

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Tese de Doutorado

Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com
elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo

Autor: Denilson José do Carmo
Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Abril/2011

Denilson José do Carmo

Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com elevada
resistência à fadiga mecânica de alto ciclo

Tese apresentada ao Curso de Pós-
Graduação em Engenharia Metalúrgica e
de Minas da Escola de Engenharia da
Universidade Federal de Minas Gerais,
como requisito parcial para obtenção do
Grau de Doutor em Engenharia
Metalúrgica e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia
Física.

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão
Santos.

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia
2011

“OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE AÇO FUNDIDO BAINÍTICO COM
ELEVADA RESISTÊNCIA À FADIGA MECÂNICA DE ALTO CICLO”

Denilson José do Carmo

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas".

Comissão Examinadora:

Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos
DEMET-UFMG - (Orientador)

Prof. PhD. Paulo José Modenesi
DEMET-UFMG

Prof. Dr. Paulo César Matos Rodrigues
DEMEC-UFMG

Prof. Dr. José Felipe Dias
FAEN - UI

Prof. Dr. Vanderley de Vasconcelos
CDTN

Belo Horizonte, Abril de 2011

À minha esposa Vânia,
aos meus pais Margarida e Baltazar,
às minhas irmãs Denise, Dirlane e Dircilene
ao meu filho
Douglas.

Às nossas famílias.

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela vida e graças que tenho alcançado!

Ao Professor e amigo Dagoberto pela orientação.

Ao meu Professor e padrinho, José Felipe, do qual minha admiração não se deve à importante contribuição neste trabalho, mas pelo exemplo de vida.

Aos colegas do SENAI/CETEF através do nosso amigo e gerente da unidade, o Professor Pedro Paulo Drumond, que possibilitaram a realização do trabalho disponibilizando tempo e recursos necessários.

Aos colegas da pós-graduação, professores e funcionários do CPGEM pela convivência amigável e prestatividade constante.

Aos amigos e Professores da Universidade de Itaúna pelo incentivo.

Aos meus alunos que são fonte de inspiração e de motivação constante para continuar investindo em pesquisa e educação. Em especial à aluna de iniciação científica, a Clarissa.

Ao Conselho Regional de Engenharia, Arquitetura e Agronomia de Minas Gerais, pela bolsa de iniciação científica segundo o Edital CREA – MG 2008.

À FAPEMIG, Fundação de Amparo à Pesquisa do estado de Minas Gerais pelo apoio financeiro. Processo TEC – APQ-01774-08.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE TABELAS	xvi
LISTA DE SÍMBOLOS	xviii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xx
RESUMO	xxi
ABSTRACT	xxii
1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	1
1.1 Introdução	1
1.2 Objetivos	3
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. Aspectos gerais das transformações microestruturais dos aços com foco na bainita	5
2.2. Ferrita acicular, estrutura similar à bainita	11
2.3. Ligas bainíticas comerciais.	13
2.4. Aplicações de aços de alta resistência contendo bainita	15
2.4.1. Aços baixa liga de fabricação para aplicações gerais - grupo A	15
2.4.2. Aços baixa liga resistentes à fluência - grupo B	15
2.4.3. Aços de alta resistência de médio e alto carbono - grupo C	16
2.5. Resistência mecânica de aços bainíticos	17
2.6. Ductilidade dos aços bainíticos	17
2.7. Tenacidade de aços bainíticos	18

2.8. Aços de alta resistência bainíticos livre de carbonetos	19
2.8.1. Aplicação de aços bainíticos livre de carbonetos	26
2.9. Aços de alta resistência bainíticos de alto carbono livre de carbonetos	27
2.10. Comportamento à fadiga de ferros fundidos e aços com estrutura bainítica livre de carbonetos	61
2.10.1. Comportamento à fadiga dos ferros fundidos nodulares austemperados (ADI)	61
2.10.2. Fadiga em componentes estruturais contendo defeitos	63
2.10.3. Comportamento à fadiga de aços bainíticos livres de carbonetos	65
2.11. Análise dilatométrica	66
2.12. Considerações finais	69
3. MATERIAL E MÉTODOS	70
3.1. Produção do aço - testes preliminares	70
3.1.1. Produção do aço fundido	71
3.1.2. Realização dos tratamentos térmicos e obtenção dos corpos de prova nos testes preliminares	72
3.1.3. Ensaios e análises nos testes preliminares	73
3.2. Produção do aço - testes com avaliação da vida à fadiga	75
3.2.1. Obtenção do fundido	75
3.2.2. Análise dilatométrica	78
3.2.2.1. Apresentação da técnica de análise dilatométrica utilizada	78
3.2.2.2. Testes dilatométricos realizados	80
3.2.3. Preparação dos corpos de prova e tratamentos térmicos de austêmpera	82
3.3. Caracterização dos materiais	85
3.3.1. Caracterização dos materiais por ensaios mecânicos	86
3.3.2. Caracterização da estrutura por microscopia e difração de	

raios X	87
3.3.3. Caracterização do limite infinito de vida à fadiga mecânica	88
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	93
4.1. Resultados dos testes preliminares	93
4.1.1. Resultados das análises químicas	93
4.1.2. Resultados dos ensaios de tração	93
4.1.3. Resultados dos ensaios de microdureza	98
4.1.4. Resultados das análises metalográficas	99
4.1.5. Discussão a partir dos resultados preliminares	103
4.2. Resultados dos testes principais - com avaliação da resistência à fadiga	106
4.2.1. Resultados das análises químicas	106
4.2.2. Resultados das análises dilatométricas	107
4.2.2.1. Análise da austenitização e da formação de martensita	107
4.2.2.2. Análise dilatométrica: ciclos térmicos de austêmpera a 300°C	111
4.2.2.3. Análise dilatométrica: ciclos térmicos de austêmpera a 200°C	112
4.2.2.4. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers	114
4.2.2.5. Resultados das análises metalográficas	115
4.2.2.6. Considerações a partir dos testes dilatométricos	118
4.2.3. Resultados dos ensaios de tração	119
4.2.4. Resultados dos ensaios de microdureza	122
4.2.5. Caracterização Microestrutural	123
4.2.5.1. Avaliação do tamanho de grão austenítico	123
4.2.5.2. Estrutura do material austemperado a 300°C	124
4.2.5.3. Estrutura do material austemperado a 200°C	126
4.2.6. Resultados da análise por difração de raios X	130
4.2.7. Determinação do limite de fadiga	134

5. CONCLUSÕES	141
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	143
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	144
8. APÊNDICES	151
8.1. Apêndice A – sistema de canais	152
8.2. Apêndice B – filtro de cerâmica utilizado no sistema de canais	153
8.3. Apêndice C – esquema com dimensões do bloco keel	154
8.4. Apêndice D – dados de testes de fadiga por flexão rotativa	155
8.5. Apêndice E – resultados de testes dilatométricos	157

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 -	Características de transformações em aços.	6
Figura 2.2 -	(a) Micrografia óptica ilustrando feixes de bainita inferior numa transformação parcial, (b) subunidades da bainita inferior observada por MET.	9
Figura 2.3 -	Feixe de bainita superior de um aço Fe-0,43C-2Si-3Mn, % em peso. MET. (a) microscopia óptica; (b, c) campo claro correspondendo às partes escuras como austenita retida entre as subunidades; (d) montagem mostrando a estrutura de um feixe.	10
Figura 2.4 -	Contornos correspondentes de subunidades próximos da região de extremidade do feixe.	10
Figura 2.5 -	Aspectos microestruturais na descrição cinética da bainita.	11
Figura 2.6 -	Ilustração do efeito do tamanho de grão austenítico e de inclusões na formação da ferrita acicular.	13
Figura 2.7 -	Ligas bainíticas comerciais.	14
Figura 2.8 -	(a) Placas de ferrita bainítica supersaturadas separadas por filme de austenita estabilizada observada por MET; (b) Micrografia óptica mostrando grandes blocos de austenita não transformada.	20
Figura 2.9 -	Comparação de resistência <i>versus</i> alongamento total de aços convencionais da indústria automobilística com aços bainíticos de baixa temperatura.	21
Figura 2.10 -	Dois formas típicas da austenita retida observadas em aço com 0,5% C, 1,55% Si austemperado a 350°C: (a) forma de blocos da austenita e (b) filmes interlamelares. MET.	22
Figura 2.11 -	(a) definição da curva To; (b) regra da alavanca aplicada à curva To para determinar a fração possível de bainita.	24
Figura 2.12 -	Comparação das propriedades mecânicas de aços com microestruturas mistas de ferrita bainítica e austenita (●) com aços de microestruturas obtidas após têmpera e revenido (TR) em aços baixa liga e com aços <i>maraging</i>	25

- Figura 2.13 - Aços bainíticos livres de carbonetos em serviço. (a) truque para carro torpedo de 300 t. na nova liga. Reino Unido; (b) estrada de ferro suíça utilizando novos trilhos; (c) estrada de ferro nacional francesa utilizando novos trilhos. 26
- Figura 2.14 - Micrografia óptica ilustrando a decomposição isotérmica da austenita no aço A: (a) 125°C por 25 dias; (b) 150°C por 30 dias; (c) 190°C por 7 dias; (d) 250°C por 24 h.. 29
- Figura 2.15 - Diagrama TTT calculado para o início de transformação. Tempos medidos para o começo (●) e término da reação (o): (a) aço A; (b) aço B. 30
- Figura 2.16 - Transformação isotérmica a 200°C: (a) austenitização a 1000°C por 15 min.; (b) austenitização a 900°C por 30 min. Padrão PAGES para tamanho de grão austenítico original. 31
- Figura 2.17 - Espessura da placa de ferrita bainítica em função da temperatura de austêmpera. 34
- Figura 2.18 - (a) variação da dureza com o inverso da espessura das placas de bainita e (b) dureza *versus* fração da bainita transformada. 36
- Figura 2.19 - Curvas de transformação isotérmica. As temperaturas são identificadas pelos símbolos: (●) 300°C; (o) 250°C e (□) 200°C. 37
- Figura 2.20 - Influência da temperatura de austenitização na cinética de transformação da austenita a 350°C. 39
- Figura 2.21 - Influência da temperatura de austenitização na dureza e tenacidade ao impacto de amostras austemperadas por 30 minutos a 350°C. 39
- Figura 2.22 - Influência da temperatura de austenitização na dureza e tenacidade ao impacto de amostras austemperadas por 90 minutos a 420°C. 40
- Figura 2.23 - Influência da temperatura de austenitização no limite de resistência à tração R_m , alongamento A5 e na redução de área Z em amostras austemperadas por 30 minutos a 350°C. 40
- Figura 2.24 - Influência da temperatura de austenitização no limite de resistência à tração R_m , alongamento A5 e na redução de área

	Z em amostras temperadas e revenidas por 90 minutos a 420°C.	41
Figura 2.25 -	(a) Espessura da placa de ferrita bainítica em função da densidade de discordâncias e da temperatura de tratamento (b) Fração de ferrita bainítica e seu teor de C (o restante sendo austenita retida) depois de diferentes tratamentos isotérmicos.	44
Figura 2.26 -	Curva tensão <i>versus</i> deformação do teste de tração a temperatura ambiente, de aços austemperados.	45
Figura 2.27 -	Dependência da temperatura de transformação com o limite de resistência, o limite de escoamento, o alongamento total e a tenacidade à fratura (K _{Ic}).	46
Figura 2.28 -	Resistência <i>versus</i> a razão Vb/t.	46
Figura 2.29 -	Curva ilustrando a relação entre a densidade de deslocamentos na ferrita e o seu teor em carbono.	48
Figura 2.30 -	Contribuição do tipo de mecanismo de endurecimento <i>versus</i> a temperatura de transformação.	48
Figura 2.31 -	Estrutura do aço alto carbono e alto silício na condição de bruto de fundição.	50
Figura 2.32 -	Estrutura do aço alto carbono e alto silício austemperado por 2 horas nas temperaturas: (a) 260°C; (b) 302°C; (c) 371°C; (d) 385°C; (e) 399°C.	52
Figura 2.33 -	Temperatura de austêmpera <i>versus</i> fração volumétrica de austenita.	53
Figura 2.34 -	Temperatura de austêmpera <i>versus</i> teor de carbono da austenita.	53
Figura 2.35 -	Temperatura de austêmpera <i>versus</i> dureza HRC .	54
Figura 2.36 -	Temperatura de austêmpera <i>versus</i> tamanho médio da partícula de ferrita.	56
Figura 2.37 -	Resistência ao escoamento em função do inverso da raiz quadrada do tamanho médio da partícula de ferrita.	56
Figura 2.38 -	Estrutura obtida por microscopia eletrônica de transmissão obtida a 200°C por 15 dias no aço B.	58
Figura 2.39 -	(a) mapa atômico 3 D do C, (b) perfil da concentração de C da	

	partícula de cementita precipitada na ferrita bainítica do aço <i>NANOBAIN</i> austemperado a 200 °C por 10 dias.	60
Figura 2.40 -	Comparação entre o limite de fadiga do ADI e aços forjados com influência de tratamentos superficiais e entalhe.	62
Figura 2.41 -	Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga por flexão rotativa em corpos-de-prova sem entalhe.	63
Figura 2.42 -	Mudança relativa do comprimento <i>versus</i> temperatura na curva dilatométrica de um aço baixo C.	67
Figura 2.43 -	Mudança relativa do comprimento <i>versus</i> temperatura devido à transformação martensítica no aço inoxidável martensítico.	69
Figura 3.1 -	Forma do bloco fundido para retirada dos corpos de prova.	71
Figura 3.2 -	Bloco Y de base 13 mm após análise da solidificação no software Magma.	72
Figura 3.3 -	Barras na condição de arredondadas após tratamento térmico	73
Figura 3.4 -	Sistema para prender corpo de prova com cabeça cônica para ensaio de tração: a) detalhe do dispositivo; b) sistema montado nas garras da máquina universal de ensaios mecânicos.	74
Figura 3.5 -	Passos da moldação para obtenção dos blocos keel.	76
Figura 3.6 -	Etapas da elaboração e do vazamento do aço.	77
Figura 3.7 -	Arvore de fundição contendo oito blocos do tipo Keel ASTM A – 781.	78
Figura 3.8 -	Esquema de transmissão de sinais do dilatômetro Adamel Lhomargy, modelo DT 1000.	79
Figura 3.9 -	Obtenção dos corpos de prova a partir do bloco Keel. a) keel inteiro. b) cortes das barras para pré usinagem. c) corpos de prova pré usinados.	83
Figura 3.10 -	Preparação dos corpos de prova e tratamento térmico de austêmpera.	83
Figura 3.11 -	Esquema dos ciclos térmicos utilizados na austêmpera dos corpos de prova para ensaio de tração.	84
Figura 3.12 -	Limpeza e acabamento dos corpos de prova para ensaio à	

	fadiga por flexão rotativa.	85
Figura 3.13 -	Sistema para prender corpo de prova na garra da máquina universal de ensaios: a) detalhe do dispositivo para rosquear o corpo de prova; b) montagem.	86
Figura 3.14 -	Máquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa.	89
Figura 3.15 -	Destaques para o corpo-de-prova, o peso e o braço graduado.	89
Figura 3.16 -	Desenho do corpo-de-prova utilizado no ensaio de fadiga por flexão rotativa.	89
Figura 4.1 -	Variação com o limite de resistência à tração em função do tempo de austêmpera a 300°C.	94
Figura 4.2 -	Variação com o limite de resistência à tração em função do tempo de austêmpera a 200°C.	96
Figura 4.3 -	Fractografias de corpo de prova do ensaio de tração; (a) imagem indicando a região de início da fratura; (b) da região de início de fratura indicando rechupes; (c) região central da fratura; (d) região final da fratura. MEV.	97
Figura 4.4 -	Fractografias de corpo de prova do ensaio de tração; (a) detalhe de rechupe na região central da fratura; (b) detalhe da fratura dúctil-frágil.	97
Figura 4.5 -	Microdureza Vickers em função do tempo de austêmpera a 200 e 300°C.	98
Figura 4.6 -	Microestrutura após recozimento. Ataque com nital 4%.	100
Figura 4.7 -	Defeitos; (a) rechupes e (b) inclusão de escória.	100
Figura 4.8 -	Ilustração de microrrechupes observados em amostra austemperada a 300°C por 192 h.	101
Figura 4.9 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C: (a) por 8 h e (b) por 192 h, com ataque de nital 2% e, (c) por 8 h e (d) por 192 h, com ataque de LePera.	101
Figura 4.10 -	Microestrutura do aço austemperado a 200°C: (a) por 72 h e (b) por 520 h ataque de nital 2% e, (c) por 72 h e (d) por 520 h, com ataque de LePera.	102
Figura 4.11 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C por 8 h.	

	Observação sob pequeno aumento, destaque do aspecto dendrítico. Ataque com LePera.	104
Figura 4.12 -	Microestrutura de grãos de austenita primária de aços austemperados: (a) sem adição de modificadores do grão; (b) com adição de modificadores para refino dos grãos.	104
Figura 4.13 -	Curva dilatométrica da austenitização e formação de martensita do aço, segundo o teste 2.	110
Figura 4.14 -	Curvas dilatométricas do teste 05 – austêmpera a 300°C por 6 h: (a) variação do comprimento em relação à temperatura; (b) curva da variação do comprimento em relação ao tempo de austêmpera e sua derivada.	111
Figura 4.15 -	Curvas dilatométricas relativas ao teste 06 (figura 4.25 a) e 07 (figura 4.25 b): avaliação da austêmpera a 200°C.	113
Figura 4.16 -	Microdurezas das amostras analisadas através da técnica dilatométrica.	115
Figura 4.17 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C por 6 h – teste 05: (a) atacada com nital 2% e, (b) atacada com LePera.	116
Figura 4.18 -	Microestrutura do aço austemperado a 200°C por 18 h - teste 7: (a) atacada com nital 2% e, (b) atacada com LePera.	116
Figura 4.19 -	Microestrutura da amostra temperada do teste de dilatométrica 01. MEV. Nital 2%	117
Figura 4.20 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C por 6 h referente ao teste de dilatométrica 05. MEV. Nital 2%.	117
Figura 4.21 -	Variação de características mecânicas em função do tempo de austêmpera a 300°C.	120
Figura 4.22 -	Variação de características mecânicas em função do tempo de austêmpera a 200°C.	121
Figura 4.23 -	Variação da microdureza Vickers em função do tempo de austêmpera a 200 e 300°C – elaboração principal em comparação com preliminares.	122
Figura 4.24 -	Tamanho de grão austenítico: (a) elaboração preliminar sem adição de modificadores; (b) elaboração principal.	123

Figura 4.25 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C: (a) por 8 h e (c) por 18 h, com ataque de nital 2% e, (b) por 8 h e (d) por 192 h, com ataque de LePera.	124
Figura 4.26 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C por 18 h. MEV. Nital 2%.	125
Figura 4.27 -	Microestrutura do aço austemperado a 200°C: (a, c, e) por 48, 240 e 519 h, respectivamente, ataque de nital 2%; (b, d, f) por 48, 240 e 519 h, respectivamente, ataque de LePera.	126
Figura 4.28 -	Microestrutura do aço austemperado a 300°C por 240 h: (a) aumento de 3000 vezes e (b) 10000 vezes.	128
Figura 4.29 -	Micoestrutura do aço austemperado a 200°C por 519 h: (a) aumento de 3000 vezes e (b) 10000 vezes.	129
Figura 4.30 -	Difratogramas referentes às amostras austemperadas à temperatura de 300°C pelos tempos de 8, 18 e 168 h.	132
Figura 4.31 -	Difratogramas referentes às amostras austemperadas à temperatura de 200°C pelos tempos de 48, 240 e 519 h.	133
Figura 4.32 -	Relação entre o tempo de austêmpera a 200°C com a quantidade de austenita e o seu teor de carbono.	134
Figura 4.33 -	Vida à fadiga por flexão rotativa de todos os corpos de prova austemperados a 300°C.	135
Figura 4.34 -	Ilustração dos níveis de tensão aplicados aos corpos de prova austemperados a 300°C para o método Escada.	136
Figura 4.35 -	Ilustração dos níveis de tensão aplicados aos corpos de prova austemperado a 200°C para o método Escada.	137
Figura 4.36 -	Vida à fadiga por flexão rotativa de todos os corpos de prova austemperados a 200°C.	137
Figura 4.37 -	Fractografia de um corpo de prova. MEV.	139
Figura 4.38 -	Região de início da fratura de um corpo de prova do ensaio de fadiga; austêmpera a 200°C por 240 h: detalhe de defeito de contração do aço fundido. MEV.	139
Figura 4.39 -	Comparação do limite infinito de fadiga por flexão rotativa aço e ADI com dados do aço obtidos no presente projeto.	140

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 -	Composição química de aços de altas resistência e tenacidade.	25
Tabela 2.2 -	Características de aços utilizados para trilhos ferroviários na Suíça e França.	27
Tabela 2.3 -	Composição da nova liga (% em peso).	27
Tabela 2.4 -	Composição química e tempo médio para término da reação bainítica.	28
Tabela 2.5 -	Temperaturas M_i e B_i para aços com diferentes tamanhos de grão	33
Tabela 2.6 -	Espessura da placa de bainita, fração transformada e dureza para aços tratados em diferentes ciclos de austêmpera.	33
Tabela 2.7 -	Tamanho de grão austenítico.	38
Tabela 2.8 -	Composição química (% em peso) e temperaturas de transformação medidas para M_i e B_i .	43
Tabela 2.9 -	Composição química, em porcentagem em peso do aço.	49
Tabela 2.10 -	Propriedades mecânicas do aço alto carbono e alto silício.	50
Tabela 3.1 -	Composição química prevista para os testes preliminares.	70
Tabela 3.2 -	Temperatura e tempo de austêmpera para cada amostra.	73
Tabela 3.3 -	Ciclos térmicos na avaliação da austenitização e transformação martensítica.	81
Tabela 3.4 -	Ciclos térmicos na avaliação da temperatura de austenitização e de austêmpera a 300°C.	81
Tabela 3.5 -	Ciclos térmicos de austêmpera a 200°C.	82
Tabela 3.6 -	Parâmetros utilizados no método de escada para a determinação do limite de fadiga a 200°C.	91
Tabela 3.7 -	Parâmetros utilizados no método de escada para a determinação do limite de fadiga a 300°C.	92
Tabela 4.1 -	Composições químicas obtidas nos testes preliminares.	93
Tabela 4.2 -	Resistência mecânica à tração e alongamento do aço austemperado a 300°C.	94

Tabela 4.3 - Resistência mecânica à tração e alongamento do aço austemperado a 200°C.	95
Tabela 4.4 - Microdureza Vickers para aço austemperado a 300°C para diferentes tempos de austêmpera.	98
Tabela 4.5 - Microdureza Vickers para aço austemperado a 200°C para diferentes tempos de austêmpera.	98
Tabela 4.6 - Composição química em porcentagem peso.	104
Tabela 4.7 - Composição Química das duas elaborações finais.	107
Tabela 4.8 - Composição da nova liga (% em peso).	107
Tabela 4.9 - Temperaturas de início e de fim da transformação austenítica determinadas por dilatométrica.	108
Tabela 4.10 - Microdureza Vickers das amostras analisadas através da técnica dilatométrica.	114
Tabela 4.11 - Variação de características mecânicas em função do tempo de austêmpera a 300°C.	119
Tabela 4.12 - Variação de características mecânicas em função do tempo de austêmpera a 200°C.	121
Tabela 4.13 - Valores do tamanho de grão austenítico.	123
Tabela 4.14 - Quantificação da austenita e do teor de carbono por difração de raios X	130

LISTA DE SÍMBOLOS

c_1	- constante (0,65 para defeitos superficiais e 0,5 para defeitos internos)
c_2	- constante ($3,3 \times 10^{-3}$ para defeitos superficiais e $2,77 \times 10^{-3}$ para defeitos internos)
c_3	- constante (1,43 para defeitos superficiais e 1,56 para defeitos internos).
C_γ	- teor de carbono da austenita
d	- tamanho médio da partícula da ferrita
H_V	- dureza Vickers
K_{IC}	- tenacidade à fratura
L_γ	- tamanho de grão austenítico medido pelo intercepto linear médio
L_γ	- intercepto linear médio
M_f	- Temperatura de fim da transformação martensítica
M_i	- Temperatura de início da transformação martensítica
nm	- nanômetro
N_v	- número de placas por unidade de volume
R	- razão entre a tensão mínima e máxima
S_v	- área superficial por unidade de volume
T	- temperatura de transformação
T_f	- parâmetro indicador da tenacidade à fratura
T_o	- limite termodinâmico
t, a	- dimensões da placa de ferrita considerada como um paralelepípedo
VB	- Fração de ferrita bainítica
V_b	- fração volumétrica de ferrita bainítica
$V_{\alpha b}$	- fração máxima de bainita que pode ser alcançada
V_p	- volume da placa de ferrita bainítica
X_γ	- fração volumétrica da austenita
$x_{\alpha b}$	- quantidade de C que permanece na ferrita depois da parte particionada para a austenita residual
α_a	- ferrita acicular
α_b	- ferrita bainítica
β	- a metade da espessura da intensidade máxima

γ	- austenita
$\Delta G_{\gamma\alpha}$	- variação da energia livre na transformação de austenita para ferrita
ΔK_{max}	- máximo fator cíclico de intensidade de tensão na região do defeito.
ΔK_{th}	- fator cíclico limiar de intensidade de tensão (limite inferior de ΔK , abaixo do qual não ocorre o crescimento da trinca)
$\Delta\sigma$	- variação da resistência em MPa
θ	- o ângulo de Bragg
λ	- o comprimento de onda da radiação
ρ	- densidade de deslocações dada em m^{-2}
σ_w	- limite de resistência à fadiga
% at.	- porcentagem atômica

LISTA DE ABREVIATURAS SIGLAS

ADI	- <i>Austempered ductile iron</i> . Ferro fundido nodular austemperado
Al.	- Alongamento
ARBL	- Aços de alta resistência baixa liga
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
Bi	- Temperatura de início da transformação bainítica
BH	- <i>Bake hardenable</i> . Aços com endurecimento por envelhecimento
C-Mn	- C Mn
C.P.	- Corpo de prova
DP	- Bifásicos
HB	- Dureza Brinell
HRC	- Dureza Rockwell C
HV	- Dureza Vickers
IF	- <i>Interstitial Free</i> . Aços livres de intersticiais
IFHS	- <i>Interstitial Free High Strength</i> . Livres de intersticiais de elevada resistência
IS	- <i>Isotropic</i> . Isotrópicos
J	- Joule
L.E	- Limite de resistência ao escoamento
L.R	- Limite de resistência à tração
MET	- Microscopia eletrônica de transmissão
N.D	- Não determinado
PAGS	- <i>Principal Austenitic Grain Size</i> . Tamanho de grão austenítico original
Rm	- Limite de resistência a tração
Rpm	- Rotações por minuto
TR	- Têmpera e revenido
TRIP	- <i>Transformation Induced Plasticity</i> . Transformação induzida por deformação plástica
TTT	- Temperatura, Tempo e Transformação
UTS	- <i>Ultimate Tensile Strength</i>
YS	- <i>Yield Strength</i>
Z	- Redução de área

RESUMO

O objetivo do presente trabalho foi produzir e caracterizar um novo tipo de aço fundido com estrutura nanoestruturada de bainita. Este aço não necessita de processamento termomecânico, pode ser produzido em grandes peças, se necessário, e apresenta a resistência mecânica em GPa. A estrutura especial consiste de finas placas de ferrita envolvidas por austenita retida supersaturada de carbono, a qual pode ser formada em aços contendo porcentagem mínima de silício, de aproximadamente 1,5%. Nesse aço de alto carbono, incluindo molibdênio, cromo, níquel, manganês e cobalto, a bainita muito fina pode ser obtida por transformação isotérmica a temperaturas menores que 200°C. O tempo necessário para a nucleação nessa temperatura é de muitos dias, entretanto, propicia o crescimento de finas e pequenas placas de bainita, resultando em um aço fundido nanoestruturado. O presente trabalho mostra os primeiros resultados desse sistema pesquisado no Brasil. O aço foi produzido em condições convencionais de fundição ao ar. O tratamento térmico consistiu de austenitização a 875°C por 30 min, seguida de austêmpera a 200°C e 300°C, respectivamente por 240 h e 18 h. A técnica dilatométrica foi utilizada para desenvolvimento dos ciclos térmicos. Foram obtidas combinações de resistência a tração e alongamento da ordem de 2,1 GPa e 1%; 1,7 GPa e 15%, respectivamente, para os tratamentos a 200 e 300°C. Apresentam-se resultados inéditos de resistência à fadiga de alto ciclo por flexão rotativa com limite de vida a 10^7 ciclos, sendo obtido resultado de 593 MPa para austêmpera a 200°C e 516 MPa para austêmpera a 300°C. Esses resultados de resistência à fadiga são mais elevados do que os apresentados por importantes materiais de engenharia como os aços forjados e ferros fundidos nodulares austemperados, mesmo com a presença de fratura do tipo “olho de peixe”, a qual nucleia de defeitos de rechupes. Os resultados sugerem continuidade das investigações para eliminar estes defeitos e potencializar o aço para futuras aplicações de engenharia.

Palavras-chave: aço fundido; bainita livre de carbonetos, austêmpera; fadiga mecânica de alto ciclo.

ABSTRACT

The purpose of the present work was to characterize and further develop a novel kind of nanostructured bainitic steel. This steel casting not required thermomechanical processing, can be produced in large pieces, and present GPa strength. The special structure consisting of ferrite laths surrounded by retained austenite with high concentration of carbon can be formed in steels containing 1.5% of silicon or more. In this high carbon steel, including molybdenum, chromium, nickel, manganese and cobalt, the very fine bainite can be obtained by isothermal transformation at temperature lower than 200°C. The time taken for nucleation at this temperature can be many days, resulting in a nanostructured steel casting due to the growth of extremely thin small plates of bainite. The present work reports the first experiments on this system developed in Brazil. The steel was produced using an air melting technique. The heat treatments were conducted including austenitisation at 875°C for 30 min prior to isothermal transformation at 200°C and 300°C for 240 h and 18 h, respectively. The dilatometric technique was used in thermal cycle heat treatment definitions. It was obtained a combination of properties with ultimate strength and ductility like as 2,1 GPa and 1%; 1,7 GPa and 15%, for austempering at 200°C or 300°C respectively. It is reported the first results of fatigue tests by high-cycle rotating bending which permitted the determination of the fatigue life, as defined to be the maximum cycles stress for the samples must survive over 10^7 cycles. The fatigue life stress was found to be 593 MPa for austempering at 200°C, and 516 MPa for austempering at 300°C. These fatigue life results are higher than those presented by important engineering materials such as forged steel and austempered ductile cast iron, in spite of the fact that was observed “*fish eye*” fracture patterns, characteristic of fatigue fracture initiation at shrinkages defects. The results suggest further investigations in order to eliminate these defects and enhance the novel steel for future engineering applications.

Keywords: steel casting; free carbides bainita; austempering; mechanic high cycle fatigue.

1

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução

Para aplicações gerais, utilizando os critérios de engenharia convencionais para seleção de aços baseados em custo e confiabilidade, os aços com a microestrutura base de ferrita e perlita são os alvos iminentes. Por outro lado, novas microestruturas são desenvolvidas para oferecer um conjunto de propriedades para aplicações de alto desempenho, onde um custo adicional se justifica em primeira instância. A busca de se elevar a resistência mecânica, normalmente, traz como consequência a perda na tenacidade e ductilidade do aço.

Resistência mecânica é um termo que para ser comparado se devem ter os devidos referenciais. Um material pode ter sua resistência aumentada pela redução do seu tamanho no sentido de minimizar os defeitos; nanotubos de carbono se encaixam nesta categoria. Alternativamente a resistência pode ser incrementada por introdução de “defeitos” que interfiram na mobilidade das deslocções; cabos de aço projetados para ultra-resistência com cerca de 5,5 GPa, são obtidos desta maneira. Entretanto, o processo de deformação através do qual os defeitos são introduzidos, limita as dimensões nas quais os materiais podem ser produzidos. Então, para componentes mecânicos com maiores espessuras estas técnicas se inviabilizam. O processamento por fundição se apresenta de forma ímpar na obtenção de peças espessas e de formas complexas.

Outra maneira de se obter materiais resistentes é com a redução da escala da sua estrutura utilizando tratamento térmico. Os aços que apresentam a resistência em GPa, relacionam a sua resistência a microestruturas martensíticas, as quais são geradas durante o resfriamento rápido. Isto também limita o tamanho das peças que podem ser produzidas devido a temperabilidade deficiente.

A elevação da resistência mecânica nos aços depende fundamentalmente da utilização de teores mais elevados de carbono. Na grande maioria dos aços comerciais, o incremento da resistência combinada com a tenacidade apropriada à aplicação do componente, depende também da obtenção da microestrutura de martensita revenida. Entretanto, a elevação da tenacidade exige que o teor de carbono deva ser mantido o mais baixo possível. Pode-se atingir ultra-alta resistência com revenido a temperaturas baixas, menores que 350°C, em aços que apresentam endurecimento secundário. Aços para construção mecânica, revenidos abaixo de 250°C, tem ductibilidade muito baixa em função do revenimento insuficiente da martensita. O revenimento, entre 250 e 300°C, entretanto, causa queda na tenacidade medida em ensaio de impacto.

Analisa-se neste trabalho uma forma de obtenção de aços fundidos de alta resistência diferente das mencionadas acima. Adota-se uma linha de estudo sobre aços de alta resistência mecânica apropriado para o processo tradicional de fundição. Trabalha-se com aço de alto carbono e microestrutura final contendo bainita livre de carboneto. Busca-se obter aços com isotropia de maneira a possibilitar boa combinação de propriedades em peças de maiores dimensões, típicas de componentes industriais, sem a necessidade de conformação mecânica.

