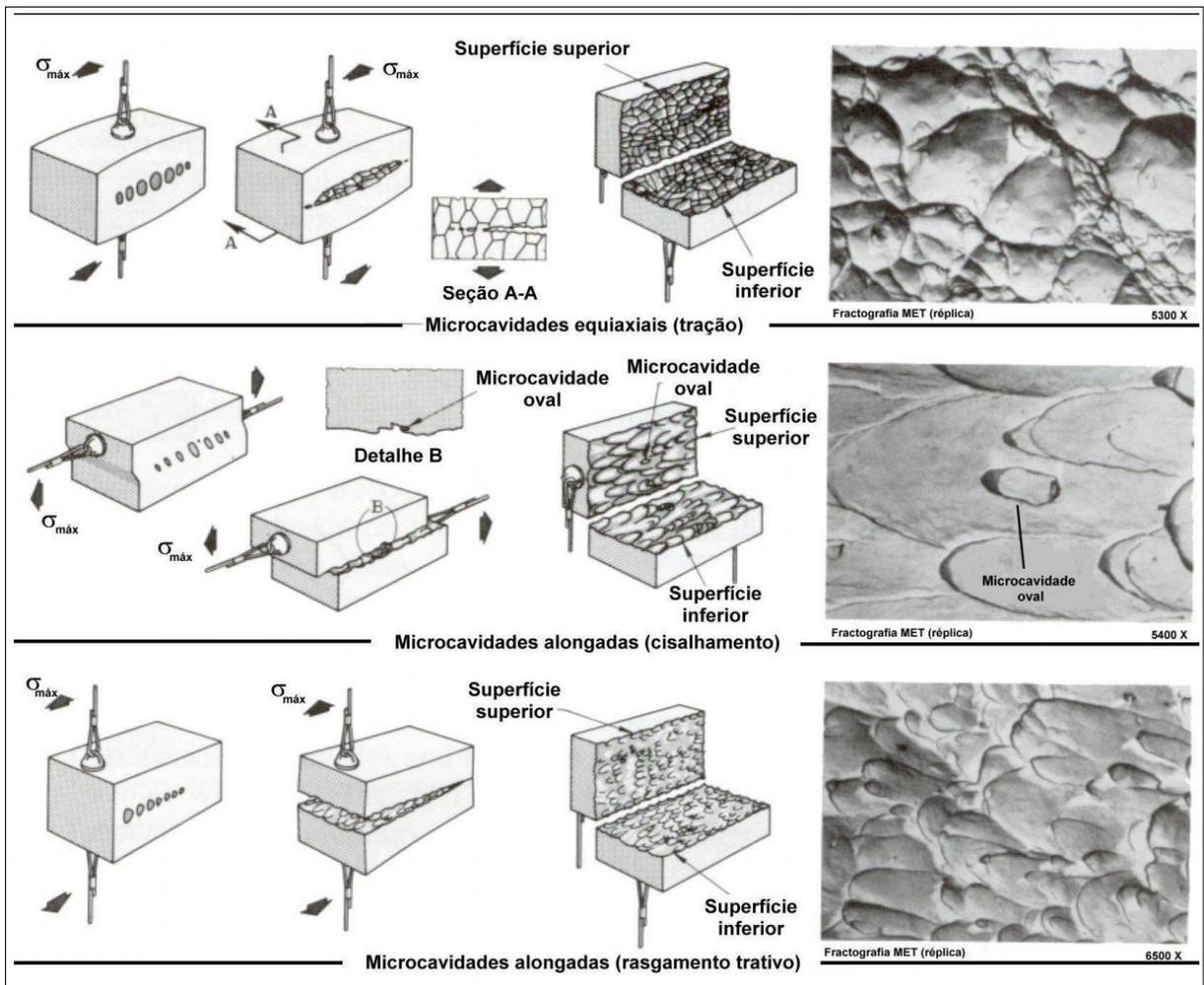
Figura 26 - Partículas arredondadas no interior dos alvéolos



Fonte: Stahleisen (1996)

Com relação ao aspecto microscópico da fratura, Wulpi (1999) ilustra a influência da direção da carga aplicada sobre o aspecto da fratura alveolar, como mostrado na **Figura 27**.

Figura 27 - Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material



Fonte: Wulpi (1999)

De acordo com a **Figura 27**, o esforço de tração tende a provocar a formação de alvéolos equiaxiais, condição que, segundo o autor, será perceptível somente se a superfície da fratura for observada perpendicularmente. A segunda condição, ruptura por cisalhamento puro, mostra um alongamento dos alvéolos formados na superfície da fratura, condição esta, similar aos casos de fratura por torção em materiais dúcteis. Ainda na mesma figura é apresentada a condição de esforço denominada rasgamento trativo, na qual a força aplicada difere do modo por tração pura devido ao deslocamento do ponto de aplicação das forças para a extremidade

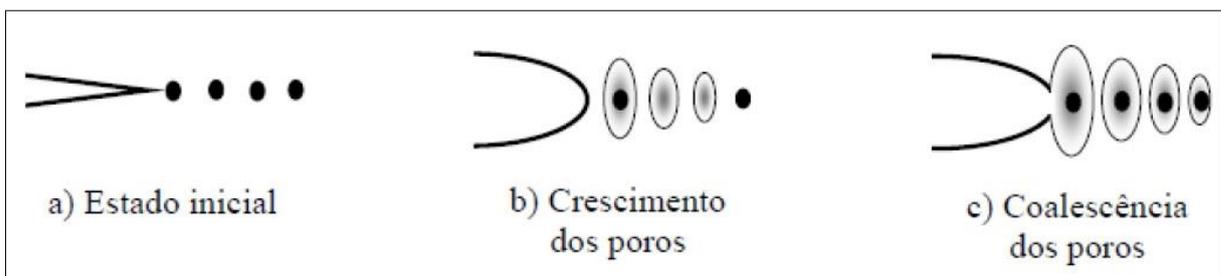
da amostra. A consequência é a formação de alvéolos alongados na região da fratura devido ao dobramento sofrido pelo material, que leva a formação diferenciada dos alvéolos do ponto de início da fratura, onde se inicia com alvéolos equiaxiais até o ponto final da fratura, onde os alvéolos tendem a ficar alongados.

Wulpi (1999) destaca ainda que, além destes modos básicos de carregamentos, muitos outros podem ocorrer pela combinação entre eles. De acordo com o autor, o efeito da direção da fratura pode se tornar crítica em casos de ruptura por dobramento de materiais dúcteis, em especial quando o material apresenta regiões endurecidas na parte externa à curvatura, onde se inicia a fratura e se propaga até o lado oposto do material, ou seja, na região côncava. Neste caso, a região de início da fratura (externa) tende a apresentar alvéolos equiaxiais e a região final da fratura (interna) apresenta alvéolos alongados, como ocorre no caso de rasgamento trativo apresentado na **Figura 27**. Desta forma, o estado de tensão é diferente nas regiões externa e interna do material, uma vez que ocorre tração pura e rasgamento trativo nestas regiões, respectivamente.

2.2.5 Micromecanismo da fratura alveolar

Efftting (2004) apresenta de forma esquemática na **Figura 28**, o micromecanismo de uma fratura alveolar na região fibrosa de uma fratura dúctil. Segundo o autor, a fratura ocorre em três etapas: (a) nucleação de microcavidades; (b) crescimento de microcavidades e (c) coalescência de microcavidades.

Figura 28 - Nucleação, crescimento e coalescência na fratura dúctil

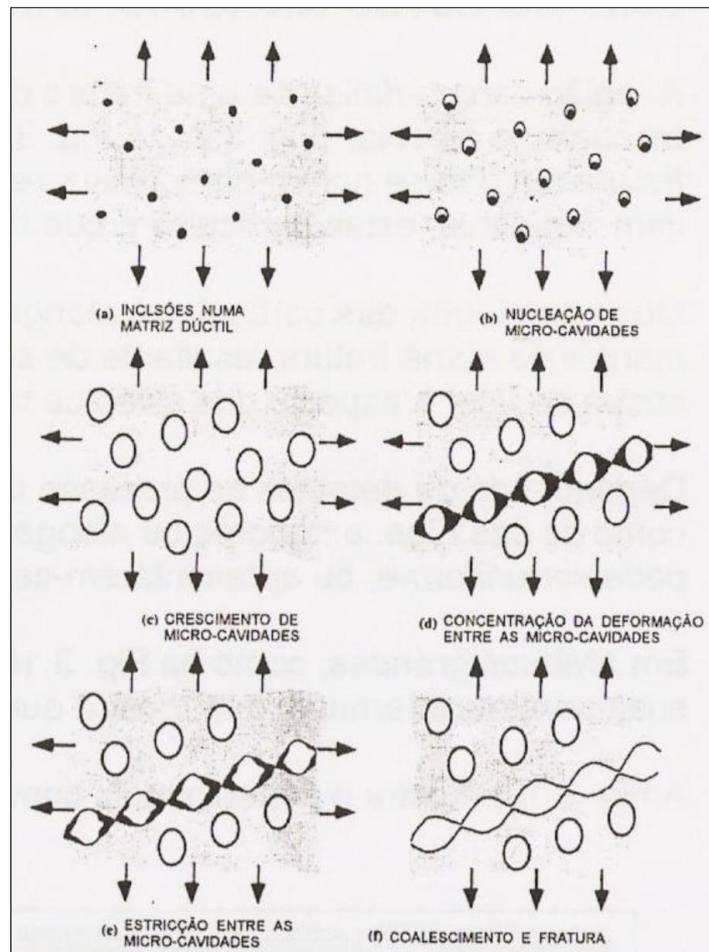


Fonte: Efftting (2004)

Através da **Figura 29** (ASM HANDBOOK, 1993) é possível visualizar o micromecanismo da fratura alveolar. O esquema (a) representa partículas de

segunda fase – inclusões ou precipitados – distribuídas numa matriz. As microcavidades são nucleadas pela quebra das partículas ou pela abertura na interface partícula / matriz, como esquematizado em (b). No início do processo (c), as cavidades não interagem e o processo de deformação da matriz ocorre uniformemente, provocando o crescimento das microcavidades. Com o crescimento (d), as cavidades começam a interagir e a deformação concentra-se em bandas, resultando na instabilidade mecânica dos ligamentos (estricção) – esquema (e), e no coalescimento das cavidades, que constitui a fratura propriamente dita em (f).

Figura 29 - Micromecanismo da fratura alveolar



Fonte: Anderson (1995)

A forma como a deformação entre as cavidades se concentra, é fundamental para o aspecto final da fratura. Com uma distribuição uniforme de partículas de segunda fase e tensões aproximadamente uniformes, como no esquema, as bandas de deformação tendem a se concentrar ao longo de planos de 45° , em que as

tensões de cisalhamento são máximas; o resultado final é o aspecto em zig-zag da trinca, mostrado na **Figura 29(c)**. Com elevados gradientes de tensões, ou com partículas não homogêneas, quanto à forma, natureza ou distribuição, o processo de concentração das deformações e do coalescimento das microcavidades pode adquirir outra geometria, dando à fratura aspectos diferentes como, por exemplo, a distribuição bimodal de alvéolos da **Figura 29(c)**.

2.2.6 Fratura frágil

Conforme o ASM Handbook (1993), em estruturas de equipamentos utilizados na indústria, é importante a avaliação do comportamento de trincas e de defeitos semelhantes a trincas, resultantes dos processos de fabricação ou desenvolvidas durante a operação. Neste caso, entende-se tenacidade como a resistência à propagação instável de uma trinca, ou seja, à ocorrência de fratura frágil.

De acordo com o ASM Handbook (1993), a diferença essencial entre uma fratura dúctil e uma frágil é o mecanismo de propagação que no primeiro caso é estável, isto é, ocorre com cargas crescentes, e no segundo é instável, isto é, ocorre quando certa tensão crítica é atingida, sem necessidade de aumento de carga para manter a propagação.

É conveniente não confundir instabilidade de uma trinca com instabilidade de uma estrutura. A instabilidade de uma estrutura, mesmo na ausência de trincas, resulta de um processo de deformação localizada, ocorrendo o “colapso plástico”, como no caso da formação do pescoço num corpo de prova de tração. A capacidade da estrutura de sustentar cargas externas atinge um limite e a deformação prossegue sem necessidade de aumento de carga. Outro processo de instabilidade estrutural é a flambagem que ocorre em componentes ou estruturas submetidas à compressão, em regime elástico. A capacidade de sustentar cargas fica limitada pela ocorrência de deformações não axiais e redistribuição das tensões resultantes.

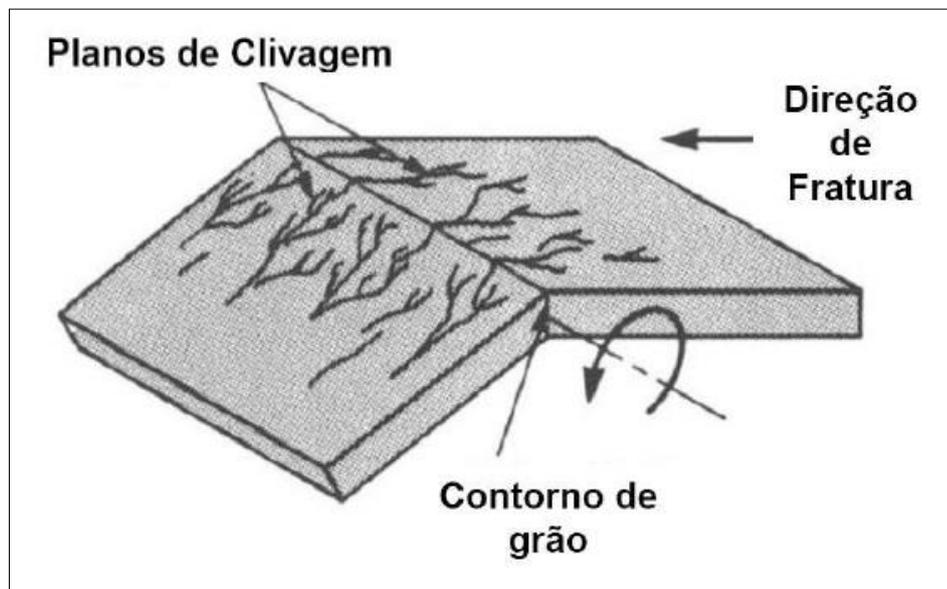
Wulpi (1999) define a fratura frágil como aquela em que pouca ou nenhuma deformação ocorre antes da ruptura, sendo comuns em materiais de elevada dureza e resistência mecânica, com baixa tolerância a descontinuidades.

2.2.7 Aspectos microscópicos da fratura frágil

De acordo com ASM Handbook (1993), a fratura frágil pode ocorrer por dois micromecanismos principais: intergranular e clivagem, mostrados na **Figura 24** (b) e (c), respectivamente.

As facetas de clivagem, que correspondem a um grão da estrutura cristalina, apresentam degraus, semelhantes aos “rios” macroscópicos (**Figura 30**). Existem vários mecanismos propostos na literatura para a formação desses degraus, mas sempre correspondem à propagação da fratura em planos de clivagem paralelos, isto é, no mesmo plano cristalográfico. Quando este plano cristalográfico está orientado normal à direção da tensão de tração principal, a faceta adquire um aspecto de “leque” com os “rios” divergindo a partir do ponto de início da trinca da faceta específica. Através dos “rios” e dos “leques” é possível determinar a direção de propagação da trinca em cada faceta.

Figura 30 – Modo de fratura por clivagem



Fonte: Wulpi (1999)

Segundo Wulpi (1999), na clivagem, a separação da célula unitária ocorre repentinamente entre uma de suas faces e a face gêmea da célula adjacente, pelo menos em escala macroscópica. Ainda de acordo com o autor, a clivagem ocorre normalmente em materiais de dureza relativamente elevada embora, sob certas condições, metais que normalmente fraturariam por cisalhamento (fratura dúctil)

possam vir a sofrer fratura por clivagem. Porém, metais com estrutura cristalina cúbica de face centrada, como o alumínio e o aço inoxidável austenítico, não fraturam por clivagem. Wulpi (1999) ressalta ainda que, em escala microfratográfica, a clivagem ocorre ao longo dos planos das faces das células unitárias, mas são vistas como uma fissuração dos grãos, sem nenhuma relação com os seus contornos. Referindo-se a clivagem como transcristalina ou transgranular.

O micromecanismo intergranular, corresponde a uma anomalia no comportamento dos metais. Isto é, ele ocorre não apenas devido a condições de solitação externa específicas, como, por exemplo, baixa temperatura ou choque que induzem a clivagem, mas por algum mecanismo de fragilização a que o material foi submetido. A fratura intergranular, frequentemente, apresenta trincas secundárias que facilitam a identificação desse micromecanismo em seções polidas, normais à superfície da fratura.

Como mencionado anteriormente, para Wulpi (1999), a fratura intergranular ocorre quando há uma fragilização dos contornos de grão em relação ao seu interior, de forma que esta fragilização pode ocorrer por envelhecimento por deformação, envelhecimento por têmpera, fragilidade ao revenido, fragilidade entre 400 e 500°C, formação de fase sigma, grafitação, formação de compostos intermetálicos, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão ou fragilização em metal líquido.

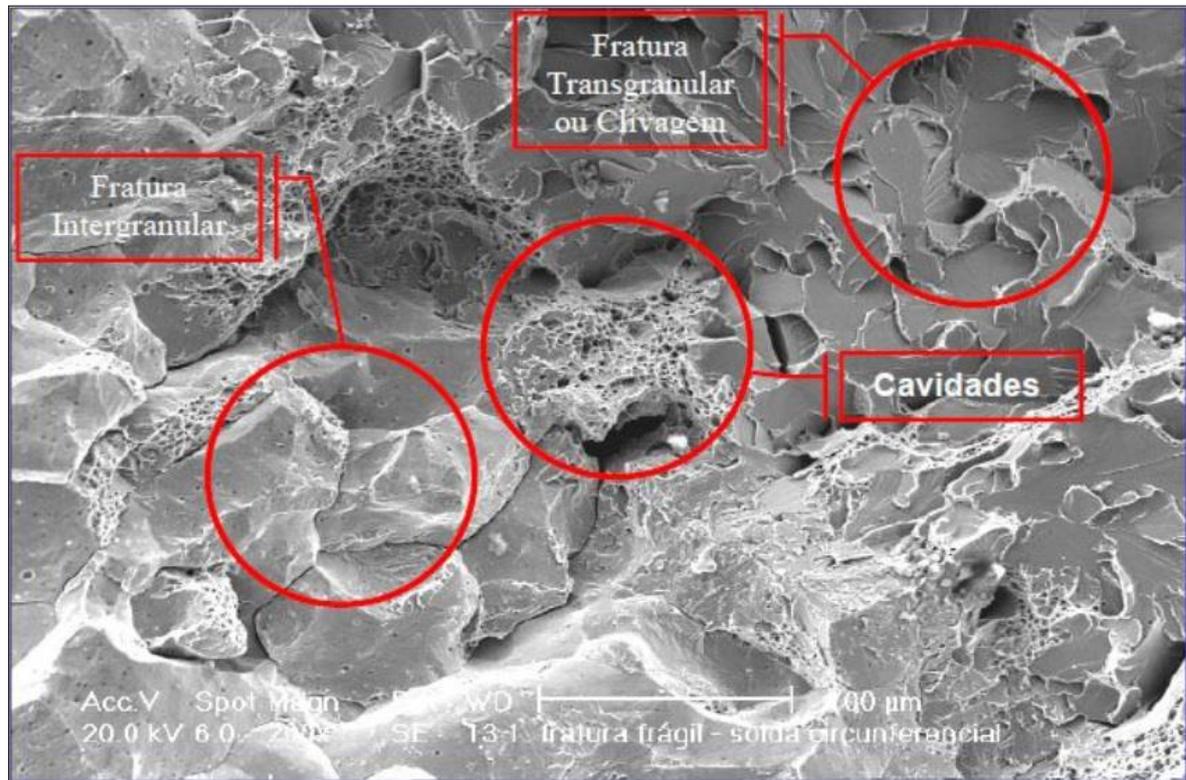
2.2.8 Micromecanismos de fraturas combinados

De acordo com Wulpi (1999), em grande parte dos casos a fratura de um metal ocorre predominantemente por um modo de ruptura, seja ele dúctil ou frágil, porém, não sendo único. Segundo o autor, pode-se encontrar na análise de uma fratura regiões de clivagem e regiões de fratura intergranular, assim como, pode-se encontrar algumas regiões apresentando clivagem e cisalhamento (fratura dúctil), em proporções variadas. Esta combinação de diferentes modos de fratura depende basicamente da composição química, do estado de tensões, do ambiente, de possíveis imperfeições ou da orientação cristalina dos grãos do material.

Um exemplo de fratura alveolar (dúctil) mesclada com pontos de clivagem (fratura frágil) foi obtida na análise fractográfica feita por Uthaisangsuk *et al.* (2011) em amostras do aço TRIP600 estampadas através do ensaio Nakazima.

A **Figura 31** ilustra um caso de fratura num processo de soldagem circunferencial onde ocorreram os três tipos de fratura na mesma peça.

Figura 31 – Micromecanismos de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar

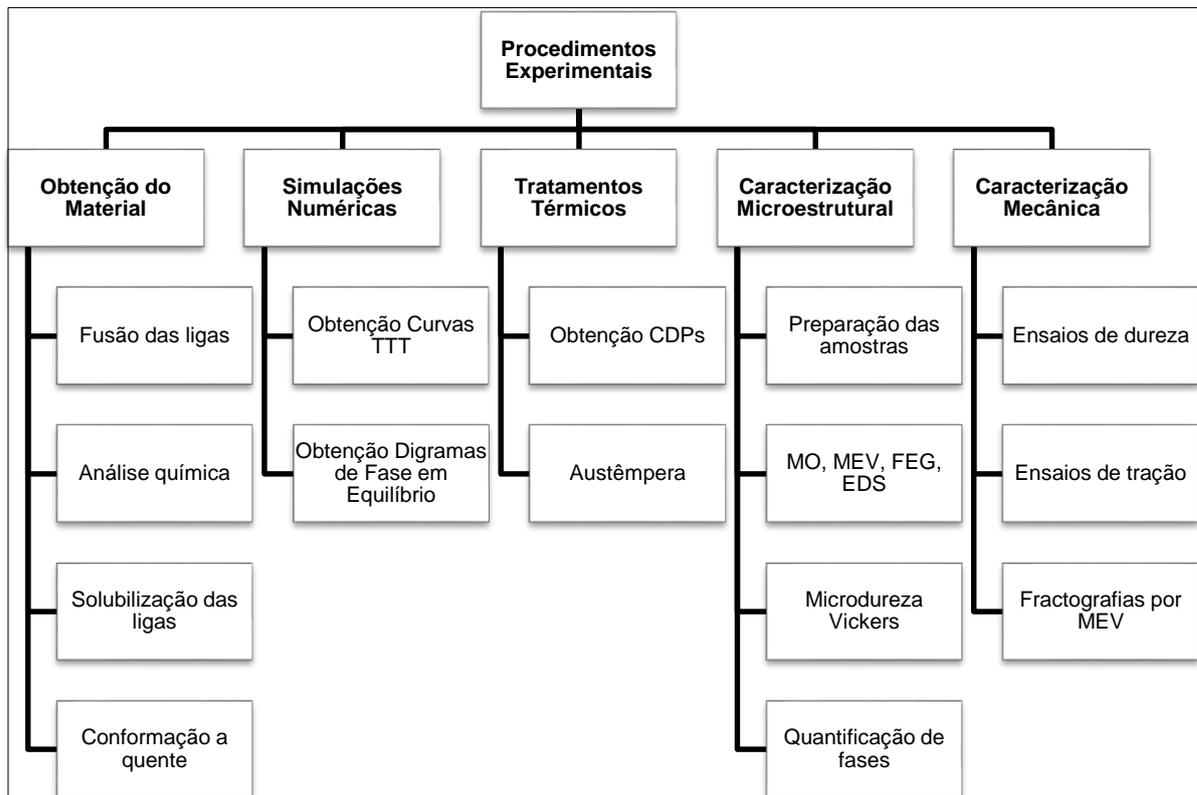


Fonte: Eftting (2004)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo apresenta-se o detalhamento da metodologia que foi adotada para a condução dos resultados aos objetivos do presente estudo. As principais etapas realizadas neste trabalho e as correspondentes técnicas utilizadas estão descritas no fluxograma geral, ilustrado pela **Figura 32**.

Figura 32 - Fluxograma planejamento experimental



Fonte: O Autor (2015)

3.1 MATERIAIS

Para o desenvolvimento do estudo foram desenvolvidas duas ligas de aço alto carbono, as quais foram fundidas a partir de blocos “Y” em um forno de indução a cadinho de média frequência com capacidade de 350 kg, no Setor de Fundição do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC, atendendo às especificações da norma ASTM E8. A composição química das ligas fundidas é apresentada na **Tabela 02**.

Tabela 02 – Composição química liga A e liga B

Liga	C (%)	Ni (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)
A	0,82	0,50	1,48	1,50	1,38	0,30
B	0,80	1,85	1,42	1,50	1,40	0,28

Fonte: O Autor (2015)

Conforme a **Tabela 02** variou-se o teor de níquel de modo a avaliar seu efeito potencial na estabilidade da austenita, durante a transformação bainítica, ao longo do tratamento térmico de austêmpera, buscando correlacionar sua influência na cinética e morfologia desta transformação de fase, com os resultados de propriedades mecânicas e mecanismos de fratura decorrentes.