Apresenta-se um trabalho exploratório. As pesquisas e os trabalhos publicados sobre o tema de aço fundido em geral são bastante raros. No caso de aço fundido de alto carbono e com bainita livre de carbonetos, não se encontram trabalhos nacionais publicados. Os trabalhos publicados internacionalmente não divulgam dados específicos do processo de fundição. Da mesma forma, não se encontram dados relativos à resistência à fadiga de alto ciclo. Devido a isso, no capítulo de Revisão Bibliográfica, é apresentado um estudo focado nas transformações bainíticas, tendo como base a

experiência de trabalhos com o ferro fundido nodular austemperado. Foi necessário o investimento em testes preliminares, antes da elaboração do aço que foi efetivamente utilizado para o estudo da resistência à fadiga mecânica. Devido à ausência da divulgação destas informações e aos resultados que foram obtidos decidiu-se pela apresentação dos mesmos. Assim, o capítulo Material e Métodos e posteriormente o de Análise e discussão dos resultados, apresentam inicialmente os dados referentes aos testes preliminares. Sugere-se ao leitor a análise do item 3.1, produção do aço – testes preliminares, seguido do item 4.1, resultados dos testes preliminares, antes da leitura referente ao estudo da produção e da caracterização da resistência à fadiga do aço.

1.2 Objetivos

Os objetivos gerais deste trabalho são: (i) realizar um estudo exploratório do processamento do aço fundido de alto carbono e estrutura bainítica livre de carbonetos; (ii) caracterizar a estrutura do aço obtido em diferentes temperaturas de austêmpera; (iii) determinar o limite de resistência à fadiga de alto ciclo dos aços estudados.

Os objetivos específicos são: (i) avaliar a fundibilidade do aço de alto carbono e ligado com os elementos silício, cobalto, manganês, cromo, níquel e molibdênio em processo de fundição ao ar; (ii) avaliar o processamento térmico do aço, em condições industriais, com os objetivos da homogeneização da estrutura do fundido e da obtenção de bainita livre de carbonetos, isto, em fornos de aquecimento sem controle da atmosfera e em fornos de austêmpera em banho de sais; (iii) aplicar a técnica dilatométrica no desenvolvimento dos tratamentos térmicos de austêmpera em duas temperaturas, sendo uma delas tão próxima quanto possível da temperatura M_i ; (iv) caracterizar a estrutura do aço fundido estudado em diferentes etapas do processamento e com diferentes temperaturas de austêmpera de forma a avaliar estruturas mais e menos refinadas; (v) utilizar a técnica de difração de raios X para quantificar a austenita retida, para avaliar o teor de carbono na austenita e para avaliar as transformações da estrutura em função do tempo de austêmpera em duas temperaturas; (vi) aplicar a técnica de fadiga por flexão rotativa para caracterizar o limite de resistência à fadiga mecânica de alto ciclo, acima de dez milhões de giros.

2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O aço bainítico de elevado desempenho mecânico, tema desta investigação, é obtido pelos processos de fundição e de tratamento térmico.

O processamento por fundição, provavelmente, tenha se originado na idade do Bronze. Provas arqueológicas, encontradas em várias partes do planeta, sugerem que o processo de fundição de precisão por cera perdida tenha se iniciado há cerca de 5000 anos a. C. Na China, artesões da Dinastia Shang (1766 – 1122 a.C.) utilizaram este processo para fabricar objetos artísticos, peças de adorno e ferramentas em bronze com detalhes tão sofisticados e com paredes muito finas, semelhantes às peças de mais alta tecnologia dos nossos dias (DOUGLAS, 2011). Sem dúvida, o processo de fundição permite o menor caminho entre o projeto e a peça acabada, notadamente para componentes de formas complexas. No entanto, para o caso de aços fundidos e para peças mais espessas a obtenção de estruturas refinadas, com o mínimo de descontinuidades e inclusões, ainda é um desafio à ciência e à tecnologia.

O processamento por tratamento térmico, dos materiais produzidos em fundição, objetiva entre outras situações: a adequação da estrutura do material ao desempenho mecânico; a correção de distorções originadas no processo de fundição, tais como, segregações, estruturas aciculares e grossas. Neste estudo foca-se o tratamento de austêmpera com o objetivo principal de refino da estrutura.

2.1 Aspectos gerais das transformações microestruturais dos aços com foco na bainita

Estudos pioneiros com tratamentos isotérmicos dos aços tiveram início no final da década de 1920. Davenport e Bain, em 1930, descobriram a microestrutura constituída de ferrita acicular num agregado que se escurece depois do ataque metalográfico, diferente da perlita ou martensita observada no mesmo tipo de aço. Originalmente denominaram a nova microestrutura de “martensita-troostita” (BHADESHIA, 2001, p. 2).

Lewis e também Robertson, em 1929, foram os primeiros a publicarem trabalhos sobre aços tratados isotermicamente, no caso fios em aço eutetóide, provavelmente, devido à relevância do aço patenteado. Porém, os estudos de Davenport e Bain eram únicos no sentido de apresentar metalografia e dilatometria. Estes últimos pesquisadores eram pertencentes ao recém estabelecido *United States Steel Corporation Laboratory*, em *New Jersey*. Em 1934, o grupo de pesquisadores do citado laboratório nomeou a microestrutura de “*Bainite*”, em honra ao colega E.C. Bain, presenteando-o com a primeira fotografia de bainita obtida com ampliação de mil vezes. O nome não foi imediatamente aceito pelos pesquisadores em geral. Marcadamente Mehl, em 1939, utilizou as terminologias de bainita superior e inferior para variantes da microestrutura, sendo utilizadas até os dias atuais (BHADESHIA, 2001, p. 2-4).

As diferenças entre as possíveis transformações da austenita podem ser visualizadas através da figura 2.1, onde se tem dados obtidos da literatura e de observações da prática experimental (BHADESHIA, 2001, p. 405).

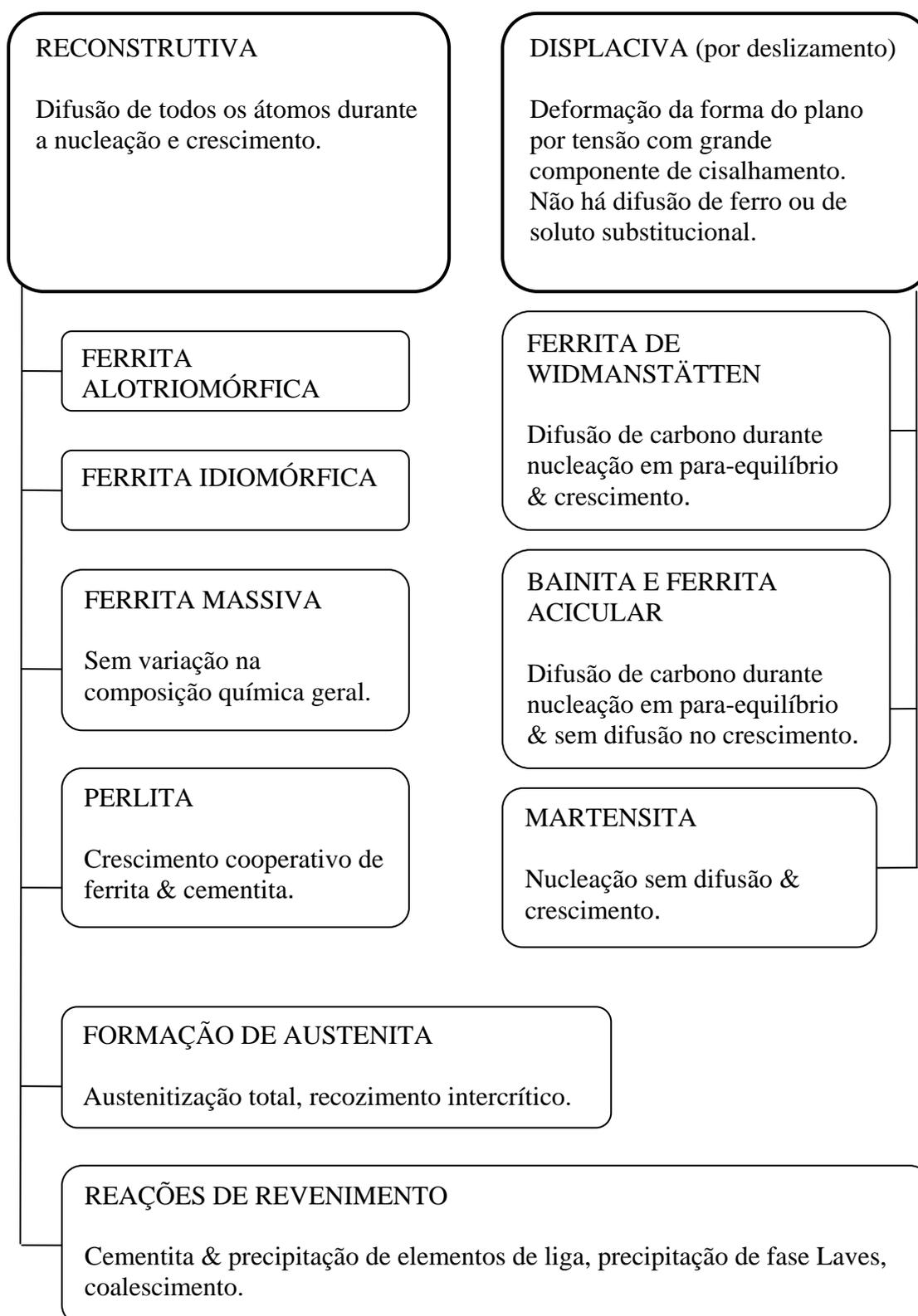


Figura 2.1 - Características de transformações em aços (BHADESHIA, 2001, p.406).

Há ampla evidência de que as diferentes formas de ferrita podem ser categorizadas dentro dos tipos de transformação da austenita: por deslizamento (*displacive*) ou por mecanismos reconstitutivos, relacionados à difusão. Entre as estruturas que se transformam por deslizamento estão a ferrita de *Widmanstätten*, bainita, ferrita acicular e a martensita, as quais são caracterizadas pela forma de placa ou ripa. Um aspecto importante desta transformação é o grande componente de cisalhamento, o qual é razão dominante para a forma de placa do produto transformado. Não há equilíbrio na frente de transformação; solutos substitucionais não se repartem entre a fase mãe e a fase produto (BHADESHIA, 2001, p. 405).

A ferrita de *Widmanstätten* cresce a altas temperaturas por mecanismo de para-equilíbrio, no qual a taxa de crescimento das placas no sentido do comprimento é controlada pela difusão do C na austenita. Esta difusão não descaracteriza o mecanismo de deslizamento, porque a migração intersticial não afeta a intensidade de deformação que define tal mecanismo. As extremidades finas da ferrita de *Widmanstätten* e a sua morfologia têm relação com variações dos planos cristalinos durante a transformação da austenita para a ferrita. Comparando as transformações da austenita para a ferrita de *Widmanstätten* e para a ferrita bainítica, o C deve difundir durante a nucleação de ambas. Ferritas de *Widmanstätten* e bainítica se desenvolvem a partir do mesmo tipo de núcleo; ele se desenvolve para bainita se o crescimento do núcleo é possível, sem difusão, na temperatura em que a nucleação é possível. Caso contrário o núcleo se desenvolve para ferrita de *Widmanstätten* (BHADESHIA, 2001, p. 405).

A bainita deve crescer sem difusão de solutos substitucionais, mas o excesso de C é rapidamente rejeitado para a austenita residual. O C repartido deve então precipitar como carbonetos, originando a microestrutura clássica de bainita superior. Nas temperaturas de transformação inferiores, onde a repartição do C é menor, o excesso de C irá oportunamente precipitar dentro da ferrita bainítica, levando à microestrutura de bainita inferior (BHADESHIA, 2001, p. 406-407).

A bainita cresce a temperaturas onde a austenita possui baixa resistência ao escoamento e é incapaz de acomodar elasticamente a deformação. Assim, a deslocação gerada durante a deformação plástica da austenita causa a perda de coerência na interface α_b/γ . O crescimento das plaquetas da bainita é interrompido quando encontra um obstáculo como o contorno de grão. Para que a transformação continue é requerido que uma nova plaqueta se forme, propiciando um aglomerado de subunidades paralelas com orientação cristalográfica idêntica. Estes aglomerados são conhecidos como feixes de bainita (BHADESHIA, 2001, p. 407).

As transformações reconstitutivas incluem as ferritas alotriomórfica e idiomórfica e a perlita nas várias formas. É importante notar que todos os elementos, incluindo ferro, devem se difundir durante a transformação reconstitutiva no sentido de que a variação microestrutural ocorra sem as deformações características das reações por deslizamento. Nenhuma destas transformações está associada com tensões de cisalhamento. Um aspecto importante da reação de decomposição eutetóide da formação da perlita é que as fases ferrita e carboneto crescem cooperativamente com uma frente comum a partir da austenita (BHADESHIA, 2001, p. 408).

Aaronson e Wells (1956)¹ citados por Bhadeshia (2001), afirmam que ambas bainitas, superior ou inferior são agregados de placas de ferrita separadas por austenita não transformada, martensita ou cementita, como ilustrado na figura 2.2. Nessa figura a fase clara na matriz é martensita e apresenta-se a bainita de um aço com 0,3% de C e 4% de Cr (% em peso). O agregado de placas é chamado de feixe e as placas dentro de cada feixe são chamadas de subunidades. As subunidades são conectadas tridimensionalmente compartilhando uma orientação cristalográfica comum.

¹ Aaronson, H. I. and Wells, C. Trans. AIME 206 (1956) 1216-1223.

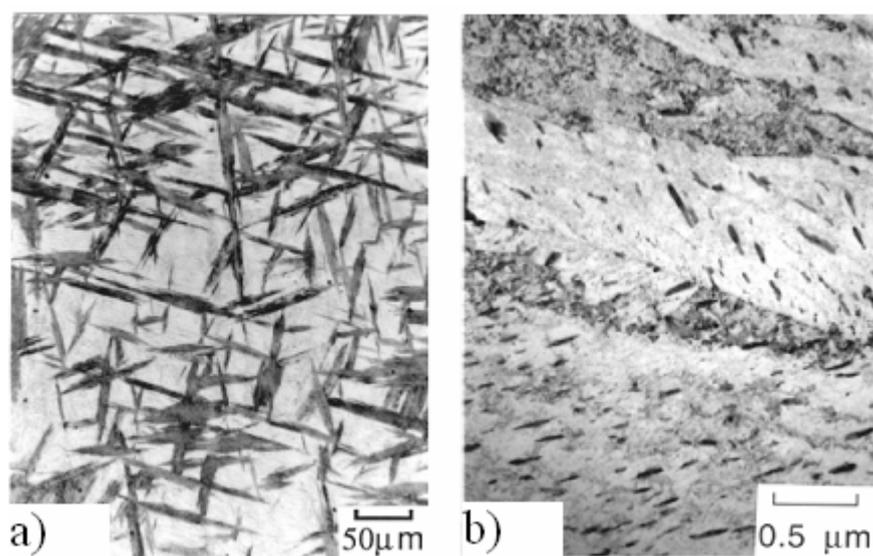


Figura 2.2 – (a) Micrografia óptica ilustrando feixes de bainita inferior numa transformação parcial, (b) subunidades da bainita inferior observada por MET (BHADESHIA, 2001, p.20).

De acordo com Laverroux e Pineau (1974)² citados por Bhadeshia (2001), quando a bainita se forma em temperaturas mais baixas, da mesma forma que a martensita, as placas de bainita se formam com grande concentração de C e com aumento da resistência da austenita. Então a morfologia da placa da bainita pode ser induzida pelo aumento da resistência da austenita. Nas figuras 2.3 e 2.4 são mostrados detalhes da forma da bainita. Há eventos distintos na evolução da bainita que são mostrados na figura 2.5, há o crescimento no sentido do comprimento das subunidades e dos feixes, há um processo de nucleação das subunidades com precipitação de carbonetos. Tem-se a variação da fração do volume transformado em bainita em função do tempo e da temperatura de austêmpera. Para a temperatura T2 maior que a temperatura T1 o volume de bainita transformada é menor.

² Laverroux, M. and Pineau, A Scripta Metall. 8 (1974) 351 - 356

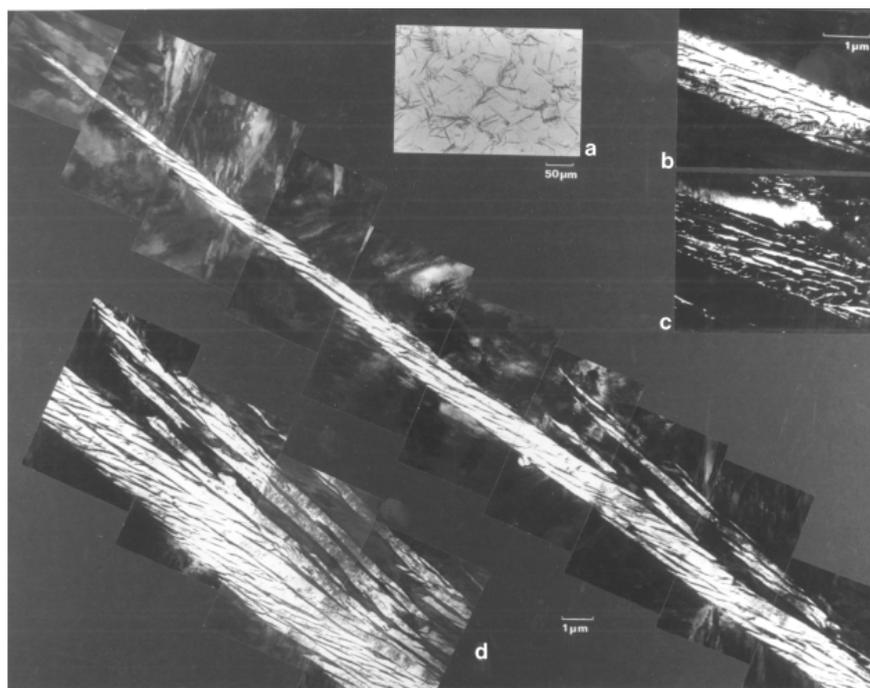


Figura 2.3 – Feixe de bainita superior de um aço Fe-0,43C-2Si-3Mn, % em peso. MET. (a) microscopia óptica; (b, c) campo claro correspondendo às partes escuras como austenita retida entre as subunidades; (d) montagem mostrando a estrutura de um feixe (BHADESHIA, 2001, p. 21).

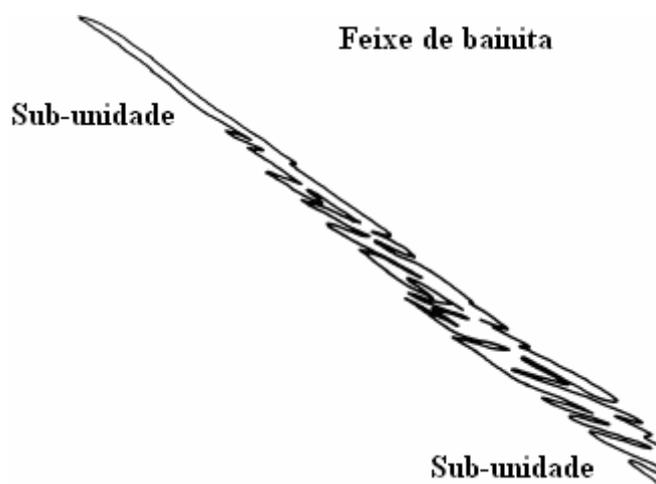


Figura 2.4 – Contornos correspondentes de subunidades próximos da região de extremidade do feixe (BHADESHIA, 2001, p. 21).

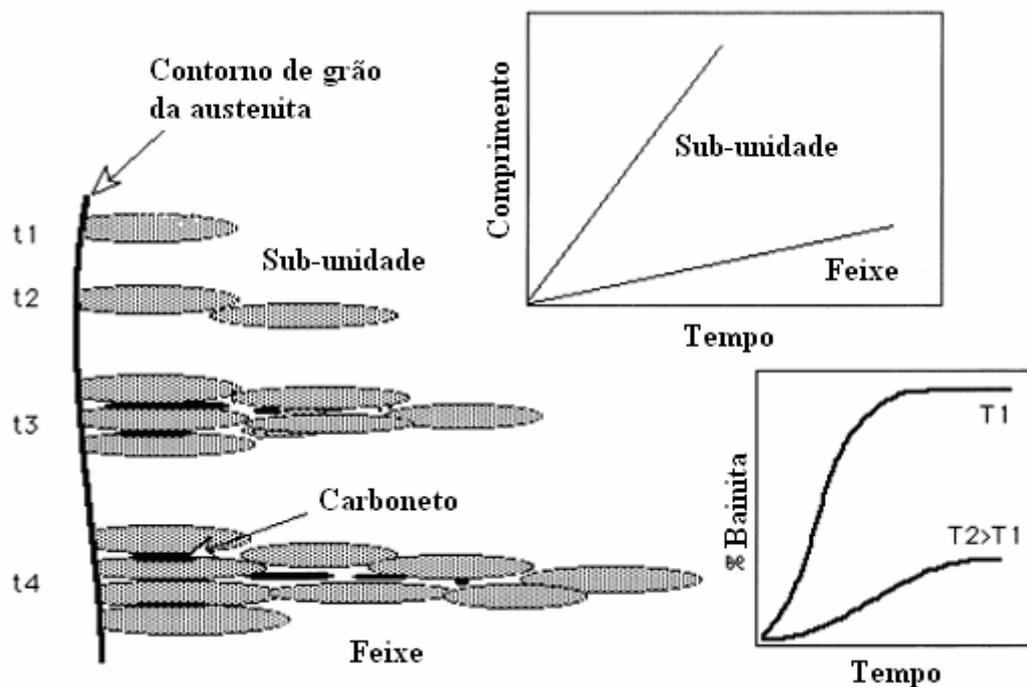


Figura 2.5 – Aspectos microestruturais na descrição cinética da bainita (BHADESHIA, 2001, p. 129).

Continuando a observação da figura 2.5, uma subunidade nucleia a partir do contorno de grão austenítico e se alonga até seu crescimento ser barrado pela deformação plástica da austenita. Novas subunidades nucleiam a partir de extremidades de subunidades já formadas. A fração volumétrica da bainita depende da totalidade de feixes que cresce a partir de diferentes regiões. A precipitação de carbonetos influencia a reação pela taxa de remoção de C a partir de ambas, da ferrita supersaturada e da austenita residual (BHADESHIA, 2001, p. 129).

2.2 Ferrita acicular, estrutura similar à bainita

O termo ferrita acicular significa ter as pontas como agulha, mas a verdadeira forma da placa de ferrita é lenticular. As placas têm em torno de 10 μm de comprimento e 1 μm de largura, a relação largura sobre o comprimento tende a ser menor que 0,1. A espessura das placas é influenciada pela colisão entre placas adjacentes. Elevada taxa de nucleação corresponde à microestrutura mais refinada. As placas de ferrita acicular nucleiam de forma heterogênea sobre inclusões não metálicas e se irradiam em diversas

direções a partir do ponto de nucleação. São comumente observadas em aços soldados. A análise em depósito de solda a arco elétrico mostra em torno de 10^{18} m^{-3} de inclusões de tamanho maior que $0,05 \text{ }\mu\text{m}$. Inclusões formadas através de reação de desoxigenação do metal líquido que implica em reação do oxigênio com elementos tais como Si, Al e Ti. A ferrita acicular intergranular promove a tenacidade sem comprometer a resistência. Mas, é também responsável por nuclear vazios na fratura dúctil ou clivagem na fratura frágil (BHADESHIA, 2001, p. 237).

As placas de ferrita acicular são confinadas nos grãos, não atravessando os contornos destes, e crescem por causa dos movimentos coordenados dos átomos associados com os mecanismos de deslizamento. A relação de orientação α_a/γ é sempre relacionada ao plano compacto da austenita, e é normalmente paralela ao plano mais denso de α_a . O tamanho das placas de ferrita acicular aumenta com o acréscimo na temperatura de transformação (BHADESHIA, 2001, p. 239).

A transformação da ferrita acicular exhibe o fenômeno da reação incompleta, uma importante característica também da bainita. A ferrita acicular não cresce em feixes porque seu desenvolvimento é inibido pela colisão entre placas nucleadas independentemente. Essa estrutura se diferencia da bainita por nuclear intergranularmente, então, é possível a alteração entre as duas morfologias através do controle dos sítios de nucleação. A figura 2.6 ilustra o efeito do tamanho de grão austenítico e de inclusões na formação da ferrita acicular. Quando os grãos são menores há a motivação da nucleação predominante nos contornos dos mesmos, então, se forma a bainita. Também, se pode favorecer a formação de ferrita acicular em vez de bainita, pelo aumento do teor de oxigênio ou pela maior quantidade de inclusões. Então, a aparência da microestrutura da ferrita acicular é diferente da bainita devido à forma de sua nucleação (BHADESHIA, 2001, p. 240).

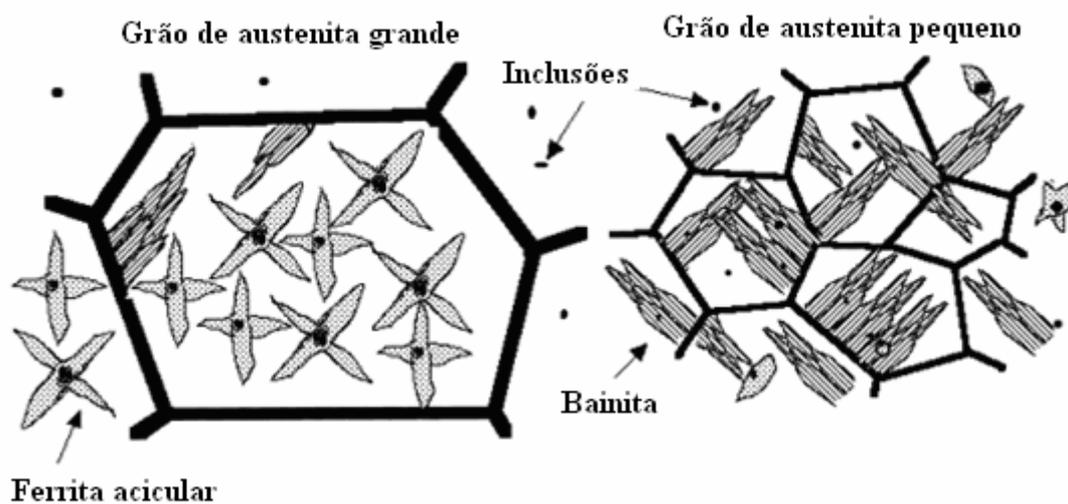


Figura 2.6 – Ilustração do efeito do tamanho de grão austenítico e de inclusões na formação da ferrita acicular (BHADESHIA, 2001, p. 242).

2.3 Ligas bainíticas comerciais

De acordo com Bhadeshia (2001), muitos dos aços bainíticos comerciais são processados termomecanicamente antes da transformação bainítica. Uma relação de ligas bainíticas comerciais é resumida na figura 2.7, são ligas que apresentam o comportamento TRIP, *Transformation Induced Plasticity* ou transformação induzida por deformação plástica (BHADESHIA, 2001, p.347).

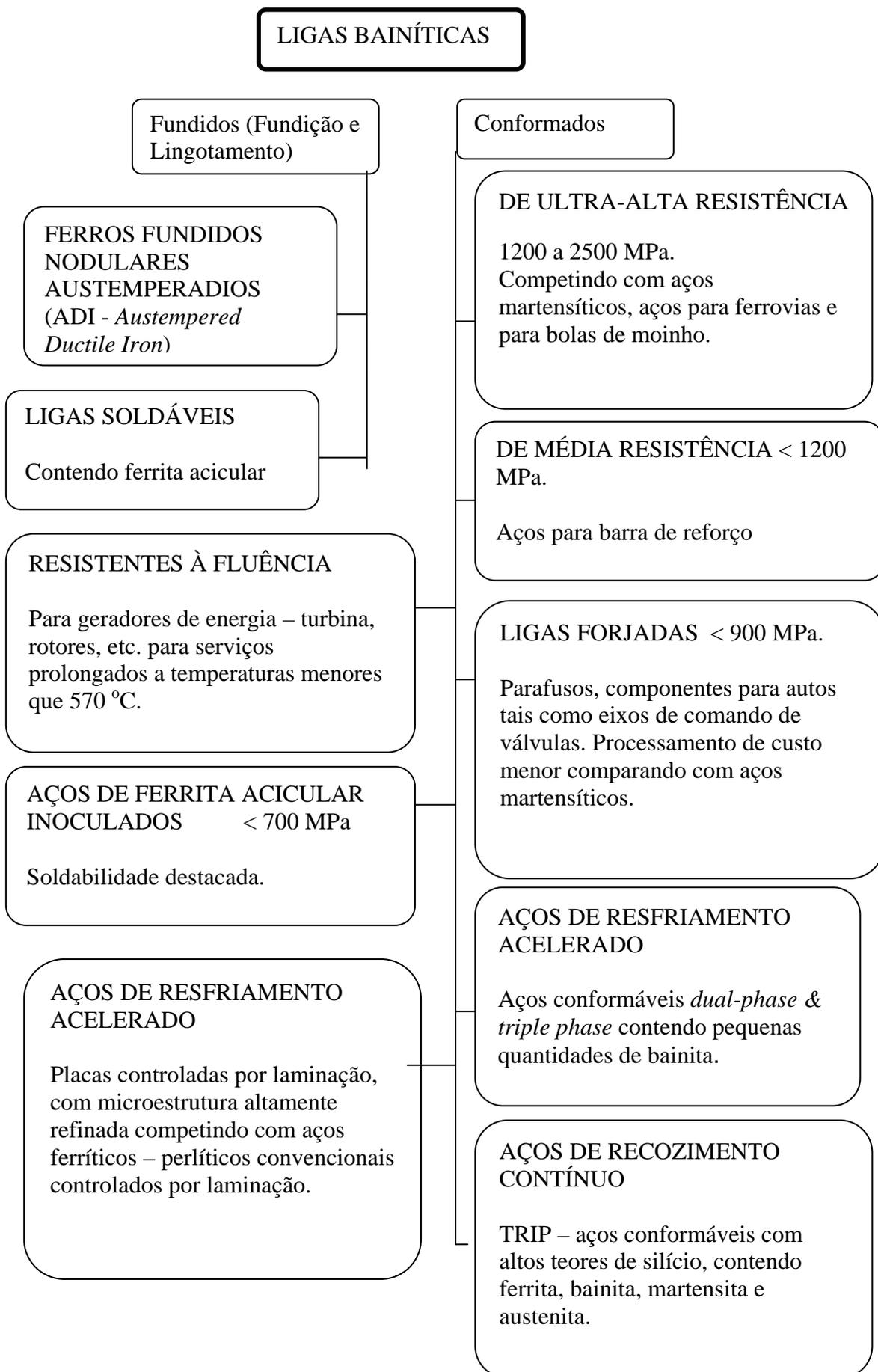


Figura 2.7 – Ligas bainíticas comerciais (BHADESHIA, 2001, p. 346).

2.4 Aplicações de aços de alta resistência contendo bainita

Barbacki (1995) apresenta três grandes grupos de aços comerciais baseados na bainita como constituinte majoritário na microestrutura, destacando-se a seguir: aços baixa liga para aplicações gerais; aços baixa liga resistentes à fluência; aços de alta resistência de médio e alto C.

2.4.1 Aços baixa liga para aplicações gerais - grupo A

Este grupo é de aplicação geral com ênfase na indústria automobilística e de construção de máquinas. Pode também ser utilizado para dutos de alta qualidade, tanques, reservatórios e como aços de alta resistência soldáveis para aplicações em navios. Contêm usualmente de 0,001 a 0,004% de Boro (B), entre 1,0 e 2,0% de manganês (Mn), teores menores que 0,1% de formadores de carbonetos, Nióbio (Nb), Titânio (Ti) e microadições de Alumínio (Al) e Nitrogênio (N), do mesmo modo que em aços ARBL (aços de alta resistência e baixa liga). Frequentemente até 1,0% de Molibdênio (Mo) e 0,5% de Níquel (Ni) são utilizados para melhorar a temperabilidade bainítica e propriedades mecânicas. Os baixos teores de C são usualmente entre 0,01 e 0,10%. Os aços que contêm menos do que 0,003% de C são chamados de aços bainíticos ultrabaixo C e são caracterizados por excelentes: ductilidade, tenacidade e soldabilidade. Praticamente ausentes de martensita, apresentam resistência ao escoamento da ordem de 500 MPa.

2.4.2 Aços baixa liga resistentes à fluência - grupo B

Estes aços são projetados para trabalhar na faixa de temperatura de 500 a 600°C, principalmente em geradores de energia e indústria petroquímica. Apesar dos aços bainíticos serem utilizados apenas em parte do equipamento, estas são provavelmente as partes mais importantes, sendo as que trabalham nas temperaturas mais elevadas. Os outros aços são classes ferrito-perlíticas e martensíticas. A composição química contém Molibdênio (Mo) e Cromo (Cr) não excedendo os teores de 1,0% de Mo e 2,5% de Cr. O Mo contribui para o aumento da temperabilidade bainítica e aumento da resistência

por precipitação de carbonetos do tipo Mo_2C , $M_{23}C_6$, e M_6C , embora seja também importante a solução de Mo na ferrita para aumentar a resistência à fluência. O Cr é importante para a resistência à quente e também contribui para a temperabilidade. Frequentemente o vanádio (V) é também utilizado em até 0,3% visando reduzir o tamanho de grão e também para aumentar a resistência por precipitação de carbonetos.

A pureza metalúrgica é de especial importância neste grupo de aços para se evitar a fragilização do revenido: os teores de P e de S devem ser mantidos abaixo de 0,02%; também impurezas como Estanho (Sn), Antimônio (Sb), Arsênio (As) e Nitrogênio (N) devem ter o mais baixo nível possível.

Nos anos 80 foram utilizados aços modificados conhecidos como 2,25Cr – 1Mo, sendo adicionados Ni, V, Ti e B. O principal objetivo foi aumentar a faixa possível da temperatura de trabalho continuando a se obter os benefícios da tenacidade de um aço de baixo C.

2.4.3 Aços de alta resistência de médio e alto C - grupo C

Busca-se neste grupo uma combinação satisfatória da microestrutura bainítica para resistência e dureza com tenacidade e, algumas vezes, a soldabilidade é explorada. Cobre-se com este grupo uma larga faixa de aplicações: componentes forjados de vários tamanhos, desde pequenos parafusos e eixos de transmissão para veículos até grandes rotores para turbinas de geradores de energia. Outra linha de aplicações que está ganhando espaço é a indústria ferroviária: rodas para trens de carga e de alta velocidade para passageiros, bem como em aplicações que exijam a resistência ao desgaste como pistas de mancais de rolamentos, especialmente em condições de baixa lubrificação. Usualmente estes aços são submetidos a resfriamento controlado após o forjamento ou laminação, então, os tratamentos de têmpera e revenimento são evitados.