Também, pode ser observado um alto teor de silício (Si) na composição química de ambas as ligas, elemento que foi utilizado devido ao seu efeito inibidor na precipitação de cementita durante a transformação bainítica, controlando o crescimento e nucleação de carbonetos pela difusão deste elemento substitucional, favorecendo assim o enriquecimento de carbono na austenita remanescente, aumentando a sua estabilidade (SANTOFIMIA, 2007).

A análise da composição química das ligas foi realizada diretamente na panela de vazamento, com a extração de amostras do metal líquido, por espectroscopia de emissão óptica. As amostras (moedas) para análise foram obtidas por meio do vazamento em coquilha. Foi utilizado um espectrômetro do tipo SPECTROLAB, instalado junto ao Laboratório de Materiais no Setor de Fundição do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

Posteriormente, as ligas foram submetidas ao processo de solubilização, de modo a quebrar a estrutura de solidificação, homogeneizar suas microestruturas e facilitar os procedimentos de usinagem para a extração da parte útil dos blocos "Y". Estes tratamentos foram realizados no Setor de Fundição do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

Para viabilizar a extração da área útil dos blocos fundidos, utilizou-se o processo de corte com jato d'água com uma máquina OMAX 2626, junto à empresa Weld Vision, localizada na cidade de Joinville-SC. Obtendo-se assim, tarugos com dimensões de 200 mm x 40 mm x 40 mm.

Posteriormente, os tarugos foram submetidos a um processo de conformação a quente, consistindo em uma laminação em um laminador duo reversível, em dois passes, com reduções de 50% e 30% nas temperaturas de $960\pm 20^{\circ}\text{C}$ e $870\pm 20^{\circ}\text{C}$, no primeiro e segundo passe, respectivamente, resultando como produto final chapas de 7 mm de espessura. Após a laminação as amostras foram resfriadas ao ar. A conformação plástica dos materiais foi realizada na empresa Metisa Metalúrgica Timboense S.A., na cidade de Timbó-SC. A conformação foi concebida com o intuito de condicionar a microestrutura de partida, ajustando o tamanho de grão de 10 ± 2 microns para ambas as ligas estudadas.

A partir das chapas obtidas por laminação a quente, foram usinados os corpos de prova (CP) com dimensões finais de 6 mm x 8 mm x 10 mm, para a realização dos experimentos de tratamento térmico. Os cortes foram realizados no Laboratório de Preparação de Amostras no Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

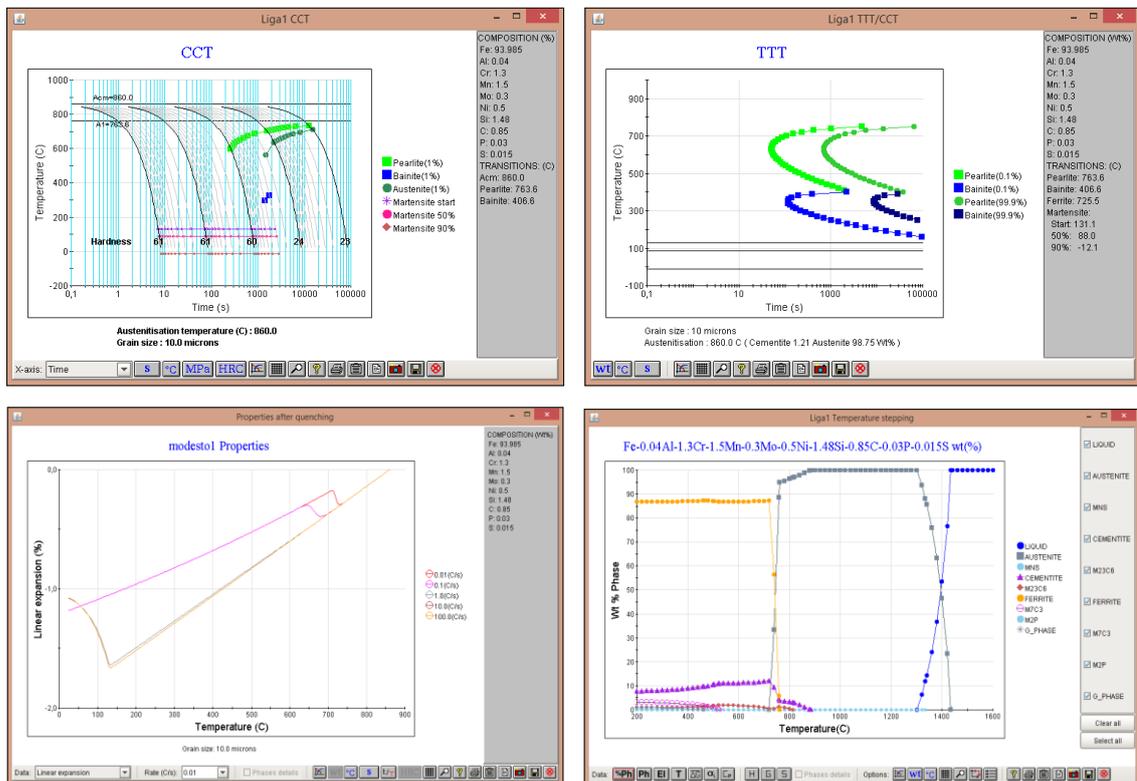
3.2.1 Simulações numéricas

Para a determinação das temperaturas críticas de transformação de fase, foram realizados cálculos termodinâmicos, através de simulações numéricas com a utilização do *software* JMatPro®, que permitiu estimar:

- A caracterização das principais propriedades térmicas de ambos os aços, ao longo do tratamento térmico, entre elas a expansão térmica em função da temperatura, cuja interpretação permite a determinação das temperaturas críticas, associando os pontos de inflexão das curvas às temperaturas onde ocorrem as mudanças de fase;
- A obtenção dos diagramas de equilíbrio mostrando as fases em equilíbrio em função da temperatura;
- A obtenção dos diagramas de transformação-tempo-temperatura (TTT) e os diagramas das transformações de fase por resfriamento contínuo (TRC).

O referido *software* pode estimar a composição e as frações volumétricas das fases presentes, através de cálculos e minimizações da energia livre de Gibbs de um sistema delimitado pelo usuário (FIELDING, 2014). A confiabilidade dos resultados é função das bases de dados disponíveis para os vários subsistemas envolvidos no cálculo, sendo que se pode observar sua aplicação em estudos recentes, realizados por Bhadeshia, 2012 e Fielding, 2014. As referidas simulações foram realizadas no Instituto SENAI de Inovação em Laser, em Joinville-SC. A **Figura 33** apresenta exemplos de resultados fornecidos pelo *software* JmatPro®.

Figura 33 – Exemplos de obtenção de resultados no JMatPro®: (a) curvas TTT; (b) diagrama de equilíbrio de fases; (c) expansão linear em função da temperatura de resfriamento; (d) curvas de resfriamento contínuo CCT.



Fonte: O Autor (2015)

3.2.2 Tratamento térmico de austêmpera

Para a realização do tratamento térmico de austêmpera foram obtidos corpos de prova de tração e amostras com tamanho (10 mm x 10 mm x 6 mm) para a posterior caracterização microestrutural, a partir das chapas conformadas a quente, utilizando-se dos processos de corte e usinagem nos Laboratórios de Fabricação do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

As amostras para a caracterização microestrutural foram identificadas de acordo com sua liga, adotando-se a nomenclatura (A) para a liga com 0,50% de níquel e (B) para liga com 1,85% de níquel.

A partir das amostras identificadas, liga A e liga B, realizou-se a preparação das amostras para execução do tratamento térmico, consistindo em embrulhar as amostras em telas de arame e amarrá-las com fios de aço.

O tratamento térmico foi realizado em três fornos: um forno sem banho de sais para etapa de pré-aquecimento e dois fornos de banho de sais para as etapas de austenitização e austêmpera. O ciclo de tratamento térmico foi realizado no Setor de Tratamentos Térmicos na área de Serviços do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC. Os equipamentos utilizados neste procedimento são apresentados na **Figura 34.**

Figura 34 – Fornos utilizados para o tratamento térmico. (1) forno para pré-aquecimento, (2) forno banho de sais para austenitização e (3) forno com banhos de sais para austêmpera.



Fonte: O Autor (2014)

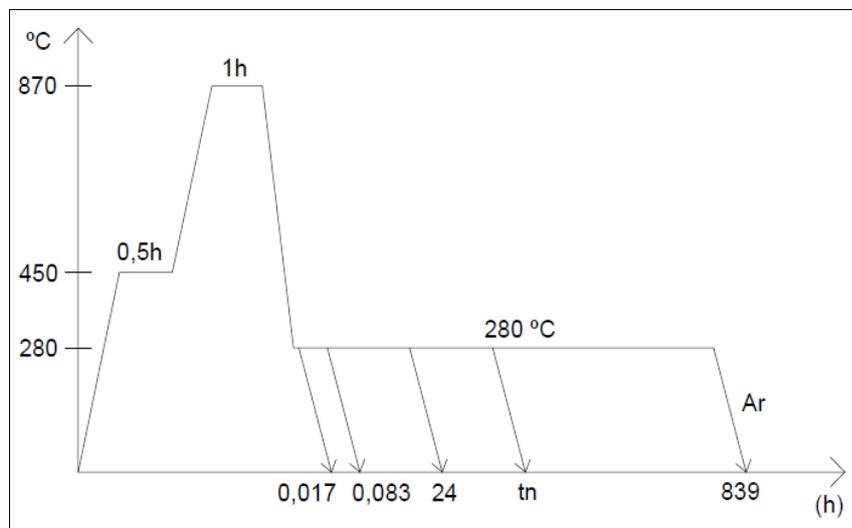
As temperaturas de austenitização e austêmpera foram determinadas através da interpretação das curvas de expansão linear vs temperatura e dos diagramas TTT, que resultaram das simulações numéricas no *software* JMatPro®. A escolha das temperaturas, também, se baseou em estudos reportados na literatura, a fim de comparação e comprovação de resultados.

Após a etapa de preparação das amostras para garantir a imersão nos banhos de sais, procedeu-se à realização do tratamento térmico de austêmpera descrito basicamente pelas seguintes etapas:

- a) **pré-aquecimento** a temperatura de 450°C por 30 minutos em forno de banho de sais;
- b) **austenitização** a temperatura de 870°C por 1 hora em forno de banho de sais;
- c) **austêmpera** através de um resfriamento controlado com patamar isotérmico em um forno tipo poço com banho de sais a temperatura de 280°C com tempos de permanência que variaram entre 1 minuto e 839 horas;
- d) **resfriamento** ao ar até a temperatura ambiente.

As temperaturas dos fornos foram controladas com o auxílio do *software* InfoTherma®. A representação esquemática do ciclo de tratamento térmico de austêmpera é mostrada na **Figura 35**.

Figura 35 – Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera



Fonte: O Autor (2015)

Após as amostras austêmperadas serem resfriadas ao ar, foram submetidas ao processo de limpeza consistido das seguintes etapas:

a) inicialmente permanecer por aproximadamente 15 minutos em um reservatório com água a 80°C, para remoção dos sais que ficam impregnados nas amostras;

b) em seguida levou-se ao banho em ácido por 30 segundos, para remoção dos resíduos que ainda permaneceram nas amostras;

c) posteriormente um banho neutralizante por 30 segundos, para anular o efeito do ácido;

d) seguido de um mergulho em óleo, para proteção das amostras contra oxidação;

e) finalizando com a remoção da tela e fio de arame. Identificando as amostras conforme liga e tempo de austêmpera, em embalagem específica.

3.2.3 Preparação Metalográfica

As amostras metalográficas foram inicialmente embutidas em resinas metalográficas para facilitar o manuseio das amostras, devido a reduzida dimensão destas. A preparação foi realizada conforme procedimento convencional que consiste em lixar manualmente as amostras em lixas d'água (SiC) na seguinte sequência de granas: #120, #220, #320, #400, #600 e #1200. O lixamento foi seguido de polimento, em politriz rotativa, com pasta diamantada com tamanho de partícula de 1 e 3 μm .

O ataque metalográfico foi realizado utilizando-se três reagentes: Nital a 2%, Le Pera e Picral 4%, utilizados para a observação ao microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura. A solução de Nital 2% é composta por 1 ml de ácido nítrico diluído em 50 ml de álcool etílico. O reagente Le Pera é constituído de duas soluções químicas em quantidades iguais, uma delas formada por 2 g metabisulfito de sódio dissolvido em 100 ml de água destilada e a outra formada por 4 g de ácido pícrico dissolvidos em 100 ml de álcool etílico. O reagente Picral 4% é composto por 4 g de ácido pícrico dissolvidos em 100 ml de álcool etílico.

O ataque com Nital é geralmente utilizado para se obter elevado contraste na microestrutura dos aços fundidos, revelando os feixes de ferrita bainítica em tons de marrom e a austenita retida com regiões de cor esbranquiçada. O reagente de Le

Pera é utilizado para o ataque diferenciado das fases e microconstituintes, sendo um dos objetivos de sua utilização a identificação da presença de martensita na microestrutura das ligas, principalmente quando ela está presente em pequenas frações volumétricas. Nesses casos a martensita é geralmente revelada com uma coloração alaranjada. A preparação metalográfica foi realizada no Laboratório de Preparação de Amostras do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

3.2.4 Microdureza Vickers

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers nas amostras austêmperadas com o objetivo de avaliar a influência das condições de tratamento térmico nas propriedades das ligas A e B, bem como auxiliar na caracterização de microconstituintes resultantes da transformação de fase (martensita, austenita e ferrita). Para tanto, utilizou-se um microdurômetro Leitz-Wetzlar 6833, com cargas de 100 gf, empregando cinco medidas por amostra para definição das médias e desvios-padrão. Este experimento foi realizado no Laboratório de Caracterização de Materiais do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

3.2.5 Microscopia óptica

A técnica de microscopia óptica foi utilizada para caracterização microestrutural das amostras nos estados bruto de fundição, conformado a quente e tratado termicamente por austêmpera. A preparação das amostras seguiu os procedimentos descritos no item 3.2.3. Para as referidas observações foi utilizado um microscópio óptico Olympus BX-51 com programa de análise de imagem *ImagePro-Plus™*, acoplado ao banco metalográfico, localizado no Laboratório de Caracterização de Materiais do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

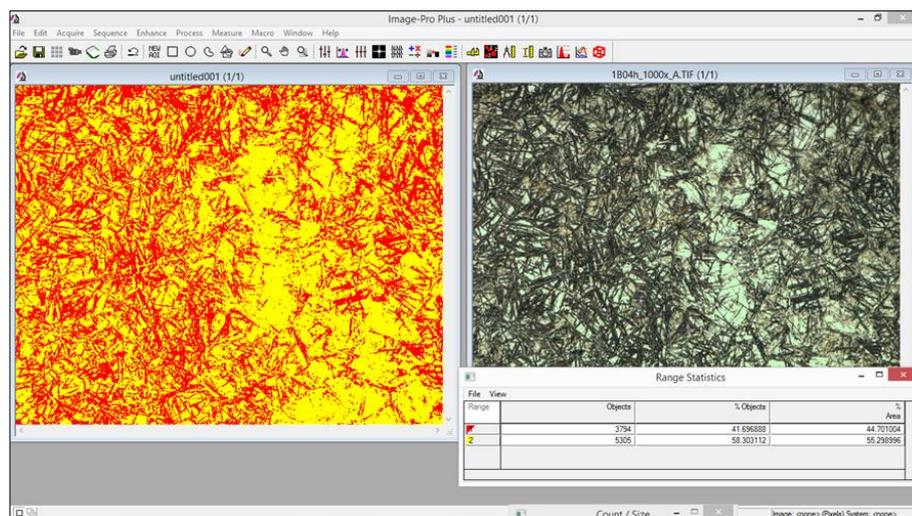
3.2.6 Quantificação de fases

As imagens obtidas por microscopia óptica foram utilizadas para quantificação de fases das amostras austêmperadas, conforme o procedimento descrito por RAMOS (2008) através do programa *ImagePro-Plus™*, no módulo conhecido como *MaterialsPro*. Neste estudo foi utilizada a ferramenta “*Measure Phases*”, destinada à

quantificação das diferentes fases presentes na microestrutura. Após a seleção desta opção, utiliza-se outra ferramenta de ajuste chamada “*Phase Threshold Selection*”, onde se determina o nível crítico de saturação para a melhor separação das fases de interesse. Nesta etapa podem ser selecionadas quantas fases (“*Ranges*”) forem desejadas, atribuindo a cada uma delas uma cor específica.

O método padrão desenvolvido no presente trabalho utilizou duas faixas de “*Threshold*” destinadas à quantificação de: i) estruturas aciculares; ii) constituinte maciço. O software quantifica as fases escolhidas por diferenças de cores, com auxílio de uma ferramenta que possibilita o ajuste e definição dos intervalos de tonalidades. Após a definição dos parâmetros citados anteriormente, pode-se executar a análise (“*Run*”). A **Figura 36** ilustra um exemplo no ambiente do software *ImagePro-Plus™* para contagem de fases.

Figura 36 – Ambiente de análise do *ImagePro-Plus™*



Fonte: O Autor (2014)

Para determinação da fração volumétrica da austenita retida, na forma de blocos e filmes, foi utilizado o método descrito na norma ASTM 562-1982, descrito e aplicado por FERRER (2003) que consiste em realizar medidas através da superposição de um retículo de 260 pontos sobre a superfície a ser analisada e da contagem dos pontos do reticulado situados sobre os constituintes de interesse. A fração foi calculada pela **Equação 20**:

$$f(f) = \frac{P_P}{P_T} \times 100 \quad (20)$$

Onde, $f_{(f)}$ é a fração volumétrica da fase (austenita retida em blocos ou austenita retida em filmes), P_P é o número de intersecções entre os pontos do reticulado e a fase e P_T é o número total de pontos do reticulado.

Para análise dos dados e desenvolvimentos dos gráficos de resultados da cinética da transformação de fase e comportamento mecânico foi utilizado o *software* Origin™, versão 9.

3.2.7 Microscopia eletrônica de varredura

Para maior detalhamento da caracterização microestrutural da transformação bainítica nas amostras austêmperadas utilizou-se de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Esta técnica também foi empregada para análise da morfologia da superfície de fratura dos corpos de prova de tração.

Foram utilizados dois tipos de microscópios eletrônicos. O primeiro foi um microscópio eletrônico da marca SHIMADZU, modelo SSX-550 Superscan, operando com filamento de tungstênio, instalado no Laboratório de Caracterização de Materiais da UEPG. O outro foi um equipamento FEG (“Field Emission Gun”) da marca SHIMADZU, modelo LYRA 3, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuário (C-labmu) da UEPG. Microanálises por energia dispersiva (EDS) foram realizadas para determinação da composição química de alguns pontos de interesse nas amostras analisadas no FEG. As amostras para microscopia eletrônica foram preparadas seguindo os mesmos procedimentos descritos no item 3.2.3. O ataque químico para análise metalográfica foi realizado com reagente de Picral 4%.

3.2.8 Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios de dureza Rockwell em todas as amostras austemperadas para correlação dos resultados com a evolução da transformação de fase, bem como caracterização mecânica para posterior determinação de propriedades fundamentais.

Os ensaios foram realizados em um durômetro Fixo-Test, com carga inicial de 10 kgf e carga final de 100 kgf, utilizando penetrador de diamante. Foram realizadas 5 medições por amostra. As principais normas que regem o ensaio são a ABNT

NBRNM146-1 (1998) e ASTM E18-05e. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais do Centro Universitário Sociesc – UNISOCIESC.

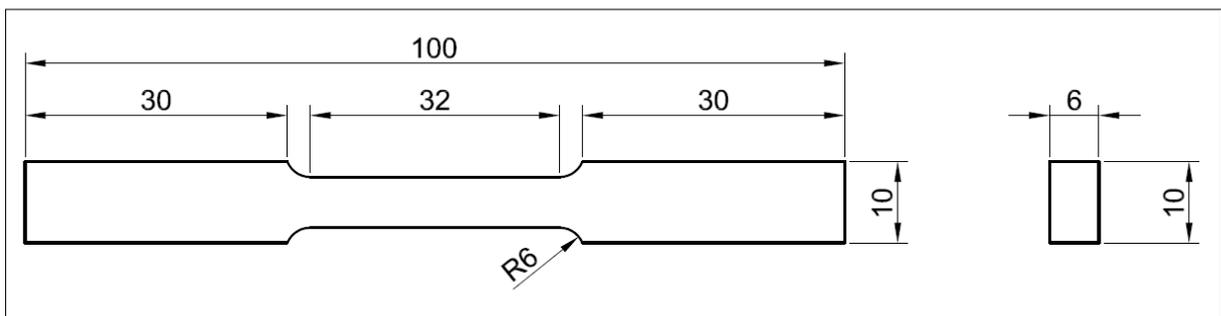
3.2.9 Ensaio de tração

Para determinação das propriedades mecânicas das ligas no estado bruto de fundição, conformado a quente e para amostras austêmperadas com 24 h, 72 h, 168 h, 408 h e 839 h, que apresentaram o fenômeno da reação bainítica incompleta, foram realizados ensaios de tração conforme as normas ASTM A-370 e ASTM E-8M.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, em uma máquina universal da marca INSTRON, modelo 300LX-C4-J3D, com capacidade de 300 kN. Os resultados dos ensaios foram fornecidos pelo *software Partner™*, acoplado à máquina de ensaios. Foram ensaiados três corpos de prova para cada uma das 5 condições de tratamento térmico escolhidas, bem como para o estado bruto de fundição e conformado a quente.

Os corpos de prova de tração foram usinados de acordo com a norma ASTM E-8M, conforme ilustrado na **Figura 37**, sendo todas as medidas em milímetros.

Figura 37 – dimensões corpo de prova de tração modelo *sub-size*



Fonte: Adaptado da norma ASTM E-8M (2009)

Após a realização dos ensaios de tração, as superfícies de fratura foram protegidas para manutenção da integridade morfológica, para posterior análise fractográfica no microscópio eletrônico de varredura, também realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais da UEPG.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os principais resultados obtidos neste estudo, organizados considerando os seguintes aspectos:

- a) Simulações numéricas através do *software* JMatPro®;
- b) Caracterização microestrutural no estado conformado a quente para conhecer os aspectos do condicionamento do material para as etapas subsequentes da pesquisa;
- c) Caracterização microestrutural após tratamento térmico de austêmpera, para auxiliar no entendimento dos aspectos cinéticos e morfológicos da transformação de fase;
- d) Caracterização mecânica, para estabelecer a correlação das propriedades mecânicas com a microestrutura resultante e com as variáveis do processo;
- e) Análise das superfícies de fratura para complementar a correlação com os aspectos morfológicos da transformação de fase.

4.1 SIMULAÇÕES NUMÉRICAS COM O SOTWARE JMatPro®

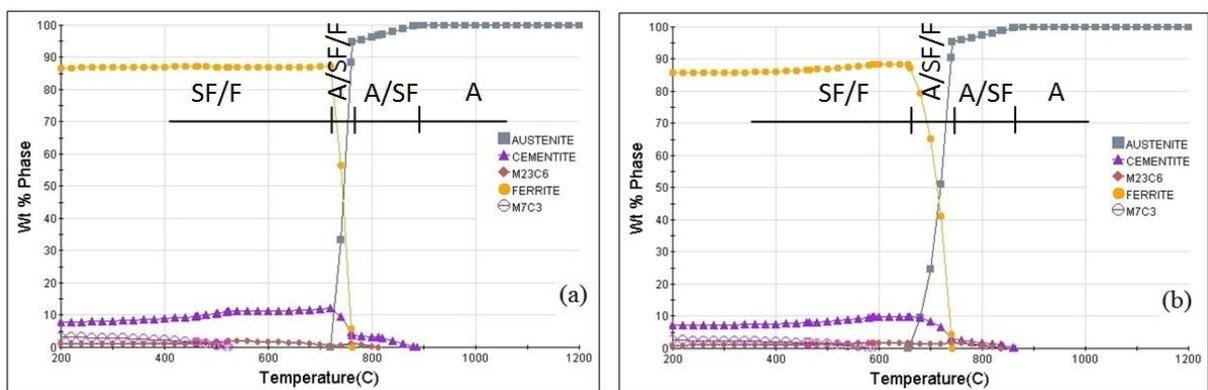
Para a determinação das temperaturas críticas de transformação de fase nas duas ligas, foram utilizadas simulações numéricas com o auxílio do *software* JMatPro, versão 8, através do qual obtiveram-se os diagramas de equilíbrio de fases para ambas as ligas, os diagramas de transformação por resfriamento contínuo (CCT) e os digramas de transformação isotérmica (TTT).

Os diagramas de equilíbrio de fases, mostrados na **Figura 38**, apresenta a distribuição das fases em equilíbrio em função da temperatura. A análise de cada diagrama permite verificar o efeito do níquel nos pontos críticos em que ocorrem as transformações de fase bem como nos domínios de cada fase em equilíbrio.

Os domínios de cada fase em função da temperatura são indicados em cada diagrama da **Figura 38** com as letras A, A/SF, A/SF/F e SF/F, onde: A- representa o domínio onde a fase predominante é a austenita; A/SF- representa um domínio onde a austenita está acompanhada pela suposta precipitação de fases secundárias, neste caso cementita e carbeto do tipo M_7C_3 , ainda que em pequenas frações volumétricas; A/SF/F- representa o domínio onde a austenita decompõe-se em

ferrita F/SF, também, denominado campo intercrítico, onde observa-se as frações das segundas fases; e SF/F- representa o domínio onde a fase predominante é a ferrita com pequenas frações das fases secundárias. A precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , em equilíbrio com a austenita, foi obtida através de simulações numéricas, utilizando o *software* JMatPro® e mediante estudos experimentais, realizados recentemente por Fielding (2014).