Os aços típicos para o forjamento são os de médio C (0,1 – 0,4%), baixa liga contendo usualmente 1,0 - 1,5% de Mn, menos que 0,1% de Nb e de Ti, microadições de B e de Al e frequentemente pequenas adições de Ni e de Mo. Tradicionalmente são também

utilizados aços de alto C (0,5 – 1,0%C), com acréscimo de aproximadamente 1,5% de Mn, aplicados a peças de pequeno porte tratadas isotermicamente para obtenção de durezas elevadas (50 – 55 HRC) com boa tenacidade.

Os aços bainíticos para componentes ferroviários substituem aços perlíticos, particularmente em condições de serviço severas, têm a composição básica similar, mas frequentemente apresentam maior teor de C (acima de 0,8%) e algum Cr para aumentar a temperabilidade.

2.5 Resistência mecânica de aços bainíticos

De acordo com Barbacki (1995), o aumento da resistência da bainita pode ser proveniente dos seguintes mecanismos: endurecimento por solução sólida, aumento do nível de deslocamentos, endurecimento através dos carbonetos ou endurecimento por contornos de grão. A complexa interação destes mecanismos impossibilita 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), a qual tipicamente tem cerca de 10 μm de comprimento e menos que 0,5 μm de largura. Foi verificado que a resistência ao escoamento e a 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. Este efeito é mais pronunciado quando a largura da agulha é menor que 1 μm . É interessante notar que o aço bainítico não apresenta escoamento nítido durante o teste de tração. Isto porque a maioria das deslocamentos é móvel.

2.6 Ductilidade dos aços bainíticos

A ductilidade da bainita é melhor que a da martensita revenida para a mesma resistência; esta situação tende a se reverter para os aços de alto C, provavelmente, devido à presença de martensita não revenida em conjunto com a bainita decorrente do

resfriamento contínuo. O alongamento dos aços bainíticos é muito sensível ao teor de austenita retida, chegando a um valor ótimo (característico de cada aço), sem decréscimo significativo da resistência. Nem sempre o alongamento aumenta monotonicamente com o aumento do teor de austenita retida. A redução de área é, normalmente, menor para bainita em comparação com a martensita revenida. O melhor alongamento é obtido quando a austenita se apresenta em forma de filmes presentes entre as subunidades da bainita (BARBACKI, 1995).

2.7 Tenacidade de aços bainíticos

Torna-se complexa a correlação entre a microestrutura e propriedade mecânica quando o assunto é a tenacidade. A tenacidade ao impacto é caracterizada no ensaio Charpy. Neste ensaio se verifica que a taxa de deformação é muito elevada quando comparada à do teste de tração. Isto tem muita importância para a estabilidade mecânica da austenita retida uma vez, que a transformação da mesma para martensita diminui a tenacidade do aço. De particular importância é a disposição e tamanho das fases na estrutura bainítica. Usualmente a fratura facetada é equivalente ao tamanho do pacote de ferrita bainítica. O tamanho dos carbonetos ou de partículas frágeis é decisivo para os mecanismos de fratura. Em caso de grandes carbonetos, usualmente a trinca é continuada na matriz e adicionalmente através dos contornos de grão. Assim, a tendência é que o maior dos carbonetos presentes controle a tenacidade do aço. Em comparação com aços temperados e revenidos, os aços com bainita superior que detêm os maiores carbonetos terão menor tenacidade. Entretanto, o tamanho dos mesmos nos aços bainíticos pode ser controlado pela adição de elementos de liga, ou estes podem ser eliminados, com a adição de Si (BARBACKI, 1995).

Obviamente, maior tenacidade é esperada quando se tem aços contendo a menor quantidade de inclusões não metálicas, o tamanho menor do grão austenítico bem como dos pacotes de bainita (BARBACKI, 1995).

Resultados mostram a possibilidade de obtenção de microestruturas mistas martensita - bainita com propriedades mecânicas superiores comparadas aos aços com somente uma

das estruturas. Isto foi provado com aços contendo cerca de 20% de bainita inferior na matriz predominantemente martensítica. A resistência teve incremento da ordem de 100 MPa e K_{IC} aumentou cerca de $10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ relativamente às propriedades obtidas com aço martensítico. Os resultados devem ser interpretados considerando o refinamento dos pacotes de martensita, causado pela presença das agulhas de bainita inferior. Estas agulhas agem como barreira ao crescimento da martensita. Também, placas de martensita pré-transformadas atuam como barreira ao crescimento da bainita. Neste caso, antes da austêmpera seria necessário aplicar uma pré-têmpera abaixo da temperatura de início da formação de martensita (M_i). A quantidade de 33% de martensita pré-transformada foi encontrada como referência para otimização da combinação de resistência e tenacidade (BARBACKI, 1995).

2.8 Aços de alta resistência bainíticos livre de carbonetos

Uma das características indesejáveis da bainita no contexto de aços de alta resistência é a presença de cementita, capaz de nuclear trincas e vazios de acordo com Bhadeshia e Edmonds (1979). Segundo os mesmos autores, a adição de Si ao aço pode eliminar a cementita. Esta descoberta do efeito do Si não é recente. De acordo com Deliry³ (1965) citado por Bhadeshia (2005a) a cementita é prejudicial às propriedades dos aços. Segundo Bhadeshia (2001, p. 373), a microestrutura resultante do aço ligado ao Si ou ao Al e austemperado é bainita superior, que não apresenta carbonetos. Isto porque o C é repartido para a austenita residual e não se precipita tornando a austenita estável a temperatura ambiente. A microestrutura obtida consiste de finas placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita enriquecida de C (Figura 2.8). Ainda de acordo com Bhadeshia (2001, p. 63), carbonetos muitas vezes são responsáveis por falhas mecânicas em aços bainíticos que não podem competir com aços martensíticos temperados e revenidos os quais contêm carbonetos mais finos e dispersos.

Exemplos de sucesso na utilização de materiais oriundos do processo de fundição, de forma já consagrada na literatura, são os ferros fundidos nodulares austemperados, conhecidos pela sigla de ADI (*Austempered Ductile Iron*). Estes apresentam

³ Deliry, J. Mem. Sci. Ver. Metall. 62 (1965) 527-550.

combinações de propriedades mecânicas jamais antes verificadas para os ferros fundidos em geral. As altas resistências à fadiga mecânica obtidas são atribuídas em parte à estrutura de bainita sem carbonetos, também conhecida por ausferrita conforme sugestão de Kovacs (1986). Ausferrita é a nomenclatura também adotada pela ASTM (*American Society for Testing and Materials*) A 644 (1990) e A 897 (1990). O processamento, propriedades e diversas aplicações dos nodulares austemperados foram amplamente estudados (COSTA e DIAS, 1995; CARMO e DIAS, 2001; CARMO, 2003; CARMO *et al.*, 2002, 2003a, 2003b, 2004, 2005, 2006, 2007, 2009; DIAS, 2006; DIAS *et al.*, 2007, 2008; SÁ *et al.*, 2006).

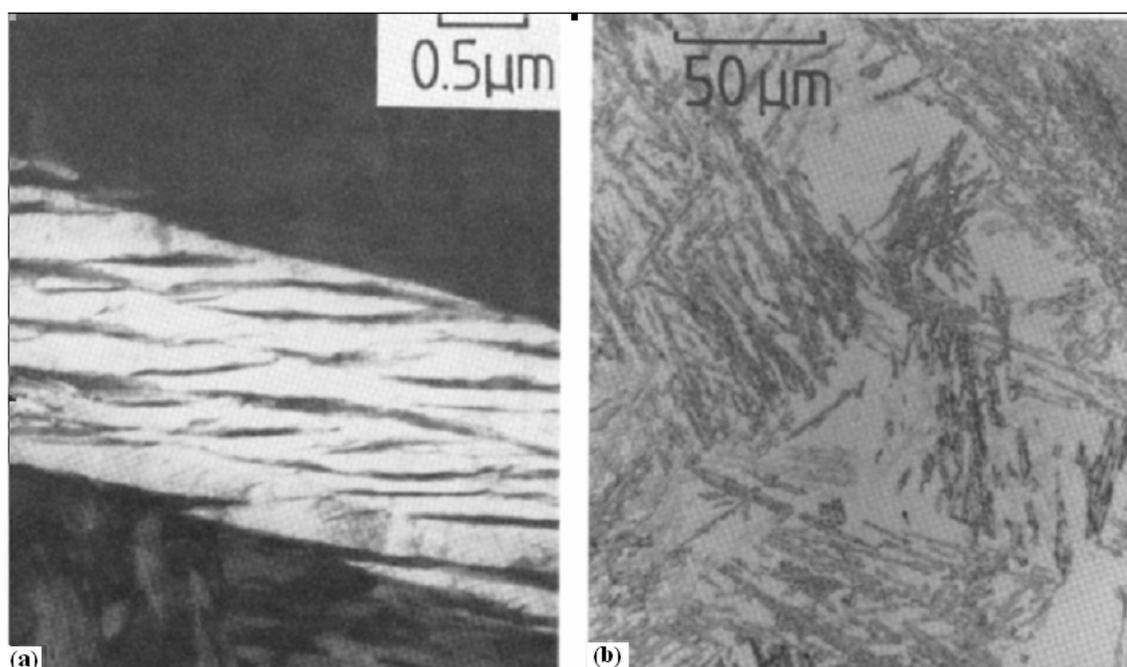


Figura 2.8 – (a) Placas de ferrita bainítica supersaturadas separadas por filme de austenita estabilizada observada por MET; (b) Micrografia óptica mostrando grandes blocos de austenita não transformada (BHADESHIA, 2001, p.374).

Mateo *et al.* (2005a) comparam na figura 2.9 dados de um aço ligado ao Si e austemperado em baixa temperatura, contra dados publicados em *WORLD AUTO STEEL* (2011), cujas denominações dos aços apresentados são: IF – livres de intersticiais; CMn – C Mn; BH - endurecidos por envelhecimento; TRIP – transformação induzida por deformação plástica; IS – isotrópicos; DP – bifásicos; CP –

fases complexas; ARBL – alta resistência baixa liga. Fica evidenciada a excepcional combinação de propriedades mecânicas do aço bainítico austemperado em baixa temperatura (ilustrado com o símbolo ■ na figura) quando comparado a aços de alta tecnologia aplicados na indústria automobilística.

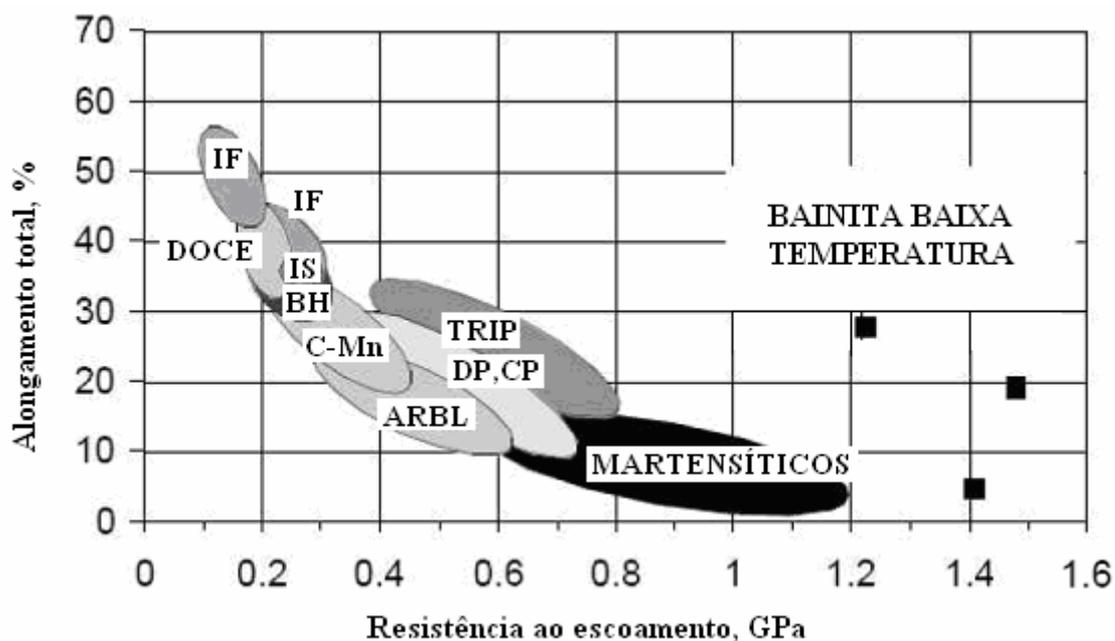


Figura 2.9 – Comparação de resistência *versus* alongamento total de aços convencionais da indústria automobilística com aços bainíticos de baixa temperatura (MATEO *et al.*, 2005a).

Segundo Barbacki (1995), o aspecto básico da composição química dos aços bainíticos livre de carbonetos e de alta resistência é o alto teor de Si (usualmente em torno de 2% de Si) e adições de Mn (1 a 3%) ou Ni (até 4%). As propriedades mecânicas tendem a ser muito atrativas, por exemplo, 1400 MPa de resistência ao escoamento e tenacidade à fratura em torno de $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Muito importante é a morfologia da austenita retida obtida. Ela ocorre tanto em forma de “blocos” entre pacotes de ferrita, (Figura 2.10 a) ou de distribuição muito fina entre estas placas, (Figura 2.10 b). Esta última forma, obtida principalmente em faixas de temperaturas típicas da bainita superior, tem das mais altas estabilidades térmica e mecânica. Como esta austenita tem alto teor de C, mesmo em aços com baixos e médios teores Si ela não pode se transformar em martensita, o que tornaria o material mais frágil.

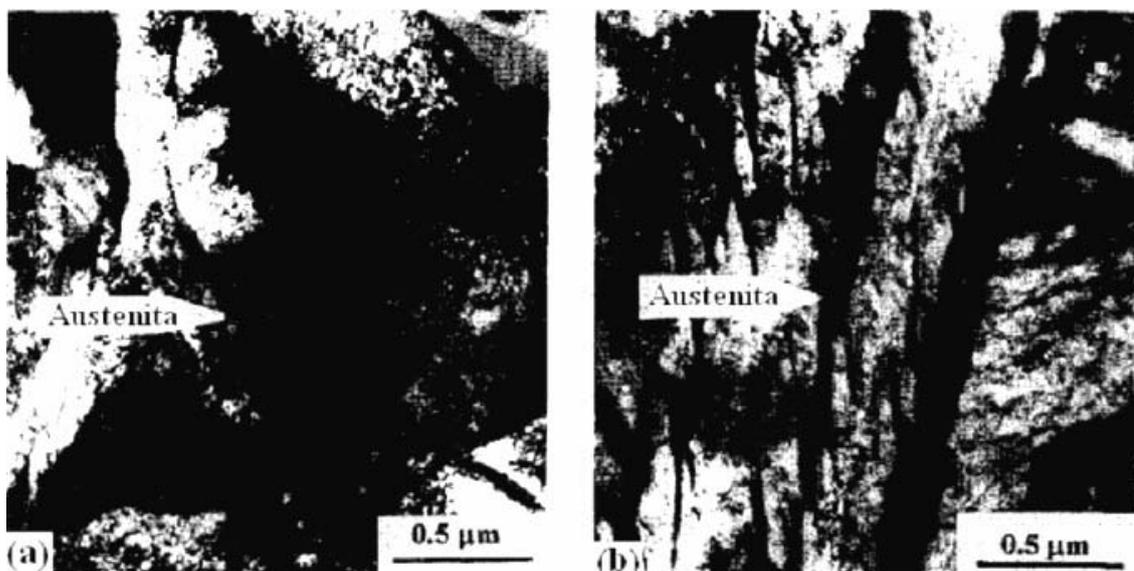


Figura 2.10 – Duas formas típicas da austenita retida observadas em aço com 0,5% C, 1,55% Si austemperado a 350°C: (a) forma de blocos da austenita e (b) filmes interlamelares. MET (BARBACKI, 1995).

De acordo com Bhadeshia (2001, p. 374), as vantagens potenciais desta microestrutura mista são listadas a seguir:

1. A cementita é responsável pela iniciação de fratura em aços de alta resistência. A ausência da cementita deve implicar em microestrutura mais resistente à falha por clivagem e à formação de vazios.
2. A ferrita bainítica é quase livre de C, o qual intensivamente aumenta a resistência da ferrita e controla sua fragilidade.
3. A microestrutura deriva sua resistência também das finas placas de ferrita, as quais têm menos de 1 μm de espessura. É a espessura das placas que determina a distância entre os planos de cisalhamento. Isto não pode ser obtido por nenhum outro processo comercialmente viável. O refinamento é aplicável para simultaneamente melhorar a resistência e tenacidade dos aços.
4. A ductilidade do filme de austenita proporciona ao aço o efeito de embotamento da trinca. Estes filmes podem aumentar a resistência do aço através do efeito TRIP, transformação da austenita para martensita durante deformação plástica.
5. A difusão do hidrogênio na austenita é menor que na ferrita. A presença de austenita pode, portanto, melhorar a resistência à corrosão sob tensão.

6. Aços com microestrutura de ferrita bainítica e austenita podem ser obtidos sem o uso de elementos de liga caros.

Apesar das vantagens apresentadas, a microestrutura nem sempre proporciona as expectativas de combinação de boas resistência e tenacidade. Isto se deve aos grandes blocos de austenita entre os feixes de bainita (Figura 2.10 b) que prontamente se transformam em martensita de alto C sob a aplicação de tensão. Esta martensita dura, grossa e não revenida fragiliza o aço severamente (BHADESHIA, 2001, p.375).

Há três maneiras de se eliminar os blocos de austenita (BHADESHIA, 2001, p.375):

1. Pela redução da temperatura de transformação isotérmica. O limite mínimo é dado pela temperatura de início de transformação martensítica.
2. Diminuição do teor total de C do aço, de tal forma que a austenita alcance sua composição limite na última etapa da reação.
3. Por alteração da curva T_0 (Figura 2.11) do diagrama de fases para grande concentração de C. Isto pode ser feito pelo ajuste da concentração e do tipo de soluto substitucional.

Os blocos de austenita são presentes na estrutura porque a transformação da austenita para bainita é incompleta, ou seja, interrompida antes que o equilíbrio seja atingido. O crescimento sem difusão não pode ser sustentado uma vez que a concentração de C na austenita alcança a curva T_0 do diagrama de fase, isto é, x_{T_0} . Esta curva se estabelece pelos pontos onde austenita e ferrita de mesma composição têm energias livres idênticas (Figura 2.11). O limite termodinâmico (T_0) pode ser trabalhado para minimizar o efeito deletério dos blocos de austenita retida: a quantidade de soluto substitucional pode ser alterada para deslocar T_0 de forma a se obter maior quantidade de bainita, (elevado x_{T_0}); a temperatura de transformação (T) pode ser reduzida para aumentar x_{T_0} ; o teor médio de C do aço, \bar{x} , pode ser reduzido para aumentar a fração de bainita e melhorar o “consumo” dos blocos de austenita. Estes casos podem ser expressos pela equação 2.1.

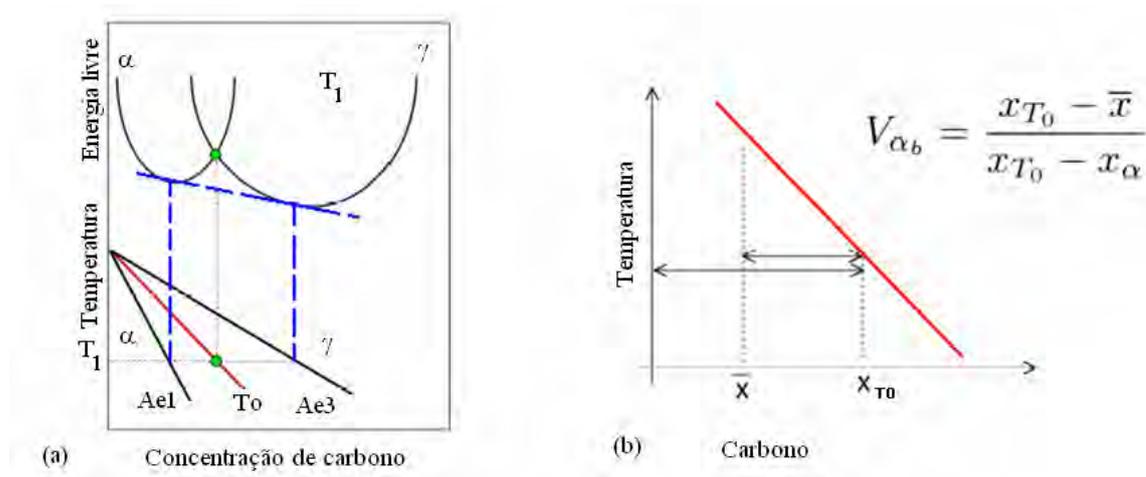


Figura 2.11 – (a) definição da curva T_0 ; (b) regra da alavanca aplicada à curva T_0 para determinar a fração possível de bainita (BHADESHIA, 2005a).

$$V_{ab} = \frac{x_{T_0} - \bar{x}}{x_{T_0} - x_{ab}} \quad (\text{Eq. 2.1})$$

Onde V_{ab} é a fração máxima de bainita que pode ser alcançada e x_{ab} é a quantidade de C que permanece na ferrita depois da parte particionada para a austenita residual. Então, a idéia do projeto de liga é que V_{ab} deve ser maximizada para se evitar os blocos de austenita.

Na tabela 2.1 são apresentadas composições químicas (% em peso) típicas de aços bainíticos de altas resistência e tenacidade com microestrutura de ferrita bainítica e austenita retida. Na figura 2.12 são mostradas as propriedades mecânicas típicas desses aços em comparação com aços temperados e revenidos. Os dois pontos grandes na figura se referem aos últimos aços bainíticos desenvolvidos. Esses competem com os aços *maraging* em relação às propriedades ilustradas e, ainda, são trinta vezes mais baratos (em torno de 900 libras por tonelada comparadas com 30.000 libras por tonelada do aço *maraging* – dados de Miihkinen e Edmonds⁴ (1987c) e Caballero⁵ *et al.* (2001) segundo Bhadeshia (2001, p.376).

⁴ Miihkinen, V.T.T. & Edmonds, D.V. *Mat.Sci. and Tech.* 3 (1987c) 441-449.

⁵ Caballero, F. G., Bhadeshia, H.K.D.H., Mawella, Jones & *Brown Materials Science and Technology* (2001).

As propriedades deste aço não mudam quando revenido a temperaturas próximas da temperatura de transformação na qual a bainita foi formada. Entretanto, recozimento a elevadas temperaturas ou por longos períodos a baixas temperaturas pode levar à decomposição da austenita em ferrita e carbonetos, com simultânea queda de resistência e tenacidade (BHADESHIA, 2001, p.377).

Tabela 2.1 – Composição química de aços de altas resistência e tenacidade (BHADESHIA, 2001, p.376).

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	L.R. (MPa)	L.E. (MPa)	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})
0,3	1,5	2,0	-	1,3	0,25	0,1	1800	1170	-
0,3	1,5	-	3,5	1,5	0,25	0,1	1730	1150	125
0,3	1,5	-	3,3	1,5	0,25	-	1625	1100	128

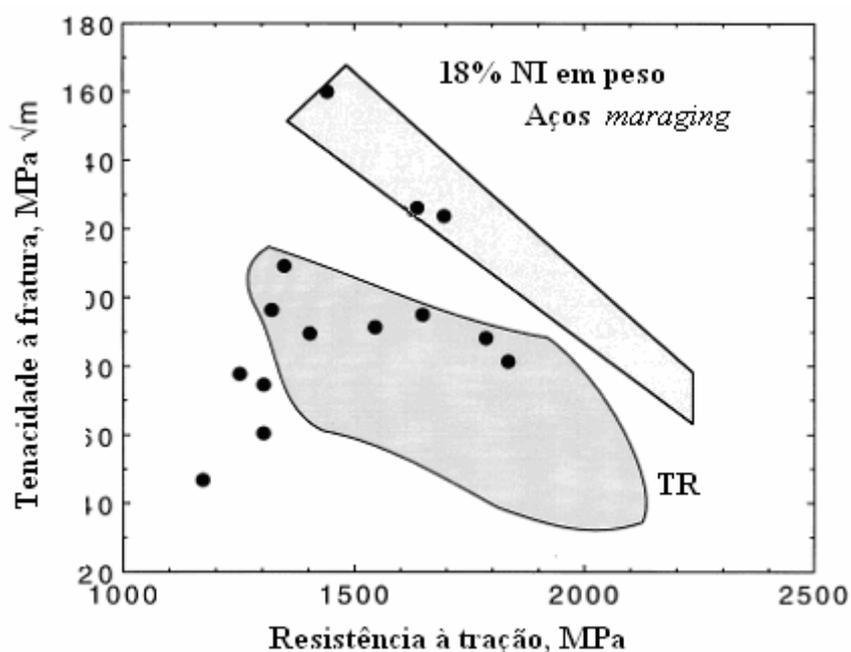


Figura 2.12 – Comparação das propriedades mecânicas de aços com microestruturas mistas de ferrita bainítica e austenita (●) com aços de microestruturas obtidas após têmpera e revenido (TR) em aços baixa liga e com aços maraging (BHADESHIA, 2001, p.377).

2.8.1 Aplicação de aços bainíticos livres de carbonetos

Bhadeshia (2005a), em levantamento sobre o comportamento em serviço dos aços bainíticos livres de carbonetos, destacam o excepcional desempenho do aço para aplicações em componentes ferroviários. Apresenta-se na figura 2.13 a utilização do mesmo em linhas ferroviárias na Suíça, França e Reino Unido. Na tabela 2.2 são apresentadas as características de aços deste tipo empregados na Suíça e França.

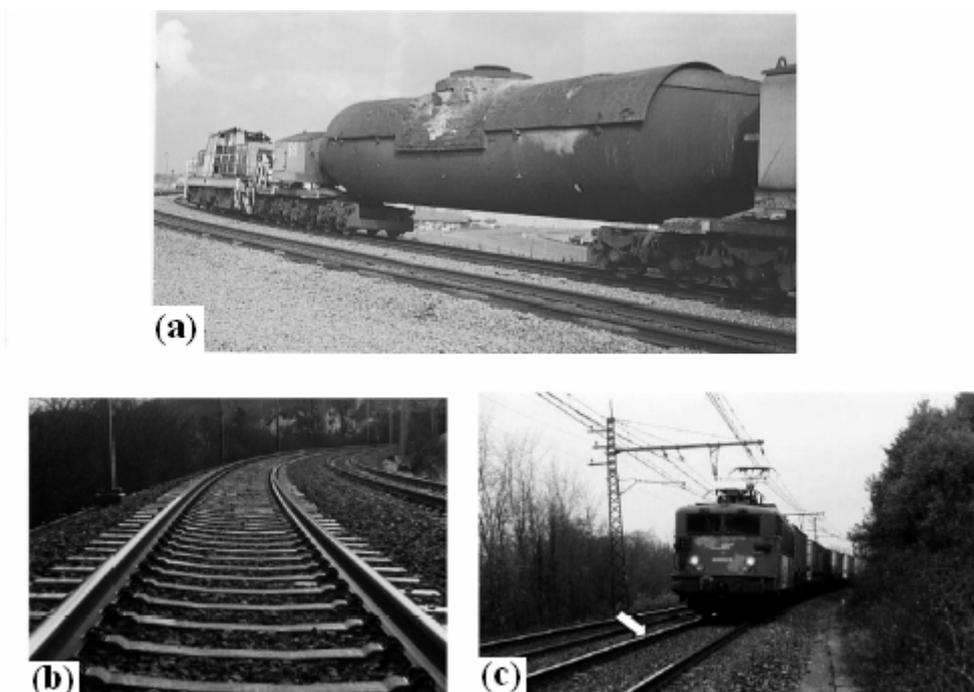


Figura 2.13 – Aços bainíticos livres de carbonetos em serviço: (a) truque para carro torpedo de 300 t. na nova liga no Reino Unido; (b) estrada de ferro suíça utilizando novos trilhos; (c) estrada de ferro nacional francesa utilizando novos trilhos (BHADESHIA, 2005a).

Tabela 2.2 – Características de aços utilizados para trilhos ferroviários na Suíça e na França (BHADESHIA, 2005a).

	Linhas ferroviárias suíças	Linhas ferroviárias francesas
Composição química, % peso	0,3C 1,25Si 1,55Mn	0,2C 1,25Si 1,55 Mn
Composição química, % peso	0,5 Cr 0,15Mo	0,5Cr 0,15V 0,15Mo
L.R. (MPa)	> 1200	> 1100
Al. (%)	> 13	> 14
Dureza Brinell	360-390	320-340
Data de instalação	Novembro de 1999	Dezembro de 1998
Tipo de tráfego	De carga	Misto

2.9 Aços de alta resistência bainíticos de alto carbono livres de carbonetos

Caballero e Bhadeshia (2004) obtiveram os aços, denominados por eles, de nova liga devido ao fator da inovação da composição química e combinação de propriedades mecânicas atingidas. As composições químicas são apresentadas na tabela 2.3. Os altos teores de C e dos solutos substitucionais, tais como Mn e Cr, estão presentes para aumentar a estabilização da austenita em relação a ferrita. Esses elementos visam propiciar as transformações bainíticas em temperaturas mais baixas que 125°C. O Mo é adicionado para minimizar a fragilização de revenido, problema relacionado à presença inevitável de impurezas tais como o P. Co e Al aceleram a formação de bainita. V é refinador de grão.

Tabela 2.3 – Composição da nova liga - % em peso (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Co	Al
A	0,79	1,59	1,94	1,33	0,30	0,11	-	-
B	0,98	1,46	1,89	1,26	0,26	0,09	-	-
C	0,83	1,57	1,98	1,02	0,24	-	1,54	-
D	0,78	1,49	1,95	0,97	0,24	-	1,60	0,99

Algumas micrografias relativas a ferrita bainítica obtidas do tratamento em temperaturas na faixa de 125 a 250°C são apresentadas na figura 2.14 para a liga A. A etapa preliminar de transformação é mostrada na figura 2.14 (a) para amostra tratada isotermicamente por 25 dias a 125°C. Como apresentado na figura 2.14 (b), sugere-se que apenas uma fração aproximada de bainita ($\cong 0,1$) é formada em 30 dias a temperatura de 150°C. Tratamentos muito longos são requeridos (mais de dois meses) para se obter transformação substancial da austenita quando temperaturas de austêmpera são muito baixas, por exemplo, na faixa de 125 e 150°C. As taxas de transformação são mais rápidas quando se utilizam temperaturas maiores que 150°C. São encontradas taxas de transformação para bainita de 0,6 para tratamentos a 190°C por 7 dias ou 250°C por 24 h. Uma microestrutura quase completamente bainítica, 90%, é obtida a 190°C após 9 dias de transformação. À temperatura de 300°C a máxima transformação obtida foi de 60% e foram gastos 4 dias para se completar (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

Nos aços A e B (Tabela 2.3) a bainita pode ser obtida em intervalo de 2 a 60 dias para a completa transformação na faixa de temperatura de 125-325°C. As transformações lentas das fases possibilitam o processamento simples de grandes componentes massivos, com microestruturas uniformes e livres de tensões residuais. Mateo *et al.* (2003) já haviam determinado para a liga B uma relação entre tempo e temperatura de austêmpera, como pode ser observado na tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Composição química e tempo médio para término da reação bainítica (MATEO *et al.*, 2003).