Figura 38 – Diagramas de fases em equilíbrio, obtidos por simulação numérica para: (a) liga A, (b) liga B

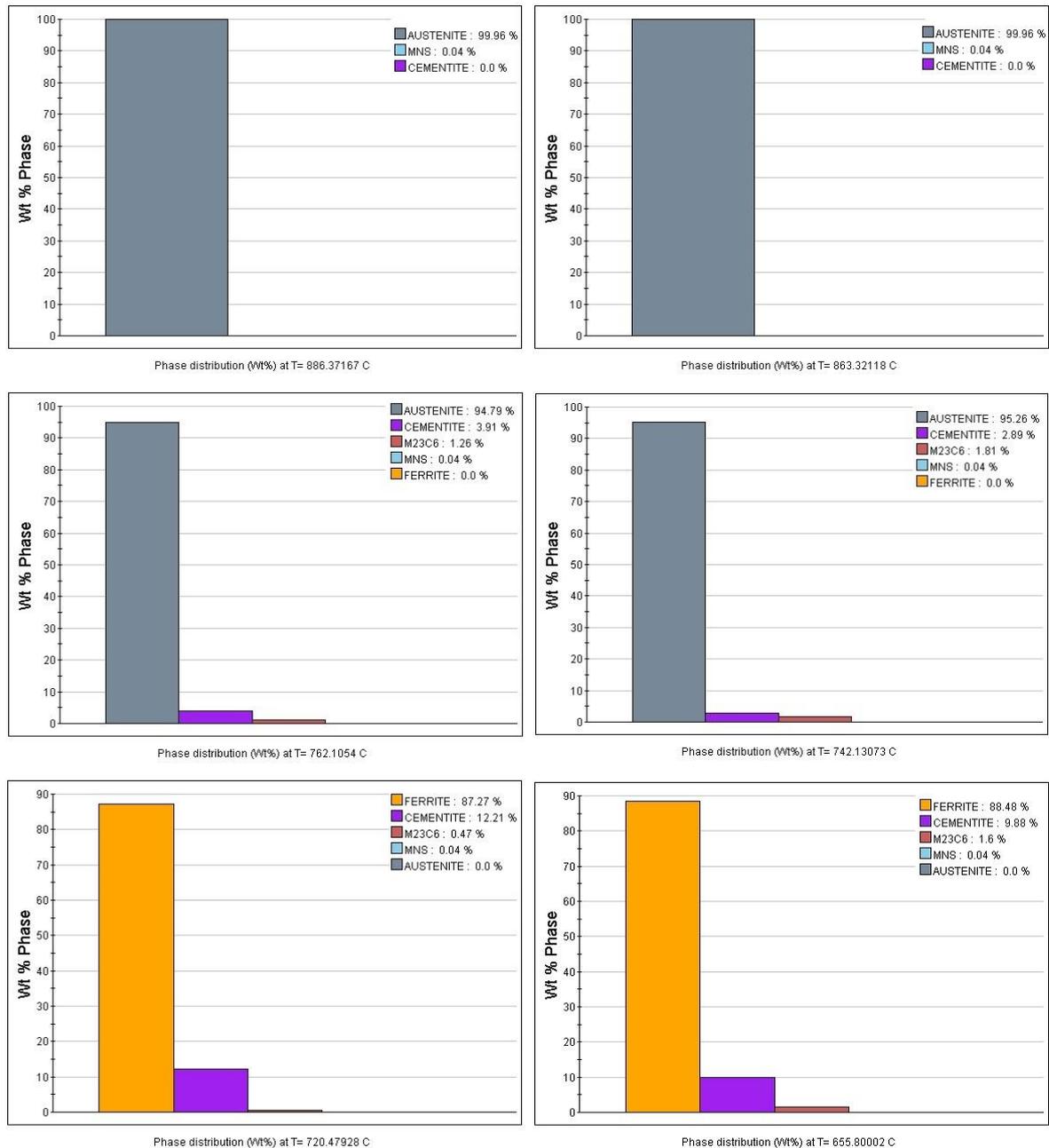


Fonte: O Autor (adaptado de JMatPro, 2014)

Os gráficos da Figura 48, obtidos com o auxílio do *software* JMatPro, apresentam a quantificação das fases em equilíbrio em cada intervalo de temperatura, indicados nos diagramas de fase da **Figura 39**, e a obtenção dos pontos críticos de temperatura. A **Tabela 03** resume a interpretação das **Figuras 38 e 39**, contribuindo para o entendimento do efeito do Níquel nos domínios de cada fase e nas temperaturas críticas.

Constata-se que a liga B, contendo maior teor de níquel, é a que apresenta a menor temperatura eutetóide ($T_e=655^\circ\text{C}$), um campo intercrítico ($\alpha + \gamma$) mais extenso, bem como a menor temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ($T_{\gamma \rightarrow \alpha}=742^\circ\text{C}$), reafirmando o seu papel gamagênico, quando comparada com a liga A, contendo menor teor de níquel.

Figura 39 – Fração volumétrica das fases em equilíbrio em função das temperaturas críticas. Liga A (à esquerda) e liga B (à direita).



Fonte: Adaptado de JMatPro (2014)

Tabela 03 – Domínio de fase e temperaturas críticas (°C) das ligas A e B.

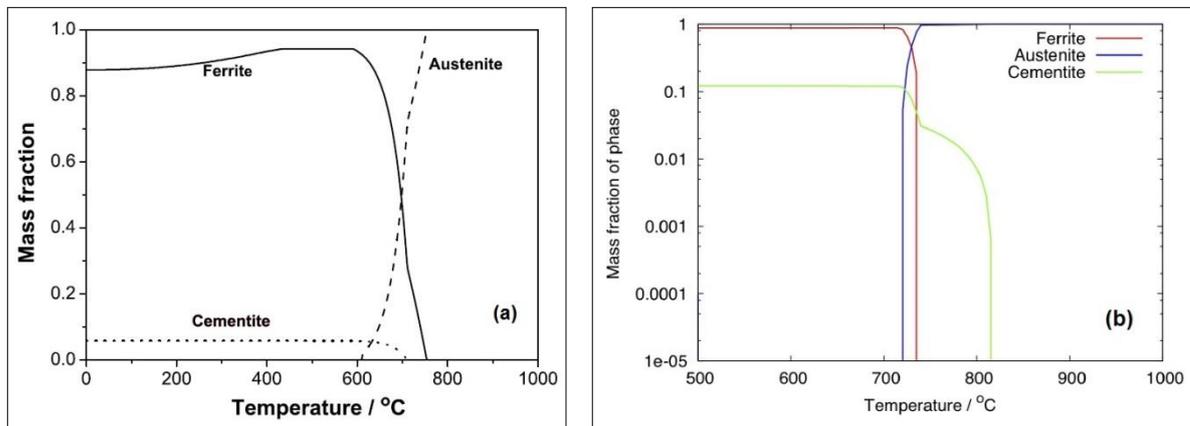
Liga (% Ni)	Domínios de fase em função da temperatura				
	F (T^1_e)	A/SF/F ($\Delta T^2_{\alpha+\gamma}$)	$T^3_{\gamma \rightarrow \alpha}$	$T_{\gamma+FS}$	A
A (Ni=0,5%)	$\leq 720,5$	$720,5 < T_{\alpha+\gamma} < 762,1$	$T_{\gamma \rightarrow \alpha} = 762,1$	$762,1 < T_{\gamma+FS} < 886,4$	$T \geq 886,4$
B (Ni=1,85%)	$\leq 655,8$	$655,0 < T_{\alpha+\gamma} < 742,1$	$T_{\gamma \rightarrow \alpha} = 742,1$	$742,1 < T_{\gamma+FS} < 863,3$	$T \geq 863,3$

Onde: 1- interpreta-se como sendo a temperatura eutetóide (T_e); 2 - campo intercrítico ($\alpha + \gamma$) e 3- temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$

Fonte: O Autor (2014)

Os resultados iniciais das simulações realizadas neste estudo podem ser comparados com a literatura. Na **Figura 40** são apresentados os diagramas de equilíbrio de fases obtidos por Bhadeshia (2012) para um aço (0,73%C – 1,82%Si – 1,47%Cr – 0,23%Mo – 4,12%Ni) e por Fielding (2014) em um aço (0,82%C – 0,71%Si – 1,30%Mn – 0,02%Ni – 0,9%Cr – 0,2%Mo), ambos utilizando o *software* MTDATA™.

Figura 40 – Exemplo de diagramas de equilíbrio de fases para aços alto carbono

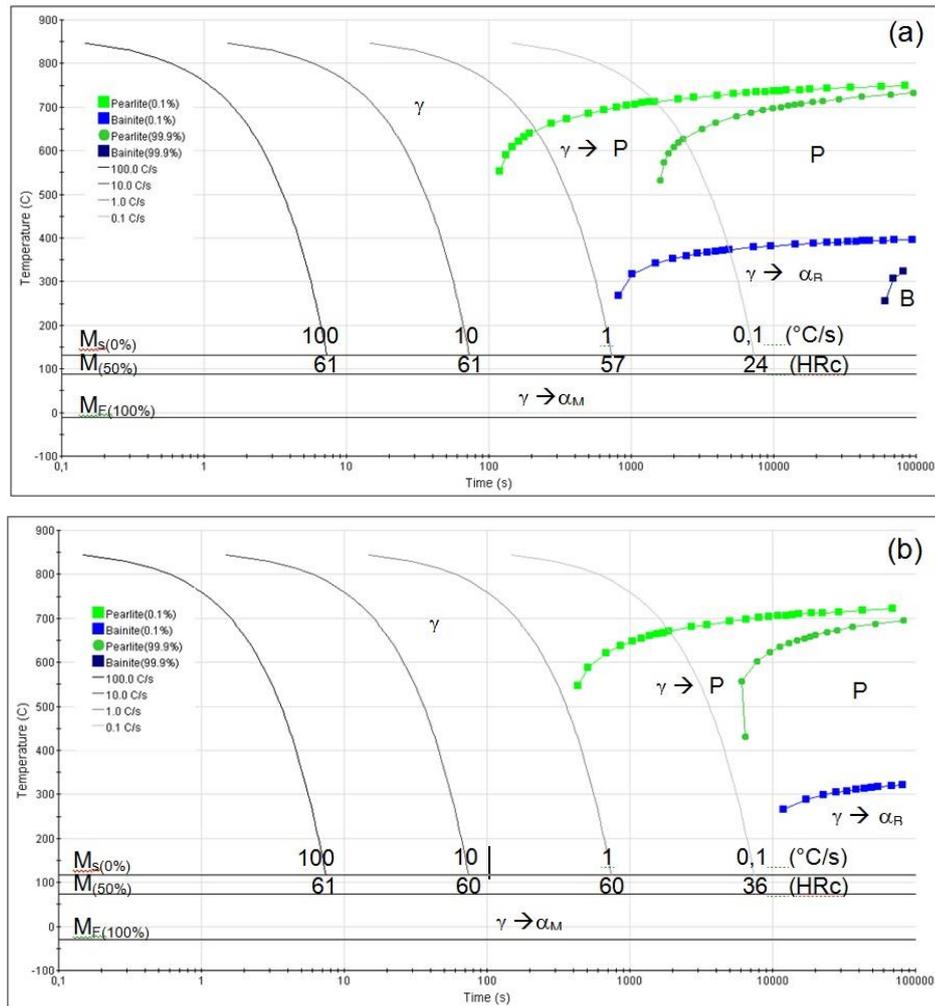


Fonte: (a) Bhadeshia (2012) e (b) Fielding (2014)

Outros aspectos relevantes do estudo das transformações de fase, utilizando o *software* MTDATA™, foi a obtenção dos diagramas de transformações de fase por resfriamento contínuo (CCT), ilustrados na **Figura 41**, e dos diagramas de transformação-tempo-temperatura (TTT), ilustrados na **Figura 42**, considerando a temperatura de austenitização de 860°C e o tamanho de grão de partida de 10µm, para ambos os aços.

Nos diagramas de resfriamento contínuo (Figura 40), de um modo geral, é possível apreciar os três grandes grupos de transformações de fase, reportadas na literatura. No primeiro grupo a transformação de fase ocorre em altas temperaturas utilizando taxas de resfriamento muito lentas (até 0,1°C/s) e os maiores tempos para seu início e término, da qual resulta a formação de perlita. No segundo grupo a transformação de fase ocorre em baixas temperaturas e com maiores velocidades de resfriamento (a partir de 1°C/s), do que resulta a formação de martensita. O terceiro grupo da transformação de fase ocorre em temperaturas intermediárias, sendo delimitado por uma baía onde é possível constatar a decomposição de austenita em bainita.

Figura 41 – Diagramas CCT obtidos por simulação numérica para: (a) liga A e (b) liga B



Fonte: O Autor (2014)

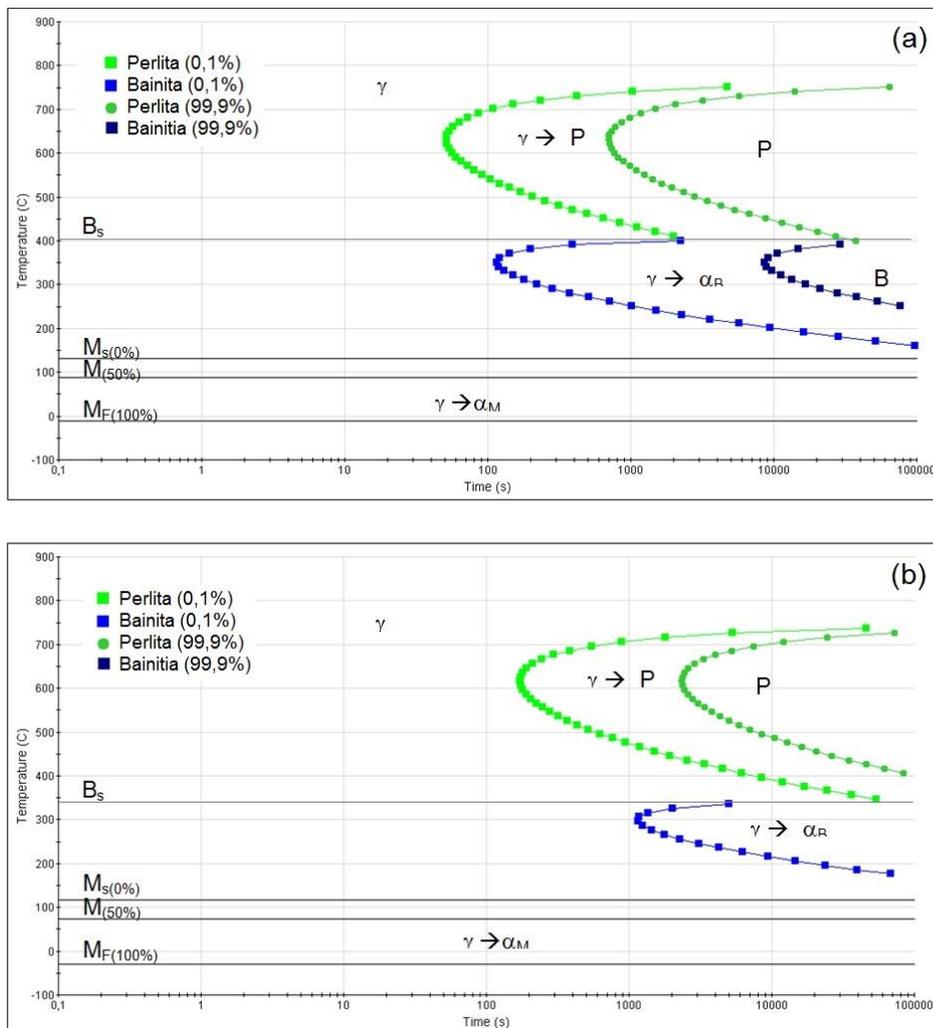
Uma análise mais detalhada dos diagramas CCT da **Figura 41** permite estabelecer as diferenças nos comportamento cinético das transformações de fase entre os aços A e B. No aço B, mesmo quando as taxas de resfriamento são relativamente lentas ($0,1^{\circ}\text{C/s}$), constata-se a decomposição parcial da austenita em perlita (altas temperaturas) e na medida em que o resfriamento transcorre a austenita remanescente em altas temperaturas se transforma em produtos aciculares, em baixas temperaturas, (α_B -ferrita bainítica e/ou α_M -martensita).

Como consequência dessa microestrutura mista atingem-se valores de dureza superiores (36 HRC) aos obtidos com a mesma taxa de resfriamento no aço A, quando comparada com as características da transformação de fase do aço A, onde o produto da decomposição global da austenita consiste em 100% de perlita, com dureza de 24 HRC. Esta diferença pode estar associada ao efeito do níquel na

temperabilidade das ligas, tornando mais lenta a transformação perlítica e favorecendo a formação de martensita.

Outro efeito do níquel de interesse para esta pesquisa está associado com o posicionamento do campo bainítico. A liga com menor teor de níquel apresenta um campo bainítico melhor definido e deslocado para a esquerda, onde a curva de resfriamento que corresponde a 1°C/s é praticamente tangente ao cotovelo da curva em "C" (que indica o início da transformação bainítica), diferente do que acontece no aço B, onde a tangência com o cotovelo bainítico ocorre para taxas de resfriamento de $0,1^\circ\text{C/s}$.

Figura 42 – Diagramas TTT obtidos por simulação numérica para: (a) liga A e (b) liga B



Fonte: O Autor (2014)

No diagrama TTT da liga A, com menor teor de níquel, é possível observar a curva que corresponde ao término da transformação bainítica, sendo que na liga B

esta curva não é evidenciada na escala em que ambos os diagramas foram plotados. Isto indica que há um deslocamento deste campo para a direita como consequência do aumento no teor de níquel na composição química da liga B.

Nos diagramas TTT da **Figura 42**, também, constataram-se os três grupos de transformações de fase discutidos acima. Constata-se, também, o deslocamento para direita das curvas em "C" do diagrama TTT para liga B, tanto aquelas que correspondem com a transformação perlítica quanto às da transformação bainítica, como consequência do efeito do níquel, confirmando seu efeito retardador na decomposição da austenita em ferrita, amplamente abordado por Bhadeshia (2001).

A análise das curvas de início das transformações de fase permitiu obter as temperaturas críticas para cada produto da decomposição isotérmica da austenita, conforme indicadas na **Tabela 04**.

Tabela 04 - Temperaturas críticas das transformações de fase perlítica, bainítica e martensítica em função do teor de níquel

Aço (%Ni)	A ₁	B ₁	M _{S(0%)}	M _{50%}	M _{F(100%)}
A (0,5%Ni)	763,6	406,6	131,0	88,0	-12,1
B(1,85%Ni)	744,1	347,1	117,0	73,0	-28,9

A₁ - Temperatura de início da transformação perlítica

B₁ - Temperatura de início da transformação bainítica

M_{S(0%)} - Temperatura de início de transformação martensítica (com 0% de transformação)

M_{50%} - Temperatura que corresponde a 50% de transformação martensítica

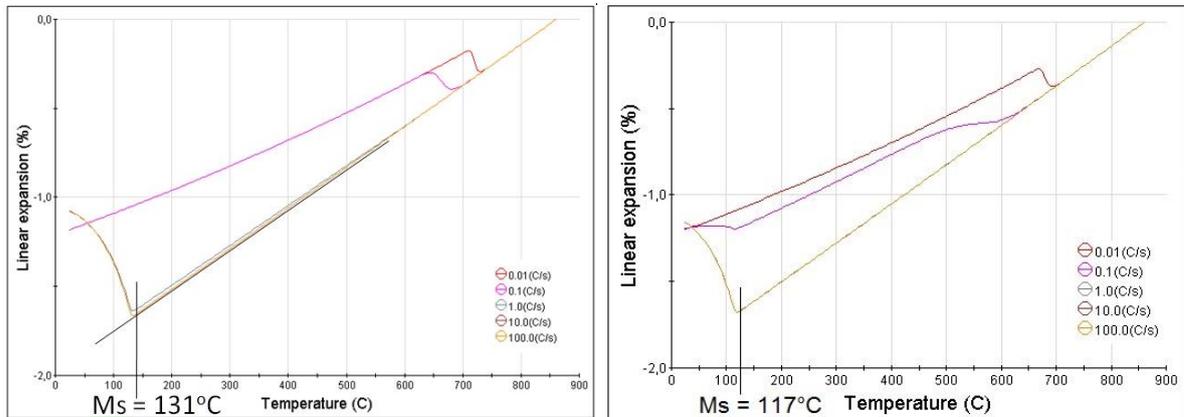
M_{F100%} - Temperatura que corresponde a 100% da transformação martensítica

Fonte: O Autor (2014)

Para a determinação das temperaturas críticas associadas à transformação martensítica utilizou-se do método de sobreposição de tangentes nas curvas de expansão linear *versus* temperaturas, obtidas com o auxílio do *software* JmatPro® conforme representado na **Figura 43**, considerando a austenitização a 860°C e taxas de resfriamento de 100°C/s. Na temperatura onde a curva de expansão linear mostra inflexão em relação ao segmento de reta sobreposto de maneira tangente, é possível associar esta mudança de comportamento à transformação de fase.

A interpretação das curvas em "C" do diagrama TTT permitiu obter uma estimativa do tempo para o início da transformação bainítica, que para liga A é cerca de 550 segundos e para liga B cerca de 1100 segundos, na temperatura de início da transformação bainítica.

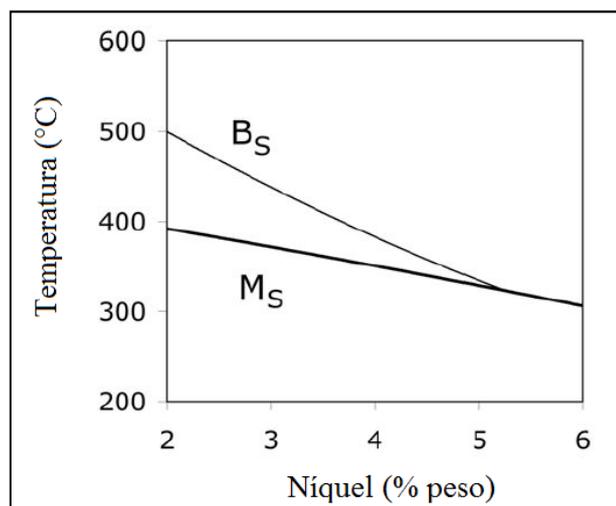
Figura 43 – Curvas de expansão linear versus temperatura correspondente a liga A (esquerda) e liga B (direita) para determinar a temperatura Ms



Fonte: O Autor (adaptado de JMatPro, 2014)

Portanto, pode-se reafirmar o efeito potencial do níquel na estabilidade da austenita, analisando os valores das temperaturas de início da transformação martensítica (M_s), sendo 131°C para liga A e 117°C para liga B. O efeito do níquel nos pontos críticos das transformações de fase foi constatado por Bhadeshia (2014), conforme o gráfico da **Figura 44**, mostra que o aumento no teor de níquel diminui as temperaturas B_s e M_s .

Figura 44 – Efeito do níquel nas temperaturas B_s e M_s



Fonte: Bhadeshia (2014)

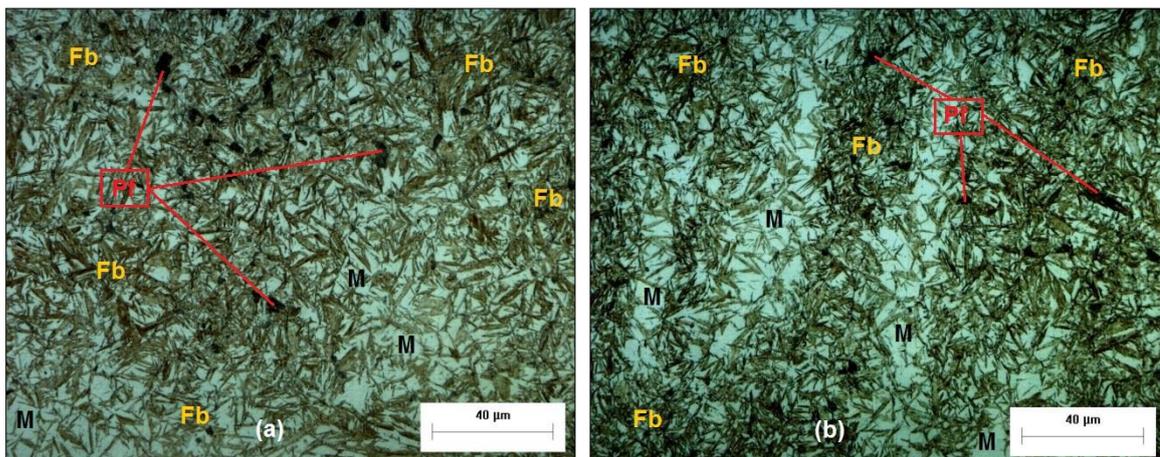
4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS NO ESTADO LAMINADO

4.2.1 Aspectos Morfológicos

Posterior à obtenção dos materiais pelo processo de fundição, as ligas foram submetidas a conformação a quente para condicionar a microestrutura de partida, refinando o tamanho dos grãos e eliminando microsegregações do processo de fundição, para garantir que o material apresente maior homogeneidade para os demais experimentos.

Na **Figura 45** são apresentadas as microestruturas por microscopia óptica, retratando a microestrutura das amostras na seção do sentido da conformação. Contata-se a presença de uma microestrutura mista constituída por escassas regiões de perlita fina, ripas de ferrita bainítica nucleadas cooperativamente, definindo pequenos agrupamentos ou pacotes de ferrita acicular, que são predominantes em cada um dos aços, associados à presença de bandas de martensita massiva, caracterizando um estado de têmpera ao ar seguido da laminação a quente.

Figura 45 – Microestrutura das amostras conformadas a quente: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento de 1000X. Legenda: M (martensita), Pf (perlita fina) e Fb (ferrita bainítica)



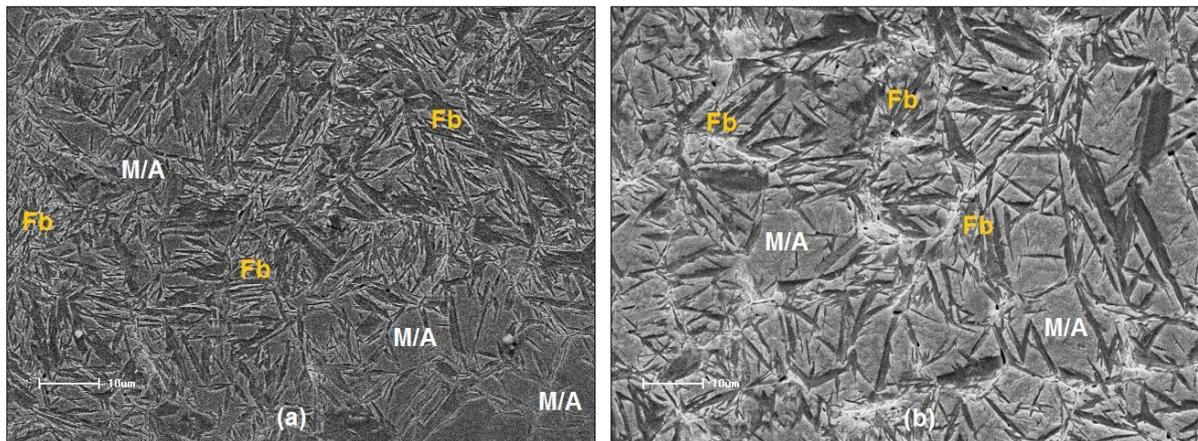
Fonte: O Autor (2014)

De modo geral, em cada uma das amostras examinadas, independentemente da composição química dos aços, observou-se a formação de bandas alternadas de

constituintes microestruturais, paralelas à direção na qual se realizou a conformação a quente.

Na **Figura 46** são apresentadas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), para as ligas A e B. Destaca-se na liga B, com maior teor de níquel, uma maior fração volumétrica, em comparação a liga A, da estrutura massiva que é caracterizada pela mistura de austenita e martensita (M/A), região com medidas de microdurezas de aproximadamente 780 HV, usando carga de 100 gf.

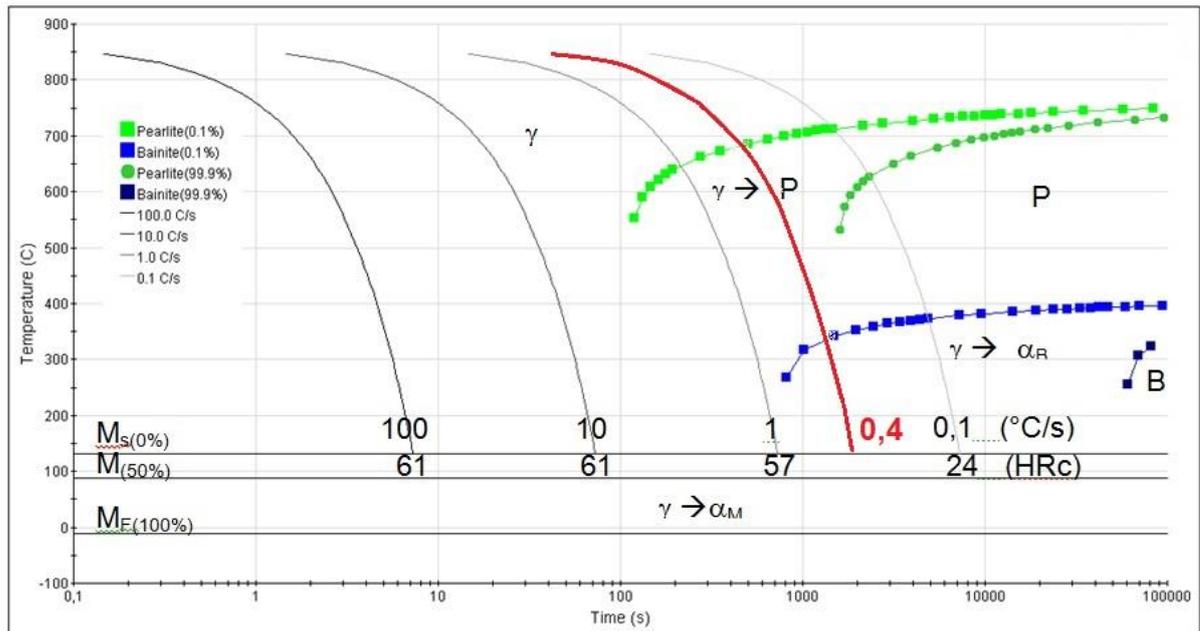
Figura 46 – Microestrutura das amostras conformadas a quente: (a) liga A, (b) Liga B. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Aumento de 1000X. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita)



Fonte: O Autor (2014)

A microestrutura mista justifica-se pelas condições em que foi efetuado o resfriamento destes materiais. Considerando que a taxa de resfriamento imposta pelo ar, após a conformação a quente, próximo ao laminador, seja equivalente à diferença de temperatura, entre a temperatura de aquecimento do material na saída do laminador (870°C) e a temperatura ambiente (20°C), em função do tempo em que o material atingiu a temperatura ambiente após a laminação (35 min), têm-se uma taxa de aproximadamente (24,3°C/min \approx 0,4°C/s) que, quando sobreposta sobre o diagrama de resfriamento contínuo simulado numericamente com o *software* JMatPro® para estes aços, cruza os campos de formação dos constituintes microestruturais observados. Esta observação é representada no diagrama CCT que corresponde à liga A, **Figura 47**, onde a possível curva de resfriamento (0,4°C/s) é representada pela linha vermelha no gráfico.

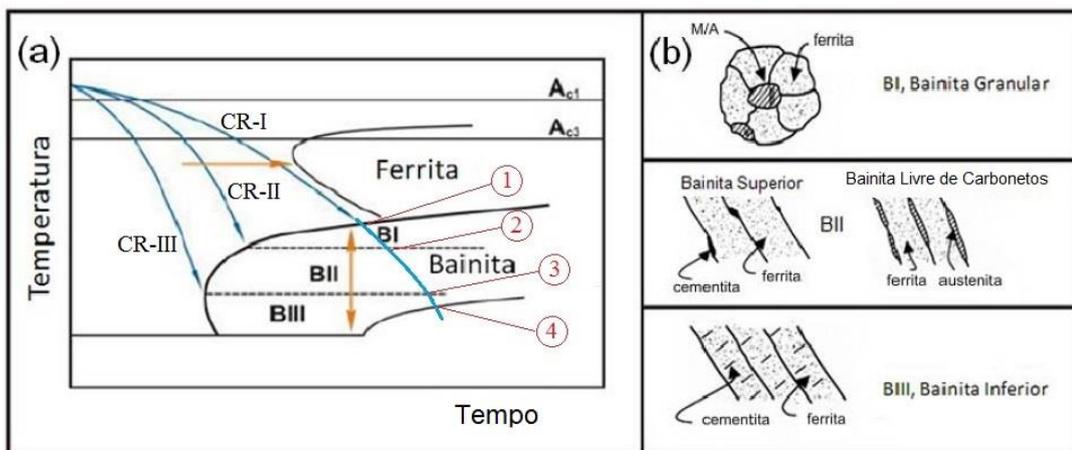
Figura 47 – Diagrama CCT simulado com software JMatPro® para liga A



Fonte: O Autor (adaptado de JMatPro, 2014)

Corroborando com esta hipótese é apresentada na **Figura 48** uma representação através da sobreposição da curva de resfriamento (CR-I), em um diagrama obtido por Cornide (2013) para aços com características semelhantes aos apresentados neste estudo.

Figura 48: a) Representação do diagrama de resfriamento contínuo de aços bainíticos (b) Morfologias observadas em aços bainíticos em função das condições do resfriamento



Fonte: Adaptado de Cornide (2013)

Percebe-se, na **Figura 48(b)** que dependendo das condições em que ocorre a transformação de fase, podem se distinguir três principais morfologias da bainita, sendo neste caso: a bainita granular que nas microimagens da **Figura 48**, se assemelham à perlita muito fina, formada em temperaturas pouco abaixo onde se forma a perlita; a bainita superior e a bainita inferior, estas últimas já tratadas na revisão bibliográfica deste trabalho.

As evidências microestruturais apontam para uma transformação de fase por resfriamento contínuo, após a conformação a quente, tendo o seu início em temperaturas elevadas na faixa (intervalo 1 a 2 da CR-I) onde é provável a formação de perlita muito fina, seguido da expressiva formação de bainita, neste caso nucleando como bainita superior (intervalo 2 a 3) e crescendo como bainita inferior (intervalo 3-4 da CR-I), a qual é interrompida quando a austenita remanescente transforma-se em martensita (a partir do ponto 4 da CR-I).

4.3 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE

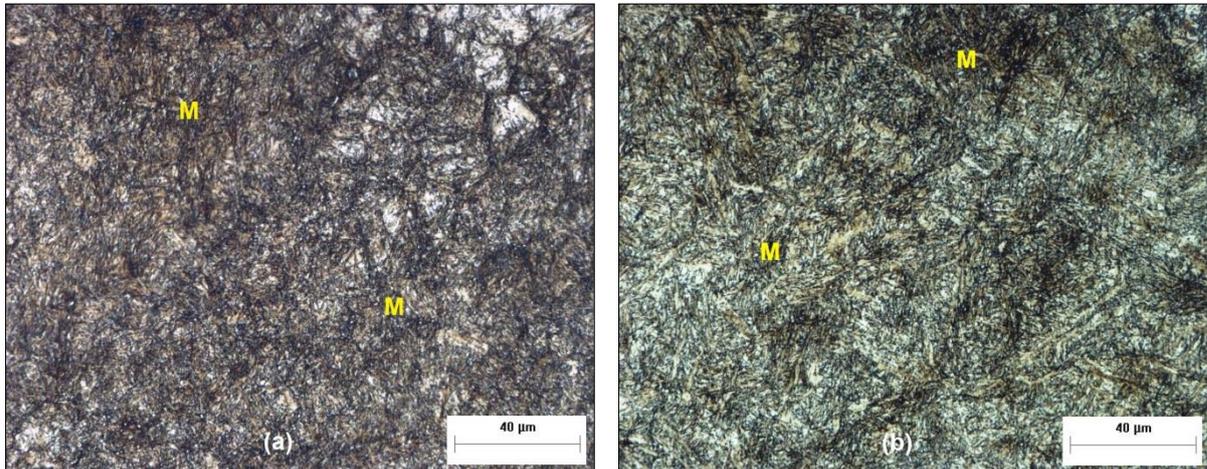
4.3.1 Aspectos Morfológicos da Transformação Bainítica

A análise da morfologia tem como objetivo detalhar a decomposição da austenita nos principais estágios que ocorre a transformação bainítica nas amostras austêmperadas da liga A e B. Observa-se uma condição inicial, para pequenos tempos (1 min a 2 h), o predomínio de uma matriz totalmente martensítica, sem a formação de constituintes bainíticos. Em um segundo estágio ocorre o início da nucleação de novas fases, constatando-se a presença de martensita, ferrita bainítica e austenita retida, que variaram de acordo com o tempo e liga. No terceiro estágio se observa o fenômeno da estase, com a formação de ferrita bainítica e austenita retida, microestrutura resultante até o final dos experimentos de tratamento térmico de austêmpera.

A partir da microscopia óptica (MO) foram obtidas micrografias para a verificar as morfologias das fases resultantes em cada um dos estágios descritos anteriormente. A **Figura 49** apresenta as imagens das microestruturas das duas ligas (A e B) austêmperadas a 280°C por 1 hora, onde se confirma somente a presença de martensita, devido ao pouco tempo de tratamento térmico, constatando-

se que o tempo de tratamento foi insuficiente para atingir o início da transformação bainítica.

Figura 49 – Microestrutura das amostras austêmperadas por 1 hora: (a) liga A, (b) Liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento de 1000X. Legenda: M (martensita)



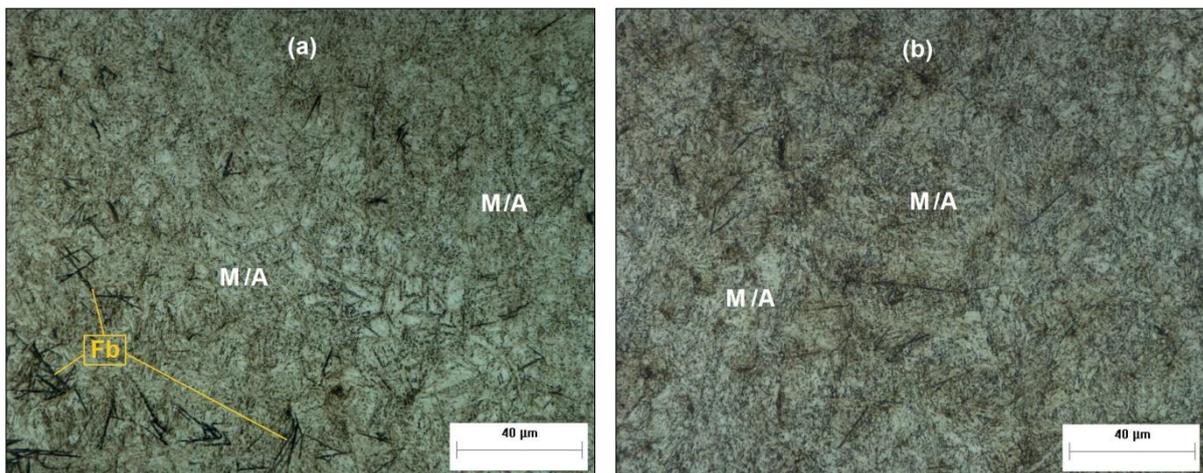
Fonte: O Autor (2014)

Conforme os diagramas TTT, obtidos por simulação e ilustrados na **Figura 42**, era esperado o início da nucleação da ferrita bainítica para liga A, com menor teor de níquel, com tempo de tratamento isotérmico de 550 segundos (≈ 9 minutos) e para liga B, com maior teor de níquel, no tempo de 1100 segundos (≈ 18 minutos). No entanto, a microestrutura resultante, obtida por MO, mostra a formação somente de martensita para o tempo de 1 hora de tratamento de austêmpera. As diferenças, entre os modelos simulados e os resultados experimentais, são atribuídas a uma aparente diferença nos tamanhos dos grãos, entre o usado para a simulação com aquele que realmente os aços possuem. Se o tamanho de grão real for maior do que o simulado, espera-se que a temperabilidade aumente e o tempo para se obter um determinado produto passa a ser diferente em relação ao simulado. A evidência de estruturas de bandeamento nas ligas, após o processo de conformação a quente, também afeta a temperabilidade, e isto não foi considerado nas simulações numéricas.

A presença de martensita neste tempo pode estar associada à instabilidade da austenita na temperatura ambiente após o resfriamento, promovendo assim a têmpera destes materiais, uma vez que elementos como manganês, cromo e níquel estão presentes nas composições químicas.

Decorrido 2 horas de tratamento térmico já é possível observar na **Figura 50**, que a liga A tem maior evidência de formação de feixes de ferrita bainítica na matriz, nucleados a partir dos contornos de grão da austenita. De acordo com Bhadeshia (2001) a formação de feixes a partir da sucessiva nucleação de subunidades de ferrita bainítica pode ocorrer com a partição do carbono para a austenita remanescente, reduzindo a temperatura de início da formação de martensita durante o resfriamento. Sendo que a matriz da liga A é, ainda, composta por austenita e martensita. Na liga B não há evidências destes aspectos, sendo a microestrutura totalmente martensita.

Figura 50 – Amostras austêmperadas por 2 horas: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita)

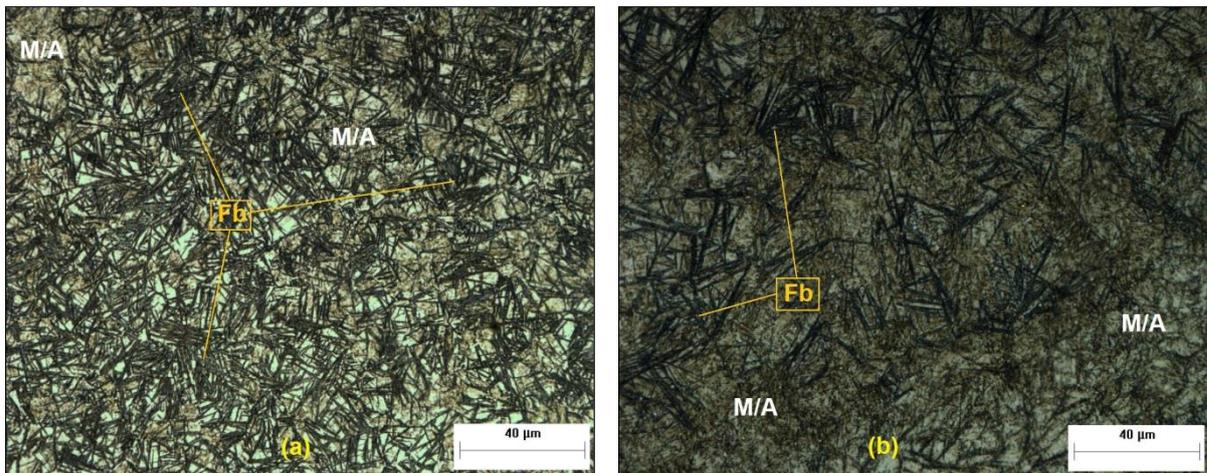


Fonte: O Autor (2014)

Para a liga B, com maior teor de níquel, a **Figura 50** ilustra o retardo no início da nucleação da nova fase, uma vez que a microestrutura apresentada ainda é constituída por uma matriz martensítica. Deve-se considerar o efeito inibidor do níquel na formação da ferrita durante o resfriamento isotérmico.

Verifica-se o início da nucleação da ferrita bainítica para a liga B na amostra com 4 horas de tratamento de austêmpera, conforme mostrado na **Figura 51**. Para este tempo na liga A, com menor teor de níquel, percebe-se um aumento na taxa de nucleação e crescimento desta fase, resultando em uma maior fração volumétrica em comparação com a liga B.

Figura 51 – Amostras austêmperadas por 4 horas: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita)



Fonte: O Autor (2014)

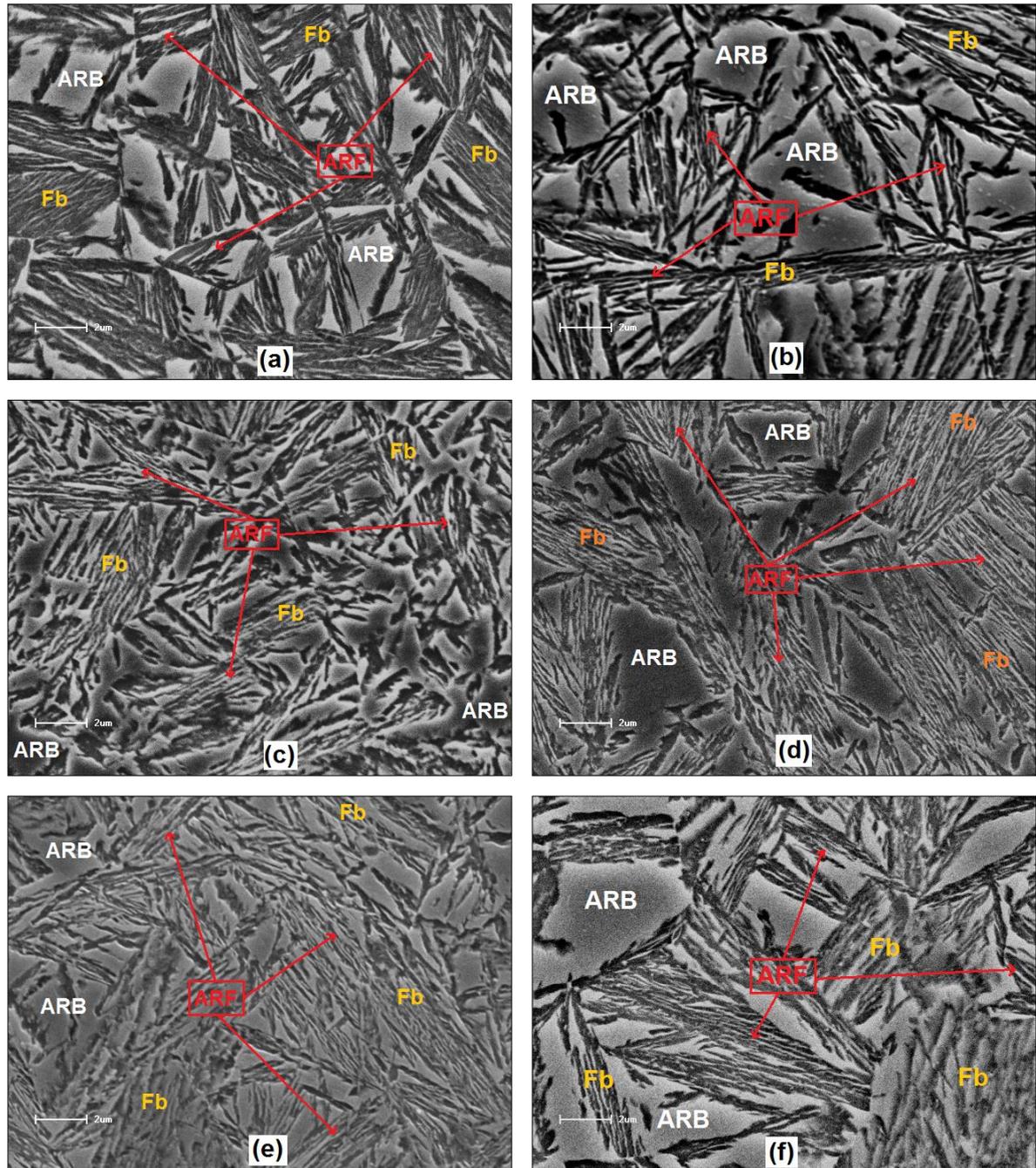
Percebe-se ainda que o tempo de tratamento de 4 horas não é suficiente para estabilizar totalmente a austenita em ambas as ligas. Com isto a austenita instável, após o resfriamento, se transforma parcialmente em martensita.

A estase da reação bainítica é atingida no tempo de tratamento de 20 horas para liga A, com uma microestrutura resultante de ferrita bainítica (84%), austenita retida em blocos (10%) e austenita retida em filmes (6%). Para a liga B, com maior teor de níquel, a estase da reação bainítica foi evidenciada para o tempo de tratamento térmico de 24 horas, confirmando o efeito do níquel em deslocar para a direita as curvas em C do diagrama TTT, retardando assim a decomposição da austenita em ferrita bainítica (BHADESHIA, 2001). A microestrutura resultante para liga B é composta de ferrita bainítica (79%), austenita retida em blocos (11,5%) e austenita retida em filmes (9,5%).

O fenômeno da estase da reação bainítica observado está associado à baixa energia livre das fases e a saturação de carbono na austenita, onde a extensão da transformação incompleta é dependente do teor de carbono da liga, pois com teores elevados de carbono irá reduzir o grau de transformação ao longo do tempo (FIELDING, 2014).

As imagens na **Figura 52**, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, apresentam microestruturas resultante da reação incompleta para as ligas A e B, ao longo do tempo em que se constatou este fenômeno, até o final do experimento com 839 horas de tratamento de austêmpera.