C	Si	Mn	Mo	Cr	V
0,98	1,46	1,89	0,26	1,26	0,09
125°C	150°C	200°C	250°C	300°C	325°C
> 60 dias	>30 dias	>9 dias	3-4 dias	1-2 dias	1-2 dias

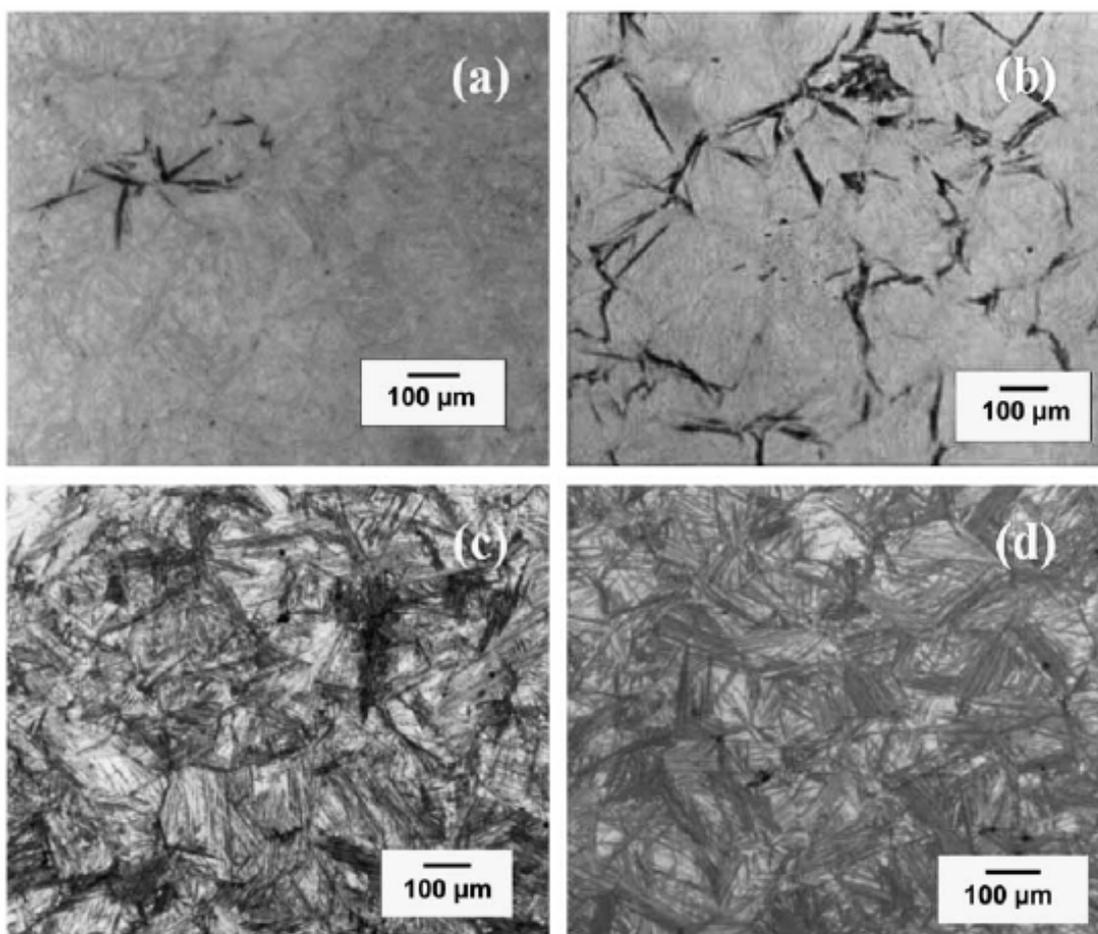


Figura 2.14 – Micrografia óptica ilustrando a decomposição isotérmica da austenita no aço A: (a) 125°C por 25 dias; (b) 150°C por 30 dias; (c) 190°C por 7 dias; (d) 250°C por 24 h (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

O diagrama de Tempo *versus* Temperatura para Tratamento isotérmico (TTT) determinado para as ligas A e B (Tabela 2.3) é apresentado na figura. 2.15, o qual contém também dados experimentais para os tempos de reação. A curva superior em C representa a região de transformação reconstrutiva enquanto a curva inferior é para bainita. Os valores determinados experimentalmente tiveram uma concordância razoável com os calculados, à exceção para temperaturas mais altas, quando o tempo necessário para o início da transformação bainítica foi subestimado (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

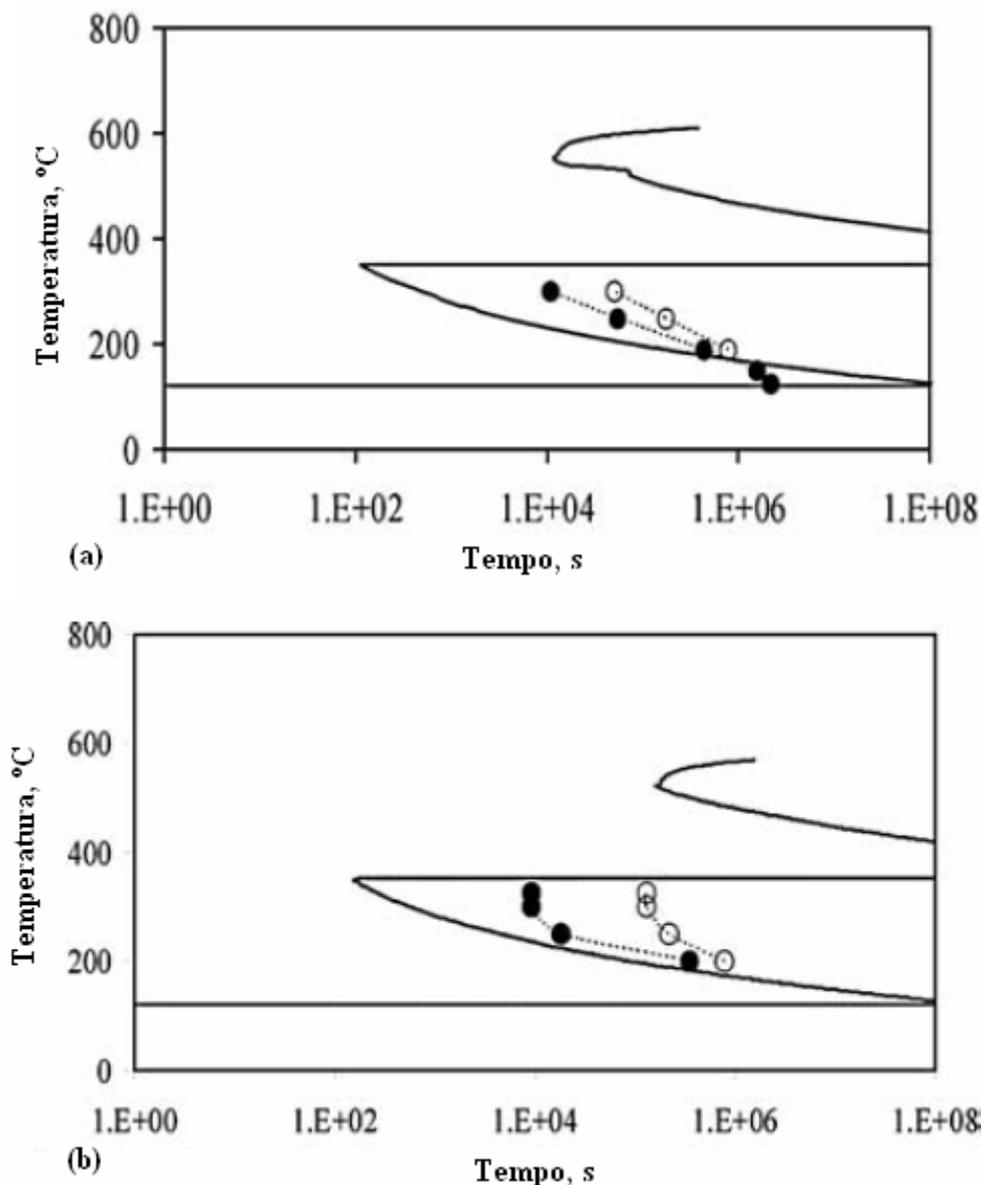


Figura 2.15 – Diagrama TTT calculado para o início de transformação. Tempos medidos para o começo (●) e término da reação (○): (a) aço A; (b) aço B (CABALLERO e BHADSHIA, 2004).

A transformação pode ser acelerada para completar o tratamento térmico em horas, em vez de dias. Isto pode ser feito através do controle de adições de pequenas quantidades de soluto aos aços tal que a variação de energia livre favoreça a transformação da austenita. Há essencialmente duas escolhas, Al e Co em concentrações menores que 2% em peso. Ambos são efetivos utilizados separadamente ou em conjunto e atuam aumentando a força impulsora para a transformação da austenita. Estes metais foram

adicionados na fabricação dos aços C e D (Tabela 2.3). A figura 2.16 (a) ilustra o aumento da taxa de reação devido ao Co, a eficiência é notadamente maior quando os dois elementos são adicionados juntamente. Um incremento adicional na taxa de transformação é possível com a diminuição do tamanho de grão austenítico (PAGS - *Principal Austenitic Grain Size*), como pode ser visto na figura 2.16 (b) (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

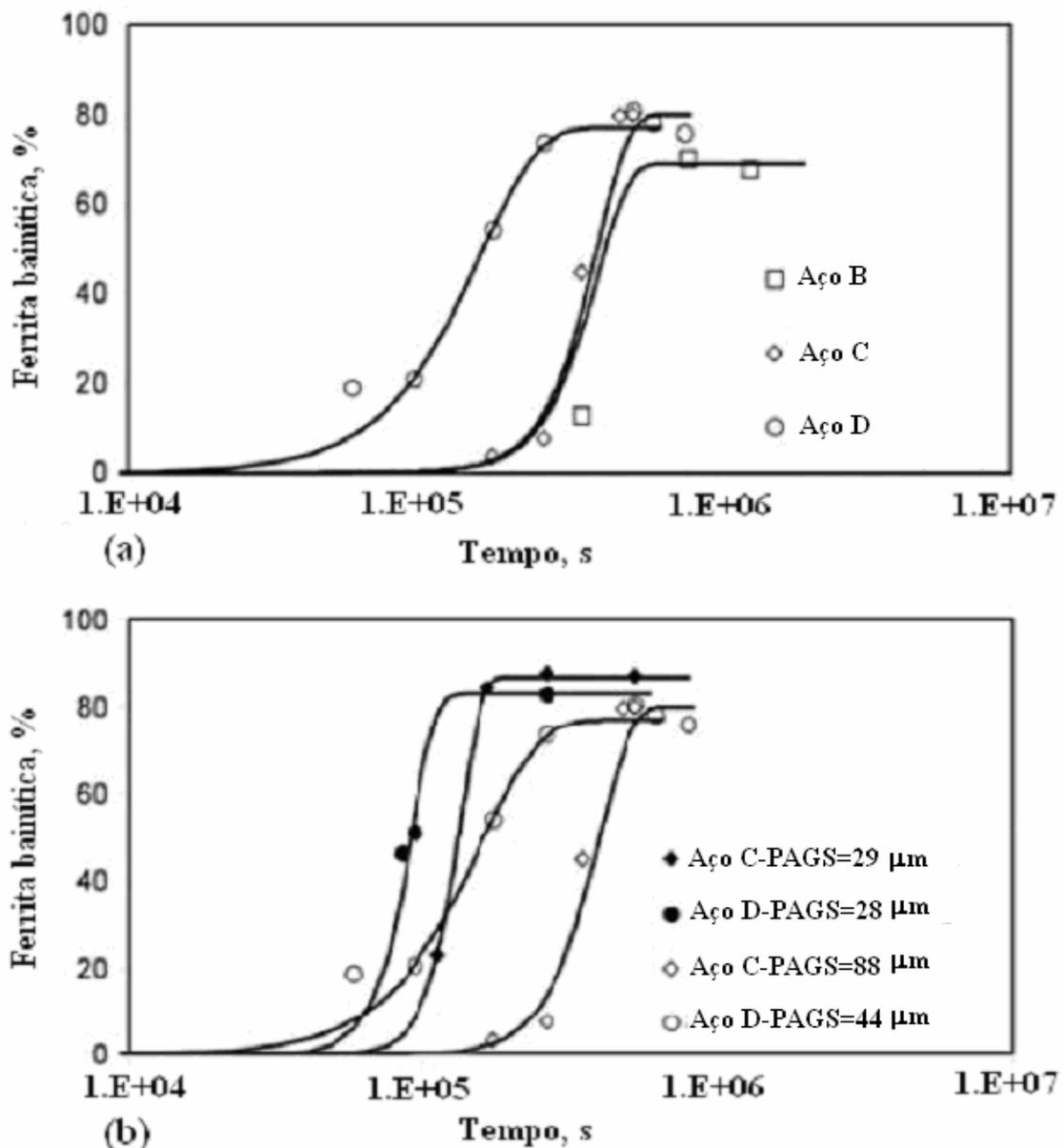


Figura 2.16 – Transformação isotérmica a 200°C: (a) austenitização a 1000°C por 15 min.; (b) austenitização a 900°C por 30 min. Padrão PAGS para tamanho de grão austenítico original (CABALLERO *et al.*, 2004).

Outra maneira de se acelerar a transformação, segundo os autores Caballero e Bhadeshia (2004), seria através do grão austenítico pequeno obtido pela utilização de baixa temperatura de austenitização e pelo pequeno tempo nesta etapa. Isto pode levar a um efeito contraditório no caso da reação bainítica tradicional; a reação pode ser retardada com a tendência de que nos pequenos grãos de austenita, os mesmos rapidamente se tornam saturados por placas de bainita, antes que os feixes tenham a oportunidade de penetrar no grão.

Mateo *et al.* (2003) afirmam que o aumento da força motriz numa temperatura constante deve ser benéfico ao refino da microestrutura de duas formas: 1) pela promoção de grande quantidade de ferrita bainítica com eliminação de ilhas de austenita retida; 2) pelo refino do tamanho das placas de ferrita.

Mateo *et al.* (2003) estudaram o efeito do tamanho de grão austenítico na estrutura austemperada. Os autores realizaram a austenitização a 1000°C por 15 min., ou 900°C por 30 min. Posteriormente, as amostras foram resfriadas para a transformação isotérmica na faixa de 125 a 300°C. Foram realizados experimentos com tratamentos isotérmicos para medição da B_i (temperatura de início da transformação bainítica). Iniciaram-se com a temperatura de 250°C, com elevação da mesma em intervalos de 25°C, até que a bainita não fosse observada num período acima de 24 h. Em alguns casos, menores intervalos de temperatura (10°C) foram utilizados para se aproximar de B_i . A temperatura M_i foi determinada usando amostras de 2 mm de diâmetro num dilatômetro de alta resolução. As amostras foram aquecidas a 1000°C e então resfriadas utilizando gás hélio a 100 ou 200°C . s⁻¹. Os resultados são mostrados nas tabelas 2.5 e 2.6. Na tabela 2.5, L_γ significa o intercepto linear médio na medida do tamanho do grão, a incerteza é representada por $\pm 1\sigma$. Na tabela 2.6 tem-se a espessura da placa de bainita em relação à temperatura de austêmpera. São apresentados também as durezas e o tempo de tratamento para a três composições estudadas (ligas B, C e D da Tabela 2.3). Na tabela, V_b é a fração de ferrita bainítica sendo o restante da estrutura austenita, a espessura das placas é definida como t . O termo *fine* é atribuído à condição de refino do grão austenítico obtido por aquecimento a 900°C por 30 min

Tabela 2.5 – Temperaturas M_i e B_i para aços com diferentes tamanhos de grão (MATEO *et al.*, 2003).

Liga	B	C	D
M_i , °C	125	120	155
B_i , °C	335	360	385
L_γ , μm , 1000°C 15 min.	49±2	88±4	44±2
L_γ , μm , 900°C 30 min.	-	29±2	28±2

Tabela 2.6 – Espessura da placa de bainita, fração transformada e dureza para aços tratados em diferentes ciclos de austêmpera (MATEO *et al.*, 2003).

	Temperatura, °C	Tempo, h	Espessura, mm	Erro, mm	V_b	Dureza, HV20
Liga B	300	240	124	4	0,55	420
	250	600	55	1,9	0,63	550
	200	363	35	1,3	0,69	619
Liga C (fina)	300	10	64	3,1	0,75	500
	250	14	49	3,2	0,79	589
	200	72	30	1,6	0,87	660
Liga C	300	24	106	10	0,67	490
	250	24	38	2,5	0,76	640
	200	216	38	2	0,79	690
Liga D (fina)	300	8	52	3,7	0,63	500
	250	10	41	1,9	0,79	565
	200	72	45	3,3	0,83	650
Liga D	300	8	57	4	0,66	490
	250	24	45	3,3	0,77	640
	200	216	40	3,6	0,78	650

Na figura 2.17 têm-se as curvas relativas à relação entre a espessura das placas e a temperatura de austêmpera. Os fatores mais importantes para o refino das placas de bainita são a resistência da austenita e a variação da energia livre que acompanha a transformação. O Al não afeta significativamente a resistência da austenita, causando

somente uma variação de 3 MPa após resfriamento à temperatura ambiente. O Co causa uma variação muito menor do parâmetro cristalino da austenita quando comparado com o Al e tem um menor efeito correspondente na resistência da austenita. Entretanto, foi concluído que o refinamento observado é consequência do efeito do Co e do Al no aumento de $\Delta G_{\gamma\alpha}$ (variação da energia livre na transformação de austenita para ferrita) (MATEO *et al.*, 2003).

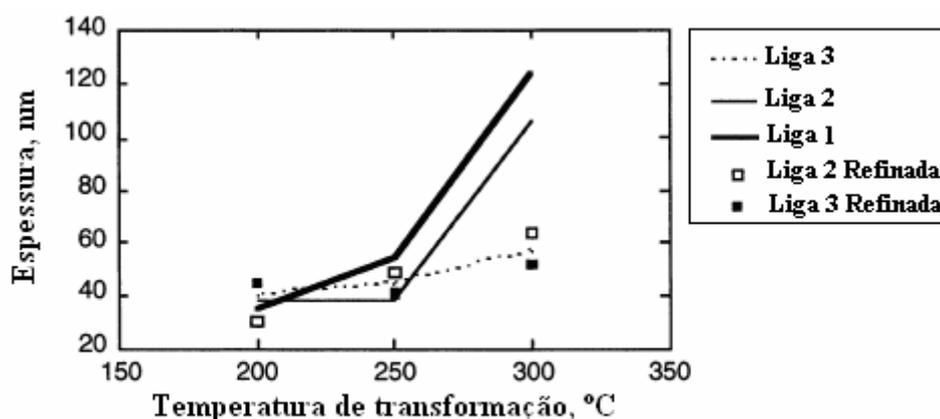


Figura 2.17 – Espessura da placa de ferrita bainítica em função da temperatura de austêmpera (MATEO *et al.*, 2003).

A contribuição das placas de ferrita bainítica para a resistência é dada pela equação 2.2 de acordo com Langford e Cohen (1969)⁶ citados por Mateo *et al.* (2003). A partir desta equação observa-se que as mais altas resistências são obtidas em transformações nas mais baixas temperaturas, resultando nas placas mais finas. Para a liga B tem-se a $\Delta\sigma$ de 463 MPa para placas de 124 nm obtidas em tratamento a 300°C e $\Delta\sigma = 1642$ MPa para placas de 35 nm transformadas a 200°C. Uma vez que o efeito de aumento da resistência está diretamente relacionado com o refino das placas de bainita, espera-se que o aumento da dureza seja relacionado linearmente com o inverso da espessura das placas quando outras contribuições são desprezadas, como mostrado na figura 2.18 (a) e figura 2.18 (b). Na prática, o intercepto linear médio L deve depender da fração de bainita uma vez que as placas de bainita são dispersas na matriz austenítica. Supondo que as placas sejam na forma de um paralelepípedo de dimensões t, a, a, podem ser empregadas as

⁶ G. Langford and M. Cohen: *Trans. Am. Soc. Met.*, **62** (1969), 623.

equações 2.3 a 2.6. Então, uma vez que $S_v = 2/L$, segue-se que a dureza pode ser relacionada de forma mais precisa com a taxa $L^{-1} \propto V_b/t$. A curva de dureza versus V_b/t (Figura 2.18 (b)) apresenta o coeficiente de correlação um pouco maior (0,88) quando comparado com a curva mostrada na figura 2.18 (a).

$$\Delta\sigma = 115L^{-1} \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 2.2})$$

Onde:

$\Delta\sigma$: variação da tensão (resistência do material).

L : o intercepto linear médio.

$$V_p = ta^2 \quad (\text{Eq. 2.3})$$

Onde:

V_p : volume da placa de ferrita bainítica.

t, a : dimensões da placa de ferrita considerada como um paralelepípedo, sendo t a espessura e a o comprimento.

$$N_v = \frac{V_b}{ta^2} \quad (\text{Eq. 2.4})$$

Onde:

N_v : número de placas por unidade de volume.

V_b : fração volumétrica de ferrita bainítica.

$$S_v = \frac{a^2 V_b}{ta^2} = \frac{V_b}{t} \quad (\text{Eq. 2.5})$$

Onde:

S_v : área superficial por unidade de volume.

$$S_v = \frac{2}{L} \quad (\text{Eq. 2.6})$$

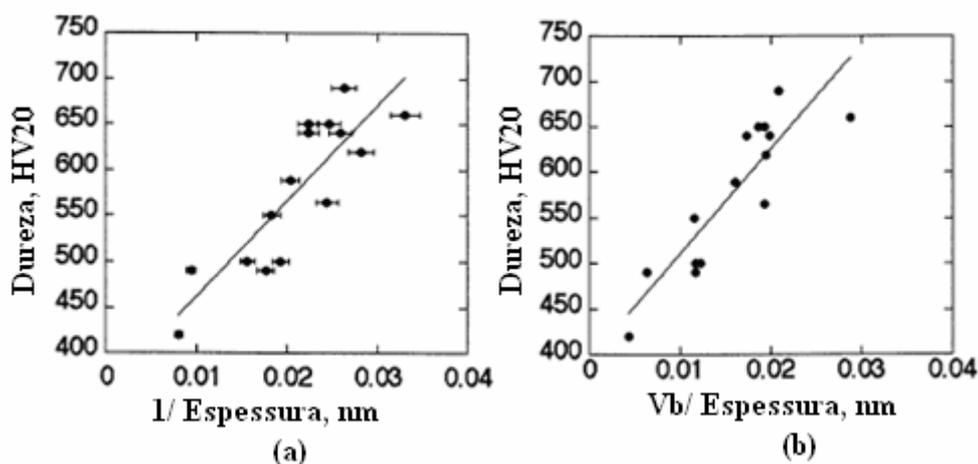


Figura 2.18 – (a) variação da dureza com o inverso da espessura das placas de bainita e (b) dureza *versus* fração da bainita transformada (MATEO *et al.*, 2003).

Segundo Mateo *et al.* (2003), a microestrutura de duas fases austenita e ferrita é relativamente simples de ser estudada interrompendo a transformação isotérmica e utilizando difração de raios X. Em particular a martensita nunca foi observada após os tratamentos de austêmpera em nenhuma das amostras. Apresentam-se na figura 2.19 as curvas de transformação isotérmica para as ligas B, C, e D, indicadas na tabela 2.6.

Barbacki e Mikolajski (1998) compararam a dureza, a resistência ao impacto, a resistência à tração, o alongamento e estrição obtidos no aço bainítico de alta resistência de alto carbono livre de carbonetos. Estudaram o aço com a seguinte composição química: 0,53%C; 1,64%Si; 0,79%Mn; 0,18%Cr; 0,08%Ni; 0,17%Cu; 0,016%Al; 0,024%P; 0,027%S estando conforme a norma 50 Si 7 (Euronorm 89-71). Este aço foi processado em duas rotas de tratamento térmico que foram a de austêmpera e a de têmpera e revenido. Em ambos os tratamentos os parâmetros foram ajustados para se obter durezas similares entre 48 e 50 HRC. Foram adotadas as temperaturas de austenitização de 860, 900 e 950°C por 20 min.; austêmpera a 350°C por 30 min. Para as amostras revenidas foi adotada a temperatura de 420°C por 90 min. Foram determinados os tamanhos de grão austeníticos após austenitização por 30 min. a 850, 900, 950 e 1000°C. Os resultados são apresentados na tabela 2.7. A cinética de transformação da austenita em bainita foi medida por método dilatométrico. Os resultados são apresentados na figura 2.20, na qual se nota que a fração transformada,

igual a 1 não significa transformação completa (aproximadamente 10% de austenita retida ainda está presente).

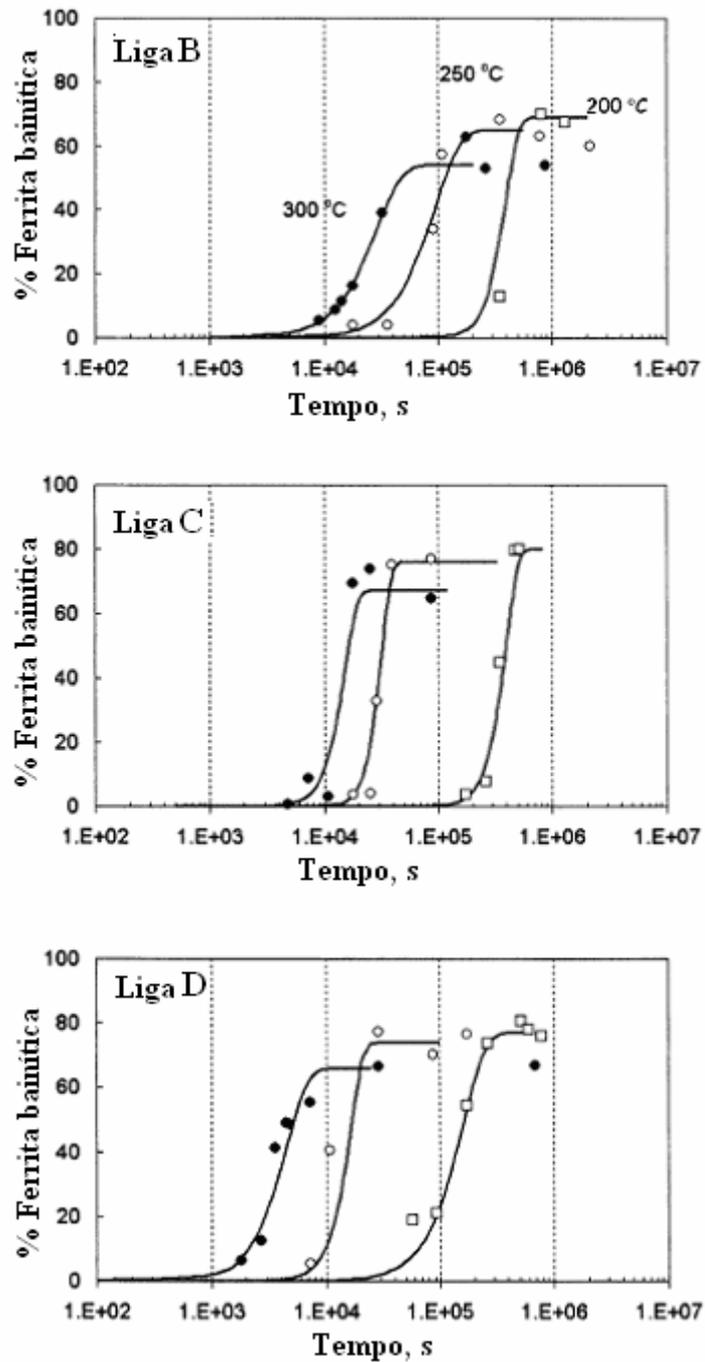


Figura 2.19 – Curvas de transformação isotérmica. As temperaturas são identificadas pelos símbolos: (●) 300°C; (○) 250°C e (□) 200°C (MATEO *et al.*, 2003).

Tabela 2.7 - Tamanho de grão austenítico (BARBACKI E MIKOLAJSKI, 1998).

Temperatura de austenitização, °C	Tamanho de grão médio, μm	Número ASTM
850	9,1	10,5
900	14,1	9
950	22,1	8
1000	31,2	7

Os resultados de dureza e tenacidade ao impacto para os aços austemperados, temperados e revenidos, obtidos por Barbacki e Mikolajski (1998), são apresentados nas figuras 2.21 e 2.22 e os resultados de testes de tração são apresentados nas figuras 2.23 e 2.24. Após a austêmpera a microestrutura bainítica dos aços contém praticamente bainita livre de carbonetos e austenita retida. A austenita existe tanto em forma de filmes entre as placas de bainita como em forma de blocos. Estes são os resultados para todas as temperaturas de austenitização aplicadas. Variando a temperatura de austenitização entre 860°C e 950°C percebe-se pequeno efeito nas propriedades mecânicas medidas (Figuras 2.22 a 2.24). Há, entretanto, diferenças substanciais entre os resultados de tenacidade ao impacto em favor do aço austemperado em relação ao temperado e revenido. Já em relação à dureza e resistência mecânica são praticamente idênticas. Os testes dilatométricos de Barbacki e Mikolajski (1998) mostram independência entre a cinética de transformação bainítica em relação à temperatura de austenitização e ao tamanho de grão austenítico. No entanto, os autores citam que há resultados contraditórios na literatura.

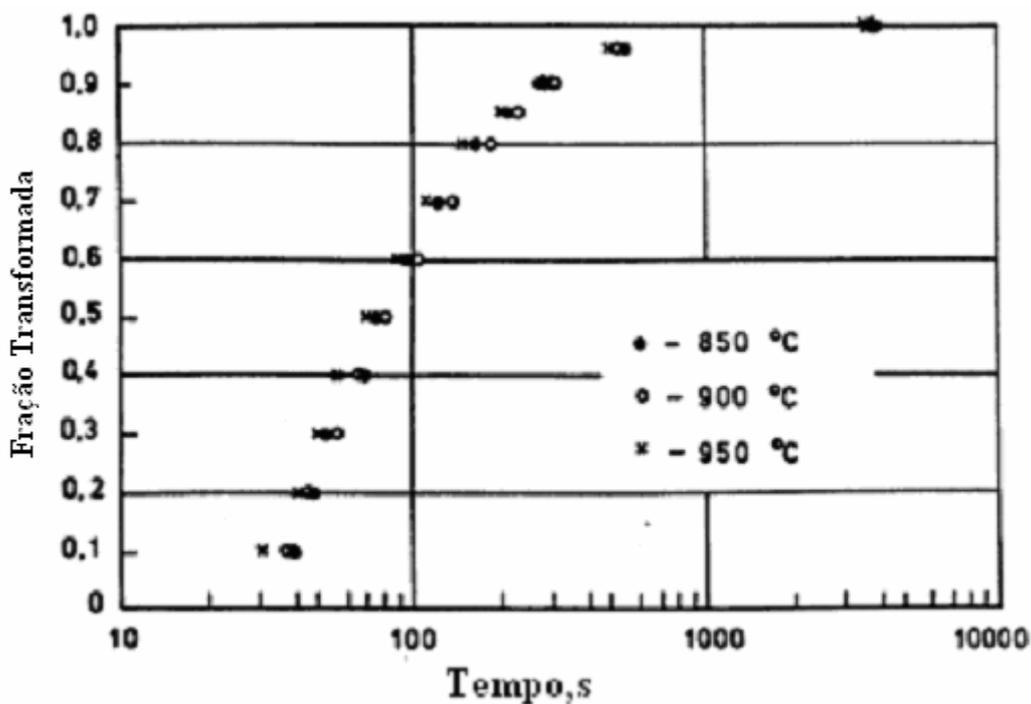


Figura 2.20 – Influência da temperatura de austenitização na cinética de transformação da austenita a 350°C (BARBACKI e MIKOLAJSKI, 1998).

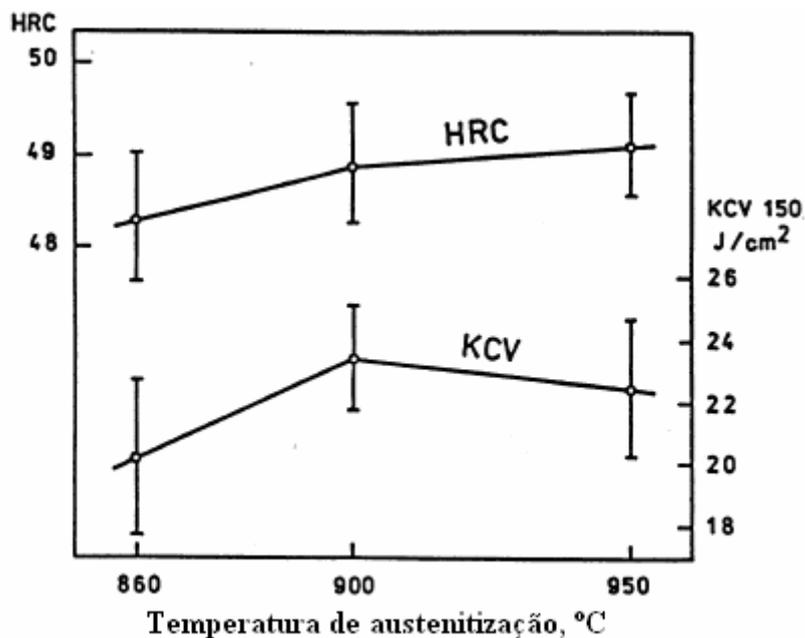


Figura 2.21 – Influência da temperatura de austenitização na dureza e tenacidade ao impacto de amostras austemperadas por 30 min. a 350°C (BARBACKI e MIKOLAJSKI, 1998).

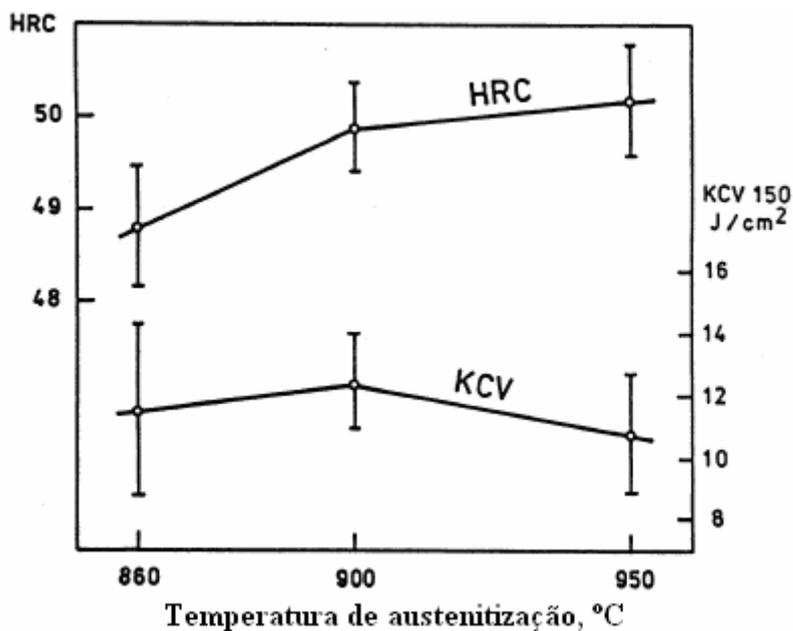


Figura 2.22 - Influência da temperatura de austenitização na dureza e tenacidade ao impacto de amostras temperadas e revenidas por 90 min. a 420°C (BARBACKI e MIKOLAJSKI, 1998).

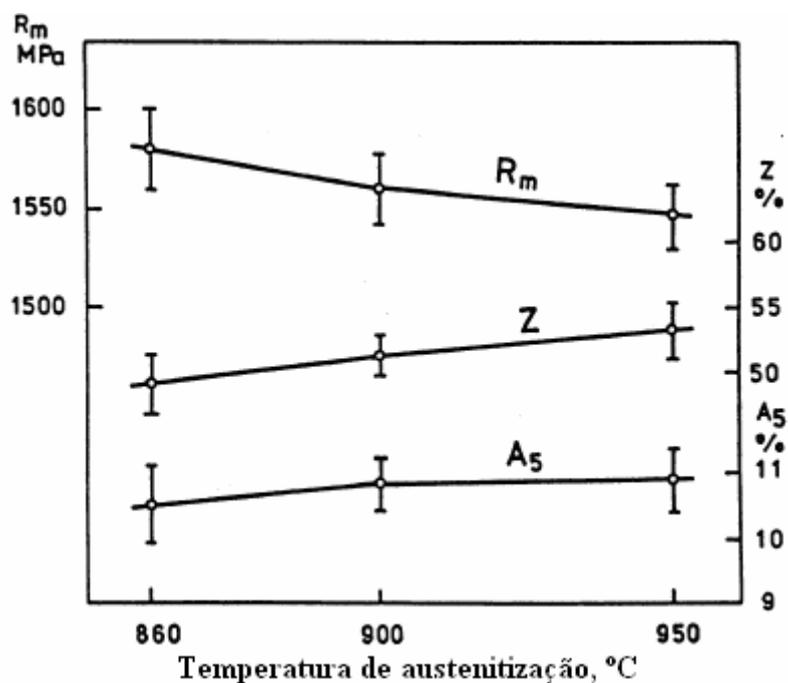


Figura 2.23 – Influência da temperatura de austenitização no limite de resistência à tração R_m , alongamento A_5 e na redução de área Z em amostras austemperadas por 30 min. a 350°C (BARBACKI e MIKOLAJSKI, 1998).