Figura 52 – Microestruturas resultantes da reação incompleta: (a) liga A-24h, (b) liga B-24h, (c) liga A-168h, (d) liga B-168h, (e) liga A-839h e (f) liga B-839h. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Legenda: Fb (ferrita bainítica), ARB (austenita retida em blocos) e ARF (austenita retida em filmes) e ARF (austenita retida em filmes)



Fonte: O Autor (2014)

Nas micrografias da **Figura 52**, nota-se uma maior fração volumétrica de austenita retida, tanto na forma de filmes finos como de blocos com tamanhos heterogêneos, para a liga B, com maior teor de níquel, do que na liga A, quando austêmperadas a 280°C. Com isso, a morfologia observada, em ambas as ligas,

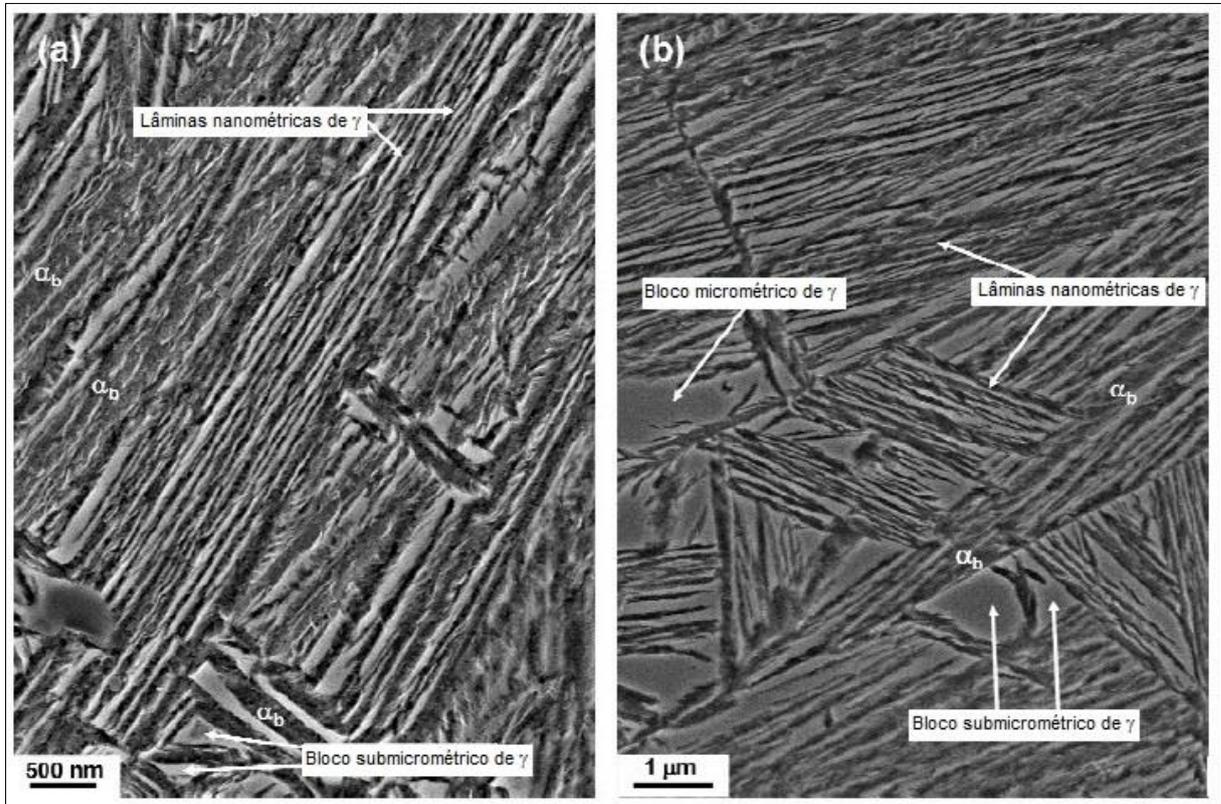
confirma o efeito do níquel na estabilidade da austenita e no retardamento da formação de ferrita bainítica. Percebe-se uma insignificante variação na fração volumétrica das fases a partir do tempo de 24 horas de tratamento térmico até o final do experimento com 839 horas, reforçando assim a hipótese da transformação de fase encontrar-se na estase da reação.

Os estudos de morfologia da transformação bainítica, realizados por Cornide (2013), em aços de alto teor de carbono (0,93%C – 2,9%Si – 0,77%Mn – 0,45%Cr – 0,16%Ni), quando austêmperados a 220°C (durante 16h) e a 250°C (durante 22h), revelam uma microestrutura semelhante às descritas anteriormente para cada um dos aços caracterizados, conforme mostra a **Figura 53**.

De acordo com Cornide (2013) independente da temperatura de austêmpera as microestruturas consistem em placas de ferrita bainítica (64% a 220°C e 66% a 250°C) acompanhadas de austenita retida em forma de filmes e de blocos (36% a 220°C e 34% a 250°C).

A caracterização quantitativa do tamanho das placas de ferrita bainítica e da austenita em forma de filmes confirmou o tamanho manométrico das placas de ferrita bainítica (aproximadamente 28 nm) e dos filmes de austenita retida (aproximadamente 37nm). Também, o pesquisador discute a respeito da heterogeneidade no tamanho dos blocos de austenita, de modo que os subdivide em dois grupos: os blocos que apresentam tamanhos entre 100 e 1000 nm foram identificados como blocos submicrométricos e os que possuem tamanhos superiores a 1000nm foram denominados como blocos micrométricos, como indicado na **Figura 53**. O autor conclui que quanto maior é a temperatura de austêmpera os blocos de austenita são mais grosseiros (630 nm a 220°C e 870 nm a 250°C) e maior é a sua distribuição do tamanho.

Figura 53 – Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de ferrita bainítica, austenita em filmes (nanométricos) e em bloco (micro e submicrométrico) em amostras do aço 0,93%C – 2,9%Si – 0,77%Mn – 0,45%Cr – 0,16%Ni, austêmperadas a: (a) 220°C; (b) 250°C.



Fonte: Cornide (2013)

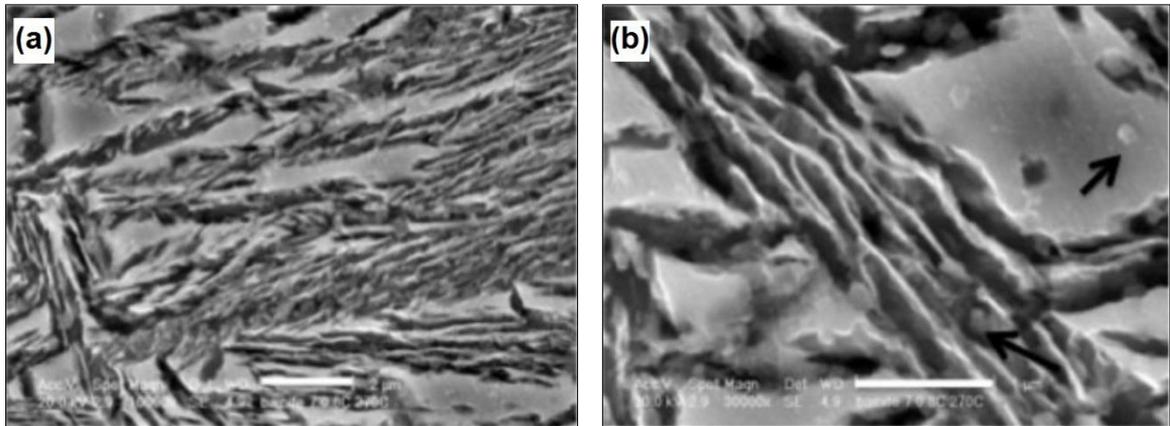
Contudo, de acordo com Santofimia (2007), para se reduzir a formação de blocos de austenita retida, deve-se maximizar a formação de ferrita bainítica através do desvio da linha T_0' para maiores concentrações de carbono, conforme descrito na revisão teórica deste trabalho.

Portanto, a estase da reação bainítica observado está associado à baixa energia livre das fases e à saturação de carbono na austenita, onde a extensão da transformação incompleta é dependente do teor de carbono da liga, pois elevados teores de carbono irão reduzir o grau de transformação ao longo do tempo (FIELDING, 2014).

Bhadeshia (2012) em estudos de transformações de fase em aços com alto teor de carbono e níquel, também, associou a elevada presença de austenita na forma de blocos ao efeito das segregações de níquel na interface alfa/gama durante a estase da reação bainítica, ao qual atribui a causa do pequeno tamanho dos feixes de ferrita bainítica e dos finos filmes de austenita retida supersaturados de carbono.

Na **Figura 54**, é possível observar (em aumentos diferentes) as duas morfologias diferentes da austenita retida, reportadas na literatura, consistindo em filmes muito finos de austenita (austenita em filmes) entre as lamelas de ferrita bainítica e ilhas de austenita (austenita bloco) com tamanho aproximado de $2\mu\text{m}$ (BHADESHIA, 2012). Além da morfologia da austenita retida o autor descreve a presença de pequenas partículas de óxidos dispersas na matriz, formadas como consequências da forma de obtenção do material.

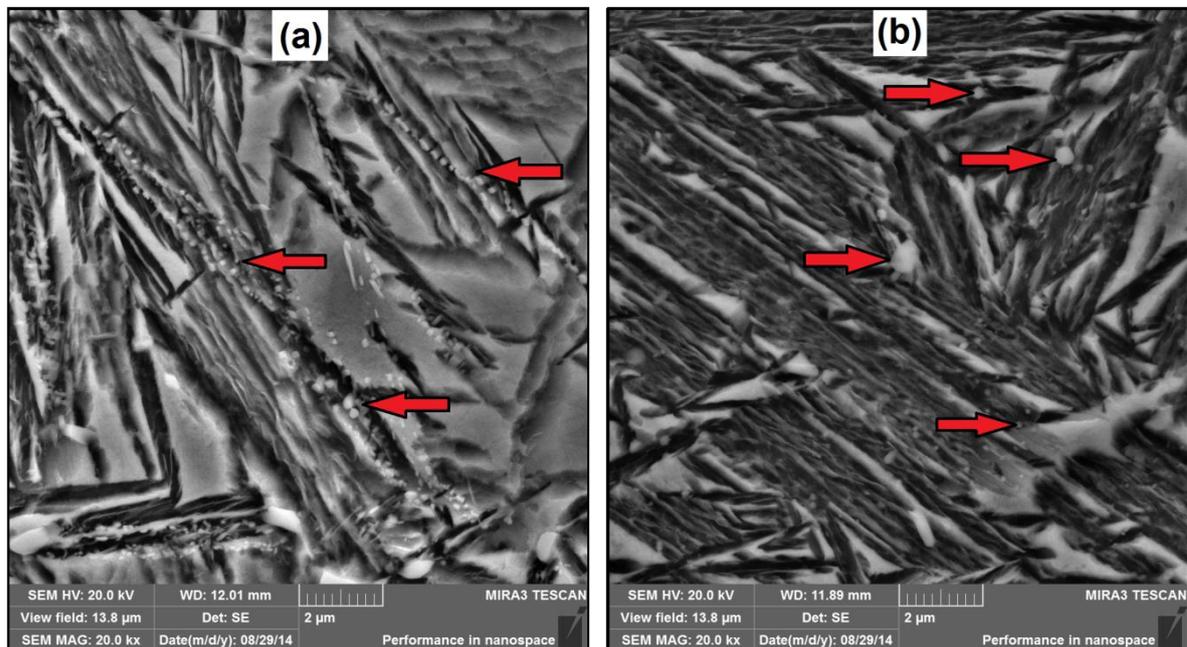
Figura 54 – Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de austenita em filmes e em bloco em uma amostra de aço 0,73%C – 1,82%Si – 1,47%Cr – 4,12%Ni, austêmperada a 280°C: (a) escala de $1\mu\text{m}$; (b) escala de $2\mu\text{m}$.



Fonte: Bhadeshia (2012)

Com o auxílio do FEG (Field Emission Gun) obteve-se melhor definição dos aspectos morfológicos nas amostras austêmperadas por tempos de 12h, conforme mostrado na **Figura 55**, observado a presença de finos precipitados na microestrutura.

Figura 55 – Micrografias obtidas por FEG em amostras austêmperadas por 12 horas: (a) liga A e (b) liga B. Ataque Picral 4%. Setas indicam partículas precipitadas



Fonte: O Autor (2014)

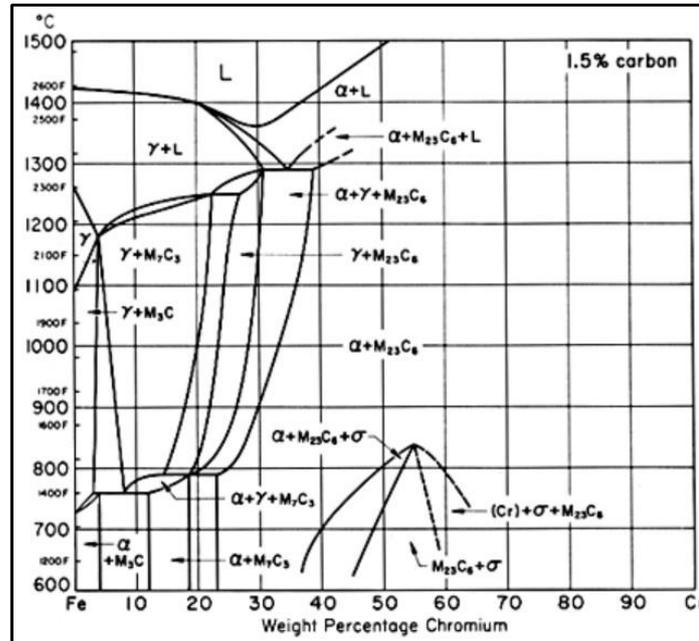
A varredura feita na microestrutura de ambas as ligas, permitiu identificar as partículas indicadas por setas na **Figura 55** como carbonetos que podem ser do processo de obtenção dos materiais e que, possivelmente, não foram dissolvidos durante a etapa de austenitização das amostras. A hipótese destes carbonetos não serem dissolvidos na matriz na etapa da austenitização que antecede à austêmpera é corroborada pela interpretação dos diagramas de fases em equilíbrio, obtidos por simulação numérica e ilustrados na **Figura 40** do item 4.1, onde se revela a potencial formação de carbonetos do tipo M_7C_3 e/ou M_3C .

A partir da análise destes diagramas de fases em equilíbrio, constata-se que utilizando a temperatura de austenitização de 870°C , existe a possibilidade de obter-se austenita com carbonetos, ainda que em pequenas frações volumétricas. Alguns trabalhos da literatura reportam a ocorrência deste fenômeno, em aços bainíticos contendo significativos teores de cromo e molibdênio, sucedido pela transformação bainítica (BHADESHIA, 2012; FIELDING, 2014).

A hipótese de estas partículas serem carbonetos de cromo deve ser considerada, dado seu teor de 1,3% em peso na composição química das ligas, associado ao alto carbono e a temperatura de austenitização utilizada.

O diagrama, ilustrado na **Figura 56**, indica para um material com presença de cromo na proporção deste estudo, que a temperatura de solubilização deve ser entre 1150 e 1200°C.

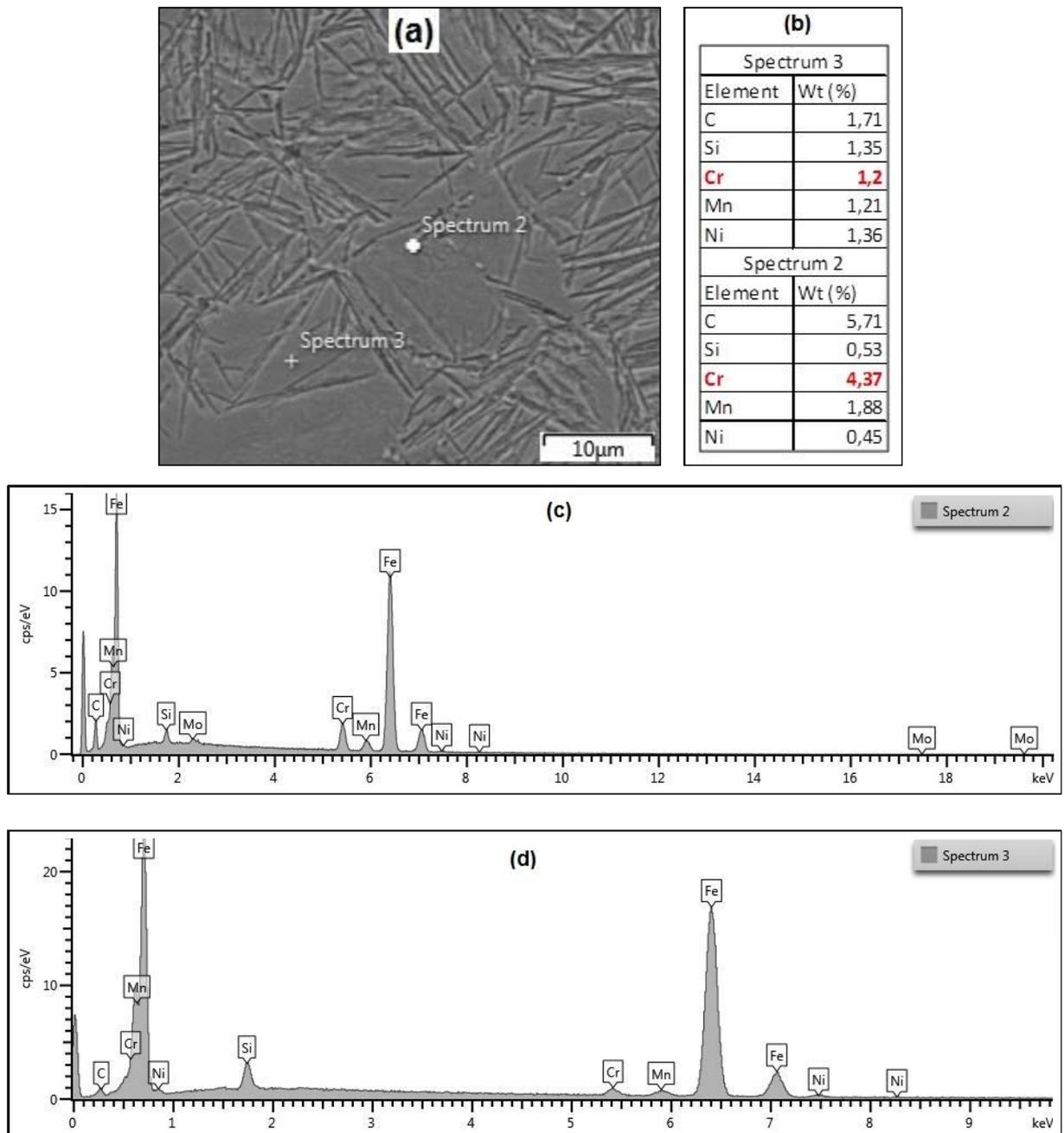
Figura 56 – Corte isotérmico em um diagrama ternário Fe-C-Cr



Fonte: Adaptado de *Infomet* (2014)

Complementando a investigação sobre a presença de carbonetos na microestrutura resultante das amostras austêmperadas, foi utilizada a técnica de microanálise por energia dispersiva (EDS), ferramenta acoplada junto ao FEG. Foram obtidos diferentes espectros em regiões conforme indicado na **Figura 57**.

Figura 57 – Análises por FEG em amostras austêmperadas por 12 horas: (a) Micrografia liga A; (b) Composição química pontos 2 e 3; (c) Espectrograma ponto 2 e (d) Espectrograma ponto 3. Ataque Picral 4%.



Fonte: O Autor (2014)

A intensidade dos picos correspondentes a cada espectro de EDS permite constatar a presença de possíveis carbeto ricos em cromo, provavelmente do tipo M_7C_3 e/ou cementita (Fe_3C). Em um estudo semelhante, desenvolvido recentemente por Fielding (2014), foi utilizada a mesma técnica para identificar possíveis segregações de Mn e Cr em aços bainíticos de alto carbono (0,98%C – 1,46%Si –

1,89%Mn – 1,26Cr – 0,26Mo), que foram associadas ao fenômeno de bandeamento como consequência do processamento termomecânico do material, acompanhada de precipitados de cromo nas regiões onde obtiveram os espectros, os quais foram plenamente confirmados por difração de raios X.

4.3.2 Aspectos Cinéticos da Transformação Bainítica

A partir da quantificação de fases através microscopia óptica (MO), foi possível estudar a cinética de transformação bainítica incompleta, utilizando-se a conhecida equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), onde a dependência da fração transformada (V_v) com o tempo (t) é dada pela **Equação 21**, conforme descrito por Ferreira *et al* (2012):

$$V_v = 1 - e^{-k \times t^n} \quad (21)$$

Este modelo de quantificação assume que os núcleos estão aleatoriamente dispersos e as taxas de nucleação e crescimento permanecem constantes durante a transformação (PADILHA, 2007).

Os resultados da quantificação de fases são apresentados na **Tabela 05**.

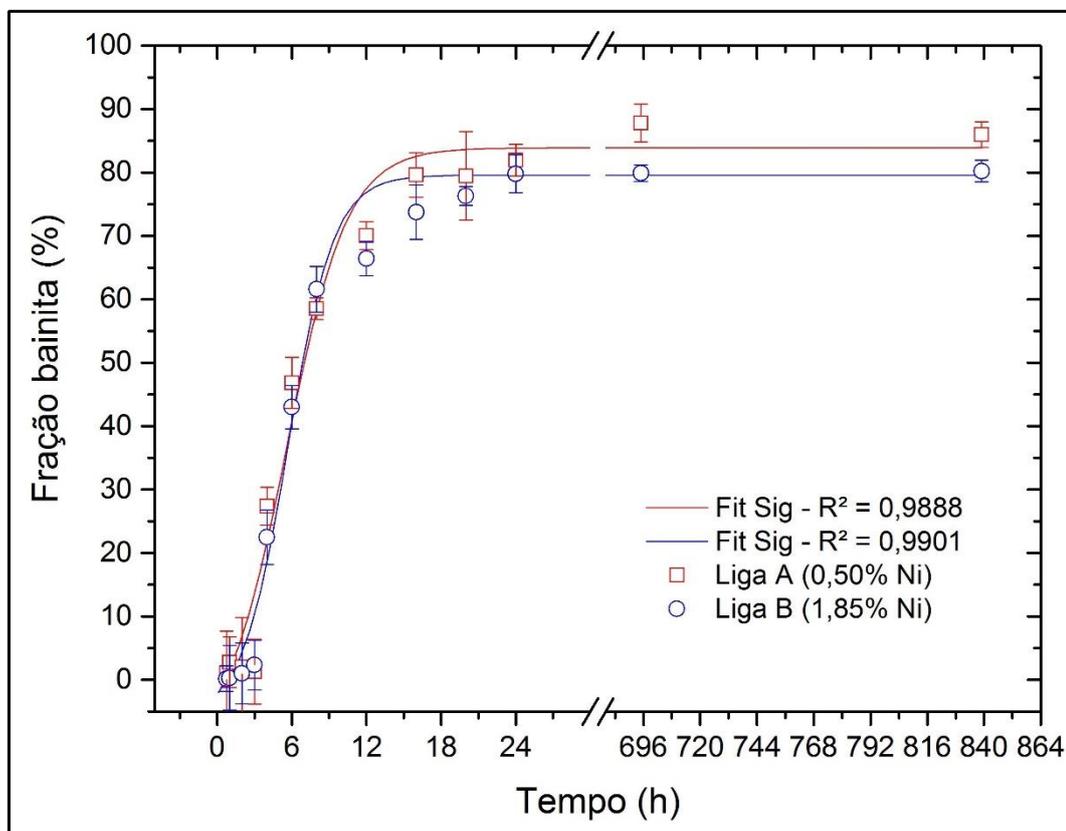
Tabela 05 – Fração volumétrica das fases ao longo do tempo de tratamento. Legenda: Fb (ferrita bainítica), M (martensita), M/A (martensita e austenita) e AR (austenita retida)

Tempo (h)	Liga A		Liga B		Tempo (h)	Liga A		Liga B	
	Fb (%)	M, M/A ou AR (%)	Fb (%)	M, M/A ou AR (%)		Fb (%)	M, M/A ou AR (%)	Fb (%)	M, M/A ou AR (%)
0,02	0,0	100,0	0,0	100,0	72	84	16	80	20
0,08	0,4	99,7	0,0	100,0	96	84	16	83	17
0,25	0,5	99,5	0,1	99,9	120	84	16	81	19
0,50	1	99	0,6	99,5	144	84	16	80	20
0,75	1	99	0,2	99,8	168	85	15	83	17
1	3	97	0,3	99,7	192	83	17	79	21
2	2	98	1	99	216	88	12	83	17
3	1	99	2	98	240	84	16	82	18
4	27	73	22	78	264	85	15	79	21
6	47	53	43	57	288	87	13	81	19
8	59	41	62	38	312	82	18	81	19
12	70	30	66	34	336	83	17	81	19
16	80	20	74	26	408	84	16	83	17
20	79	21	76	24	456	83	17	80	20
24	82	18	80	20	528	85	15	78	22
36	80	20	78	22	695	88	12	80	20
48	87	13	76	24	839	86	14	80	20

Fonte: O Autor (2014)

Na **Figura 58** são apresentadas as curvas cinéticas características das duas ligas estudadas, onde se pode avaliar a influência do níquel na fração transformada de ferrita bainítica em relação ao tempo de tratamento. A partir da análise das curvas cinéticas pode-se constatar que a liga B apresenta um pequeno atraso no início da nucleação de ferrita bainítica devido a presença de Ni. As curvas indicam uma maior taxa de transformação de fase e uma maior fração transformada para a liga A, com menor teor de níquel.

Figura 58 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a liga A e B austêmperadas a 280°C



Fonte: O Autor (2014)

Para a liga B o efeito do Ni é moderadamente destacado em relação a menores taxas de transformação e frações volumétricas, uma vez que este elemento tem a função de estabilizar a austenita e deslocar as curvas TTT para a direita.

Observa-se na **Figura 58** que os valores de fração transformada em função do tempo são descritos por uma função do tipo sigmoidal típica que segue a equação de JMAK, o que é comprovado pelos valores de R^2 . O eixo da x (tempo) foi representado com uma quebra de 30 horas até 672 horas no gráfico da **Figura 58**,

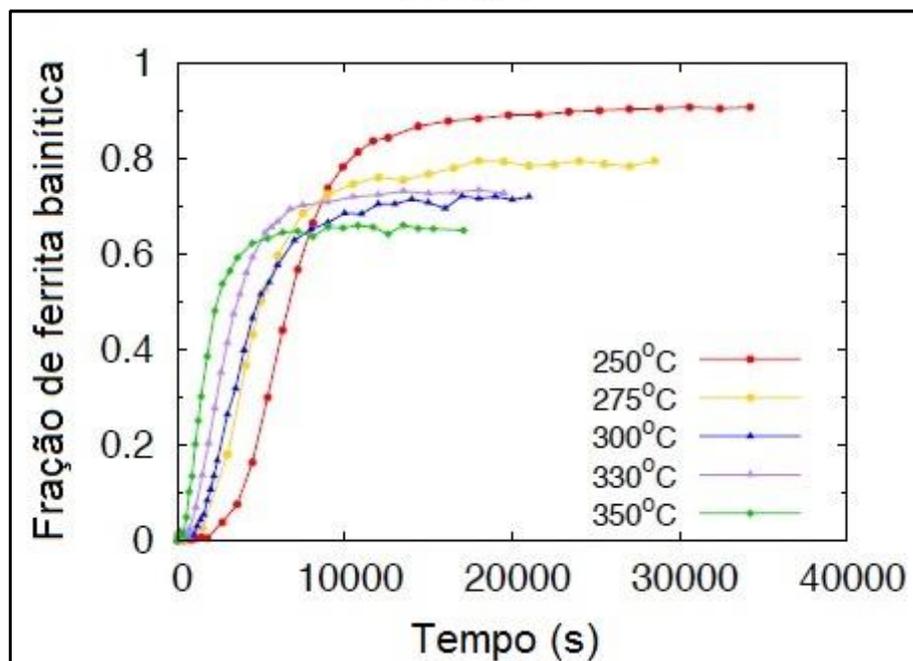
com o intuito de ampliar o campo de análise sobre o comportamento cinético, para tempos iniciais, uma vez que a partir de 24 horas, as curvas tendem a valores lineares até o final do experimento com 839 horas.

Nos primeiros tempos para os materiais tratados, observa-se uma pequena variação de quantidade e taxa de transformação, pois o níquel tem uma influência muito reduzida sobre o retardo das transformações isotérmicas, o seu efeito consiste em um deslocamento das curvas em "C" para tempos mais longos sem alterar substancialmente a forma e as posições relativas (FERNANDES, 2003).

Conforme mostra a **Figura 58**, percebe-se um comportamento cinético similar entre as ligas A e B, com taxas de transformação idênticas e apenas uma pequena diferença na quantidade final transformada. A fração volumétrica de ferrita bainítica, obtida experimentalmente, para liga A foi cerca de 84% e para liga B cerca de 79%.

As curvas cinéticas obtidas por Fielding (2014) através de dilatometria, para um aço alto carbono (0,79%C – 1,56%Si – 1,98%Mn – 1,01%Cr – 0,24%Mo), são ilustradas na **Figura 59**, indicando para o tratamento isotérmico de 275°C (curva amarela), uma fração volumétrica de ferrita bainítica, na região da estase da reação, de cerca de 80%, similar com os valores obtidos para o presente estudo.

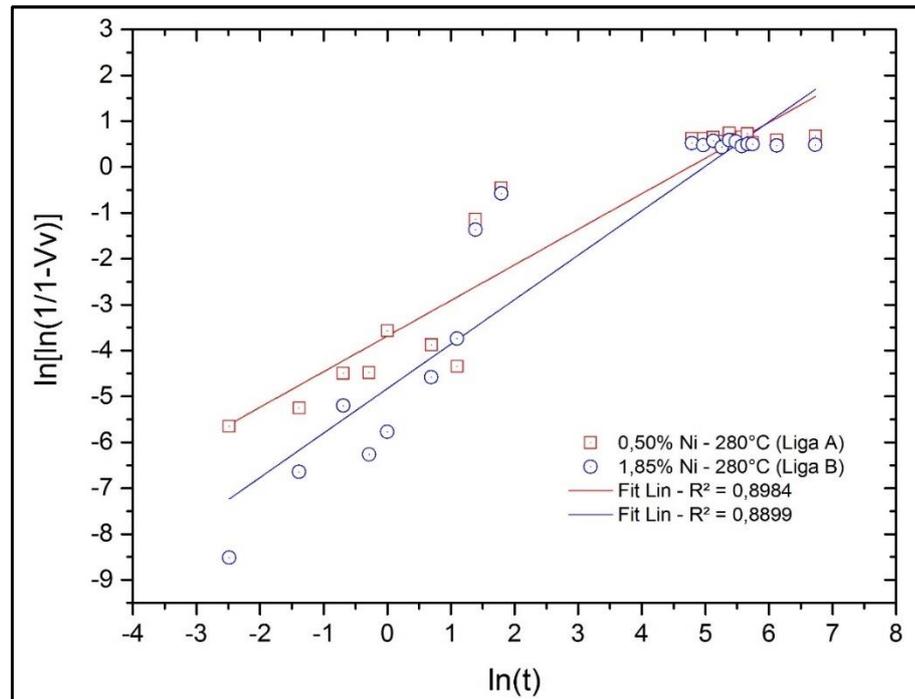
Figura 59 – Quantidade de ferrita bainítica formada por várias temperaturas de transformação isotérmica



Fonte: Fielding (2014)

Na **Figura 60** é apresentada a linearização das frações transformadas utilizando também a equação de JMAK. Como citado anteriormente, o níquel tem efeito retardador ao início de transformação, mas aumenta a velocidade da reação, como pode ser observado na **Figura 60**.

Figura 60 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK



Fonte: O Autor (2014)

Na liga B, com maior teor de níquel, a transformação de fase inicia após já ter sido iniciada a transformação na liga A, mas a partir de um determinado tempo a fração transformada é maior na liga B em relação a liga A. Entretanto este comportamento mantém-se por um curto período de tempo, uma vez que a liga A, com menor teor de níquel, apresenta maiores valores de transformação a partir de 12 horas, mantendo-se superior até o final do experimento.

Conforme já retratado no capítulo de revisão literária, a estabilidade da austenita retida com o carbono da ferrita bainítica, ocorre mediante o fenômeno do para-equilíbrio restrito na estase da reação (DHANASE, 2001; PUTATUNDA, 2003; FERRER, 2003; PUTATUNDA, 2006; FIELDING, 2014).

Conforme os resultados cinéticos retratados anteriormente, pode-se constatar o fenômeno da estase da reação bainítica para ambas as ligas, a partir de 24 horas.

Entretanto, a pequena variação volumétrica da austenita foi quantificada, com o auxílio de imagens obtidas por um microscópio eletrônico de varredura. Os resultados da contagem das diferentes morfologias da austenita retida ao longo do tempo de tratamento térmico, no patamar da estase da reação, estão mostrados na **Tabela 06** e **Figura 61**.

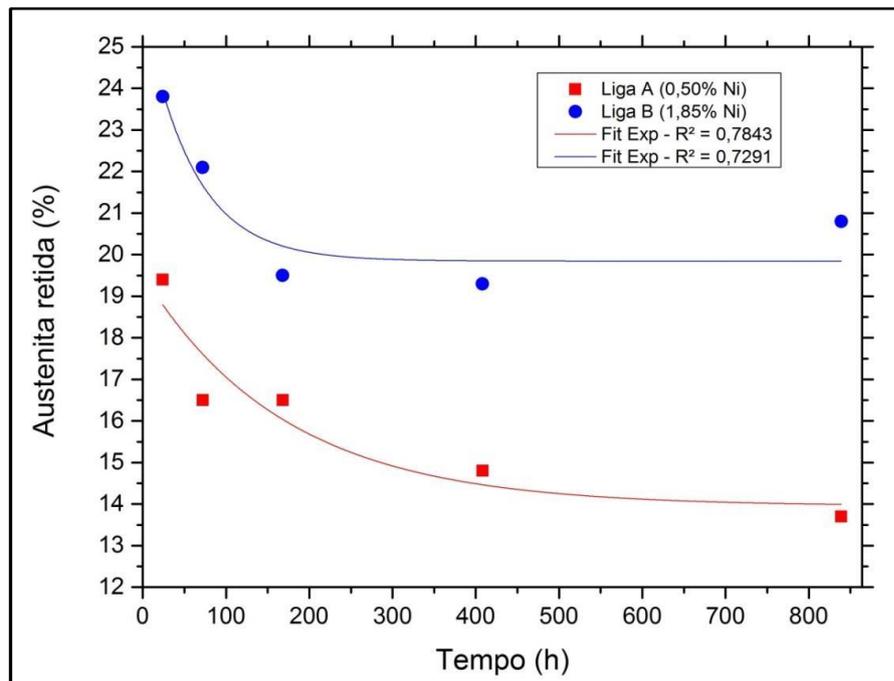
Tabela 06 – Porcentagem da austenita retida na região de estase da reação bainítica

Liga	Tempo (h)	ARB (%)	ARF (%)	AR (%)
A	24	12,0	7,5	19,5
B		13,0	11,0	24,0
A	72	10,0	6,5	16,5
B		11,5	10,5	22,0
A	168	10,5	6,0	16,5
B		11,0	9,0	20,0
A	408	9,5	5,0	14,5
B		10,0	9,0	19,0
A	839	8,0	5,5	13,5
B		12,0	9,0	21,0

Legenda: ARB - austenita retida em blocos; ARF - austenita retida em filmes; AR - austenita retida total

Fonte: O Autor (2014)

Figura 61 – Variação da austenita retida total (AR) ao longo do tempo de tratamento isotérmico, considerando o patamar da estase da reação bainítica para as ligas A e B.



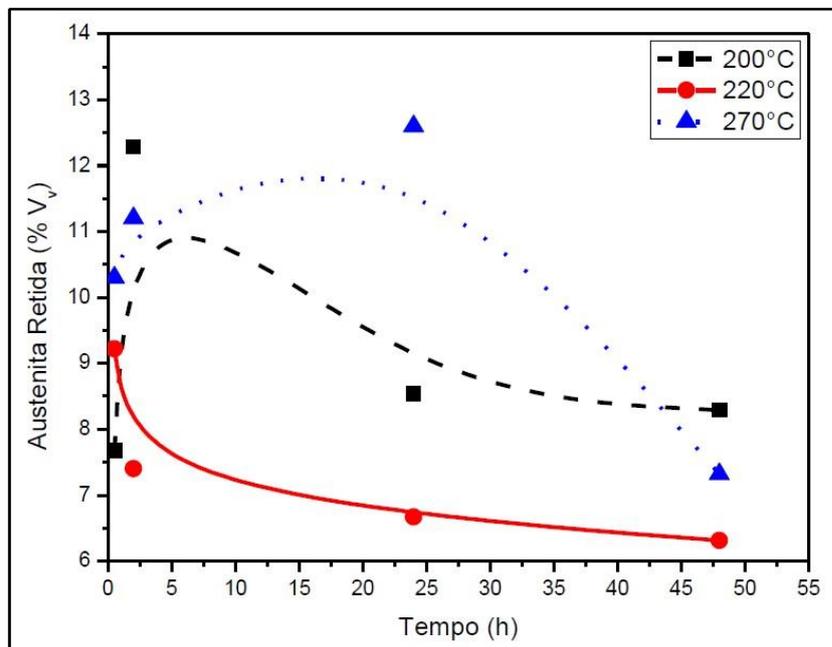
Fonte: O Autor (2014)

Percebe-se uma redução das frações volumétricas, tanto da austenita retida em blocos quanto da austenita em filmes, ao longo do tempo de tratamento isotérmico para as ligas A e B. No geral, o comportamento está coerente com a literatura, que aponta uma ligeira redução da austenita retida devido a possível nucleação de novas subunidades de ferrita bainítica, mesmo dentro da estase da reação bainítica (JUNIOR, 2011).

Constata-se, para todas as condições experimentais, maiores frações volumétricas de austenita retida para a liga B, com maior teor de níquel, confirmando o efeito deste elemento em estabilizar a austenita, ampliando o campo *gama* no digrama TTT deste material.

Pode-se notar um comportamento similar ao obtido neste estudo, como o reportado para um aço de médio carbono austêmperado a 220°C, conforme ilustrado na **Figura 62**, indicado pela curva vermelha do gráfico. Houve também uma redução, ao longo do tempo de tratamento, na quantidade de austenita retida total.

Figura 62 - Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo e temperatura de transformação isotérmica



Fonte: Junior (2011)

4.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO

4.4.1 Ensaio de Dureza

Foram realizadas medições de dureza superficial, com o auxílio de um durômetro Rockwell, com o objetivo de avaliar a influência das transformações de fase na dureza superficial das amostras. Os resultados estão contidos na **Tabela 07** e mostram a variação dos valores de dureza ao longo do tempo para as duas ligas estudadas.

Tabela 07 – Resultados de dureza Rockwell

Tempo (h)	Liga A		Liga B		Tempo (h)	Liga A		Liga B	
	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio		Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio
0,02	60,0	0,0	62,3	0,6	72	49,8	0,3	47,2	0,8
0,08	63,3	0,6	62,5	0,2	96	49,2	0,3	46,7	1,0
0,25	60,2	1,0	62,7	0,3	120	50,2	0,3	48,0	0,5
0,50	62,9	0,1	61,6	0,4	144	49,8	0,3	49,2	0,3
0,75	63,0	0,0	61,7	0,6	168	50,5	0,5	49,2	0,8
1	63,5	0,0	60,0	1,0	192	49,5	0,5	47,5	0,9
2	61,9	0,9	62,7	0,6	216	49,3	0,8	47,3	1,2
3	58,5	0,9	61,3	0,3	240	48,2	0,8	47,5	0,5
4	56,0	1,0	59,2	1,0	264	48,3	0,6	48,0	0,0
6	47,3	2,5	53,0	0,0	288	49,5	0,5	48,5	0,5
8	49,7	0,6	51,0	1,0	312	49,8	0,8	47,0	0,9
12	49,3	0,6	50,3	1,2	366	48,3	0,6	48,8	0,3
16	48,8	0,3	48,3	0,6	408	49,5	0,5	47,0	1,0
20	49,3	1,2	48,5	0,9	456	47,2	0,3	48,2	0,3
24	47,3	2,1	48,7	0,8	528	48,0	1,0	48,8	0,3
36	50,0	1,0	47,5	1,3	695	49,2	0,3	49,2	0,3
48	49,8	0,8	47,5	0,5	839	48,2	1,0	49,0	0,0

Fonte: O Autor (2014)

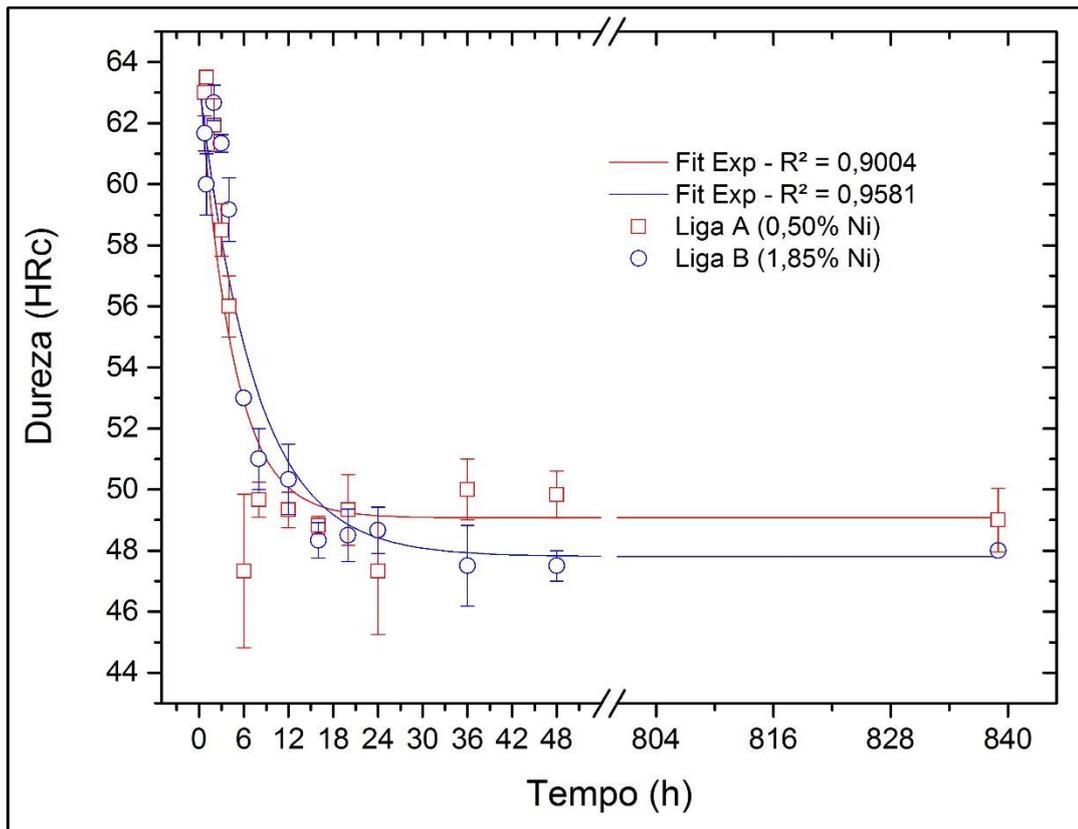
Percebe-se uma maior dureza, aproximadamente 62 HRc, tanto para liga A como para liga B, nos primeiros tempos de tratamento (até 2 horas). Resultado atribuído à presença de uma matriz predominantemente martensítica, formada devido à instabilidade da austenita a temperatura ambiente após o resfriamento.

A partir do tempo de 3 horas de tratamento isotérmico, constata-se a redução exponencial dos valores de dureza, para as duas ligas, até atingirem patamares de estabilização, com variações insignificantes ao longo do tempo. Este comportamento

está associado à decomposição da austenita, que resulta em uma microestrutura composta de ferrita bainítica, martensita com austenita e austenita remanescente.

O gráfico da **Figura 63** auxilia na interpretação do efeito do elemento níquel no perfil de dureza obtido experimentalmente para as ligas A e B.

Figura 63 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as ligas A e B



Fonte: O Autor (2014)

Observa-se um comportamento similar para as duas ligas em relação ao perfil da curva de dureza, onde os valores diminuem gradativamente ao longo do tempo. No entanto, pode-se destacar o efeito do níquel na liga B, em reduzir a dureza desta liga para valores menores do que a liga A.

Nos tempos iniciais, os altos valores de dureza (≈ 60 HRC) estão associados a presença de martensita em maior quantidade na microestrutura das ligas. Como o níquel tende a retardar a formação da ferrita bainítica, para tempos intermediários (entre 2h e 16h), onde não houve enriquecimento suficiente de carbono na austenita, a liga B apresenta maior fração de martensita e conseqüentemente os valores de dureza são superiores em comparação à liga A (SANTOFIMIA, 2007).

A estabilização da decomposição da austenita é atingida para liga A com aproximadamente 16 horas de tratamento térmico, com dureza média de 50HRc e para liga B a estabilidade acontece com 24 horas, tendo uma dureza média de 48HRc. Associasse este comportamento linear de dureza a estase da reação bainítica, uma vez que a microestrutura não sofre variações significativas na fração volumétrica de seus constituintes.

Conforme discutido anteriormente, no capítulo de aspectos morfológicos da transformação bainítica, a liga A, com menor teor de níquel, possui maior fração volumétrica de ferrita bainítica (84%) o que justifica o valor superior de dureza para esta liga em comparação a liga B. Pode-se afirmar que maiores quantidades de austenita retida resultam em menores valores de dureza, isto evidenciado nos resultados inferiores de dureza para liga B em relação a liga A, uma vez que a liga B, com maior teor de níquel, apresentou fração volumétrica de austenita retida de aproximadamente 21%.

De acordo com Santofimia (2007, p.132) “a dureza decresce à medida que diminui a fração volumétrica de bainita, devido à presença de carbonetos no interior das placas de ferrita bainítica que endurecem significativamente a microestrutura bainítica”.

4.4.2 Ensaios de Tração

Foram realizados ensaios de tração para as duas ligas estudadas (liga A e liga B), em amostras austêmperadas a 280°C, na estase da reação, conforme resultados cinéticos descritos no tópico 4.3.2. Foram escolhidos os tempos de 24h, 72h, 168h, 408h e 839h de tratamento para verificar a influência da manutenção da temperatura de austêmpera na possível alteração da morfologia da austenita retida. Buscou-se correlacionar a evolução da fração de austenita retida, ao longo do tempo, com as propriedades mecânicas das ligas.

Foram utilizados 3 (três) corpos de prova para cada condição de tempo descrita anteriormente, com o objetivo de validar os ensaios através de réplica e tréplica. Totalizando assim, 15 (quinze) corpos de prova para cada liga, a **Figura 64** ilustra a geometria dos corpos de prova de algumas amostras utilizados nos ensaios.

Figura 64 – Corpos de prova de tração, de algumas amostras, após ruptura



Fonte: O Autor (2014)

Com os ensaios mecânicos de tração foi possível caracterizar a influência do níquel no comportamento mecânico e no modo de fratura resultante. A **Tabela 08** apresenta as principais propriedades mecânicas obtidas através deste ensaio.

Tabela 08- Propriedades mecânicas das ligas A e B

Liga	Tempo (h)	Dureza (HRc)	Dureza (HB)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE / LR	A (%)	E (MPa)	Ur (J/mm ³)	Ut (J/mm ³)
A	24	47,3	443	1157	1277	0,91	6,2	13690	62,6	80,9
B		48,7	469	1130	1690	0,67	10,8	11834	54,5	297,7
A	72	49,8	480	1043	1134	0,92	5,4	11030	48,7	60,4
B		47,2	443	1141	1524	0,75	10,7	10970	62,4	203,9
A	168	50,5	485	1082	1197	0,90	6,0	11070	54,7	69,4
B		49,2	470	1174	1459	0,80	10,5	9398	71,3	185,3
A	408	49,5	475	994	1033	0,96	5,5	9947	50,5	55,8
B		47,0	443	1083	1476	0,73	11,0	8538	66,1	184,9
A	839	48,2	457	886	1192	0,74	7,7	9289	37,9	110,5
B		49,0	469	978	1487	0,66	11,9	7822	72,8	196,1

Legenda: LE - tensão de escoamento; LR - tensão limite de resistência; A - alongamento; E - módulo de elasticidade; Ur - resiliência específica; Ut - tenacidade específica

Fonte: O Autor (2014)

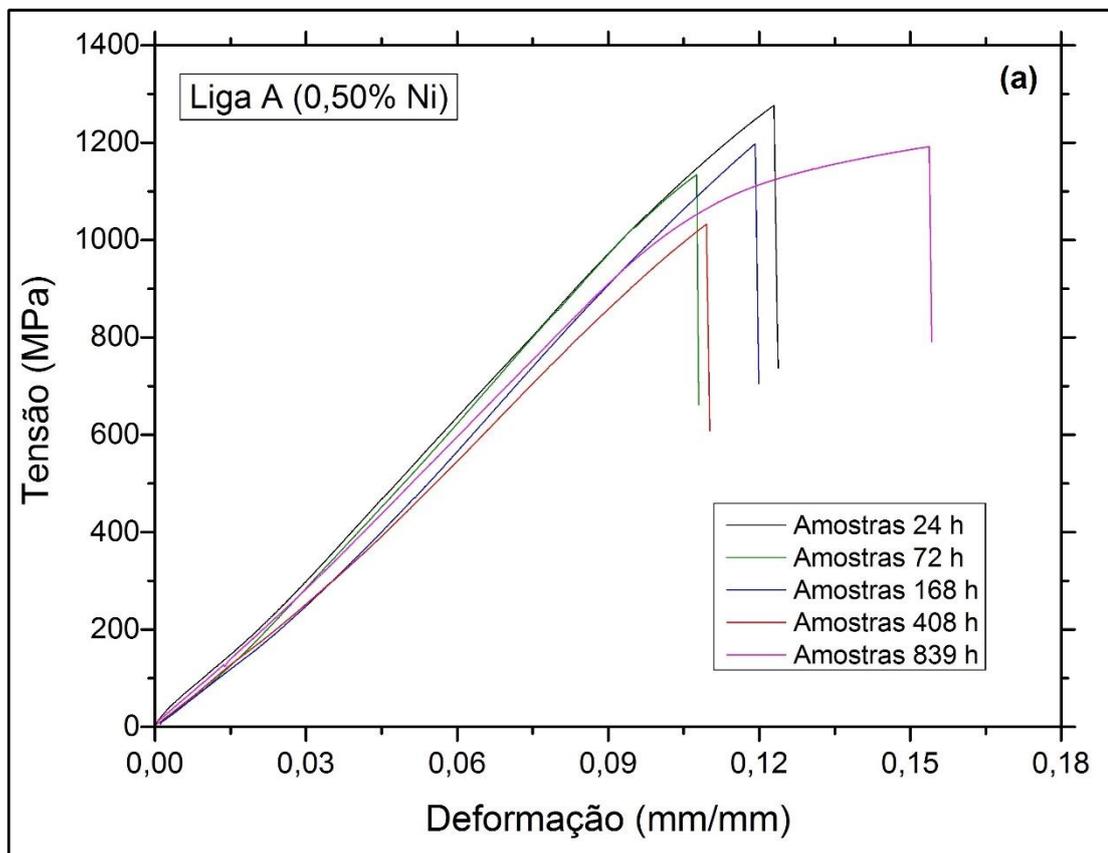
Os diagramas de tensão-deformação, característicos dos ensaios de tração, são apresentados na **Figura 65**, a partir dos quais foram obtidas as propriedades mecânicas: tensão de escoamento, tensão limite de resistência, alongamento, módulo de elasticidade, energias de deformação (resiliência e tenacidade).