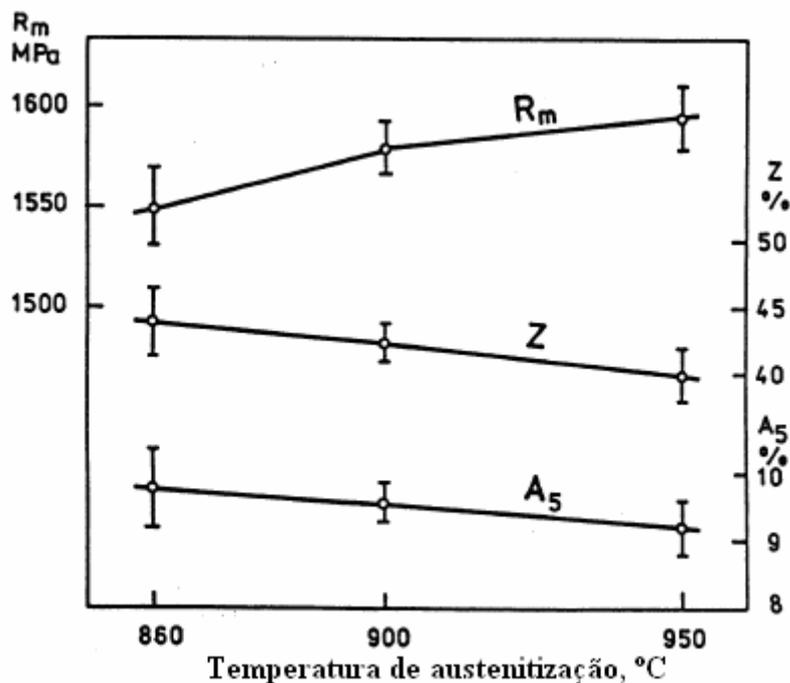


Figura 2.24 - Influência da temperatura de austenitização no limite de resistência à tração R_m , alongamento A_5 e na redução de área Z em amostras temperadas e revenidas por 90 min. a 420°C (BARBACKI e MIKOLAJSKI, 1998).

Barbacki e Mikolajski (1998) mostram que os resultados da austêmpera evidenciam duas vezes maior resistência ao impacto (Figuras 2.21 e 2.22), e aproximadamente 20% maior redução de área (Figuras 2.23 e 2.24) em relação às amostras temperadas e revenidas. A principal razão para estas diferenças parece ser a presença de aproximadamente 10% de austenita retida nas amostras austemperadas.

O teor de C da austenita não transformada aumenta durante o curso da reação bainítica. Após 30 min. de austêmpera, uma parte da austenita não reagida no aço 0,5%C – 1,5%Si contém em torno de 1% de C e esta austenita se transforma no resfriamento subsequente até a temperatura ambiente. O restante da austenita contém mais C e permanece como austenita retida. A estabilidade desta austenita em subsequentes aplicações de tensão ou aquecimento é muito importante para a estabilidade das propriedades mecânicas. A estabilidade térmica da austenita estudada foi testada em novo aquecimento até a temperatura de 350°C mantida por 3 h. O teste mostrou que

aproximadamente 5% da austenita permanece retida após o aquecimento adicional. Isto comprova a maior estabilidade em relação à austenita retida de aços baixa liga temperados e revenidos (BARBACKI e MIKOLAJSKI, 1998).

Segundo Bhadeshia (2005a), a microestrutura de bainita livre de carbonetos tem suas vantagens. A ausência de carbonetos reduz as chances de clivagem e de nucleação de vazios. Ao contrário da martensita, a bainita não tem sua resistência baseada no C dissolvido, o que a torna mais resistente ao revenido. O tratamento térmico requerido é simples e ainda permite obter a microestrutura numa escala de milionésimo do metro. Em outros aços isto não seria possível sem o envolvimento de complexos processamentos mecânicos. O refino microestrutural é uma prática ideal para a elevação combinada de resistência e tenacidade. Os finos filmes de austenita entre as placas de ferrita amortecem a propagação das trincas. Na prática, aços com esta aparente utópica microestrutura podem se tornar frágeis. Os grandes blocos de austenita entre os feixes de ferrita são relativamente instáveis e podem transformar em martensita de alto C não revenida sob a influência de tensões aplicadas, portanto, fragilizando o aço. A presença da austenita em blocos é um indicativo de que a reação de formação da bainita foi interrompida antes que o equilíbrio fosse alcançado.

Mateo *et al.* (2005b) investigaram o aço bainítico de alta resistência livre de carbonetos com a composição apresentada na tabela 2.8. Foram obtidas amostras de 10 x 4 x 4 cm, homogêneas em forno a vácuo a 1200°C por dois dias, seguido de resfriamento lento até a temperatura ambiente, com controle exercido no forno de forma a se obter a microestrutura com matriz perlítica. Isto é importante para se evitar a martensita que, devido ao alto teor de C, é mais frágil. Qualquer placa de martensita pode provocar trinca e prejudicar permanentemente a integridade da amostra. Um forno a vácuo também foi utilizado para proteger as amostras de oxidação durante austenitização a 900°C por 30 min., antes do tratamento isotérmico a 200, 250, e 300°C, respectivamente. Todas as amostras foram usinadas a partir do estado recozido e subsequentemente tratadas para as condições desejadas.

Tabela 2.8 - Composição química (% em peso) e temperaturas de transformação medidas para Mi e Bi (MATEO *et al.*, 2005b).

C	Si	Mn	Mo	Cr	Co	P	S	Mi, °C	Bi, °C
0,80	1,59	2,01	0,24	1	1,51	0,002	0,002	120	360

Ilustra-se na figura 2.25, a quantificação da microestrutura, que consiste de placas de ferrita bainítica e austenita retida. Esta figura resume os dados experimentais concernentes à microestrutura em função da temperatura de transformação, sendo que os tempos de transformação foram suficientes para que cessasse a transformação bainítica. A densidade de deslocamentos aumenta com a redução de temperatura de transformação, figura 2.25 (a) (valor foi corrigido por técnicas de estereologia) e a fração de ferrita bainítica formada e o seu teor de C, figura 2.25 (b). Há dois aspectos distintivos da bainita formada em temperaturas baixas. O primeiro é a pequena espessura das placas de ferrita, aproximadamente entre 30 e 65 nm nas microestruturas obtidas a 200°C e a 300°C, respectivamente. Isto é consequência do incremento da resistência da austenita à baixa temperatura e do tamanho da variação de energia livre que acompanha a transformação. O segundo é a grande quantidade de C que permanece preso dentro da ferrita bainítica (MATEO *et al.*, 2005b).

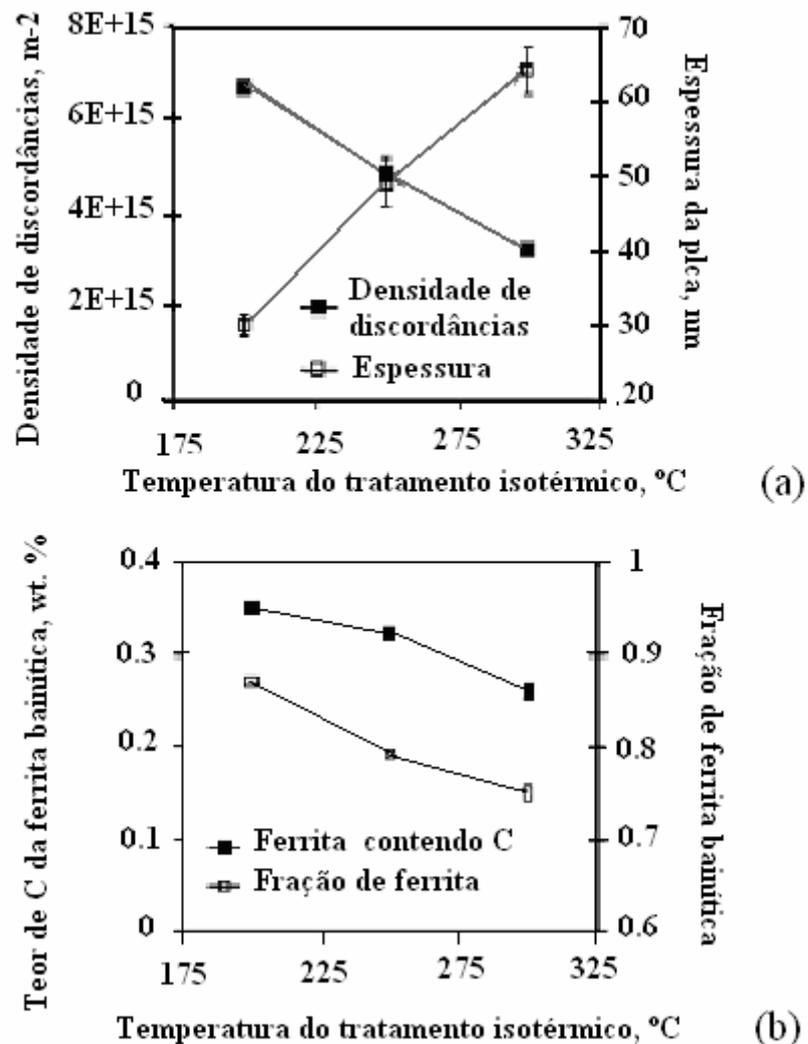


Figura 2.25 – (a) Espessura da placa de ferrita bainítica em função da densidade de discordâncias e da temperatura de tratamento (b) Fração de ferrita bainítica e seu teor de C (o restante sendo austenita retida) depois de diferentes tratamentos isotérmicos (MATEO *et al.*, 2005b).

Apresenta-se na figura 2.26 a dependência da temperatura de transformação com a tensão *versus* deformação de engenharia. A deformação a temperatura ambiente é caracterizada por um escoamento contínuo, como deve ser esperado em resultado de microestruturas mistas, contendo deslocamentos introduzidas por acomodação plástica provenientes da mudança de forma devido à transformação. É evidente na figura 2.26

que a deformação plástica é uniforme em toda a área útil do corpo de prova, apresentando muito pequena ou nenhuma estrição (MATEO *et al.*, 2005a).

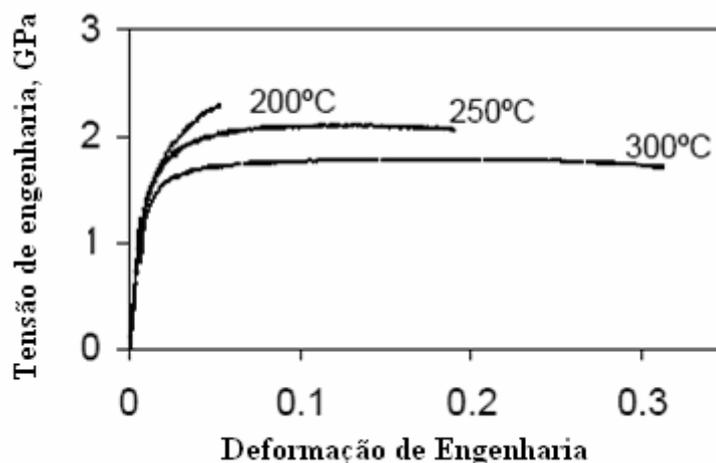


Figura 2.26 - Curva tensão *versus* deformação do teste de tração a temperatura ambiente, de aços austemperados (MATEO *et al.*, 2005a).

O aço apresenta uma combinação incomum de propriedades, com resistência ao escoamento maior que 1,2 GPa e resistência máxima à tração na faixa entre 1,77 e 2,2 GPa, sendo as maiores resistências observadas para o aço tratado a 200°C (figura 2.26). Tal combinação de propriedades nunca foi antes encontrada em aços bainíticos. A microestrutura obtida a 300°C exibe alongamento da ordem de 30% e tenacidade à fratura da ordem de 44 MPa.m^{0,5}, valores muito elevados comparados àqueles obtidos pela transformação a 200°C, onde o alongamento é reduzido a aproximadamente 10% e a tenacidade pela metade. O aumento da resistência na microestrutura é gerado pelas finas placas de ferrita bainítica obtidas das transformações a baixa temperatura (figura 2.27 e equações 2.2 a 2.6). Os limites de resistência à tração e de resistência ao escoamento estão relacionados com a razão V_b/t como mostra a figura 2.28 (MATEO *et al.*, 2005a).

Há outros fatores que podem contribuir para a variação da resistência através de mecanismos de endurecimento, em particular, o excesso de C na ferrita e a densidade de deslocações (Figura 2.29). O excesso de C é uma consequência do modo de transformação por deslizamento. Existe uma forte correlação entre os teores de C calculados e a densidade de deslocações (Figura 2.29) o que sugere que o C permanece

preso em solução na ferrita bainítica, como originalmente sugerido na literatura para a martensita. Entretanto, não deve haver contribuição do C por estar em solução sólida, mas devido a seu efeito na mobilidade das deslocações (MATEO *et al.*, 2005a).

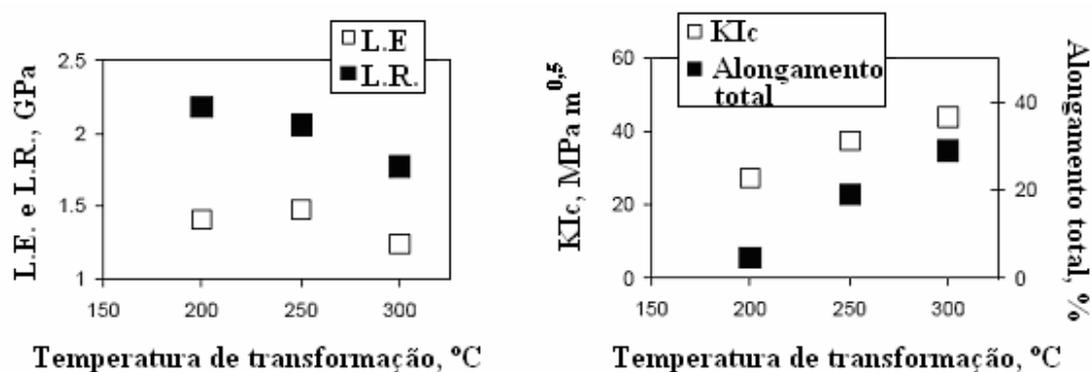


Figura 2.27 – Dependência da temperatura de transformação com o limite de resistência, o limite de escoamento, o alongamento total e a tenacidade à fratura (K_{Ic}) (MATEO *et al.*, 2005a).

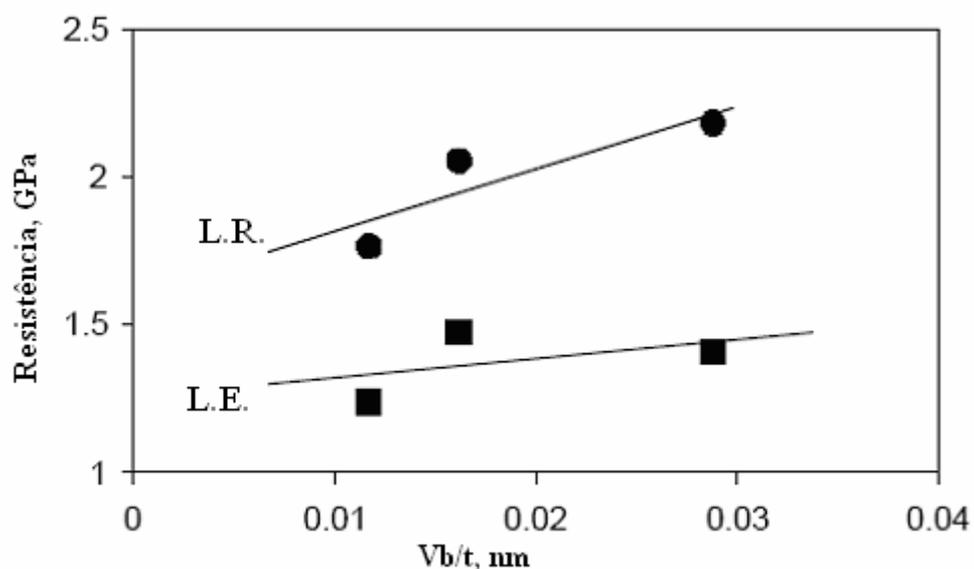


Figura 2.28 – Resistência versus a razão V_b/t (MATEO *et al.*, 2005a).

Honeycombe e Bhadeshia⁷ citados por Mateo *et al.* (2005a), indicam que o aumento da resistência devido ao aumento da densidade de deslocações é dado pela equação 2.7.

⁷ R.W.K. Honeycombe and H.K.D.H. Bhadeshia. *Steels. Microstructure and Properties* (2nd Edition, Edward Arnold, London 1995).

$$\Delta\sigma \cong 7,31410^{-6} (\rho)^{0,5} \quad (\text{Eq. 2.7})$$

Onde:

ρ : densidade de deslocações dada em m^{-2} .

$\Delta\sigma$: variação da resistência em MPa.

Na figura 2.30 resumem-se os efeitos de diferentes mecanismos de endurecimento, corrigidos pelas respectivas frações de volume de ferrita. Como esperado nas mais baixas temperaturas de transformação, com 87% de ferrita bainítica presente na microestrutura, a contribuição do refino das placas de ferrita é muito grande, (1,6 GPa); a contribuição das deslocações é da ordem de 500 MPa. Nas temperaturas de transformação mais altas, a fração de ferrita diminui enquanto sua espessura aumenta, levando a menores contribuições de ambos os mecanismos de endurecimento. A contribuição da microestrutura de amostras transformadas a 300°C é de aproximadamente 600 MPa, sendo 300 MPa devido a espessura das placas e de 300 MPa devido à densidade de deslocações (MATEO *et al.*, 2005a).

Por outro lado, tenacidade e ductilidade podem ser influenciadas pela quantidade de austenita retida presente na microestrutura. A microestrutura obtida a 300°C exibe os melhores resultados com 25% de austenita retida, após completar a reação bainítica; baixos níveis são observados para microestruturas resistentes obtidas em transformações a 200°C (MATEO *et al.*, 2005a).

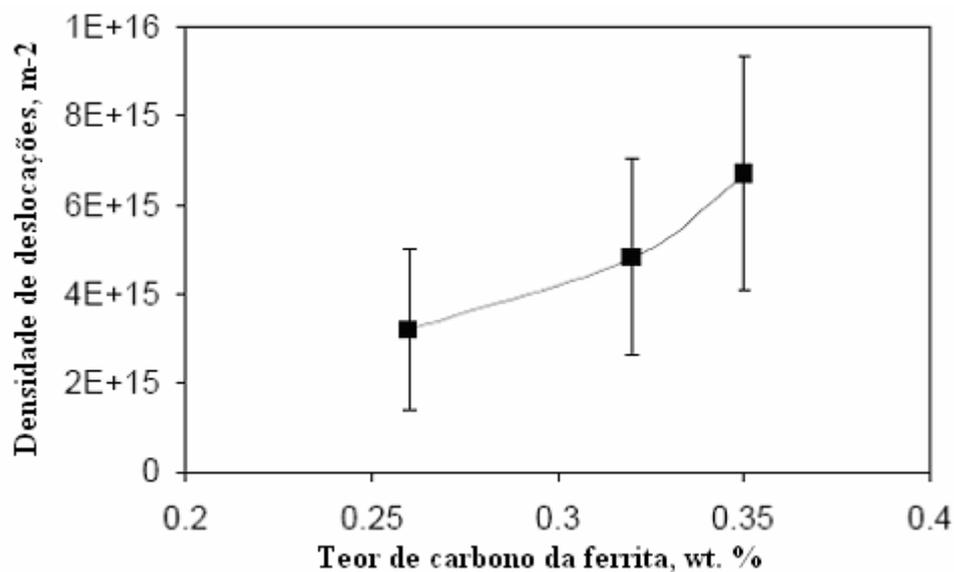


Figura 2.29 – Curva ilustrando a relação entre a densidade de deslocações na ferrita e o seu teor em C (MATEO *et al.*, 2005).

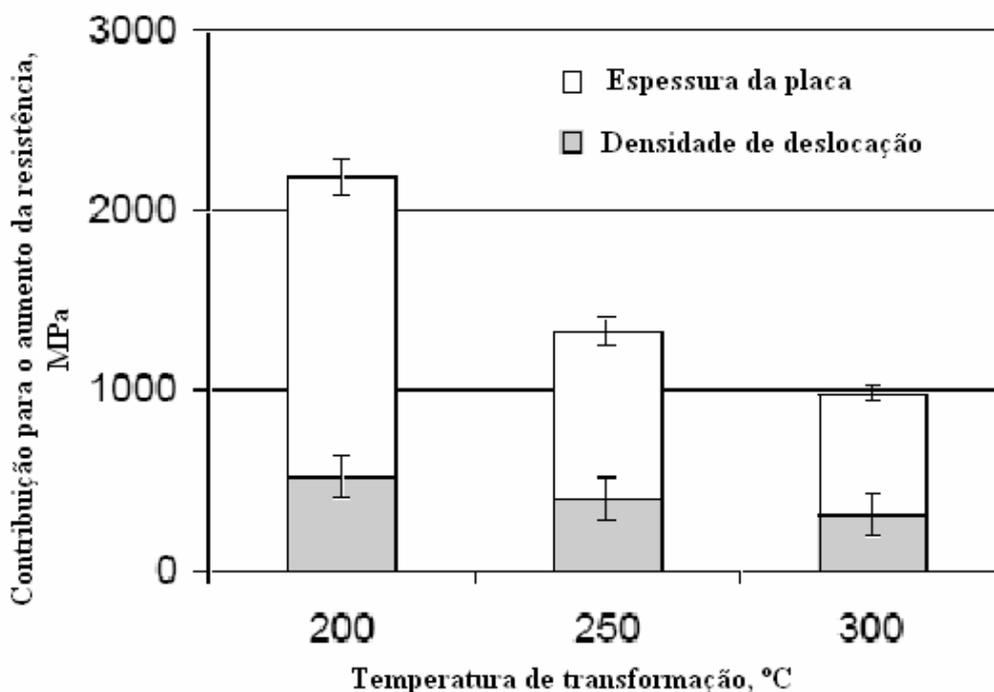


Figura 2.30 – Contribuição do tipo de mecanismo de endurecimento *versus* a temperatura de transformação (MATEO *et al.*, 2005a).

Putatunda (2001) apresenta um trabalho investigativo sobre aço de alto carbono e bainita livre de carbonetos. Segundo o autor, este aço tem enorme potencial para as

aplicações estruturais com baixo custo. O sucesso da aplicação como componentes estruturais depende da otimização da tenacidade à fratura e da resistência à fadiga de alto ciclo. Entretanto, tenacidade à fratura em deformação plana e fadiga de alto ciclo são requerimentos conflitantes. Para efeito de projeto tem-se que a tenacidade à fratura diminui quando a resistência ao escoamento do aço aumenta. Por outro lado para se ter alto limite de resistência à fadiga é necessário se ter alta resistência ao escoamento. Esta combinação de valores elevados de resistência ao escoamento, conseqüentemente de altos limites de fadiga com valores apreciáveis de tenacidade à fratura é muito difícil de obter em materiais para fins estruturais. Os aços de alto C e Si prometem solução para este fim através de sua microestrutura de ferrita acicular e austenita produzida a partir dos conceitos discutidos no desenvolvimento dos ferros fundidos nodulares austemperados (ADI).

Putatunda (2001) elaborou um aço com a composição apresentada na tabela 2.9. A pequena quantidade de Ni (0,2%) adicionada se deve à sua função de estabilizador da austenita. A microestrutura do aço na condição de bruto de fundição, perlítica, é apresentada na figura 2.31.

Tabela 2.9 – Composição química, em porcentagem em peso do aço (PUTATUNDA, 2001).

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ni
1,02	2,45	0,40	0,006	0,01	0,20

Comparativamente ao aço de composição apresentada na tabela 2.9, a temperatura de início de formação de martensita para um aço com 0,4% de C e 2,5% de Si é aproximadamente 316°C. Devido ao C mais alto (1%) e à adição de Ni, o aço pode ser austemperado com sucesso a 260°C. Apresenta-se na tabela 2.10 resultados de propriedades mecânicas de amostras austenitizadas em períodos constantes de 2 h a 927°C e austemperadas a 260, 288, 302, 357, 385 e 399°C, também por 2 h (PUTATUNDA, 2001).

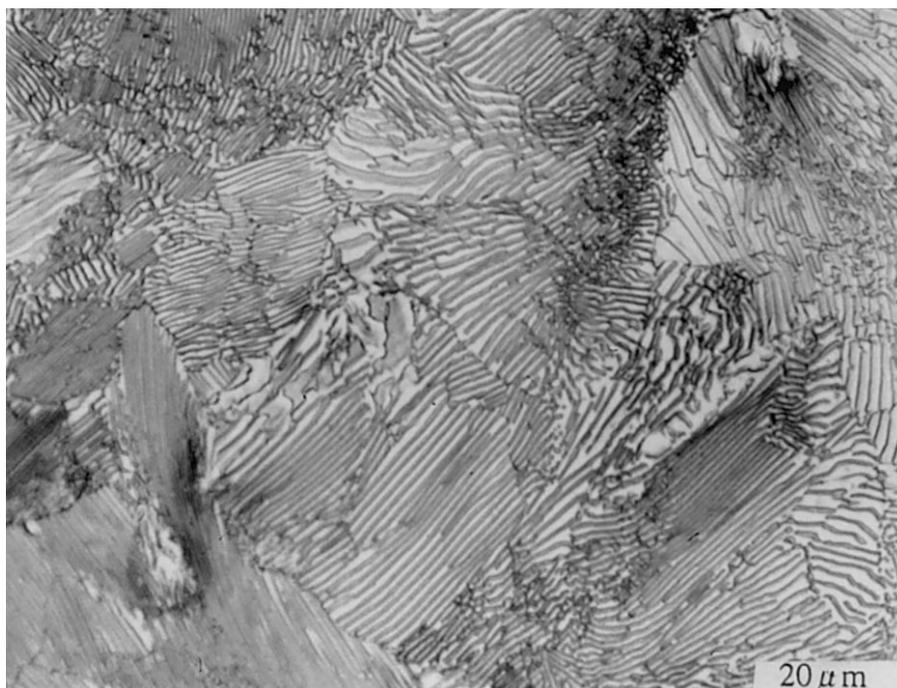


Figura 2.31 – Microestrutura do aço alto C e Si na condição de bruta de fundição (PUTATUNDA, 2001).

Tabela 2.10 – Propriedades mecânicas do aço alto C e Si (PUTATUNDA, 2001).

Temperatura de austêmpera, °C	L.E., MPa	L.R., MPa	Al., %
260	1800 ± 55	2100 ± 61	1,8 ± 0,5
288	1750 ± 60	2090 ± 63	2,1 ± 1,2
302	1645 ± 49	2010 ± 54	3,2 ± 1,5
316	1550 ± 51	1930 ± 46	4,2 ± 3,5
357	1480 ± 36	1670 ± 51	5,1 ± 2,5
371	1310 ± 42	1490 ± 38	6,2 ± 1,8
385	1060 ± 46	1310 ± 26	7,0 ± 2,6
399	988 ± 31	1088 ± 49	2,3 ± 1,3

As microestruturas típicas das amostras austemperadas nas diferentes temperaturas, apresentadas na tabela 2.10, são mostradas na figura 2.32. Na figura 2.32 (a) apresenta-se a microestrutura de bainita inferior, consistindo de finas agulhas de ferrita (escuras) e pequenas regiões austeníticas (brancas), estrutura esta obtida da austêmpera a 260°C. Quando se aumenta a temperatura de austêmpera, tanto a ferrita quanto a austenita se

tornam mais grossas e a quantidade de austenita aumenta também. Quando austemperado a 350°C e acima desta temperatura, são observados os aspectos de bainita superior nas figuras 2.32 (c - e). Estas microestruturas são semelhantes às do ADI à exceção da ausência de grafitas (PUTATUNDA, 2001).

A figura 2.33 mostra a influência da temperatura de austêmpera na fração volumétrica da austenita, medida por difração de raios X. O aumento da quantidade de austenita com a temperatura chega a valores de 42% a 385°C e então se inicia um decréscimo. Em outras palavras, a fração de ferrita é máxima em baixas temperaturas. Isto também é muito similar ao ADI, em baixas temperaturas de austêmpera, 260°C, por exemplo. Com alto superresfriamento, a taxa de nucleação é maior. Nestas baixas temperaturas, a taxa de difusão também é muito menor. Quando a ferrita nucleia a partir da austenita, o C deve difundir a partir da ferrita, para que as agulhas de ferrita possam crescer. Conseqüentemente, um grande número de finas plaquetas de ferrita se forma a baixas temperaturas. Em altas temperaturas, por outro lado, a taxa de nucleação é baixa. O resultado é que pequenas quantidades de ferrita acicular nucleadas crescem para um maior tamanho devido à alta taxa de difusão do C à alta temperatura. Entretanto, a quantidade de ferrita é menor e toda a microestrutura é mais grossa. Ocorre uma inversão se as temperaturas são extremamente altas, como por exemplo, a 399°C, a taxa de difusão é tão elevada que a fração de austenita decresce. A figura 2.34 mostra a influência da temperatura de austêmpera na quantidade de C da austenita deste aço, medida por difração de raios X. O teor de C aumenta com a temperatura chegando a um pico de 2,10% a 385°C e então inicia um decréscimo (PUTATUNDA, 2001).

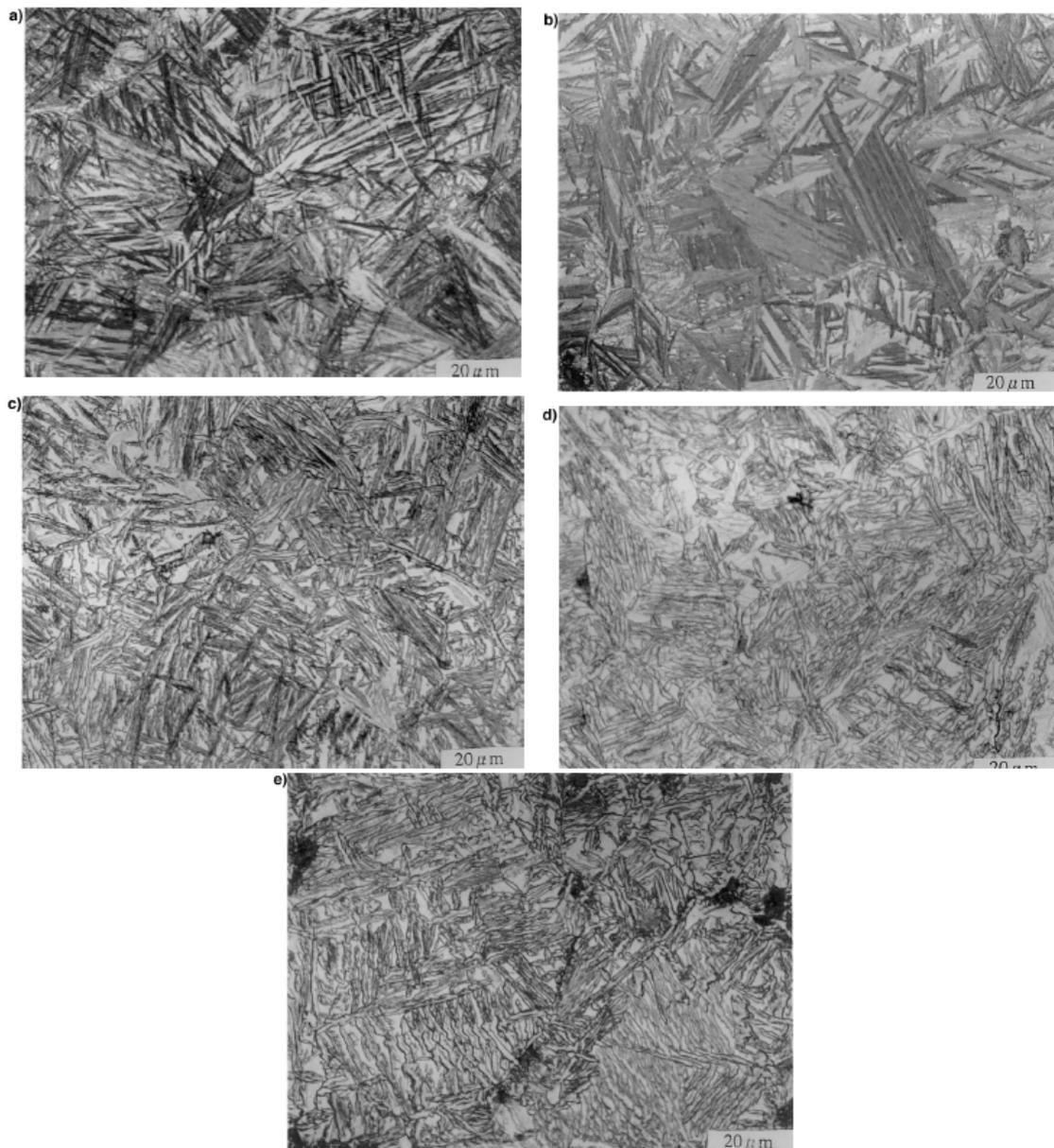


Figura 2.32 – Microestrutura do aço alto C e alto Si austemperado por 2 h nas temperaturas: (a) 260°C; (b) 302°C; (c) 371°C; (d) 385°C; (e) 399°C. (PUTATUNDA, 2001).

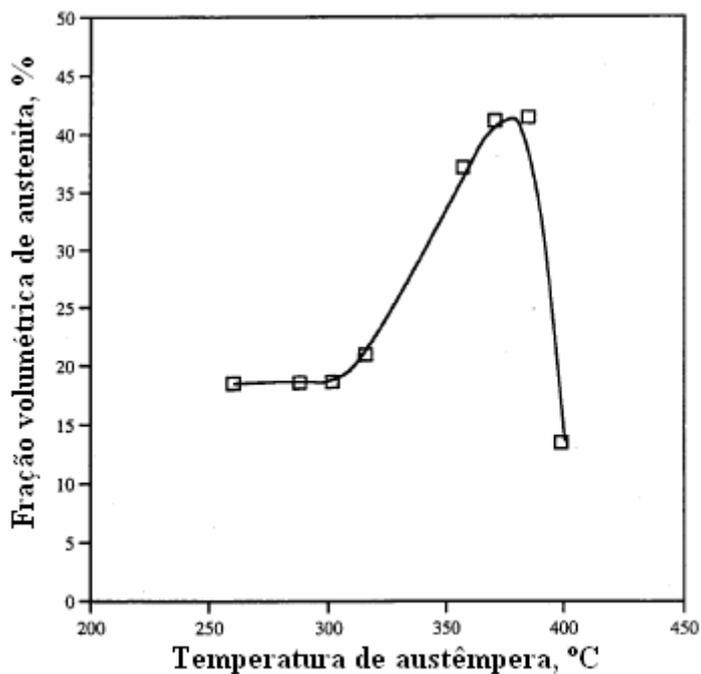


Figura 2.33 – Temperatura de austêmpera *versus* fração volumétrica de austenita. (PUTATUNDA, 2001).