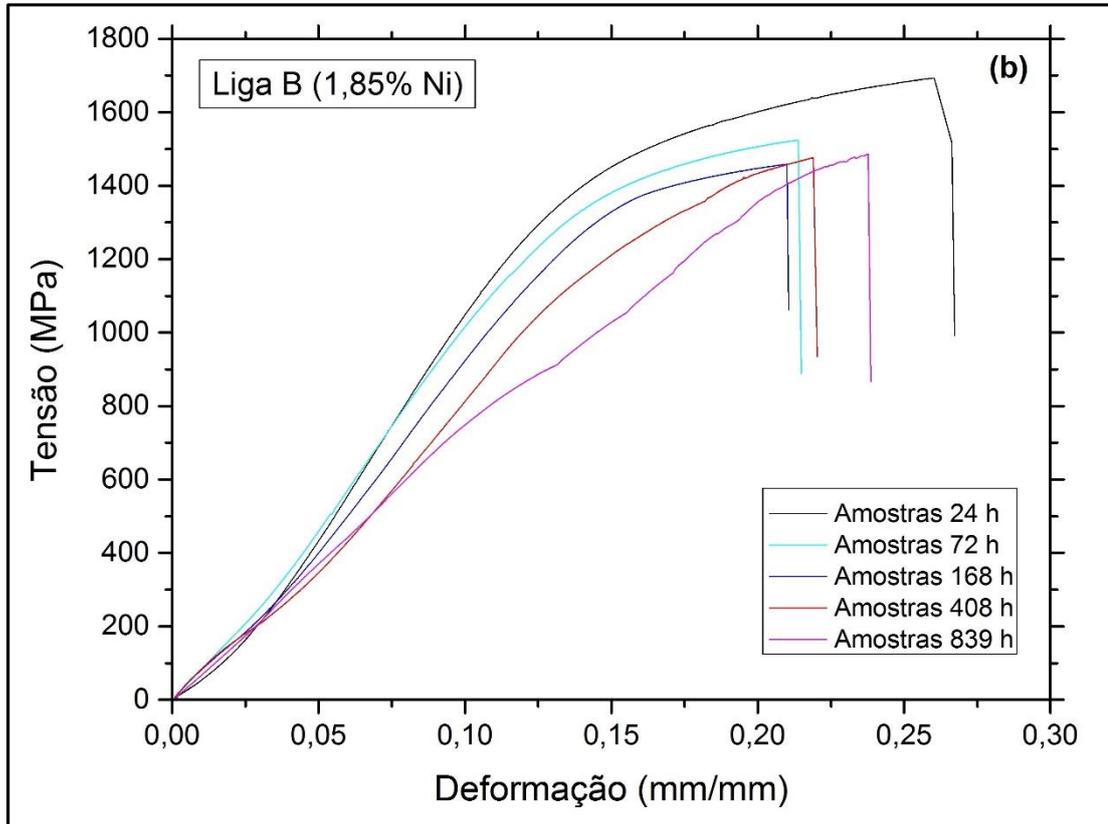
O módulo de elasticidade E foi obtido através da Lei de Hooke ($\sigma = E \cdot \epsilon$), relacionado de forma linear a tensão e a deformação dentro da região elástica do material (HIBBELER, 2009).

A resiliência foi obtida através da quantificação da área que representa a região elástica nos gráficos tensão-deformação, com o auxílio do *software* Origin 9. Esta propriedade representa a energia de deformação acumulada durante a deformação elástica, indicando a capacidade do material de suportar esforços sem deformações permanentes (HIBBELER, 2009).

A tenacidade foi obtida de forma similar a resiliência, no entanto utilizando a área total abaixo da curva tensão-deformação, novamente com o recurso do equacionamento integral do *software* Origin 9. Esta propriedade indica a capacidade total que material possui de absorver energia até sua falha/ruptura (HIBBELER, 2009).

Figura 65 – Diagrama Tensão-Deformação para: (a) liga A e (b) liga B





Fonte: O Autor (2014)

A partir da interpretação do diagrama da **Figura 65(a)** pode-se constatar um comportamento tipicamente frágil para a liga A, com menor teor de níquel, uma vez que esta liga não apresentou região plástica, podendo apenas identificar claramente a região elástica. Assim o material não suportou deformações permanentes significativas.

A liga A obteve uma tensão limite de resistência médio de 1170 MPa, tensão de escoamento médio de 1030 MPa e alongamento médio de 5% (valor fornecido pela máquina de ensaio, porém não confirmado manualmente), destacando-se uma moderada deformação plástica para o tempo de 839 horas nesta liga.

O comportamento frágil da liga A, pode estar associado à presença e a morfologia da austenita retida que afeta substancialmente as propriedades mecânicas. Na verdade, os blocos isolados de austenita retida, evidenciados para a liga A, afetam de um modo desfavorável o seu alongamento. Isso ocorre porque os blocos de austenita retida, para esta liga, são menos enriquecidos de carbono, o que os torna mecanicamente instável. (SANTOFIMIA, 2007).

Conforme a fração de austenita retida para as amostras austêmperadas na estase da reação, **Tabela 06**, contata-se uma fração volumétrica de austenita tipo bloco de aproximadamente 10% para a liga A e B, diferenciando-se possivelmente sua distribuição e estabilidade térmica / mecânica.

Para a liga B, com maior teor de níquel, a fração volumétrica de austenita retida total é maior, devido ao efeito do níquel de reduzir as temperaturas de transformação de fase B_s e M_s , e conseqüentemente estabilizar a austenita. Com isto, a austenita retida obtida para a liga B, possui maior estabilidade mecânica e propicia maiores valores de alongamento. Além disso, os filmes de austenita retida, localizados entre as placas de ferrita bainítica, podem aumentar a resistência do material, por transformação em martensita durante o ensaio. Contudo, a martensita obtida na liga B é, possivelmente, mais tenaz do que a obtida na liga A (SANTOFIMIA, 2007).

Nas amostras ensaiadas da liga B, **Figura 65(b)**, foram obtidos maiores valores de limite de resistência e escoamento, aproximadamente 1500 MPa e 1130 MPa, respectivamente. Esta liga apresentou uma maior deformação elástica, em comparação a liga A, e pequenas deformações plásticas. Resultando assim, em uma maior energia de deformação. No entanto, o comportamento da liga B, também é tipicamente frágil.

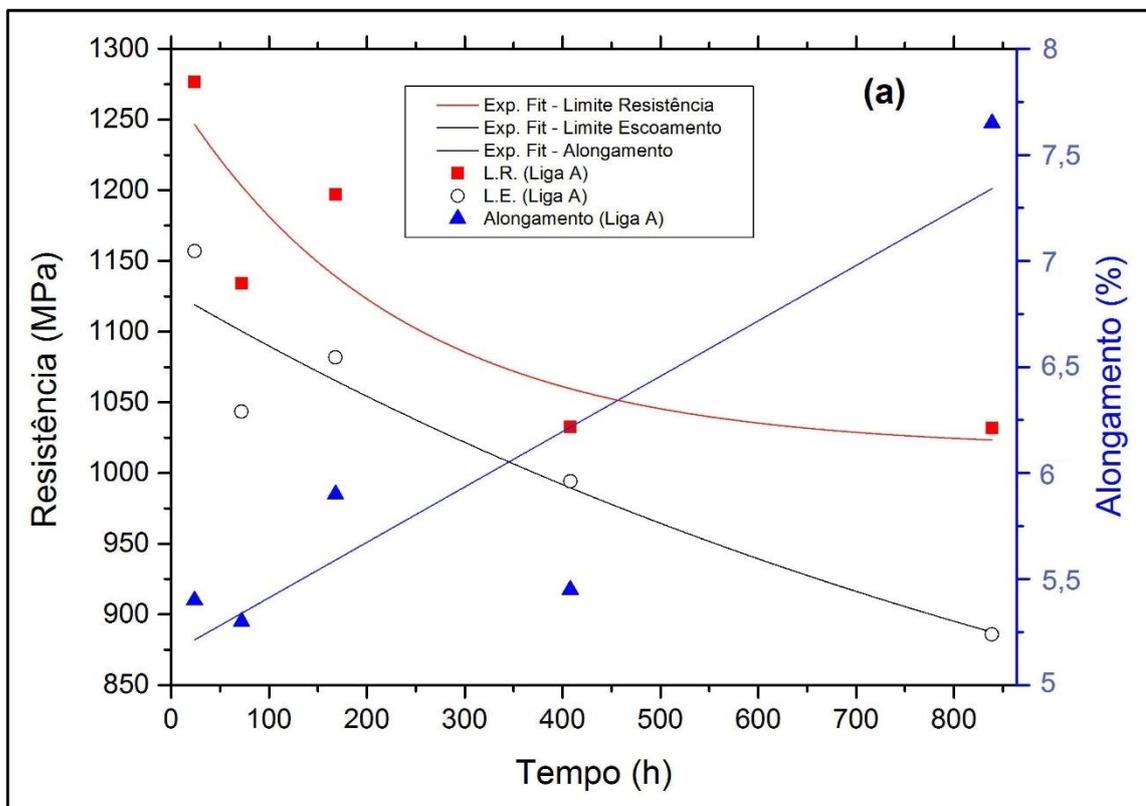
Os altos valores de resistência mecânica obtidos para liga B, com maior teor de níquel, são resultantes, possivelmente, da combinação e interação dos vários mecanismos de endurecimento que contribuem para o efetivo ganho de propriedades, podendo ser destacado:

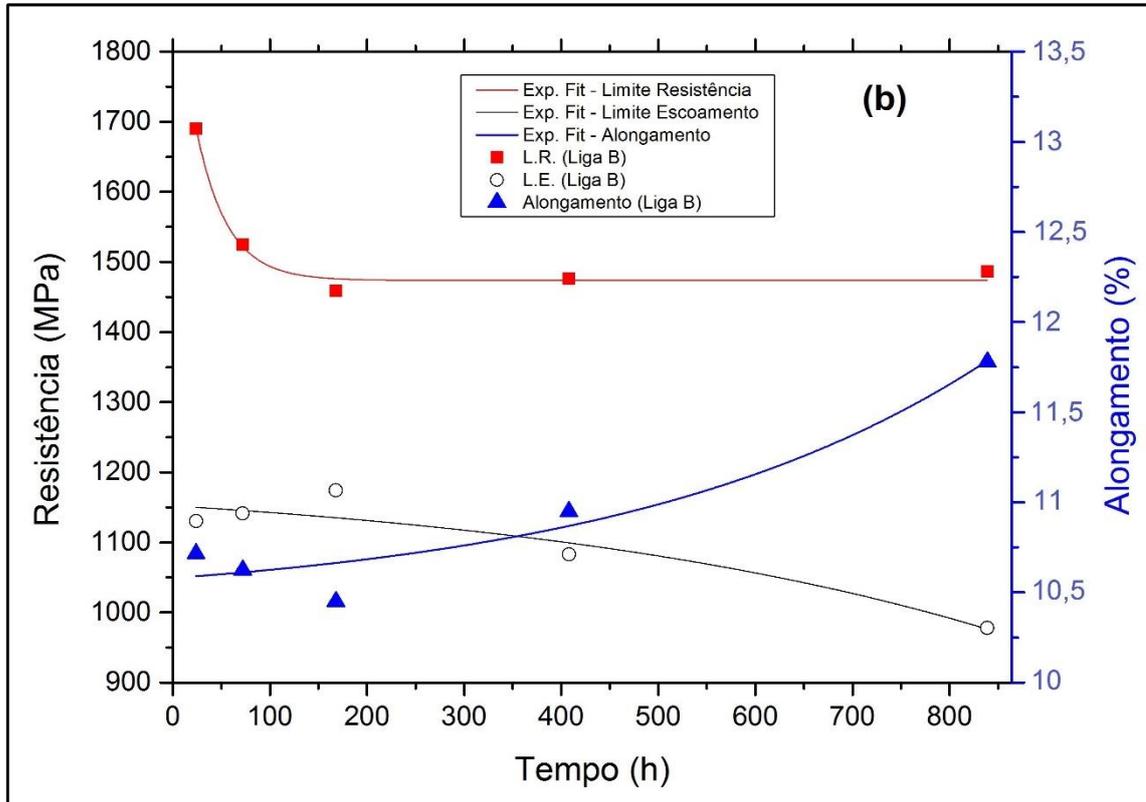
- a) Contribuição dos elementos substitucionais, uma vez que o elemento níquel está presente em maior concentração nesta liga;
- b) Contribuição do carbono dissolvido, caso a martensita desta liga possua concentrações de carbono superior ao nominal, devido ao enriquecimento de carbono na transformação bainítica;
- c) Contribuição do tamanho de grão austenítico, uma vez que o níquel tem efeito de reduzir o tamanho de grão, resultando em maior densidade de discordâncias;
- d) Contribuição da densidade de discordâncias, possível densidade superior em relação a liga A, sendo que as deformações associadas com a formação da martensita e bainita contribuem para o aumento de discordâncias. Além disto

as temperaturas inferiores de transformação M_s e B_s maximizam as discordâncias (SANTOFIMIA, 2007; MATEO *et al.*, 2005)

Para melhor compreensão do efeito do tempo de tratamento térmico sobre o comportamento mecânico, nas ligas estudadas, é apresentada na **Figura 66** a influência deste parâmetro de processo nas propriedades de tração das ligas A e B.

Figura 66 – Variação dos limites de resistência e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para: (a) liga A e (b) liga B. Legenda: LR – tensão limite de resistência e LE – tensão limite de escoamento





Fonte: O Autor (2014)

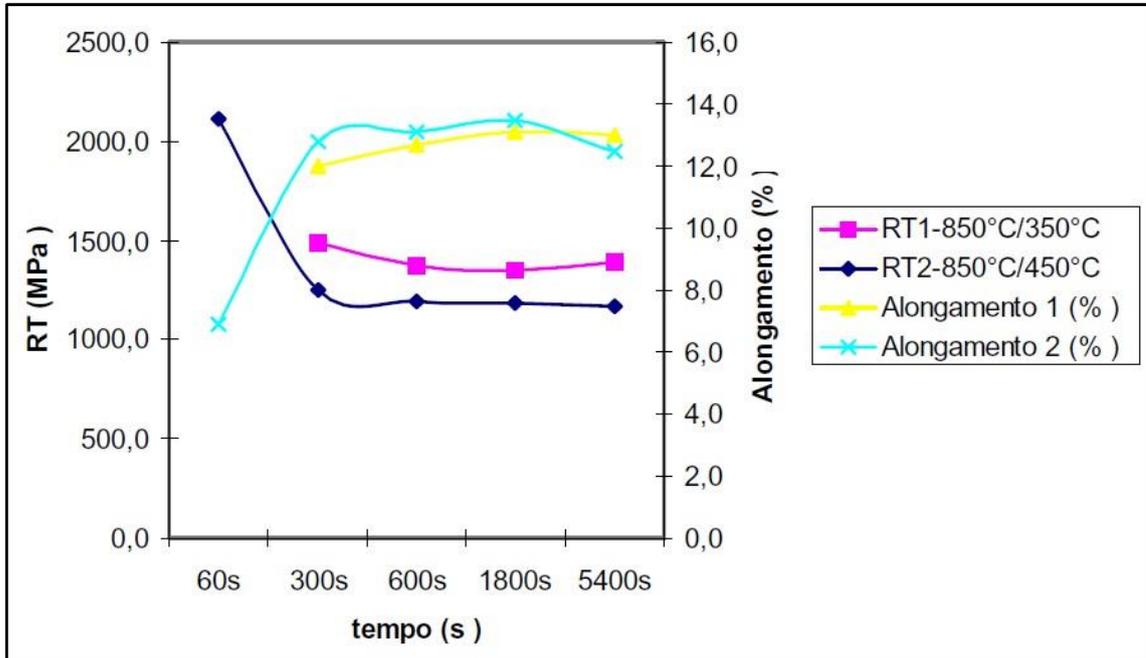
Percebe-se, respeitadas as variações de intensidade entre as ligas, que as tensões limites de resistência e escoamento decrescem com a evolução do tempo de tratamento para ambas as ligas estudadas. Inversamente, o alongamento tende a aumentar com a manutenção das amostras à temperatura isotérmica de 280°C.

Este comportamento é atribuído a maior estabilização da austenita retida, uma vez que a manutenção do tratamento por longos tempos, propicia uma maior difusão do carbono na austenita, estabilizando-a termicamente e mecanicamente (SANTOFIMIA, 2007; CARMO, 2011).

Para os tempos iniciais, conforme já citado anteriormente, os altos valores de resistência mecânica, obtidos são atribuídos à presença de martensita proveniente da decomposição da austenita residual, instável, durante os ensaios de tração.

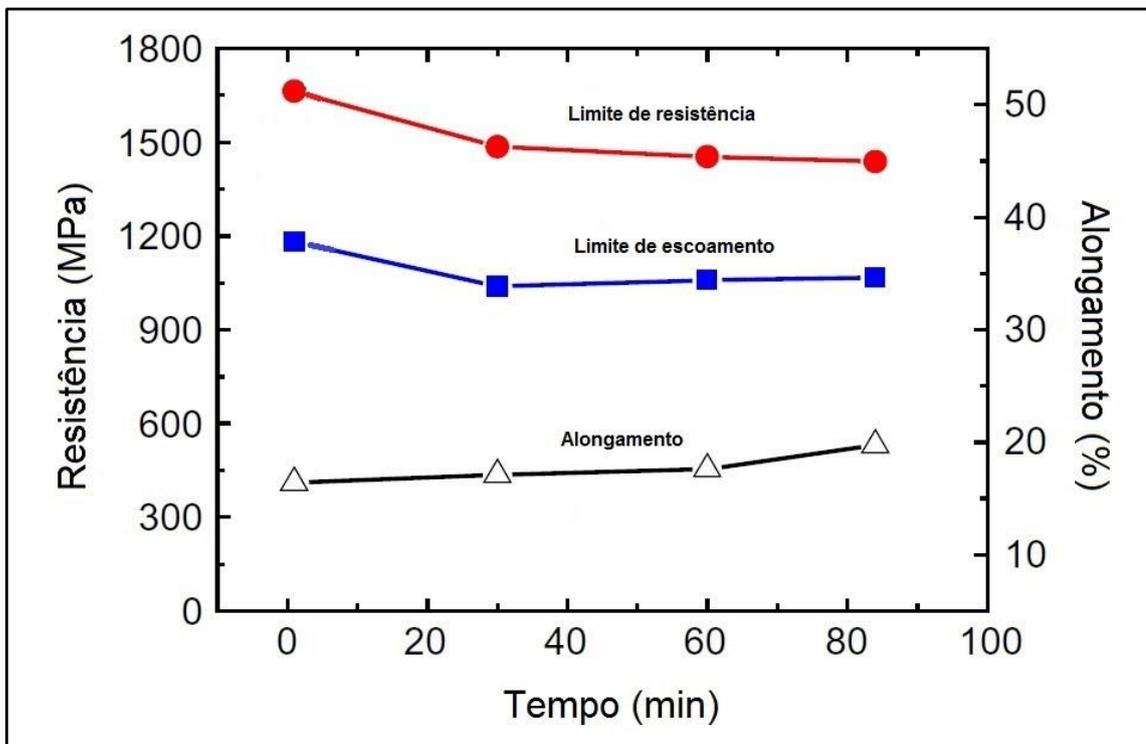
Confirmando o comportamento inverso dos limites de resistência em comparação com o alongamento, a partir da evolução do tempo de tratamento térmico, apresentam-se as **Figuras 67** e **68**, com resultados obtidos pelos pesquisadores Ranieri (2005) e Tian (2012) respectivamente.

Figura 67 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica



Fonte: Ranieri (2005)

Figura 68 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica

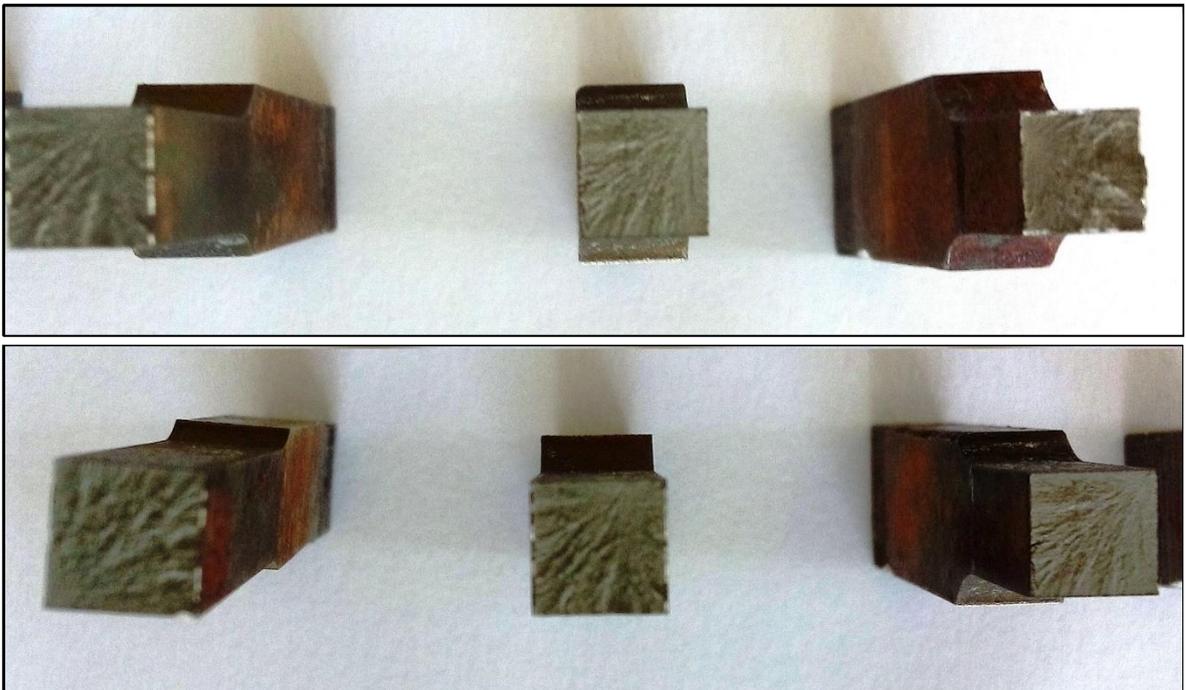


Fonte: Tian (2012)

4.4.3 Análise das superfícies de fratura

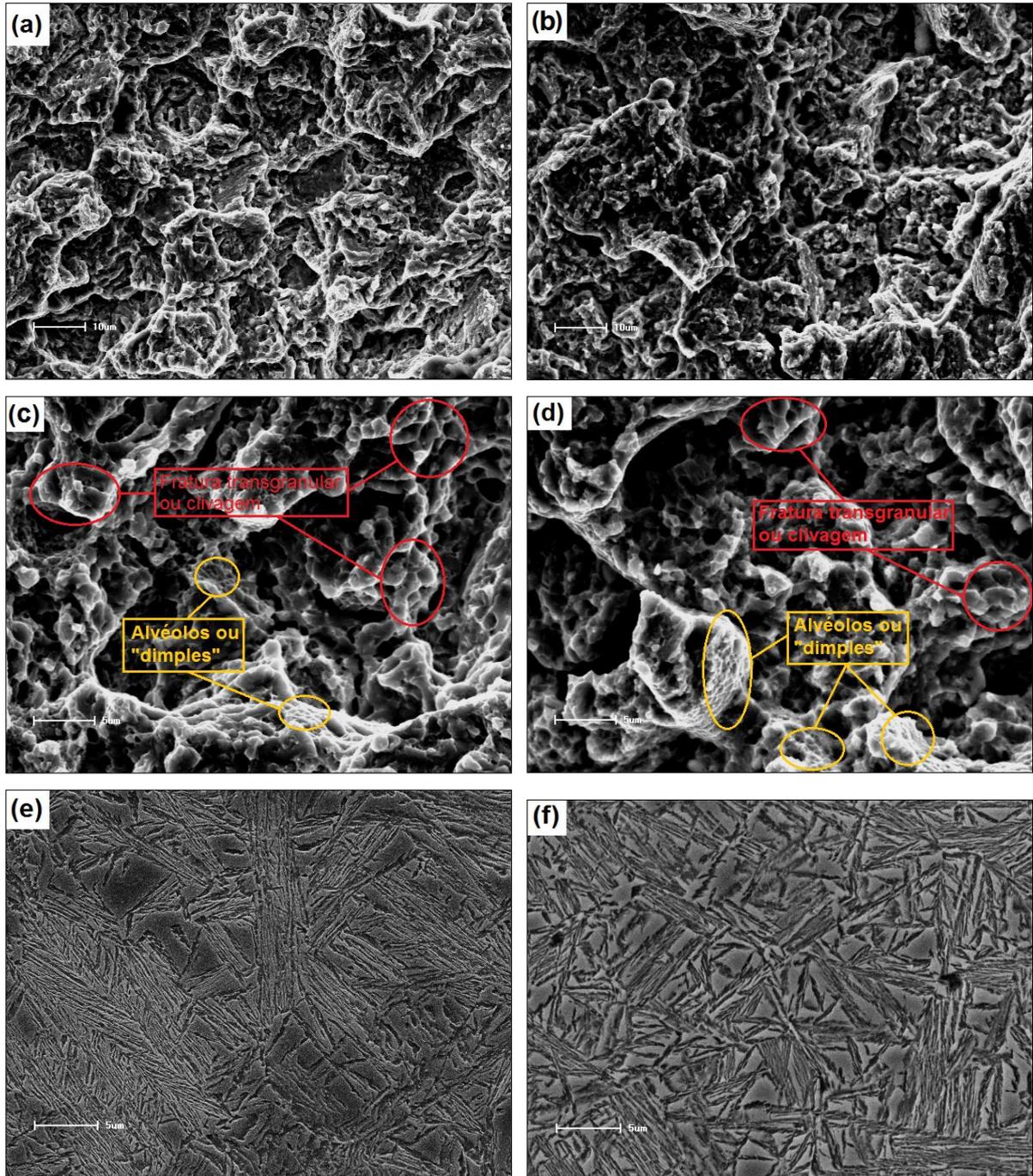
A **Figura 69** ilustra o aspecto macroscópico das superfícies de fratura para algumas amostras rompidas pelo ensaio de tração. Para determinação dos mecanismos de fratura associados à ruptura destas amostras, foram obtidas imagens das superfícies de fratura com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura, conforme ilustrado nas **Figuras 70 e 71**, onde estão correlacionadas as morfologias das fraturas das amostras austêmperadas por 24h e 168h, com as imagens da microestrutura para as ligas A e B, respectivamente.