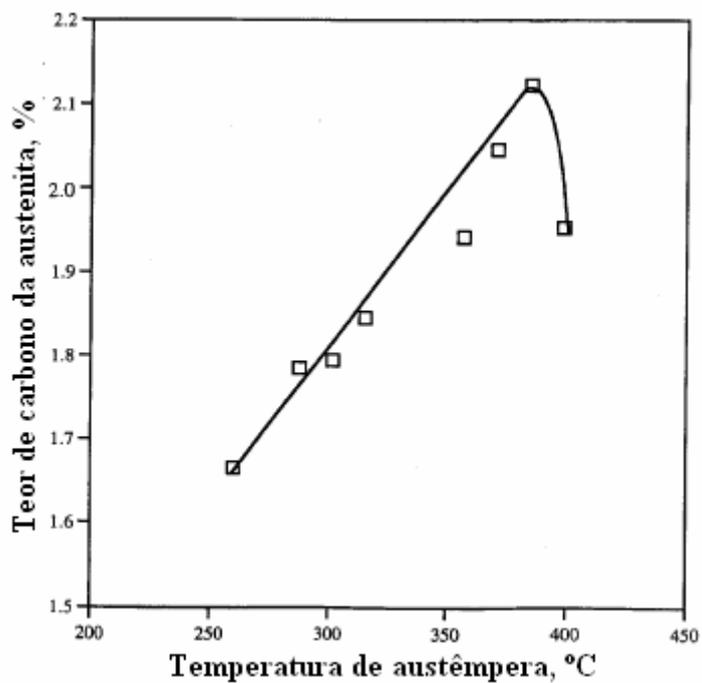


Figura 2.34 – Temperatura de austêmpera *versus* teor de C da austenita. (PUTATUNDA, 2001).

Observando-se ainda as figuras 2.33 e 2.44, novamente o comportamento do aço alto C e alto Si é comparável ao do ADI. Enquanto o teor de C na austenita proveniente da austêmpera em 260°C é de apenas 1,65%, este teor aumenta fortemente com a temperatura chegando aos 2,1%, como citado. Associa-se o fato do decréscimo de C em temperaturas muito altas ao decréscimo do teor de austenita na mesma condição. A difusão do C se torna tão elevada que a austenita não tem mais condições de fixar este elemento (PUTATUNDA, 2001).

A influência da temperatura de austêmpera na dureza do aço alto C e Si é mostrada na figura 2.35. Há um gradual decréscimo da dureza com o aumento da temperatura de austêmpera. Do mesmo modo, as resistências à tração e ao escoamento também diminuem com o aumento da temperatura, como é mostrado na tabela 2.10. A ductilidade, ao inverso, é aumentada. O aumento da temperatura leva à microestrutura grossa e via mecanismo de *Hall-Petch* a resistência diminui. Em temperaturas muito altas a ductilidade volta a diminuir, o que provavelmente, indica a atuação de uma segunda etapa da reação como no ADI. A estrutura observada por microscopia óptica, ilustrada na figura 2.32 (e), sinalizou a presença de carbonetos na matriz, entretanto isto deve ser mais bem estudado (PUTATUNDA, 2001).

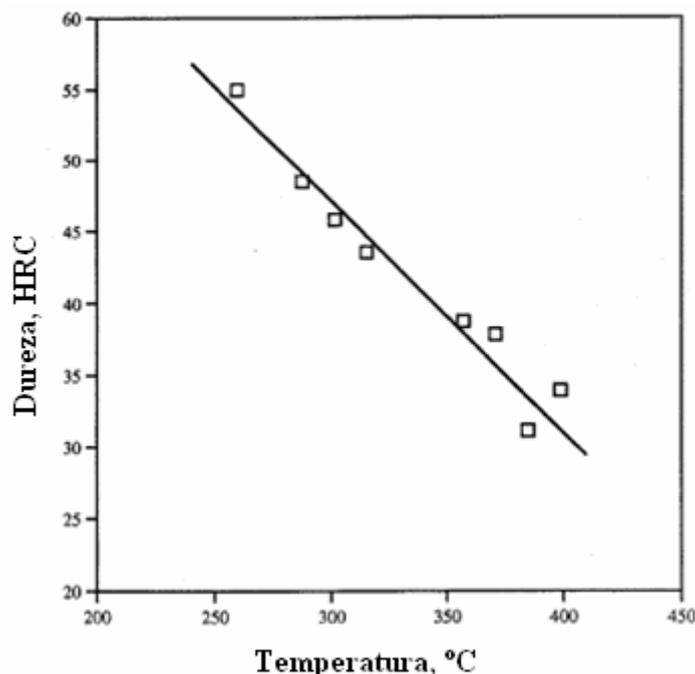


Figura 2.35 – Temperatura de austêmpera *versus* dureza HRC (PUTATUNDA, 2001).

O tamanho da partícula de ferrita, d , *versus* a temperatura de austêmpera é mostrado na figura 2.36. Esta estimativa do tamanho da partícula da ferrita foi obtida da largura do pico de difração (211) utilizando a equação de Scherrer:

$$d = \frac{0,9\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (\text{Eq. 2.8})$$

onde:

d : o tamanho da partícula de ferrita.

λ : o comprimento de onda da radiação.

β : a metade da espessura da intensidade máxima.

θ : o ângulo de Bragg.

Observa-se claramente o aumento do tamanho da partícula de ferrita d com o aumento da temperatura de austêmpera. Apresenta-se na figura 2.37 uma correlação da relação tipo *Hall-Petch* da resistência ao escoamento contra o inverso da raiz quadrada do tamanho médio da partícula d . Embora haja alguma dispersão nos dados, eles indicam que o decréscimo do caminho médio das deslocações, implica em aumento da resistência ao escoamento. Um decréscimo do espaço livre entre as partículas é um indicativo de mais barreiras à movimentação das deslocações, portanto, contribui para o aumento da resistência mecânica de tração, de escoamento e dureza do aço alto C e Si (PUTATUNDA, 2001).

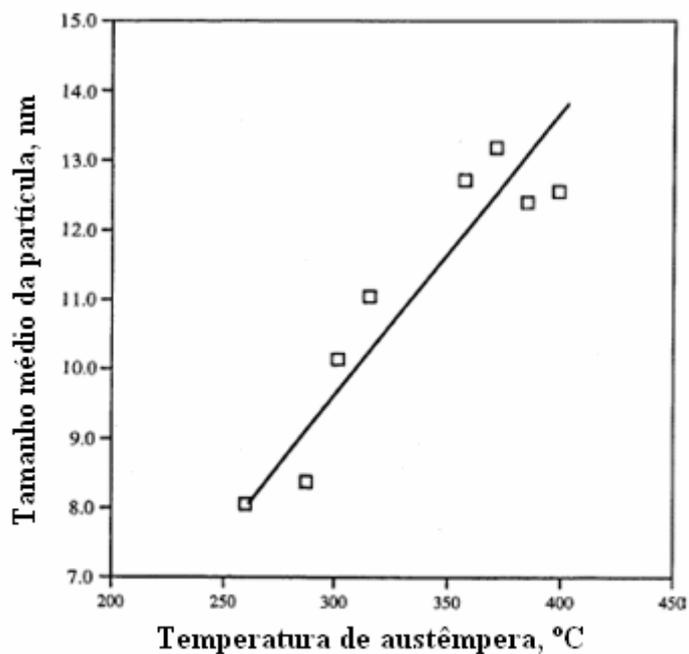


Figura 2.36 – Temperatura de austêmpera *versus* tamanho médio da partícula de ferrita (PUTATUNDA, 2001).

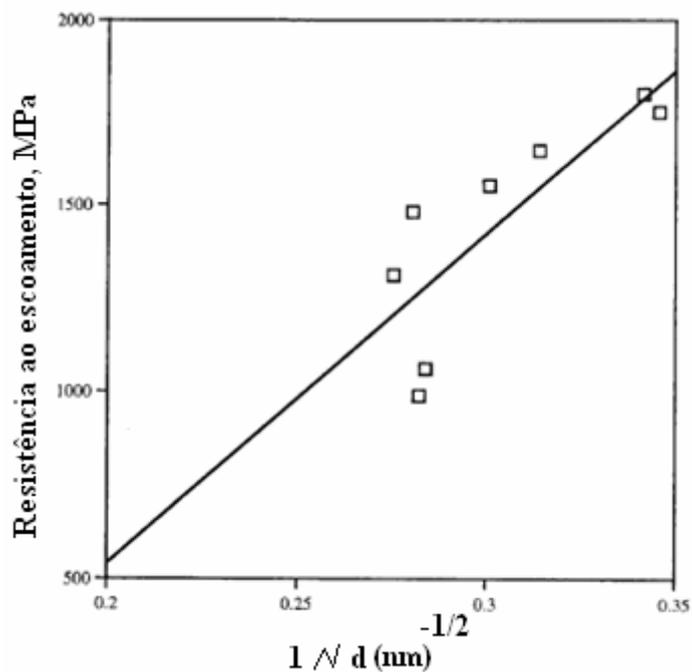


Figura 2.37 – Resistência ao escoamento em função do inverso da raiz quadrada do tamanho médio da partícula de ferrita (PUTATUNDA, 2001).

A tenacidade à fratura destes aços aumenta com a temperatura de austêmpera até o pico de 350°C e então inicia um declínio. As mais altas tenacidades à fratura são obtidas numa faixa de temperatura entre 350 e 385°C quando a quantidade de austenita fica entre 30 e 35%. É possível a obtenção de tenacidade à fratura mais elevada com a maximização do parâmetro T_f , resultante da equação 2.9, ou seja, por aumento da relação $(X_\gamma C_\gamma)$ e por diminuição dos valores de d . Menores valores para d também propiciam maior resistência para o aço, neste sentido d representa uma medida do caminho para o movimento das deslocações.

$$T_f = \sqrt{\frac{X_\gamma C_\gamma}{d}} \quad (\text{Eq. 2.9})$$

Onde:

- T_f : parâmetro indicador da tenacidade à fratura.
- X_γ : fração volumétrica da austenita.
- C_γ : teor de carbono da austenita.
- d : tamanho médio da placa da ferrita.

A micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão (Figura 2.38) ilustra uma microestrutura típica de bainita de baixa temperatura, com lâminas delgadas de dimensões tão pequenas, propiciando uma estrutura de escala nanométrica numa íntima mistura de austenita e ferrita. Restos de deslocações são evidentes em ambas, na ferrita bainítica e no entorno da austenita. Extensivos trabalhos utilizando microscopia de transmissão falharam na busca de carbonetos na microestrutura, somente poucas e pequenas partículas de cementita (20 nm de espessura por 175 nm de comprimento) foram localizadas no aço A (Tabela 2.3), transformado a 190°C, por duas semanas. As placas de ferrita observadas no aço B (Figura. 2.38), transformado a 200°C, tem a largura menor que 50 nm, sendo cada placa separada por um fino filme de austenita retida. É esta microestrutura com escala fina a maior responsável pela tenacidade propiciando valores de dureza acima de 600 HV e resistência acima de 2,5 GPa (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

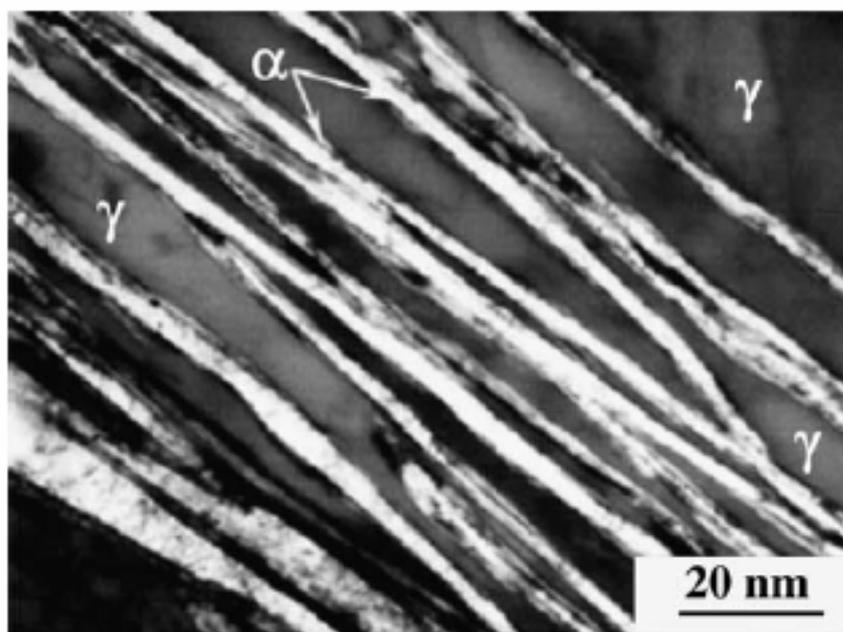


Figura 2.38 – Estrutura observada por microscopia eletrônica de transmissão obtida a 200°C por 15 dias no aço B (CABALLERO e BHADESHIA, 2004).

Caballero *et al.* (2009), utilizando a técnica de tomografia de sonda atômica confirmaram a presença de carbonetos na bainita de aço, até então considerada ser livre de carbonetos. O aço foi denominado pelos autores de “*NANOBAIN*”. No entanto os

autores ressaltam que foram intensas as investigações, portanto, a fração de carbonetos é muito baixa. Outra informação dos autores é que não foi possível a detecção utilizando microscopia de transmissão. Apresenta-se na figura 2.39 o resultado ilustrando a partícula de carboneto dentro da ferrita bainítica do aço austemperado a 200°C por 10 dias. Apesar do pequeno teor de C (20 ± 4 % at.), o precipitado foi identificado como cementita (como referência, 25 % at. caracteriza a cementita e 30 % at. o carboneto tipo ϵ). A técnica também evidencia a presença substancial de C aprisionado nas interfaces da ferrita com a austenita, o que pode explicar a ausência de carbonetos tipo ϵ .

Peet *et al.* (2011) mantém a denominação de bainita livre de carbonetos para aço de composição muito similar e mesmo tratamento térmico praticado por Caballero *et al.* (2009).

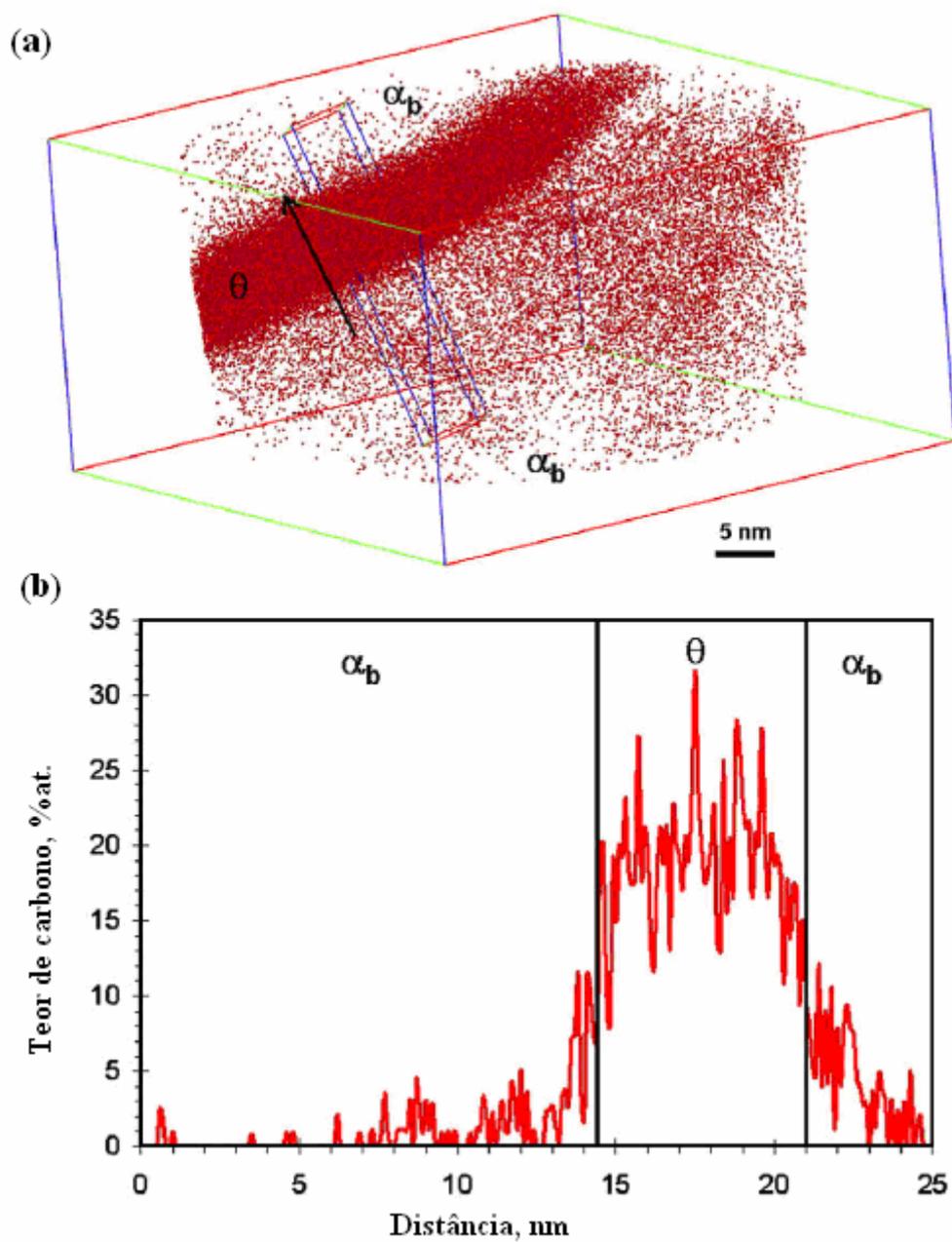


Figura 2.39 - (a) mapa atômico 3 D do C, (b) perfil da concentração de C da partícula de cementita precipitada na ferrita bainítica do aço *NANOBAIN* austemperado a 200°C por 10 dias (PEET *et al.*, 2011).

2.10 Comportamento à fadiga de ferros fundidos e aços com estrutura bainítica livre de carbonetos

Como apresentado no item 2.8, o ADI se destaca pelo tipo de “bainita sem carbonetos ou ausferrita”, estrutura similar, neste sentido, à do aço bainítico de alto Si. O ADI tem se mostrado um material de interesse no que tange à resistência à fadiga mecânica. Destaca-se o estudo realizado por Dias (2006) sobre o comportamento à fadiga do ADI.

2.10.1 Comportamento à fadiga dos ferros fundidos nodulares austemperados (ADI)

Segundo Dias (2006), as informações disponíveis sobre propriedades à fadiga e correlação com a microestrutura eram escassas para o ADI.

Lin *et al.* (1996)⁸ citado por Dias (2006) investigaram a influência da microestrutura nas propriedades à fadiga de alto ciclo de diversos tipos de ferros fundidos austemperados, destacando a influência da quantidade e morfologia da grafita e da quantidade de austenita retida. Os autores concluem que o mecanismo de falha por fadiga de alto ciclo dos ferros fundidos nodulares, com e sem tratamento de austêmpera, envolve a decoesão dos nódulos de grafita, surgimento de microtrincas a partir das interfaces dos nódulos e matriz metálica, união de determinadas microtrincas com a trinca principal e propagação desta pela conexão entre os nódulos. A nucleação de trincas também foi observada junto a descontinuidades de fundição, tais como inclusões, microrrechupes e grafitas degeneradas.

As propriedades à fadiga do ADI são iguais ou superiores aos aços forjados, como mostra a figura 2.40. Quando submetidos a tratamentos de superfície, a resistência à fadiga do ADI aumenta significativamente, como pode ser observado através da

⁸ LIN, C.K.; LAI, P.K.; SHIH, T.S. Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – I. High-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.18 (5), p. 297-306, 1996.

comparação entre os limites de fadiga dos materiais 2 e 6 ou 4 e 7 (Figura 2.41), (DUCTILE IRON DATA FOR DESIGN ENGINEERS, 2010).

A figura 2.41 mostra a influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga em corpos de prova ADI. Observa-se que os valores máximos para a resistência à fadiga, determinada por flexão rotativa, são obtidos para temperaturas de austêmpera em torno de 360°C, (HARDING, 1993).

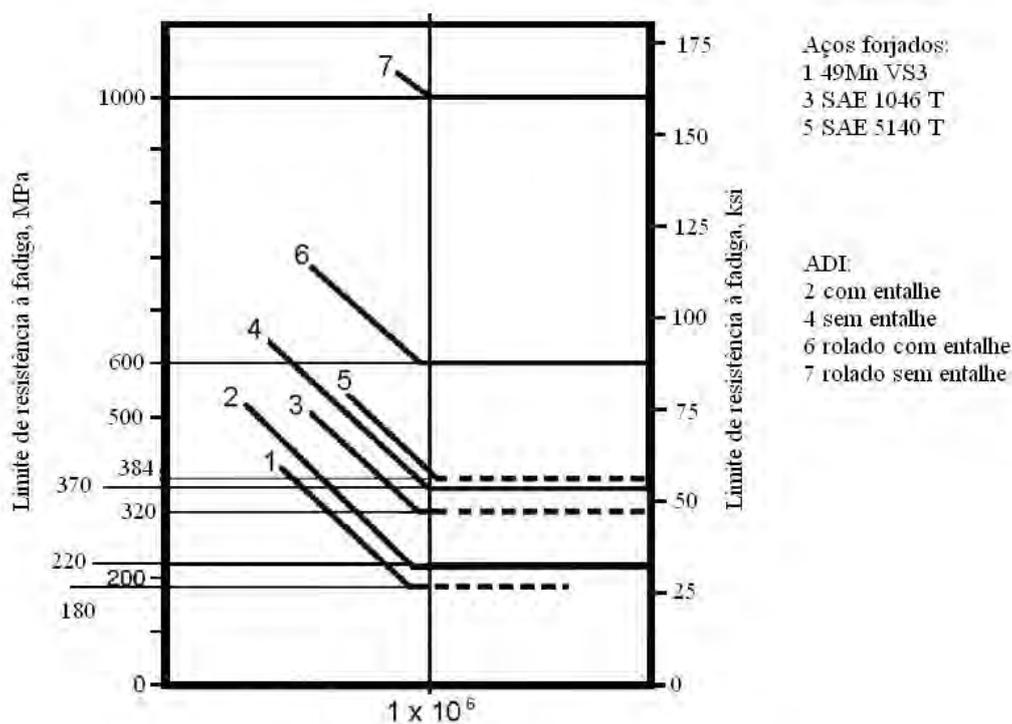


Figura 2.40 – Comparação entre o limite de fadiga do ADI e aços forjados com influência de tratamentos superficiais e entalhe. Adaptação de DUCTILE IRON DATA FOR DESIGN ENGINEERS, 2010.

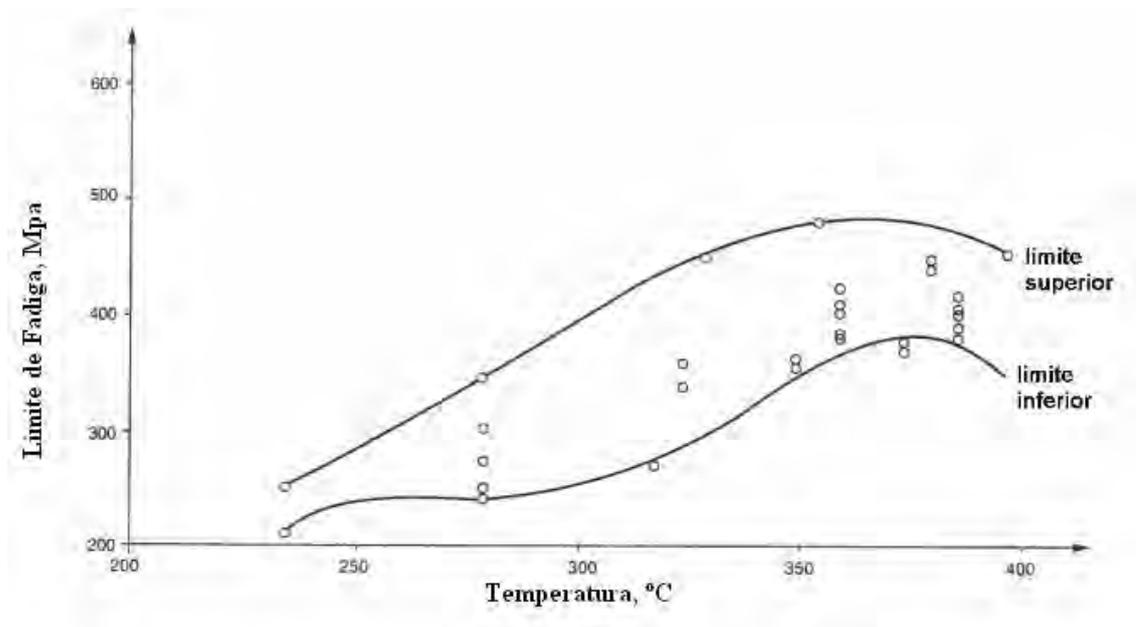


Figura 2.41 – Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga por flexão rotativa em corpos-de-prova sem entalhe (HARDING, 1993).

Dias (2006) acredita que, no ADI a propagação da trinca por fadiga possa ser retardada pela ocorrência da transformação da austenita em martensita na região próxima a trinca, favorecendo o fenômeno de fechamento da trinca por transformação de fase e provocando o relaxamento das tensões na ponta desta. Desta forma, os tratamentos superficiais neste ferro fundido têm duplo efeito, ou seja, o ADI se beneficia das tensões compressivas geradas pelo tratamento superficial e das tensões geradas pela transformação da austenita em martensita.

2.10.2 Fadiga em componentes estruturais contendo defeitos

A previsão da resistência à fadiga de componentes estruturais contendo defeitos tem sido objeto de estudo de engenheiros e pesquisadores, utilizando diferentes critérios e abordagens. Destaca-se o trabalho de Murakami e Endo (1994).

As equações (2.10 a 2.12) apresentam o critério empírico proposto por Murakami e Endo (1994), onde se observa que os autores adotam a área projetada do defeito como parâmetro geométrico.

$$\Delta K_{\max} \cong c_1 \cdot \Delta\sigma \sqrt{\pi \sqrt{\text{área}}} \quad (\text{Eq. 2.10})$$

$$\Delta K_{th} = c_2 \cdot (H_v + 120) (\sqrt{\text{área}})^{1/3} \quad (\text{Eq. 2.11})$$

$$\sigma_w = \frac{c_3 \cdot (H_v + 120)}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2} \right)^{0,226+H_v \cdot 10^{-4}} \quad (\text{Eq. 2.12})$$

onde:

ΔK_{\max} : máximo fator cíclico de intensidade de tensão na região do defeito.

c_1 : constante (0,65 para defeitos superficiais e 0,5 para defeitos internos).

$\Delta\sigma$: intervalo de variação da tensão normal ao plano do defeito.

área : área projetada do defeito em um plano perpendicular à máxima tensão normal.

ΔK_{th} : fator cíclico limiar de intensidade de tensão (limite inferior de ΔK , abaixo do qual não ocorre o crescimento da trinca).

c_2 : constante ($3,3 \times 10^{-3}$ para defeitos superficiais e $2,77 \times 10^{-3}$ para defeitos internos).

σ_w : limite de resistência à fadiga.

c_3 : constante (1,43 para defeitos superficiais e 1,56 para defeitos internos).

H_v : dureza Vickers.

R : razão entre a tensão mínima e máxima.

Estas equações tem sido utilizadas na abordagem de fadiga de componentes metálicos com pequenas trincas, pequenos furos, ranhuras superficiais, rugosidade superficial, inclusões não-metálicas, pontos de corrosão, carbonetos em aços ferramenta, partículas de segunda fase em ligas Al-Si e grafita esferoidal em ferros fundidos nodulares convencionais (MURAKAMI e ENDO, 1994).

Dias *et al.* (2003) avaliaram o fundamento do critério de Murakami e Endo e a equação (2.12), utilizando métodos computacionais que ainda não estavam disponíveis na época que o mesmo foi proposto. Os autores verificaram que a diferença observada foi de $\pm 10\%$, ficando dentro da margem de erro determinada experimentalmente por Murakami e Endo (1994). A eficiência do critério proposto por Murakami e Endo (1994) é atribuída primeiramente à possibilidade de calcular ΔK em defeitos com formas

complexas, em duas e três dimensões, utilizando equações simples e também ao fato de o efeito da microestrutura do material sob análise estar condensado na dureza do material, como se observa nas equações (2.10 a 2.12).

Carmo *et al.* (2004) adaptaram a equação (2.12) para ser utilizada na estimativa do limite de fadiga por flexão rotativa do ADI. A principal modificação foi na constante associada à dureza, onde $(H_v + 120)$ foi substituído por $(c_1 - H_v)$ uma vez que a resistência à fadiga do ADI não é diretamente proporcional à dureza do material. Então, a equação (2.12) com $R=-1$ ficou da forma mostrada na equação (2.13).

$$\sigma_w = \frac{c_3 \cdot (c_1 - H_v)}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \quad (2.13)$$

Para determinar, experimentalmente, o valor da constante C_1 para o ADI, Carmo *et al.* (2004) utilizaram os resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa de 30 corpos-de-prova, realizados por Meneses *et al.* (2003). O limite de fadiga foi determinado para $n \geq 5 \times 10^6$ ciclos. Para determinar o parâmetro $\sqrt{\text{área}}$ os autores utilizaram a área máxima da grafita, observada na periferia da seção transversal dos corpos-de-prova e encontram um valor médio para $c_1 = 910 \text{ HV}$.

2.10.3 Comportamento à fadiga de aços bainíticos livres de carbonetos

Bhadeshia (2005b) sugere que sejam realizadas pesquisas na avaliação da resistência à fadiga de aços bainíticos livre de carbonetos. Até então, não havia na literatura estudos nesse sentido.

Peet *et al.* (2011) divulgaram pela primeira vez, resultados de estudo da resistência a fadiga mecânica desses tipos de aços bainíticos livre de carbonetos. As investigações foram realizadas com ciclos de carregamento em que as tensões máximas situaram-se na faixa de 1,2 a 1,6 GPa em testes de fadiga com carregamento de tração e compressão. Foram aplicados 10^5 ciclos e os dados extrapolados para 10^7 ciclos estimando a vida a fadiga em 855 MPa. Os autores ressaltam o fato de ter produzido o aço em fusão com

cadinho aberto, ou seja, sem procedimentos para controle da atmosfera. O aço foi laminado, então, um bloco foi homogeneizado em forno tendo a amostra em atmosfera de vácuo, utilizando a temperatura de 1200 °C mantida por 2 dias. A composição química do aço é Fe-0,8C-1,59Si-2,01Mn-1,0Cr-0,24Mo-1,51Co-0,02P-0,02S (% em peso). O aço estudado foi austemperado a 200°C por 10 dias para gerar bainita fina com dureza de 680 ± 3 HV50. Os autores determinaram a resistência à fadiga em 1,2 e 1,3 GPa para duas amostras que não romperam com 10^5 ciclos e estimaram a resistência à fadiga de 855 MPa para uma vida em 10^7 ciclos.

2.11 Análise dilatométrica

Segundo Caballero (2002), a análise dilatométrica é utilizada para realizar um estudo das transformações de fases sólido-sólido em aços. É apta para traduzir as modificações estruturais que possam se manifestar num determinado domínio térmico. Partindo de uma dada microestrutura, as taxas de aquecimento, de resfriamento e a temperatura são os fatores que mais diretamente afetam a cinética de transformação microestrutural do aço.

De acordo com Carmo e Dias (1997), as transformações do metal ou liga ensaiada são determinadas através da análise das variáveis: dilatação ou contração, temperatura e tempo. As transformações cristalinas dos aços e ferros fundidos são acompanhadas de variações de volumes que traduzam nas curvas dilatométricas pelas mudanças de inclinação.

Os dados obtidos da análise são interpretados através de diagramas (dilatogramas), que mostram os constituintes microestruturais em condições de aquecimento e resfriamento. Sendo uma ferramenta muito importante na caracterização de aços em resposta ao tratamento térmico (CARMO e DIAS, 1997).

As propriedades mecânicas em aços e, portanto, sua aplicação industrial está relacionada com a microestrutura. Neste sentido, o estudo de todos os aspectos que possam modificar a microestrutura do aço durante tratamento térmico é de extrema importância. Dilatometria é uma das técnicas mais poderosas para o estudo de

transformações de fases sólidas em aços. Isto porque permite o monitoramento em tempo real da evolução das transformações em termos de dimensão e mudanças que ocorrem na amostra por aplicação de um ciclo térmico (CABALLERO, 2002).

Esta técnica é amplamente utilizada para estudar o comportamento do aço durante a transformação contínua no aquecimento e no resfriamento. Os resultados são apresentados em forma de gráficos, que mostram as temperaturas de formação dos constituintes microestruturais que podem ser obtidos para um dado resfriamento ou em condição de aquecimento. Esses diagramas de transformação são de imenso valor em aplicações metalúrgicas tais como o tratamento térmico e soldagem e como meio de caracterizar os aços para processos específicos (CABALLERO, 2002).

Como exemplo de dilatograma tem-se a variação relativa do comprimento em função da temperatura mostrada na curva dilatométrica da figura 2.42, que reproduz a mudança relativa de comprimento em um aço de baixo C (Fe-0,11C-0,5Mn) com estrutura inicialmente de ferrita e perlita e submetido a aquecimento contínuo na taxa de $0,05 \text{ Ks}^{-1}$. A transformação da austenita acontece entre as temperaturas Ac_1 e Ac_3 que representam, respectivamente, as temperaturas em que a transformação de ferrita mais perlita iniciam e terminam na transformação para austenita, (CABALLERO, 2002).

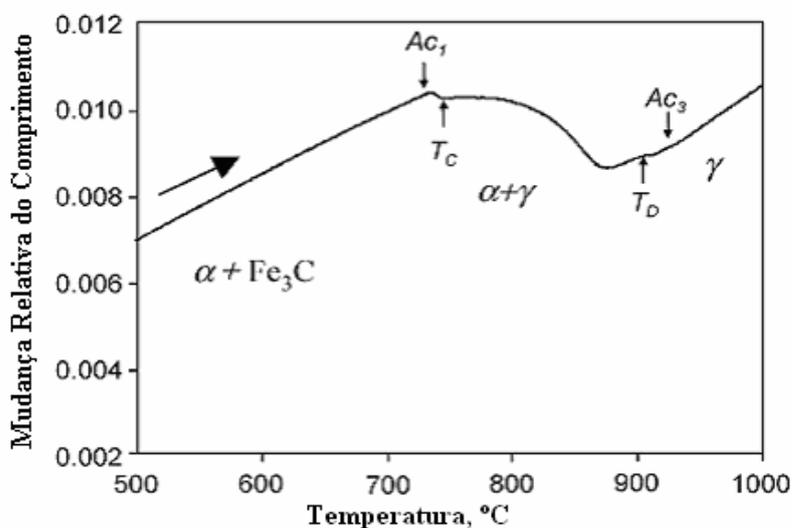


Figura 2.42 - Mudança relativa do comprimento *versus* temperatura na curva dilatométrica de um aço baixo C (CABALLERO, 2002).

A figura 2.43 mostra outro exemplo de dilatograma onde foi detectado um fenômeno de transformação martensítica de aços inoxidáveis X30-45Cr13 e X40-60CrMoV14. A transformação entre M_i e M_f não ocorre de forma contínua. M_{iI} é utilizado para representar a temperatura de início principal da formação da martensita. M_{iI} é indicada por um mínimo na curva. M_{iII} indica um fenômeno (*splitting*) que ocorre antes de M_{iI} . Este fenômeno acontece devido à formação de martensita em regiões da amostra em que a austenita é pobre em C ou elementos formadores de carbonetos. Este tipo de fenômeno é geralmente explicado pela precipitação de carbonetos durante o resfriamento. A M_{i0} representa a temperatura abaixo da qual M_{iI} acontece. Este estágio é causado pelo gradiente de concentração produzido na austenita pela difusão do C e elementos formadores de carbonetos que foram totalmente ou parcialmente dissolvidos no aquecimento. Ou seja, de forma inversa ao M_{iII} que acontece por baixa concentração de elementos na austenita, o M_{i0} acontece depois de M_{iI} devido a alta concentração de elementos na austenita. O M_{i0} pode vir como consequência do resultado da etapa de austenitização, em que a austenita não alcançou nível suficiente de homogeneidade. Isto ocorre basicamente por dois motivos: 1) ou devido ao processo de dissolução de carbonetos que não terminou, ou 2) devido aos gradientes de concentração de elementos que não foram eliminados por difusão no estado sólido (CABALLERO, 2002).

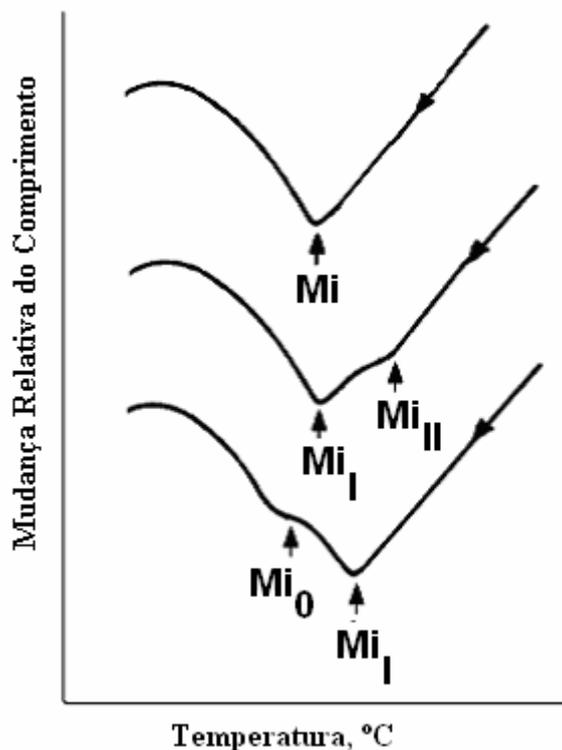


Figura 2.43 - Mudança relativa do comprimento *versus* temperatura devido à transformação martensítica no aço inoxidável martensítico (CABALLERO, 2002).

2.12 Considerações finais

Propõe-se, a partir da revisão realizada, apresentar no capítulo seguinte os materiais e métodos utilizados em experimentos para obtenção de aço de fundição e, posteriormente, austemperado. Objetiva-se alcançar a matriz bainítica livre de carbonetos e com austêmpera em baixa temperatura. Busca-se uma matriz refinada para possibilitar boa combinação de resistência mecânica e ductilidade. Com base nos conhecimentos desenvolvidos para a obtenção e caracterização do ferro fundido nodular austemperado, busca-se avaliar o comportamento do aço em situação de fadiga mecânica de alto ciclo.

3

MATERIAL E MÉTODOS

Neste capítulo, apresenta-se o material utilizado e os procedimentos realizados no desenvolvimento da pesquisa.

3.1 Produção do aço - testes preliminares

Na revisão bibliográfica dos processos de produção não foram encontrados dados sobre o processo de produção do aço fundido, objeto desse projeto. Então, foram realizados testes para avaliar a fundibilidade do aço e otimizar os ciclos térmicos de austêmpera. A produção do aço foi trabalhada em triplicata, ou seja, foram realizadas três fusões, visando propiciar quantidade de material para avaliação do processamento térmico de austêmpera, bem como verificar a reprodutibilidade. Com base na revisão bibliográfica, item 2.9, foi definida a composição química que é apresentada na tabela 3.1. As quantidades dos elementos carbono, silício, manganês, cobalto e alumínio se aproximam daquelas apresentadas na revisão para o aço C da tabela 2.3.

Tabela 3.1 – Composição química prevista para os testes preliminares.

C	Si	Mn	Co	Mo	Cr	Ni	P	S
0,7-0,9	1,5-1,7	1,9-2,1	1,4-1,6	0,1-0,3	1,0-1,2	0,4-0,6	< 0,06	< 0,015

3.1.1 Produção do aço fundido

Não havendo uma definição de norma específica para esse tipo de aço e não sendo conhecidos os aspectos relativos à fundibilidade do mesmo, definiu-se a forma de bloco tipo Y com base de 13 mm para produção dos corpos de prova, conforme figura 3.1. Trata-se de um modelo de bloco padronizado pela ASTM A 897 para ferro fundido nodular austemperado - ADI. Esse bloco proporciona maior facilidade de usinagem dos corpos de prova e maior rendimento metálico em relação ao bloco tipo Keel, indicado para a obtenção de aços fundidos no escopo da norma ASTM A 781 (1999).

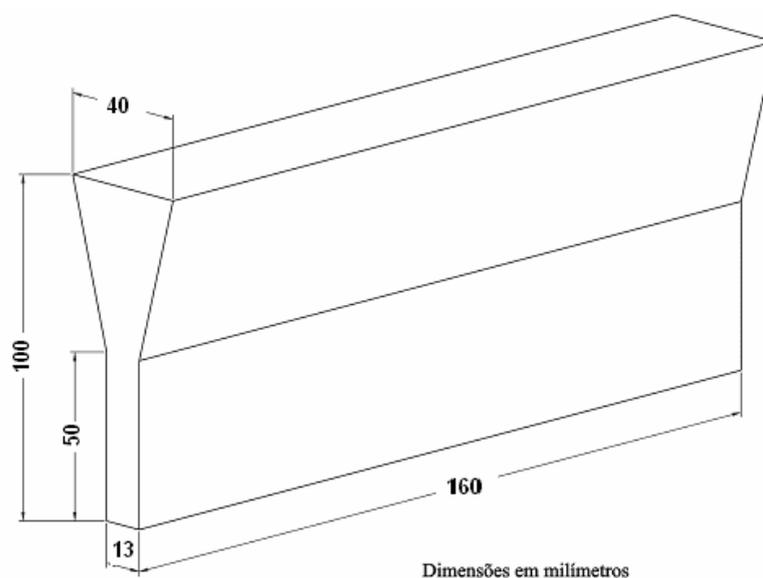


Figura 3.1 – Forma do bloco fundido para retirada dos corpos de prova.

Um primeiro aspecto levantado refere-se à questão da sanidade do fundido, das condições que esse tipo de bloco possibilita à alimentação do aço. Foi realizada uma simulação de solidificação através do software Magma® para verificar a aplicabilidade de obtenção do bloco sem defeitos de rechupes. Apresenta-se na figura 3.2 um esquema do bloco obtido da análise da solidificação. As partes cinza, mais escuras, mostradas na figura 3.2, indicam a região solidificada sem a presença de rechupes. Sendo os corpos de prova usinados da região mais fina, base do bloco, este resultado indica que o bloco pode ser utilizado.

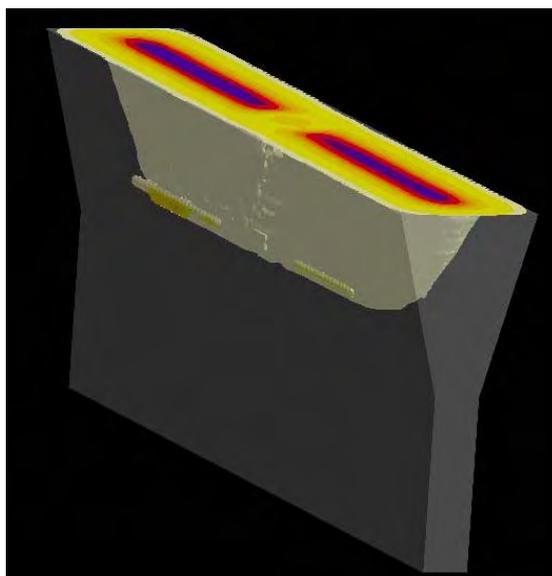


Figura 3.2 – Bloco Y de base 13 mm após análise da solidificação no software Magma®.

As elaborações do aço foram realizadas em forno a indução de média frequência, marca Inductotherm, cujo cadinho tem capacidade para 120 kg de aço. A matéria prima de gusa e de sucata de aço foi limpa em um jateador de granalhas de aço a fim de ser retirado o óxido - ferrugem. A ordem de adição do carregamento do forno foi: gusa, sucata de aço e adição dos elementos de liga após o material liquefeito. As temperaturas de sobreaquecimento do aço no forno foram fixadas entre 1680 e 1690°C. Depois de retirada a escória, todo o aço foi imediatamente transferido para uma panela. As temperaturas de vazamento do aço para o molde foram fixadas na faixa entre 1580 a 1590°C.

3.1.2 Realização dos tratamentos térmicos e obtenção dos corpos de prova nos testes preliminares

Os blocos foram austenitizados a 1100°C por 4 h, passando posteriormente por resfriamento dentro do forno. Utilizou-se um forno industrial marca Oriental Engineering, modelo P60120- Japão, cujo diâmetro do cadinho é de 550 mm e a altura de 750 mm. O objetivo foi de homogeneizar a estrutura do material e facilitar as operações de usinagem. Então, foram cortadas barras da base dos blocos sendo usinadas para o diâmetro de 13 mm e com o comprimento de 160 mm, conforme apresentado na

figura 3.3. Na condição de recozido foi possível a usinagem sem maiores dificuldades, utilizando ferramenta de metal duro convencional. Posteriormente as barras foram austemperadas em duas temperaturas: 200°C e 300°C. Para essas duas temperaturas foi variado o tempo de austêmpera conforme apresentado na tabela 3.2. A austenitização ocorreu sob a temperatura de 900°C por 30 min.



Figura 3.3 – Barras na condição de arredondadas após tratamento térmico.

Tabela 3.2 - Temperatura e tempo de austêmpera para cada amostra.

Temperatura de austêmpera	Tempo de austêmpera em h									
200°C	72	120	192	240	264	312	360	408	520	
300°C	08	24	72	96	168	192	240	-	-	

A usinagem final dos corpos de prova para o ensaio de tração a partir das barras ocorreu depois dos tratamentos térmicos de austêmpera. Verificou-se extrema dificuldade para a usinagem dos mesmos.

3.1.3 Ensaios e análises nos testes preliminares

Além da tração, foram também realizados os ensaios de dureza e microdureza, bem como a análise da estrutura por microscopia óptica e eletrônica de varredura. As amostras para metalografia e microdureza foram obtidas da seção útil do corpo de prova de tração em região próxima à fratura, enquanto a dureza HRC foi realizada na região

da cabeça. No caso dos corpos de prova recozidos, a realização do ensaio ocorreu normalmente prendendo as cabeças dos corpos de prova nas garras com frisos em V. Entretanto, o mesmo não ocorreu para os corpos de prova após austêmpera, não sendo possível prendê-los nas garras, visto que não havia condições de penetração dos mordentes devido à alta dureza. Verificou-se escorregamento e danos aos frisos. Em alguns corpos de prova, para a realização dos ensaios, foram feitas rosca nas cabeças e utilizou-se um dispositivo para prender na máquina. Houve dificuldades para a usinagem da rosca com quebra e desgaste de ferramentas de metal duro. Na realização dos ensaios de tração também foram verificados problemas. Os corpos de prova rompiam na rosca dentro do dispositivo. Visando solucionar o problema, foi construído um suporte bipartido para prender os corpos de prova pelo raio de concordância. Mesmo assim, alguns deles rompiam próximo ao raio de concordância na região onde eram presos pelo suporte. Foi então, elaborado um novo dispositivo para se prender os corpos de prova como apresentado na figura 3.4. Para prender neste dispositivo os corpos de prova foram usinados tendo as cabeças cônicas.

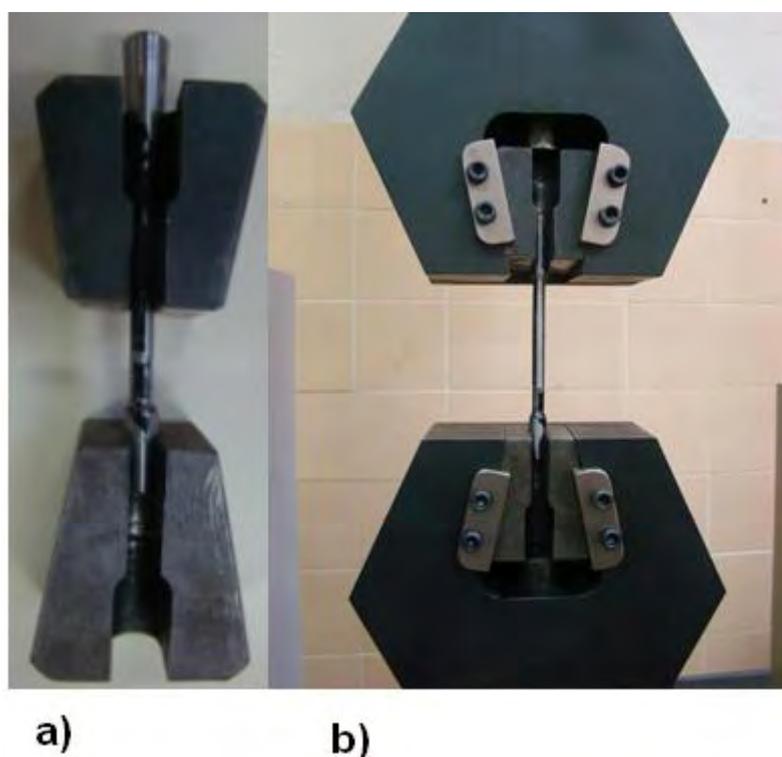


Figura 3.4 – Sistema para prender corpo de prova com cabeça cônica para ensaio de tração: a) detalhe do dispositivo; b) sistema montado nas garras da máquina universal de ensaios mecânicos.

3.2 Produção do aço - testes com avaliação da vida à fadiga

3.2.1 Obtenção do aço fundido

Em função dos resultados preliminares em que se observaram baixas ductilidades e presença de rechupes e de inclusões não metálicas, decidiu-se pela alteração do bloco Y para o da forma de bloco Keel. Trata-se de um modelo de bloco padronizado pela norma ASTM A-781.

Foi também introduzido um sistema de canais para o enchimento dos blocos. Apresenta-se no Apêndice A um esquema contendo as dimensões. Deve-se ressaltar que foram posicionados quatro blocos de cada lado do canal de distribuição. Nesse sistema foi introduzido um filtro cerâmico marca FOSECO[®], modelo STELEX código 3122710, conforme orientação do fabricante, cujo catálogo é apresentado no Apêndice B.

Apresenta-se no Apêndice C, de forma esquemática a forma e dimensões do bloco. Devido ao problema das inclusões, optou-se pela utilização de bacia (copo) confeccionada separadamente e colocada sobre o molde para o vazamento do aço líquido. A moldagem foi feita em molde de areia aglomerada com resina furânica.

Apresentam-se na figura 3.5 os passos para a confecção do molde (blocos Keel). Verifica-se na figura 3.5 a seguinte ordem: a) modelos de madeira de oito blocos tipo Keel e o modelo do sistema de canais posicionados na caixa inferior, destaca-se a introdução de resfriadores metálicos com o objetivo de refinar a estrutura e auxiliar na solidificação dirigida da base do bloco para as partes superiores, responsáveis pela “alimentação” líquida durante a contração de solidificação; b) caixa inferior completa de areia; c) caixa inferior virada, colocado o modelo do canal de descida, pronta para receber a caixa superior; d) caixas superior e inferior moldadas, e) caixa superior e inferior abertas para retirada dos modelos; f) retirada dos modelos de madeira da caixa de baixo; g) vista da caixa inferior ilustrando as cavidades; h) secagem da pintura de zirconita; i) vista da moldação na parte inferior depois da pintura e posicionado o filtro

cerâmico na marcação do canal e j) caixas fechadas com pesos de lastro sobre as mesmas e vista da bacia (copo) para o vazamento.



Figura 3.5 - Passos da moldação para obtenção dos blocos keel.

Foram mantidos os procedimentos e objetivos quanto à composição química em relação às fusões dos testes preliminares, com exceção da utilização de FeTi (0,15% em peso), FeV (0,05% em peso) e *michmetal* (0,03% em peso) como refinadores de grão. Esses, adicionados na transferência do forno para panela de vazamento. FeTi e FeV foram triturados para granulometria menor que 3 mm. Essa combinação de FeTi, FeV e *michmetal* foi experimentada por Chen e Li (2007) e reduziu o tamanho de grão de 800 para 40 μ m. A produção do aço fundido foi realizada em duplicata para se obter quantidade suficiente de material.

A figura 3.6 ilustra a obtenção do aço, sendo: a) matéria-prima; b) matéria-prima colocada no forno; c) adição de escorificante; d) metal líquido; e) molde depois do vazamento e f) detalhe da bacia de vazamento.



Figura 3.6 – Etapas da elaboração e do vazamento do aço.

A figura 3.7 mostra a árvore de fundição dos blocos do tipo keel depois de desmoldados e limpos.



Figura 3.7 - Árvore de fundição contendo oito blocos do tipo Keel ASTM A – 781.

3.2.2 Análise dilatométrica

Foram realizadas análises dilatométricas com o objetivo de se determinar as temperaturas de austenitização e de início e fim da transformação martensítica. A avaliação da cinética de austêmpera, no contexto do material estudado, é praticamente inviável de ser realizada por esta técnica, devido à limitação do tempo de execução do teste. Utilizou-se um dilatômetro marca Adamel Lhomargy, modelo DT 1000.

3.2.2.1 Apresentação da técnica de análise dilatométrica utilizada

Apresenta-se na figura 3.8 um esquema de transmissão de sinais no equipamento. Neste aparelho o controle dos parâmetros do ensaio, a aquisição e a armazenagem dos dados são todos computadorizados. Os parâmetros do ensaio são definidos pelo usuário, sendo necessário informar: velocidade de aquecimento e resfriamento; temperatura e tempo de manutenção e comprimento do corpo-de-prova. Utiliza-se no teste corpo de prova cilíndrico com 2 mm de diâmetro e comprimento entre 10 e 16 mm.

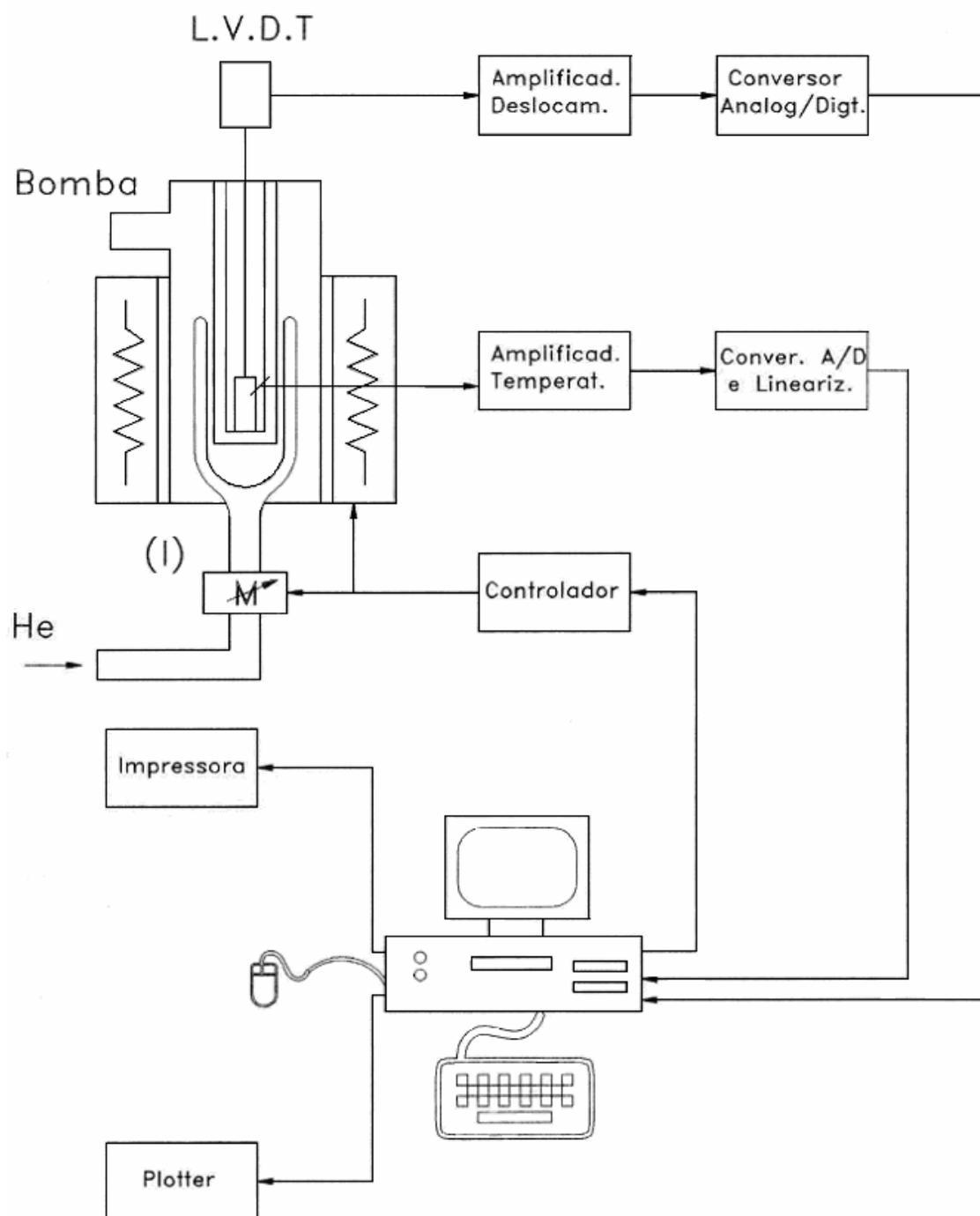


Figura 3.8 - Esquema de transmissão de sinais do dilatômetro Adamel Lhomargy, modelo DT 1000.

O corpo de prova é colocado em um forno de radiação direta composto por duas lâmpadas tubulares de filamento de tungstênio, montadas sobre refletores elípticos. O forno é ligado, normalmente, em condições de vácuo, para evitar a oxidação da amostra.

O resfriamento do corpo de prova é realizado por sopro de ar comprimido, incluindo ou não jatos de gás inerte. Um termopar capilar de cromel-alumel, soldado ao corpo de prova, possibilita monitorar a temperatura.

As mudanças de dimensões do corpo de prova durante o ensaio são detectadas por um transdutor diferencial de variável linear (*LVDT*) através de uma haste de sílica.

Todas as operações envolvendo o comando de várias eletroválvulas, armazenagem de dados de tempo, temperatura e dilatação, são controladas por um microcomputador a partir de um ciclo térmico e informações programadas.

O software que acompanha o equipamento permite analisar os dados através de curvas da temperatura em função tempo, da dilatação relativa em função do tempo e sua primeira derivada, dilatação relativa em função da temperatura e sua primeira derivada.

3.2.2.2 Testes dilatométricos realizados

Depois de retirados os canais, os blocos tipo Keel, figura 3.7, foram austenitizados a 1100°C por 4 h e resfriados dentro do forno na mesma condição dos testes preliminares. Posteriormente, foi retirada uma barra da base do bloco. Desta barra foram usinados por eletroerosão a fio, uma série de corpos de prova para testes dilatométricos nas dimensões citadas no item anterior.

Na tabela 3.3 são mostrados os ciclos realizados nos testes 1 e 2 que objetivam a determinação das temperaturas de início e fim da austenitização e da temperatura de início da formação da martensita. Foi selecionada para o teste a temperatura de 900°C, uma vez que a faixa de 850 a 950°C é a mais citada na literatura. As taxas de aquecimento e resfriamento para o teste 1 tiveram referência no trabalho de Carmo (2003), sendo medidas pelo autor com inserção de termopares em blocos fundidos. Devido às dificuldades operacionais no teste, estas taxas foram diminuídas para o teste 2. Para todos os testes realizados no dilatômetro de têmpera, antes de se iniciar o aquecimento, a câmara de instalação da amostra foi submetida a vácuo de 10 kPa. O

resfriamento foi realizado com jato de ar e sopros de argônio. As dificuldades operacionais encontradas se relacionam com a necessidade de manutenção das pressões de ar e de argônio, o resfriamento contínuo com água sob pressão e a limitação na aquisição de dados tende a levar à interrupção dos testes. Muitos testes foram tentados sem êxito neste trabalho.

Tabela 3.3 - Ciclos térmicos na avaliação da austenitização e transformação martensítica

Teste	Etapas		
	01	02	03
	Taxa de aquecimento	Temperatura e tempo para austenitização	Taxa de resfriamento para têmpera
01	0,5°C/s até 750°C. 0,14°C/s até 900°C	900°C por 3 min.	20°C/s até 300°C e 5 °C/s até 30°C
02	0,083°C/s até 900°C.	900°C por 3 min.	10°C/s até 300°C e 1°C/s até 30°C

Como apresentado na revisão bibliográfica, a austêmpera do aço estudado exige tempos muito longos comparados aos aços tradicionais. Assim, a aplicação da técnica dilatométrica para a análise da cinética nas transformações microestruturais é praticamente inviável. Na tabela 3.4 são apresentados ciclos utilizados para avaliação da austêmpera a 300°C. Depois da etapa 4 as amostras foram resfriadas a 5°C/s até a temperatura ambiente. No apêndice E são ilustrados outros resultados de dilatogramas não apresentados no capítulo 4.

Tabela 3.4 - Ciclos térmicos na avaliação da temperatura de austenitização e de austêmpera a 300°C

Teste	Etapas			
	01	02	03	04
	Taxa de aquecimento	Temperatura e tempo de austenitização	Taxa de resfriamento para 300°C	Tempo de austêmpera a 300°C
03	0,5°C/s até 750°C. 0,08°C/s até 830°C. 0,008°C/s até 850°C.	850°C por 15 min.	10°C/s até 300°C	10 h
04	0,5°C/s até 750°C. 0,08°C/s até 830°C.	875°C por 15 min.	10°C/s até 300°C	13 h
05	0,004°C/s até 875°C.	875°C por 15 min	10°C/s até 300°C	6 h

Na tabela 3.5 estão representados os ciclos térmicos que foram realizados na avaliação da austêmpera a 200°C. Os ajustes nas taxas de resfriamento para 200°C se fizeram necessários por problemas nas taxas de aquisição de dados do equipamento. Depois da austêmpera as amostras foram resfriadas a 5°C/s até a temperatura ambiente.

Tabela 3.5 – Ciclos térmicos de austêmpera a 200°C

Teste	Taxa de aquecimento	Temperatura e tempo de austenitização	Taxa de resfriamento para 200°C	Tempo de austêmpera a 200°C
06	(todos os testes)	(todos os testes)	10°C/s	12,34 h
07	0,5°C/s até 750°C.		5°C/s	18 h
08	0,08°C/s até	875°C por 15	5°C/s	24 h
09	830°C 0,003°C/s	min.	8°C/s	29,5 h
10	até 875°C.		8°C/s	36,3 h
11			8°C/s	31,9 h

3.2.3 Preparação dos corpos de prova e tratamentos térmicos de austêmpera

Depois de analisados os testes dilatométricos, a partir dos blocos tipo Keel, foram pré usinados os corpos de prova para ensaios de tração, figura 3.9 (c) à direita, e de fadiga por flexão rotativa, figura 3.9 (c) à esquerda. Apresenta-se na figura 3.9 (a) o bloco inteiro com indicação da posição dos cortes. Então, da base de cada lado do bloco Keel se obteve 4 barras com as dimensões aproximadas de 15 x 15 x 80 mm, figura 3.9 (b).

Antes do tratamento térmico, os corpos de prova foram cobertos por uma mistura de graxa e grafite como se pode ver na figura 3.10 (a). Isto foi feito para evitar a decarbonetação e oxidação. A figura 3.10 (a) mostra também o dispositivo que foi preparado para o encaixe dos corpos de prova na vertical. Na figura 3.10 (b) tem-se o instante em que o conjunto foi mergulhado no forno a banho de sais.

Utilizou-se para o aquecimento um forno industrial tipo cadinho, marca Oriental Engineering[®], modelo P50120, Japão, cujo diâmetro é 500 mm e altura de 750 mm, dotado com sistema de circulação forçada do ar, para a homogeneização da temperatura no interior do cadinho. O forno para resfriamento em banho de sais é do mesmo fabricante que o primeiro, sendo o modelo SPE 50120, com cadinho de diâmetro de 1,2

m e 800 mm de profundidade. Utilizou-se sal marca HEF do Brasil, tipo LTDS, com ponto de fusão de 170°C e capacidade de aquecimento máxima de 500°C. A quantidade de sal no forno é de 1200 kg.



Figura 3.9 – Obtenção dos corpos de prova a partir do bloco Keel. a) keel inteiro. b) cortes das barras para pré usinagem. c) corpos de prova pré usinados.

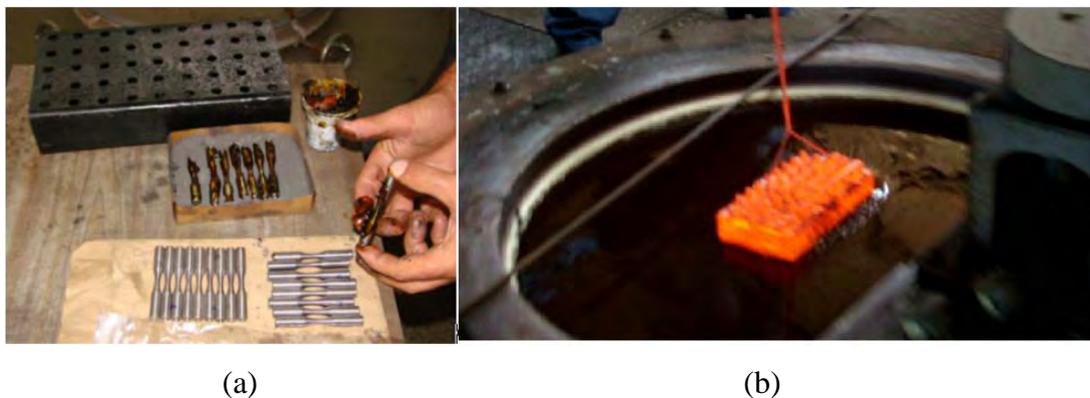


Figura 3.10 - Preparação dos corpos de prova e tratamento térmico de austêmpera.

Foram tratados dois lotes de corpos de prova para ensaio de tração, sendo um austemperado a 300°C e outro a 200°C, conforme ilustrado na figura 3.11. Para cada tempo foram tratados dois corpos de prova. Posteriormente foram tratados outros dois lotes referentes aos corpos de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa. O primeiro lote foi austemperado à 300°C com manutenção de 18 h e o segundo lote a 200°C com manutenção de 240 h.

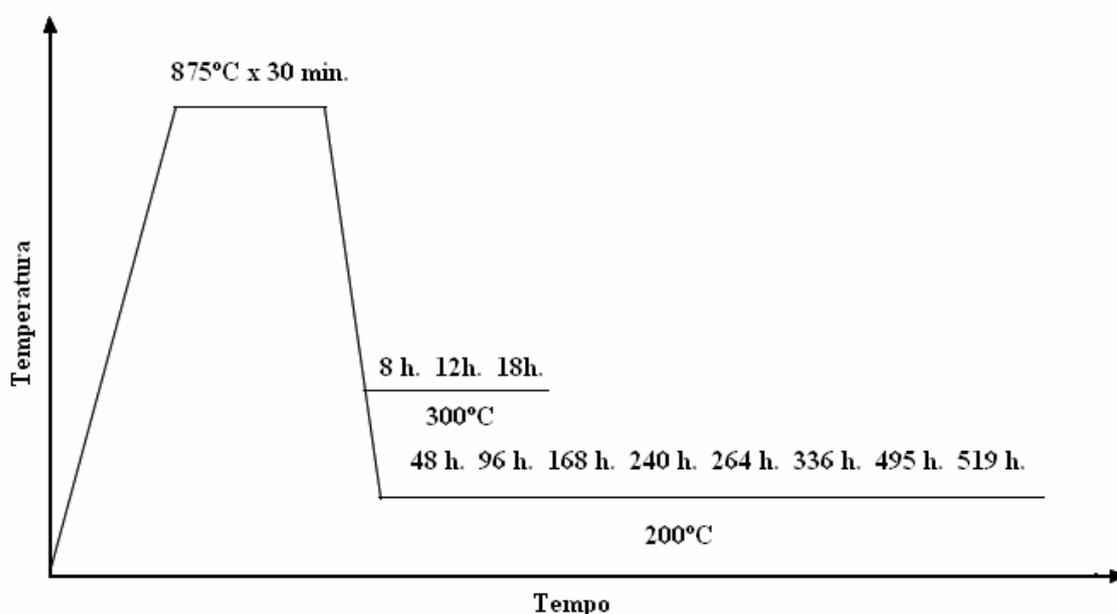


Figura 3.11 – Esquema dos ciclos térmicos utilizados na austêmpera dos corpos de prova para ensaio de tração.