Figura 69 – Imagens da superfície de fratura de após ensaios de tração



Fonte: O Autor (2014)

Figura 70 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga A: (a), (c) e (e) 24h. (b), (d) e (f) 24h. Aumento em função da escala



Fonte: O Autor (2014)

A partir da análise das fractografias da **Figura 70** é possível constatar para a liga A, com menor teor de níquel, que o modo de fratura predominantemente é do tipo frágil, através do mecanismo de clivagem, com pequenas incidências de microcavidades, características de alvéolos. Com isto, pode-se atribuir um comportamento global de fratura de “quase-clivagem”, devido a ação combinada dos

dois micromecanismos de falha. Nota-se que a influência do tempo de tratamento não interfere no mecanismo de falha, permanecendo predominantemente frágil até o final dos experimentos para a liga A.

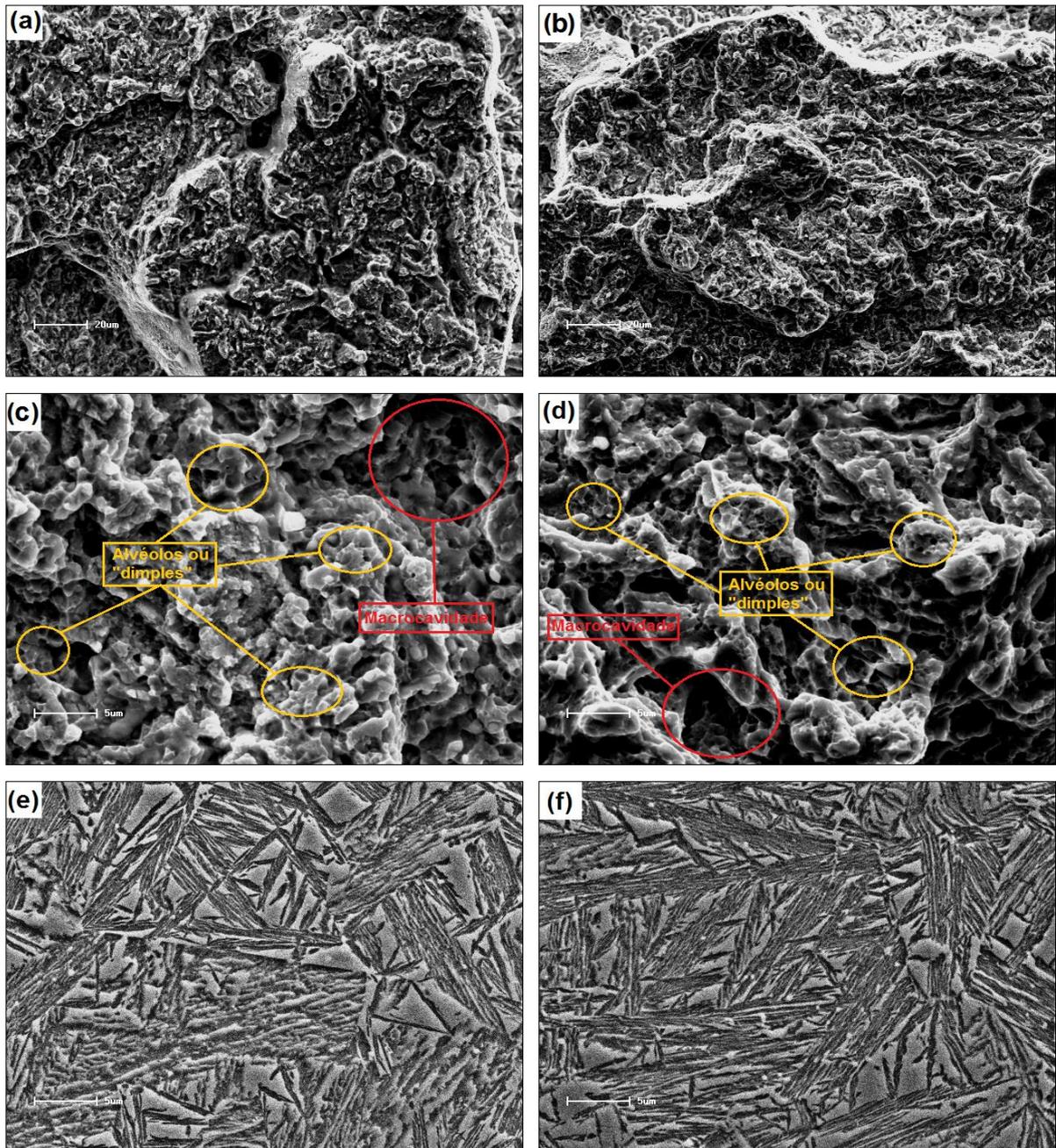
Conforme Bhadeshia (2014) a propagação de trincas ao longo dos contornos de grão prevalece quando o principal mecanismo de falha é do tipo de quase-clivagem. Neste mecanismo, a clivagem ocorre em uma escala muito fina entre a matriz e possíveis partículas de segunda fase. Uma fina rede de trincas inicia, e como a tensão aumenta, a clivagem se estende rasgando a matriz de ferrita em torno dela, por coalescência dos microalvéolos.

Caballero *et al.*(2009) “sugere que o contorno entre as placas de martensita, obtida pela decomposição da austenita residual instável no ensaio de tração, e a matriz de bainita são responsáveis pela nucleação de trincas”.

A concentração de tensões, associado com a distribuição de dureza altamente heterogênea, devido a presenças de varias fases na microestrutura, contribui para a nucleação prematura de trincas (CABALLERO *et al.*, 2009).

A liga A, com menor teor de níquel, possui uma microestrutura composta por ferrita bainítica (84%), austenita retida em blocos (10%) e austenita retida em filmes (6%). Conforme já discutido, anteriormente, a ferrita possui menor ductilidade do que a austenita, que somado a presença da austenita na forma de blocos, contribuem para a fragilização do material. A relação LE/LR, fornecida pela Tabela 08, mostra um caráter de baixa ductilidade, uma vez que os valores se aproximam de 0,90. Esta relação demonstra que a tensão de escoamento está muito próximo dos valores de limite de resistência para o material, resultando em baixos alongamentos.

Figura 71 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga A: (a), (c) e (e) 168h. (b), (d) e (f) 168h. Aumento em função da escala



Fonte: O Autor (2014)

A partir da análise das fractografias da **Figura 71** é possível constatar para a liga B, com maior teor de níquel, que o modo de fratura predominantemente, também, é do tipo frágil, através do mecanismo de clivagem, com pequenas incidências de microcavidades, características de alvéolos.

Percebe-se também a formação de macrocavidades, atribuídas possivelmente a presença de austenita tipo blocos, com estabilidade térmica e

mecânica. Devido à morfologia facetada da austenita tipo bloco, há incoerência entre a interface da austenita-ferrita, contribuindo para facilitar a avulsão completa desta fase durante o ensaio de tração.

A propagação de trincas origina-se na interface austenita-ferrita, devido a elevada concentração de tensão iniciada nesta interface, como resultado de uma deformação não uniforme (JUNIOR, 2011).

Nota-se que a influência do tempo de tratamento não interfere no mecanismo de falha, com o estado de tensão uniaxial, a fratura sempre ocorreu de maneira frágil, formada por clivagem e alguns alvéolos, indícios de uma “quase-clivagem”. A liga B contém em sua microestrutura 21% de austenita retida, a qual não foi suficiente para modificar o micromecanismo de fratura do material, que coborra com as análises feitas por Tigrinho (2011).

A plasticidade antes da falha é mostrada pela existência de espaços vazios abaixo da superfície da fratura (BHADESHIA, 2014).

A microestrutura da liga B, com maior teor de níquel, é constituída de ferrita bainítica (79%) austenita retida em blocos (11,5%) e austenita retida em filmes (9,5%). Conforme já discutido anteriormente, a liga B possui maior fração de austenita retida, devido ao efeito do níquel de reduzir as temperaturas de transformação de fase Bs e Ms. Com isto, a austenita retida obtida para a liga B, possui maior estabilidade mecânica e propicia maiores valores de alongamento. Além disso, os filmes de austenita retida localizadas entre as placas de ferrita bainítica, podem aumentar a resistência do material, por transformação em martensita durante o ensaio, mediante ao efeito TRIP.

5 CONCLUSÃO

1) Através do Software JMatPro foi possível realizar as simulações numéricas e obter os diagramas de fases em equilíbrio, diagramas de transformação por resfriamento contínuo e os diagramas de transformação isotérmica para as duas ligas estudadas neste trabalho. Através da análise dos diagramas foi possível obter os pontos críticos das principais transformações de fase de cada aço;

2) No diagrama TTT, obtido pela simulação, constatou-se que com o aumento do teor de níquel na composição química, há um deslocamento da curva da transformação bainítica para a direita, retardando a reação. Sendo esta informação validada com o experimento realizado;

3) A evolução da fração volumétrica de ferrita bainítica em relação tempo de austêmpera pôde ser descrita pelo modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). A partir da análise das curvas de cinética pode-se constatar que a liga B apresentou um pequeno atraso no início da nucleação de ferrita bainítica devido à presença de níquel. As curvas indicaram uma maior taxa de transformação de fase e uma maior fração transformada para a liga A, com menor teor de níquel. Constatando-se correspondência entre os modelos numéricos e experimentais;

4) De modo geral, verificou-se a presença de austenita na forma de filmes, intercaladas às ripas de ferrita bainítica, além de austenita retida na forma de blocos, de geometria poligonal, como principais produtos da transformação bainítica em ambos os aços;

5) Foi possível constatar as alterações microestruturais ao longo do tempo no tratamento de austêmpera, sendo que para menores tempos entre 1min e 2h, observou-se predomínio de uma matriz totalmente martensítica, sem a formação de constituintes bainíticos, para tempos superiores a 2h se constatou a nucleação de ferrita bainítica ainda com a marcante presença de martensita e de austenita retida, que variaram de acordo com o tempo e liga;

6) Foi possível constatar a estase da reação, com a formação de ferrita bainítica e de austenita retida, microestrutura resultante até o final dos experimentos de

tratamento térmico de austêmpera, sendo que na liga A (com menor teor de Ni) se inicia a partir de 16h e na liga B (com maior teor de Ni) a partir de 24h, reafirmando a contribuição do Ni no retardo da transformação bainítica;

7) Houve pouca variação da fração de bainita na região de estase da reação, sendo que a liga A e B apresentaram uma variação volumétrica de ferrita bainítica de 5% e 1% respectivamente, entre os tempos de 24h a 839h. Para a liga B, com maior teor de níquel, a fração volumétrica de austenita retida total é maior, devido ao efeito do níquel de reduzir as temperaturas B_s e M_s , e assim estabilizar a austenita;

8) Através de microscopia óptica e de microscopia eletrônica de varredura, verificou-se que a liga A apresentou menor fração de austenita retida na forma de blocos do que na liga B, associado ao efeito do níquel na estabilidade desta fase;

9) Com relação as propriedades mecânicas a liga B apresentou tensão limite de resistência a tração maior que a liga A em aproximadamente 25%. O alongamento também foi maior na liga B em torno de 50% em relação a liga A. Isso devido a liga A possuir menor fração volumétrica de austenita retida a qual é mais dúctil do que a ferrita bainítica;

10) Atribui-se os altos valores de resistência mecânica obtidos para liga B, com maior teor de níquel, como resultantes da combinação e interação de vários mecanismos de endurecimento, podendo se destacar: a contribuição dos elementos substitucionais; a contribuição do carbono difundido para a austenita retida ao longo da formação de ferrita bainítica; o refino de grão; a possível densidade de discordâncias na interfase α/γ .

11) O tipo de fratura que se constatou na liga A e B foi uma fratura do tipo frágil, através do mecanismo de clivagem, com pequenas regiões apresentando mecanismo de nucleação e crescimento de alvéolos. Percebeu-se, também, a formação de macrocavidades na liga B, atribuídas possivelmente à presença de austenita tipo blocos, com maior estabilidade térmica e mecânica, em comparação a liga A.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aprofundar o estudo dos aspectos morfológicos mediante uso de técnicas de difração de raios X, para a quantificação de fases, e de microscopia eletrônica de transmissão, para determinar o tamanho médio de filmes e blocos de austenita retida, que possibilitem melhorar o embasamento aos fenômenos constatados neste trabalho;
- Caracterizar os mecanismos atômicos da transformação com o auxílio de microscopia eletrônica de transmissão de modo a verificar a existência de arranjos de discordâncias na interface α/γ e de possível precipitação de carbonetos;
- Realizar caracterização microestrutural que permitam confirmar e, identificar o tipo de precipitado constatado nas análises por FEG;
- Realizar novos experimentos de austêmpera antecedida por austenitização em altas temperaturas, buscando solubilizar os precipitados na austenita, para quantificar a contribuição da precipitação no endurecimento do material;
- Estudar o efeito TRIP partindo de condições de estabilidade mecânica diferente de austenita do tipo filme e de blocos, de modo a avaliar o ganho em comportamento mecânico quando ocorre a transformação induzida por plasticidade.
- Complementar o estudo do comportamento mecânico destes aços através de ensaios de resistência a fadiga, tenacidade a fratura e ensaios de desgaste.

REFERÊNCIAS

- AARONSON, H.I.; LEE, J.K. **The kinetic equations of solid-solid nucleation theory and comparisons with experimental observations.** In: Lectures on the theory of phase transformations. Aaronson, H.I. (Ed.), 2 ed., TMS, Warrendale, USA, p.165-229, 1999
- AARONSON, H.I.; WELLS, C. **Trans. AIME 206** (1956) 1216-1223
- AARONSON, H. I., G. et al. **Sympathetic nucleation: an overview. Materials Science and Engineering**, B32, n.3, p.107-123,1995. Londres, 53-56
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, E8-M, Estados Unidos da América, 2014
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, A370, Estados Unidos da América, 2005
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**, E562, Estados Unidos da América, 1982
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials**, E 18-89a, Estados Unidos da América, 1989.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials**, E 92-82, Estados Unidos da América, 1987.
- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications** – 2nd Edition, CRC Press, 1995.
- ANDRADE, S. L., TAISS, J. M., ROSA, L. K. **O aço no automóvel do futuro.** In: 57º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, São Paulo, *Anais do Congresso*, São Paulo, Julho 2002.
- ASGARI, S. A.; PEREIRA, M.; ROLFE, B. F.; DINGLE, M.; HODGSON, P. D., **Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis.** *Journal of Materials Processing Technology*, 203., p. 129-136, 2008.
- ASM INTERNATIONAL, **Metals Handbook**, vol. 12 e 14., 9. ed., 1993.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **Materiais metálicos - Dureza Rockwell. Parte 1: Medição da dureza Rockwell (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, e K) e Rockwell superficial (escalas 15 N, 30 N, 45 N, 15 T, 30 T e 45 T)**, NBRNM146-1, Brasil, 1998

BARBACKI, A., “**The role of bainite mechanical properties of steels**”, Elsevier Journal of Materials Processing Technology, n 53 p. 57-63, 1995.

BHADESHIA, H.K.D.H.; EDMONS, D.V. **The mechanism of bainite formation in steels**, Acta Metall. 28 (1980) 1265-1273.

BHADESHIA, H.K.D.H. EDMONDS, D.V. **The bainite transformation in a Silicon Steel**. Metallurgical Transaction. V.10, p.895-907, July 1979.

BHADESHIA, H.K.D.H. **A rationalization of shear transformation**, Acta Metall. 29 (1981) 1117-1130.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in steels**, 2º Ed. (2001), The Institute of Materials,

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in Steels**. (ISBN 1-86125-112-2). 2. ed. Cambridge: IOM Communications, 2001. 478 p.

BHADESHIA, H.K.D.H. **High Performance Bainitic Steels. Materials Science And Metallurgy**. Cambridge, n 500-501, p.63-74, 2005a.

BLECK, W. **Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels**. In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, Rede Aços, Rio de Janeiro, nov. 2002.

CABALLERO, F.G., MATEO, C.G.; SANTOFIMIA, M.J., MILLER, M.K., ANDRÉS, C. G. **New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel**. Acta Materialia, n 57, p. 8-17, 2009.

CABALLERO, F. G.; MILLER, M. K.; GARCIA-MATEO, C.; CAPDEVILA C.; BABU, S. S. **Redistribution of alloying elements during tempering of a nanocrystalline steel**. Acta Materialia, v. 56, p. 188-199, 2008.

CABALLERO, F. G.; GARCIA-MATEO, C.; CHAO, J.; SANTOFIMIA, M. J.; CAPDEVILA, C.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. **Effects of Morphology and Stability of Retained Austenite on the Ductility of TRIP-aided Bainitic Steels**. ISIJ International, v. 48, n. 9, p. 1256-1262, 2008.

CABALLERO, F. G.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCIA-MATEO, C.; SANTOFIMIA, M. J.; CAPDEVILA, C. **Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels**, v. 525, p. 87-95, 2009

CABALLERO, F.G.; SANTOFIMIA, M.J.; MATEO, C.G.; CHAO, J.; ANDRES, G. **Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels**, Mater. Des. 30 (2009) 2077–2083.

CABALLERO, F.G.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Very Strong Bainite**, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 8 (2004) 251-257.

CABALLERO, F.G.; GARCIA-MATEO, C.; CHAO, J.; SANTOFIMIA, M.J.; CAPDEVILLA, C.; DE ANDRES, C.G. **Effects of morphology and stability of retained austenite on the ductility of TRIP-aided bainitic steels**, *ISIJ Int.* 48 (2008) 1256-1262.

CARMO, D. J. **Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo**. Tese de Doutorado, UFMG, 2011.

CASTRO, M.I; VÉLEZ, J.M; TORO, A. **“Unlubricated Sliding Wear of Pearlitic and Bainitic Steels”**, *Wear*, 259, p. 411-416, 2005.

CHEN, F. K.; LIU, S. W.; CHIANG, T. S.; HSU, K. M., PAN, Y. R. **Die design for stamping automotive structural parts with advanced high strength steel sheets**. *International Deep Drawing Research Group, IDDRG 2009 International Conference*, Golden, CO, USA, 2009.

CORNIDE. A. J. **Aceros bainíticos avanzados : mecanismos de transformación y propiedades mecánicas**. Teses de doutoramento. Universidad Complutense de Madrid, 2013.

DAI, P.Q.; HE, Z.R.; ZHENG, C.M.; MAO, Z.Y. **In-situ SEM observation on the fracture of austempered ductile iron**. *Materials science and engineering*. A 319-321, p.531-534, 2001.

DAVENPORT, E.S. e BAIN, E.C. *Trans. Met Soc.* AIME 90 (1930) 117-154

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

DHANASEK KARAN, S.; VADIRAJ, A.; BALACHANDRAN, G.; KAMARAJ, M. **Mechanical behavior of an austempered ductile iron**. *Transaction of the Indian institute of metals*. V 63, p.779-785, October 2001

EDMONDS, D.V.; HEA, K.; RIZZO, F.C; DE COOMAN, B.C.; MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G. **Quenching and partitioning martensite. A novel steel heat treatment**, *Mater. Sci. Eng. A* 438–440 (2006) 25–34.

EFFTING, C. **Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúteis e Frágeis**. Joinville, 2004, 247f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Setor de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina.

FERNANDES F. M. B. **Efeitos dos elementos de liga**. Faculdade de Ciências e Tecnologia, Nova Lisboa, 2003.

FERRER, M. H. **Estudos das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb.** São Paulo, SP, 238p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2003.

FIELDING, L. C. D. **“Understanding Toughness And Ductility In Novel Steels With Mixed Microstructures”**, Cambridge, UK, 240p. Tese (Doutorado) – University of Cambridge, 2014.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; CHAO, J.; CAPDEVILA, C.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. **Mechanical Stability of Retained Austenite During Plastic Deformation of Super High Strength Carbide Free Bainitic Steels.** *Journal of Materials Science*, v. 44, p. 4617-4624, 2009.

GARCIA-MATEO, C.; PEET, M.; CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. **Tempering of Hard Mixture of Bainitic Ferrite and Austenite.** *Materials Science and Technology*, v. 20, p. 814-848, 2004

GOLDENSTEIN, H. **Bainita nos aços, In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos**, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, novembro: 2002.

GOLDENSTEIN, H. **Cinética global e morfologia da decomposição da austenita em uma liga Fe-Cr-C hipoeutetóide.** Tese (Livre docência), SP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.

GRAJCAR, A.; ADAMCZYK, J. **Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after the thermomechanical processing.** *Journal of Materials Processing Technology*, 162-163, p. 267-274, 2005.

GORNI, A. A. **Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços de Alta Resistência.** In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 11., Outubro 2008, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica

HIBBELER, R. C. **Resistência dos materiais.** 7. Ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2009.

J.H. Ryu, D.I. Kim, H.S. Kim, H.K.D.H. Bhadeshia y D.W. Suh, **Strain partitioning and mechanical stability of retained austenite**, *Scripta Mater.* 63 (2010) 297-299.

JUNIOR, J.A.C. **Desenvolvimento Do Aço Alto C-Si e Cr com Matriz Nanoestruturada de Martensita e Bainita.** Dissertação de Mestrado, UFMG, 2011.

KIM, Y.; SHIN,H; PARK,H.; LIM, J.D. **Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature.** *Materials letters.* V. 62, p 357-360. May 2007.

KO, T.; COTTRELL, A.S. **The formation of bainite.** *Journal of the Iron and Steel Institute*, v.172, p.307-313, 1952.

KOVACS, B.V. Heat Treatment. **Ductile Iron Handbook**, U.S.A, p.204-221, 1990

KOVACS, B. V. **On the Terminology and Structure of ADI**. **AFS transactions**, 1986; p 417.

LESLIE, W. C. **The Physical Metallurgy of Steels**, McGraw – Hill Book Company, Nw York, 1981, p. 201 – 203.

LIU, K.; HE, T.Q.; WAN, X.L.; BHANDARI, K.; WU, K.M. **The effect of isothermal holding on the microstructures and mechanical properties of a low carbon alloy steel**, Mater. Charact. 62, p 340-345, 2011.

LOURENÇO, N.J. **Estudo da deformação de um aço microligado ao vanádio na região de transição de fase**. Tese de Doutorado, UFSCar, 2001.

MATEO, C.G; CABALLERO, F.G; BHADSHIA, H.K.D.H. **Mechanical properties of low-temperature bainite**. Materials Science Forum, Madrid, v. 500-501, p.495-502, may, 2005a

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

MIIHKINEN, V. T. T.; EDMONDS, D. V. **Fracture toughness of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon**, Materials Science and Technology, v. 3, p. 441-449, 1987.

OLOFSSON, J.; LARSSON, D.; SVENSSON, I.L. **Effect of austempering on Plastic Behavior of Some Austempered Ductile Iron Alloys**. The minerals, metal and materials society and ADM International. V.42, p.3999-4007, December 2011.

PEET, M. J., HILL, P., RAWSON, M., WOOD, S., BHADSHIA, H.K.D.H. **“Fatigue of extremely fine bainite”**, Materials Science and Technology, n. 01, v. 27, p. 119-123, 2011.

PICKERING , F.B., **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Applied Science Publishers Ltd., London, 1978, p. 101 – 125

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformation in metals and alloys**. London, UK, Chapman & Hall, 1992.

PUTATUNDA, S.K. **Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of a high-carbon, high-silicon and high-manganese cast steel**. Materials Design. V. 24, p.435-444, April 2003.

QIAN, L; ZHOU, Q.; ZHANG, F.; MENG, J.; ZHANG, M.; TIAN, Y. **“Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic”**. Elsevier Materials and Design. P.264-268, 2012

RAMOS, D. S. **Aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares austemperados**. Dissertação de Mestrado, IST/SOCIESC, 2008.

RANIERI, A. **Efeito das microestruturas bainíticas e martensíticas nas propriedades mecânicas de um aço AISI 4340**. Dissertação de Mestrado, UEP-Guaratinguetá, 2005

REYNOLDS, W. T.; AARONSON, H. I.; SPANOS, G. **A summary of the present diffusionist views on bainite**. *Materials Transactions. JIM*, v. 32, n. 8, p. 737 – 746, 1991.

REYNOLDS, W.T; LI, F.Z; SHUI, C.K; AARONSON, H.I.**The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys**. *Metallurgical Transactions A*, v.21^a, p.1433-1463, 1990.

RIOS P. R. e PADILHA A. F., **Transformações de fase**, 1 ed., São paulo, Artliber, 2007.

SANTOFIMIA, N. M. J. **“Transformación bainítica sin formación de carburos en aceros”**, *Tese de doutoramento*. Departamento de Ciências Físicas da Universidade Complutense de Madri, 2007.

SHERIF, M. Y.; GARCÍA-MATEO, C.; SOURMAIL, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Stability of Retained Austenite in TRIP-assisted Steels**. *Materials Science and Technology*, v. 20, p. 319-322, 2004.

SPEER, J.; MATLOCK, D.K.; COOMAN, B.C.; SCHROTH, J.G. **Carbon partitioning into austenite after martensite transformation**. *Acta Materialia*. p.2611-2622, January 2003.

TIGRINHO, L.M.V. **Análise da Fratura de Chapas do Aço Avançado de Alta Resistência DP600 Quando Submetido a Diferentes Estados de Tensões**. Tese de Doutorado, UFPR, 2011.

UTHAISANGSUK, V.; PRAHL, U.; BLECK, W. **Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels**. *Engineering Fracture Mechanics*, 78., p. 469–486, 2011

WULPI, D. J. **Understanding How Components Fail**. 2nd Edition. ASM International, 1999.

YESCAS, M.A. **Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons**. Cambridge, p.183. Thesis – University of Cambridge, 2001.

ZENER, C.. **Kinetics of the decomposition of austenite**. *Transactions AIMME*, 167:550, 1946.