A limpeza dos corpos de prova depois de tratados foi realizada em jateador de areia de câmara fechada. Os corpos de prova para o ensaio de fadiga foram lixados longitudinalmente, enquanto giravam no torno mecânico, na seguinte ordem de lixas: #120, #220, #400, #600 e #1200 (número de grãos de abrasivo por polegada quadrada). Detalhe importante para se evitar ranhuras radiais. Essa sequencia de operações é ilustrada na figura 3.12, sendo: (a) corpos de prova depois de tratados; (b) jateamento com areia; (c) depois de jateados; (d) acabamento com lixamento no torno mecânico.

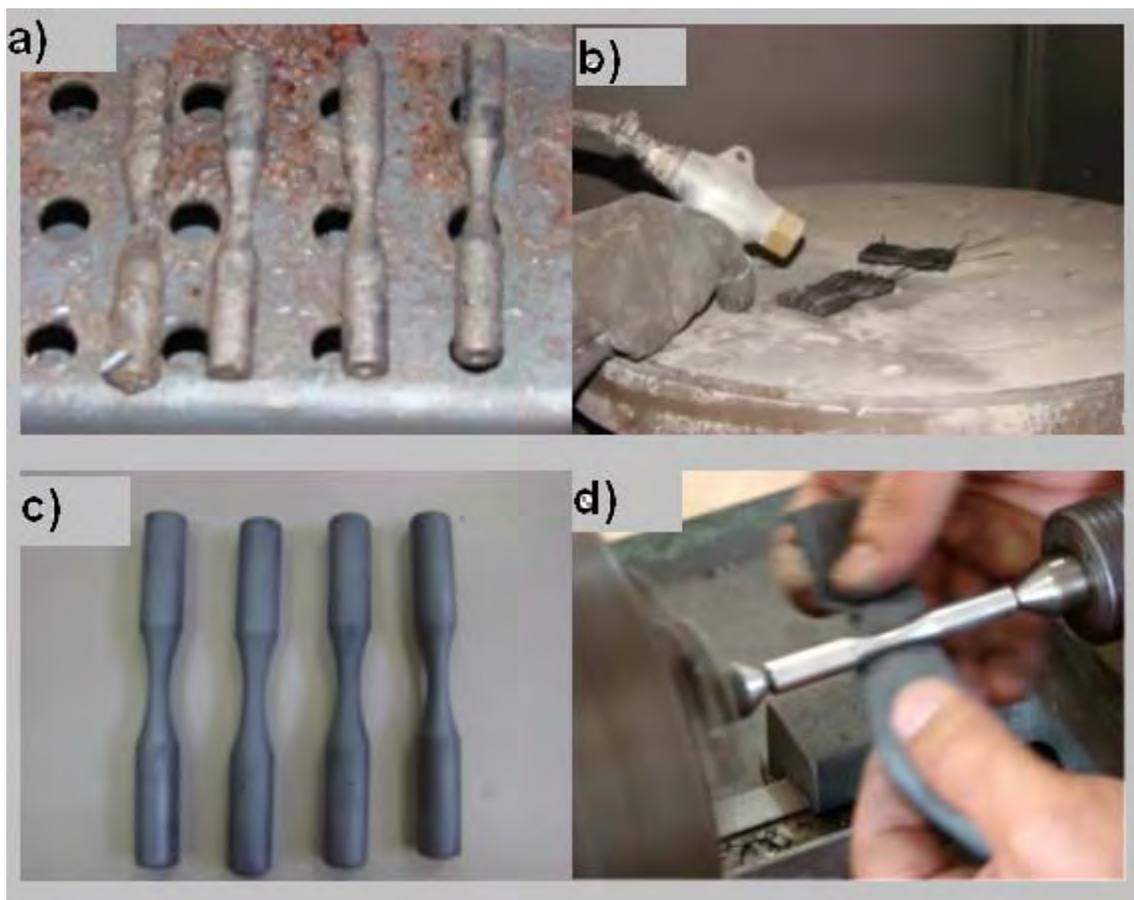


Figura 3.12 – Limpeza e acabamento dos corpos de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa.

3.3 Caracterização dos materiais

As análises químicas foram realizadas em espectrômetro de emissão óptica, marca Spectro[®] e modelo 848596. As amostras foram vazadas em molde metálico para a obtenção das dimensões aproximadas de diâmetro 30 mm e altura 5 mm e foram obtidas no momento do vazamento dos moldes dos blocos Keel. As superfícies para “queima” (análise) das mesmas foram retificadas.

3.3.1 Caracterização dos materiais por ensaios mecânicos

No ensaio de tração foi utilizada a máquina do fabricante EMIC, modelo DL 10.000, com célula de carga de capacidade para 100 kN. Seguiu-se a norma ASTM A 370, porém, diferentemente dos testes preliminares, foi usinado um corpo de prova de dimensões reduzidas: diâmetro na região útil de 4,0 mm, distância entre raios de 28 mm, com rosca nas extremidades de diâmetro 10 mm. Dessa forma os níveis de tensão no ensaio foram menores em relação aos experimentados nos testes preliminares e foram eliminados os problemas operacionais dos ensaios conforme comentado nos itens anteriores. Apresenta-se na figura 3.13 a ilustração do dispositivo para montagem do corpo de prova nas garras da máquina universal de ensaios mecânicos.



Figura 3.13 – Sistema para prender corpo de prova na garra da máquina universal de ensaios: (a) detalhe do dispositivo para rosquear o corpo de prova; (b) montagem.

Realizaram-se ensaios de microdureza Vickers nas amostras que foram analisadas no dilatômetro e em corpos de prova submetidos ao ensaio de tração. Para isto foi utilizada a máquina do fabricante SHIMADZU®, modelo HMV, sendo feitas 20 medidas (indentação) em cada amostra com carga de 500 g (HV 0,5). A média dos valores e o respectivo desvio-padrão foram calculados.

3.3.2 Caracterização da estrutura por microscopia e difração de raios X

A caracterização microestrutural foi feita através de ataque metalográfico associado com microscopia óptica e análise no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Os reativos utilizados para realizar os ataques foram nital e Lepera.

Foi também realizada a medição do tamanho de grão austenítico, a qual objetiva verificar a influência dos modificadores, Ti, V e liga *mischmetal* introduzidos nas elaborações finais e não utilizados nas preliminares. Foram seguidas as orientações da norma ASTM E 112. O procedimento para o tratamento térmico das amostras para análise do tamanho de grão foi o seguinte: austenitização a 860°C por 2 h e têmpera em água e posterior revenimento a 550°C por 5 h. Após o tratamento térmico, as amostras foram preparadas por meio de lixamento e polimento em alumina. Então, as mesmas foram atacadas por imersão a frio com um reativo composto de 200 mL de água destilada, 4 g de ácido pícrico e 2 mL de detergente neutro por um tempo de 30 min., sendo que a cada 5 min. realizou-se um leve polimento. Este polimento objetivava retirar as manchas escuras geradas durante ataque no meio dos grãos, propiciando assim melhor contraste nos contornos destes. Com os grãos austeníticos revelados, analisaram-se cinco campos de cada amostra através de micrografias pelo método do intercepto linear médio.

A difração de raios X foi utilizada para estimar o volume de austenita na matriz metálica e o teor de carbono da austenita. Foram analisadas as amostras representativas das austemperadas a 200°C por 8, 18 e 168 h e a 300°C por 48, 240 e 519 h. As amostras foram obtidas das cabeças dos corpos de prova de tração, tendo as dimensões de 10 mm de diâmetro e 5 mm de espessura. A superfície para o teste foi lixada até a granulometria de lixa #600.

As amostras foram analisadas em um difratômetro de raios-X, marca Philips-Panalytical, modelo PW 1710, do Laboratório de raios-X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG). As amostras foram varridas no intervalo $10,01^\circ \leq 2\theta \leq 109,99^\circ$ com incremento de $0,020^\circ$. O comprimento de onda da radiação do tubo de cobre foi $K\alpha_1 = 0,154056$ nm.

Os difratogramas foram analisados através do programa Origin® versão 7.1, utilizando o módulo *Peak Fitting* para obter a posição, áreas e intensidades integradas dos picos relativos aos planos (111), (200), (220) e (311) da austenita e (110), (200), (211) e (220) da ferrita. Para estimar o volume de austenita e ferrita utilizaram-se as áreas integradas dos planos citados.

Os valores do espaçamento entre planos ($d_{k,l,m}$) os planos da austenita foram utilizados para o cálculo do parâmetro de rede (a_γ) através da equação 3.1 (CULLITY, 2001).

$$a_\gamma = d_{k,l,m} \cdot \sqrt{k^2 + l^2 + m^2} \quad (\text{Eq. 3.1})$$

a_γ : parâmetro de rede da austenita em nanômetros;

$d_{k,l,m}$: espaçamento interplanar medido por difração de raios X.

utilizando o método da extrapolação do parâmetro de rede da austenita.

$$a_\gamma = 0,3555 + 0,0044 \cdot C_\gamma \quad (\text{Eq. 3.2})$$

(REED HILL, 1982),

a_γ : parâmetro de rede da austenita em nanômetros;

C_γ : teor de carbono na austenita, porcentagem em peso.

3.3.3 Caracterização do limite infinito de vida à fadiga mecânica

Os ensaios de fadiga de alto ciclo por flexão rotativa com amplitude constante foram realizados em máquina fabricada pela Fatigue Dynamics Inc®, Estados Unidos, modelo RBF-200, apresentada nas figura 3.14 e 3.15.



Figura 3.14 – Máquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa.

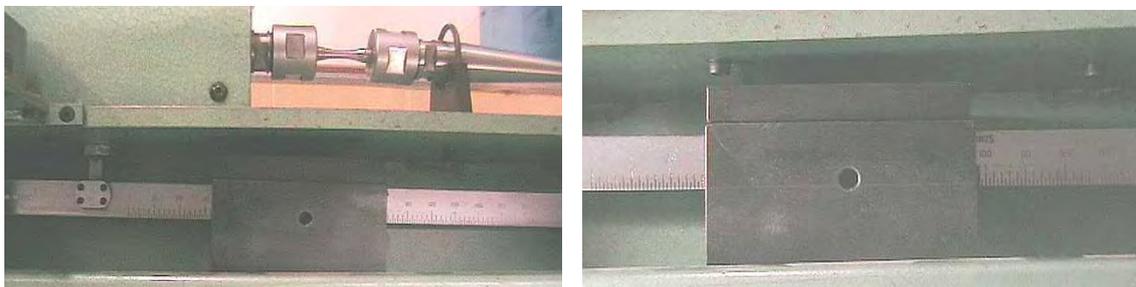


Figura 3.15 – Destaques para o corpo-de-prova, o peso e o braço graduado.

Os corpos de prova foram usinados a partir da barra cortada do bloco Keel, figura 3.10, de acordo com o desenho apresentado na figura 3.16. Em seguida foram lixados longitudinalmente até a granulometria 1200, conforme ilustrado na figura 3.12 (d).

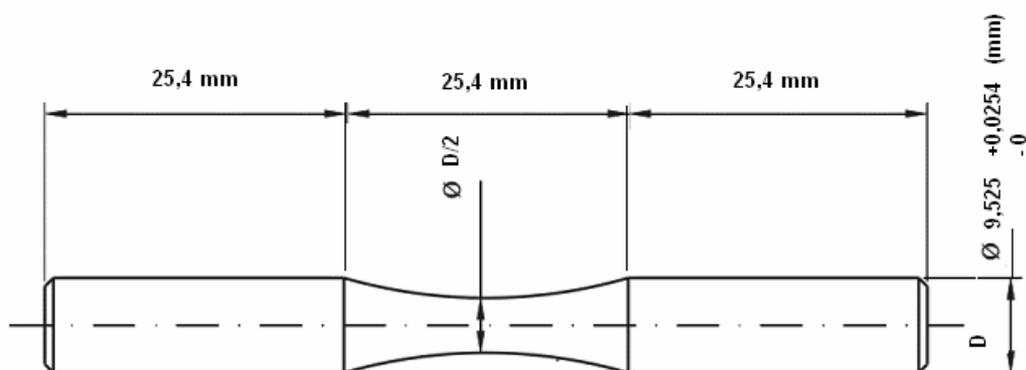


Figura 3.16 – Desenho do corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga por flexão rotativa.

O ensaio consiste em aplicar no corpo de prova em rotação o esforço de flexão simples. O momento máximo que pode ser aplicado é 22,60 N.m. A rotação é constante e pode variar de 500 a 10000 rpm. No modelo RBF-200 o corpo de prova estava engastado numa das extremidades com a outra extremidade livre, figura 3.14 e 3.15, onde se aplicou a carga controlada pela posição do peso, como ilustra a figura 3.15. Deslocando-se o peso ao longo do braço graduado, varia-se o momento fletor aplicado na amostra. Devido à rotação imposta, o ciclo de tensões aplicado foi alternado segundo uma onda senoidal. A tensão normal máxima ocorre nas fibras extremas e foi calculada pela equação 3.3. Neste caso, a amplitude de tensão foi constante e igual à tensão normal máxima ($S_a = S_{max}$), a tensão média foi nula ($S_m = 0$) e a razão entre tensões $R = -1$.

$$S_a = S_{max} = \pm \frac{M}{W}; \quad W = \frac{\pi \cdot d^3}{16} \quad (3.3)$$

Onde:

S_a : amplitude de tensão;

S_{max} : tensão normal máxima;

M : momento fletor, determinado pela posição do peso no braço graduado;

W : módulo de resistência à flexão na seção crítica;

d : diâmetro do corpo-de-prova, sendo $d = 4,7$ mm.

Os ensaios com amplitude constante e variável foram realizados a uma frequência máxima de 100 Hz que, segundo Souza (1982), é o limite máximo para que a velocidade não interfira nos resultados à fadiga. Os ensaios foram iniciados sem carga e à medida que o equipamento alcançava a rotação desejada deslocava-se o peso para a posição correspondente ao momento calculado.

Para obtenção do limite de fadiga das amostras austemperadas a 200°C foram ensaiados 37 corpos de prova variando a tensão entre 500 e 675 MPa a uma frequência de aproximadamente 60 Hz. Para a determinação do limite de fadiga foi adotado o intervalo de variação de tensão de 25 MPa sendo utilizados 15 corpos de prova que não romperam, número mínimo de corpos de prova indicado por Mansur (2003, p.14). São

apresentados na tabela 3.6 os dados trabalhados no método de escada, conforme orientado por Souza (1982). Neste trabalho o limite infinito de fadiga foi determinado quando o corpo de prova atingiu 10.000.000 (10^7) ciclos sem se romper. O valor foi calculado pela equação (3.4) e o desvio padrão foi dado pela equação (3.5). O sinal positivo da equação (3.5) é usado quando se consideram os corpos de prova não rompidos e o sinal negativo para análise baseada nos corpos de prova rompidos; devendo-se utilizar o evento que ocorreu em menor número.

$$\sigma_f = \sigma_0 + \Delta\sigma \left(\frac{\sum i \times n_i}{\sum n_i} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (3.4)$$

$$\delta = 1,620 \times \Delta\sigma \left(\frac{\sum n_i \times \sum i^2 \cdot n_i - \sum i \cdot n_i}{(\sum n_i)^2} + 0,029 \right) \quad (3.5)$$

onde:

- σ_f : é o limite de fadiga determinado;
- σ_0 : o valor da menor tensão ensaiada onde não ocorreu ruptura;
- i : o número de corpos de prova;
- n_i : o número de corpos de prova relativo ao evento que ocorreu em menor número;
- $\Delta\sigma$: é o incremento fixo da tensão, crescente ou decrescente da “escada” e
- δ : o desvio padrão.

Tabela 3.6 – Parâmetros utilizados no método de escada para a determinação do limite de fadiga a 200°C

Tensão	i	n_i (rompeu)	$i \cdot n_i$	$i^2 \cdot n_i$
650	3	2	6	18
625	2	3	6	12
600	1	0	0	0
575	0	5	0	0
		10	12	30
		N	A	B

Para obtenção do limite de fadiga das amostras austemperadas a 300°C foram ensaiados 43 corpos de prova variando a tensão entre 450 e 700 MPa. Foram utilizados 19 corpos

de prova que não romperam. São apresentados na tabela 3.7 os dados trabalhados no método de escada. Os demais parâmetros foram os mesmos adotados para os corpos de prova austemperados a 200°C.

Tabela 3.7 – Parâmetros utilizados no método de escada para a determinação do limite de fadiga a 300°C

Tensão	i	n_i (rompeu)	$i.n_i$	$i^2.n_i$
550	2	3	6	12
525	1	2	2	2
500	0	2	0	0
		7	8	14
		N	A	B

Conforme, Collins (1993) o intervalo de confiança para o limite de resistência a fadiga é dado pela equação (3.6).

$$C = [\sigma_f - y_0 DP_e \leq \mu_v \leq \sigma_f + y_0 DP_e] = 100(1 - \alpha) \quad (3.6)$$

Onde:

σ_f = limite de fadiga determinado;

μ_v = intervalo de valores prováveis para o limite de resistência à fadiga;

α = nível de significância;

y_0 = região de rejeição da distribuição normal padrão, baseada na seleção de α ;

DP_e = desvio padrão do limite de fadiga;

C = percentual de confiança do intervalo.

4

APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 Resultados dos testes preliminares

4.1.1 Resultados das análises químicas

Apresentam-se na tabela 4.1 as composições químicas obtidas nos testes preliminares. Em relação à composição prevista apresentada na tabela 3.1 considera-se que as variações observadas entre as fusões pertencem àquelas admitidas no processo de produção do aço.

Tabela 4.1 – Composições químicas obtidas nos testes preliminares

Fusão	C	Si	Mn	Co	Al	Mo	Ni	Cr	P	S
01	0,74	1,50	1,90	1,60	0,022	0,20	0,57	1,04	0,029	0,0116
02	0,74	1,50	1,84	1,56	0,014	0,14	0,51	1,05	0,0309	0,0131
03	0,86	1,70	1,98	1,40	0,005	0,22	0,57	1,19	0,035	0,015

4.1.2 Resultados dos ensaios de tração

Na tabela 4.2 apresentam-se os resultados do ensaio de tração em função do tempo de austêmpera a 300°C. Na figura 4.1 os resultados são correlacionados levando em consideração os maiores valores de resistência à tração. Da mesma forma, na tabela 4.3 e figura 4.2 são apresentados os resultados para a austêmpera a 200°C.

Tabela 4.2 – Resistência mecânica à tração do aço austemperado a 300°C

Característica mecânica	C.P.	Tempo de austêmpera, h						
		8	24	72	96	168	192	240
L.R. (MPa)	01	1551	1507	1632	1566	1552	1550	1341
	02	1422	1552	N.D.	1318	1510	1472	1499
	03	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	1472
L.E. (MPa)	01	N.D.	N.D.	N.D.	1549	1479	1501	N.D.
	02	N.D.	N.D.	N.D.	1245	1444	1286	1355
	03	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	1335
Al. (%)	01	2,5	3,3	4,5	0	0,7	3,0	0
	02	5,2	0	N.D.	0,8	3,5	4,8	0
	03	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	N.D.	3,8

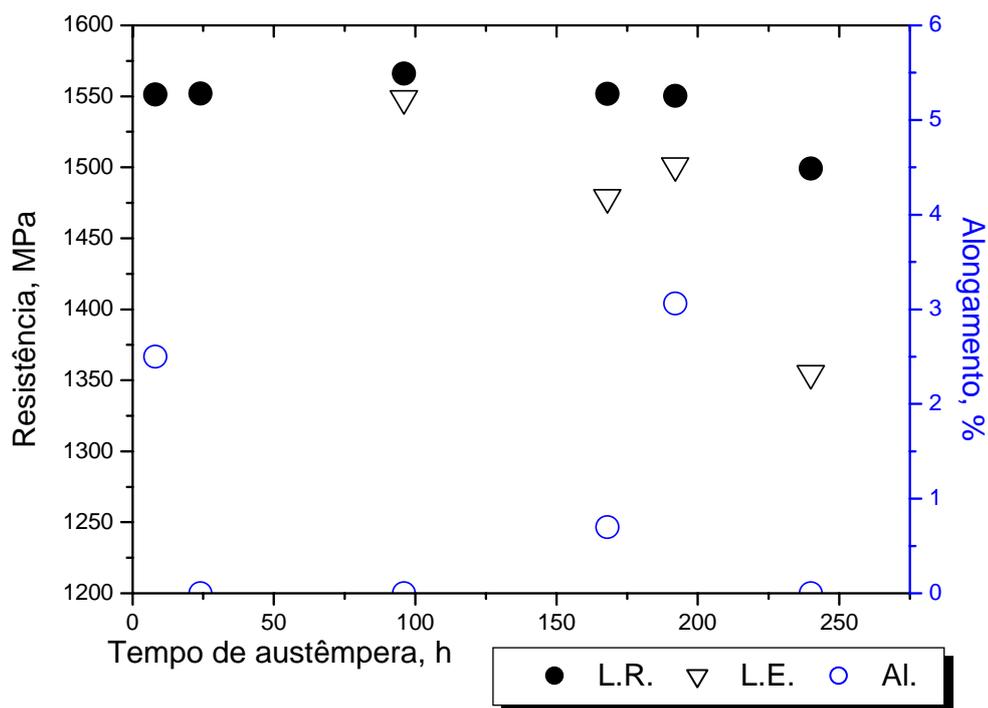


Figura 4.1 – Variação com o limite de resistência à tração em função do tempo de austêmpera a 300°C.

Os dados de alongamento apresentados na figura 4.1 não indicam tendência definida em relação ao tempo de austêmpera e mostram a baixa ductilidade do aço. Em relação à resistência mecânica pode se afirmar que para os menores tempos de austêmpera já se

atingem os mais elevados valores, questionando-se a necessidade de maiores tempos de austêmpera. Mateo *et al.* (2003) citam tempo de austêmpera a 300°C entre 24 e 48 h, como foi apresentado, na tabela 2.4, para um aço sem Co e Al.

Tabela 4.3 – Resistência mecânica à tração e alongamento do aço austemperado a 200°C

Característica mecânica	C.P.	Tempo de austêmpera, h								
		72	120	192	240	264	312	360	408	520
L.R. (MPa)	01	1273	1256	1029	1750	1202	1332	1664	1164	1273
	02	N.D.	N.D.	1324	1827	1574	1740	N.D.	1635	1155
	03	N.D.	N.D.	1492	N.D.	N.D.	1263	N.D.	N.D.	N.D.
	04	N.D.	N.D.	1760	N.D.	N.D.	1618	N.D.	N.D.	N.D.
L.E. (MPa)	01	1262	1224	N.D.	N.D.	1173	1290	1644	1142	N.D.
	02	N.D.	N.D.	1288	1812	1544	1708	N.D.	N.D.	N.D.
	03	N.D.	N.D.	1476	N.D.	N.D.	1237	N.D.	N.D.	N.D.
	04	N.D.	N.D.	1484	N.D.	N.D.	1595	N.D.	N.D.	N.D.
Al. (%)	01	2,1	1,1	0,7	0	0	0,6	0	1,6	0
	02	N.D.	N.D.	0	0	0,8	0	N.D.	0	0
	03	N.D.	N.D.	0	N.D.	N.D.	0,8	N.D.	N.D.	N.D.
	04	N.D.	N.D.	0	N.D.	N.D.	0	N.D.	N.D.	N.D.

Notam-se, para ambas as temperaturas de austêmpera, uma grande dispersão nos resultados do ensaio de tração conforme apresentados nas tabelas 4.2 e 4.3. Tanto o espalhamento observado quanto aos valores abaixo dos que são referenciados na revisão bibliográfica, notadamente valores de alongamento nulos podem ser atribuídos à presença de defeitos de fundição, ressaltando os rechupes notados na fratura dos corpos de prova, como exemplificado na figura 4.3. Analisando-se apenas os maiores valores de resistência, como apresentados nas figuras 4.2, observa-se que para o aço austemperado a 200°C, os tempos de austêmpera em torno de 240 h indicam que se atingem os resultados mais elevados. Essa observação está de acordo com a literatura, contando que nessa são verificadas melhores combinações de resistência e ductilidade, conforme Mateo *et al.* 2005a; Bhadeshia 2005a; entre outros.

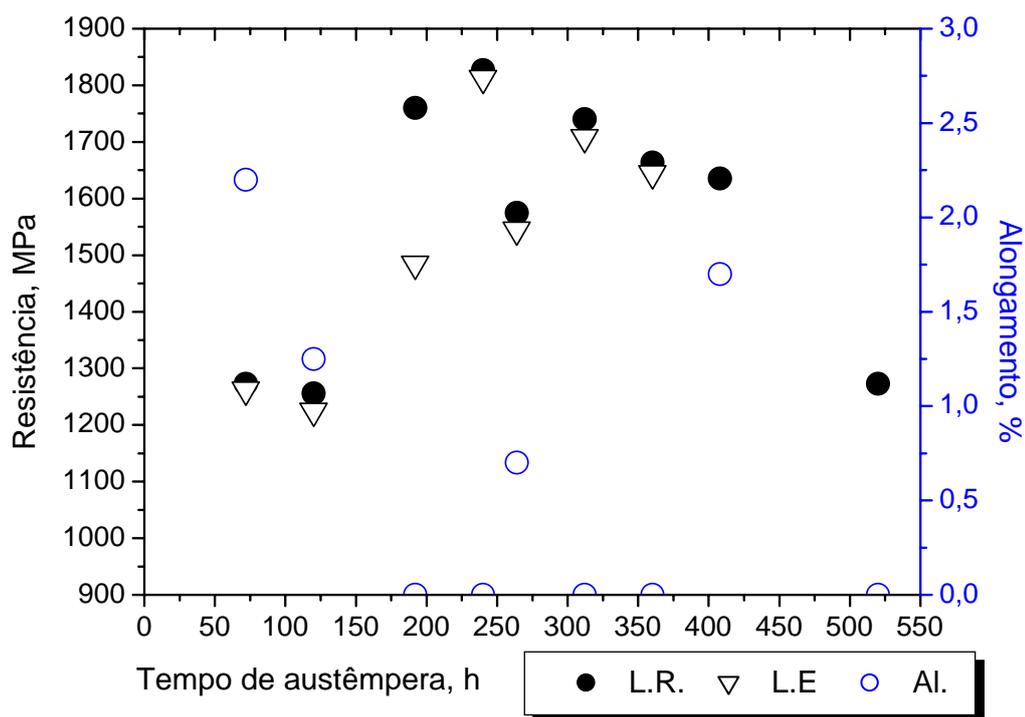


Figura 4.2 – Variação com o limite de resistência à tração em função do tempo de austêmpera a 200°C.

As fractografias apresentadas na figura 4.3 foram obtidas do corpo de prova do aço austemperado a 300°C por 192 h, que apresentou 1550 MPa e 1501 MPa, respectivamente, para resistência máxima e ao escoamento. O alongamento observado foi de 3,0%. Na figura 4.3 (a), as marcas radiais convergem em forma de V para o ponto indicado pela seta, mostrando a origem da fratura. Portanto, esta é definida pela influência do rechupe, este caracterizado pelo aspecto dendrítico, ilustrado na figura 4.3 (b). Observou-se também a presença de inclusões, ilustrado na figura 4.3 (b). A figura 4.3 (c) mostra a presença de rechupes menores em regiões centrais do corpo de prova, evidenciando fratura mista de frágil e dúctil. Na figura 4.3 (d), a região final da fratura mostra-se típica de cisalhamento, apresentando microcavidades, aspecto de fratura dúctil. Apresentam-se na figura 4.4 mais evidências na região central da fratura do mesmo corpo de prova, na figura 4.4 (a) rechupe e na figura 4.4 (b) aspecto da fratura dúctil-frágil. Estas observações indicam a tendência de melhores características mecânicas para o material caso os defeitos citados sejam minimizados.

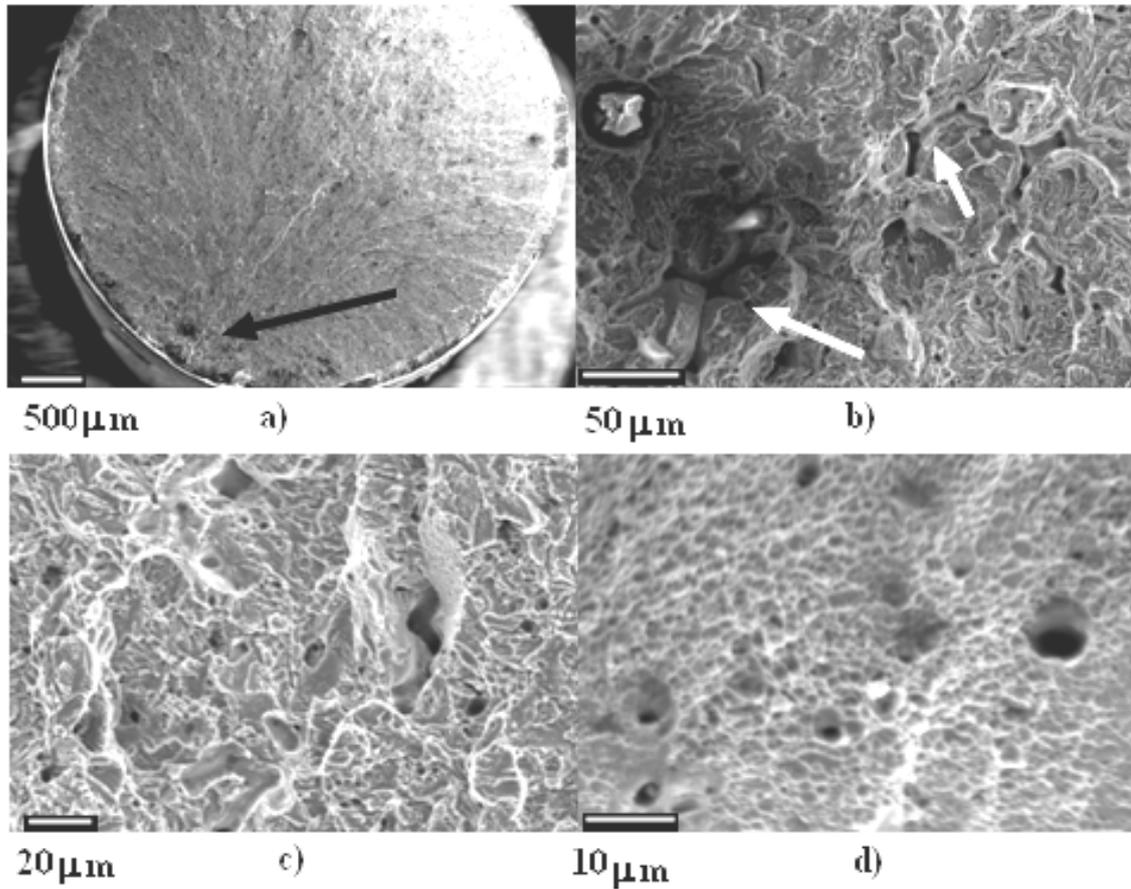


Figura 4.3 – Fractografias de corpo de prova do ensaio de tração; (a) imagem indicando a região de início da fratura; (b) da região de início de fratura indicando rechupes; (c) região central da fratura; (d) região final da fratura. MEV.

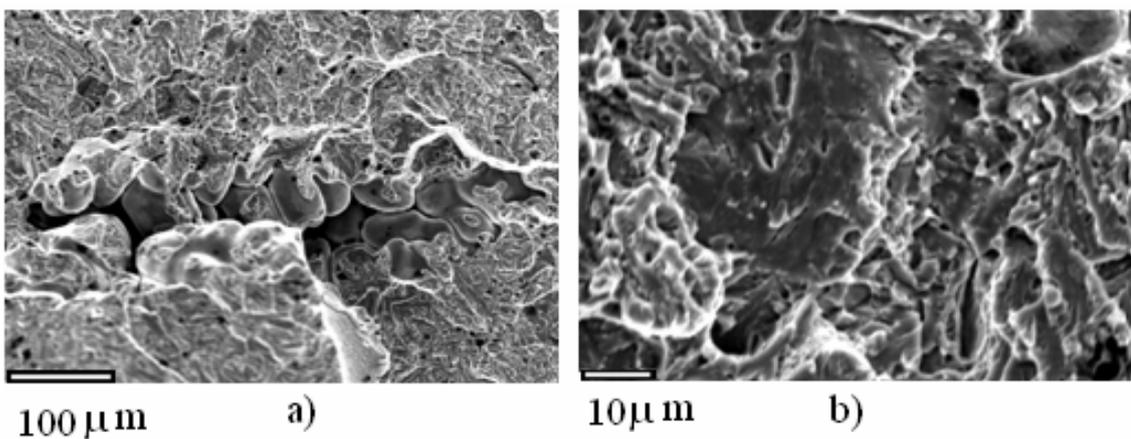


Figura 4.4 – Fractografias de corpo de prova do ensaio de tração; (a) detalhe de rechupe na região central da fratura; (b) detalhe da fratura dúctil-frágil.

4.1.3 Resultados dos ensaios de microdureza

São apresentados nas tabelas 4.4 e 4.5 os resultados de microdureza Vickers com carga de 0,5 kg para os materiais austemperados a 300 e 200°C, respectivamente. Na figura 4.5 os resultados são apresentados graficamente.

Tabela 4.4 – Microdureza Vickers para aço austemperado a 300°C para diferentes tempos de austêmpera.

Tempo, h	8	24	72	192
Microdureza (HV 0,5)	554	513	545	535

Tabela 4.5 – Microdureza Vickers para aço austemperado a 200°C para diferentes tempos de austêmpera.

Tempo, h	72	192	240	312	360	408	520
Microdureza (HV 0,5)	643	686	667	679	691	665	683

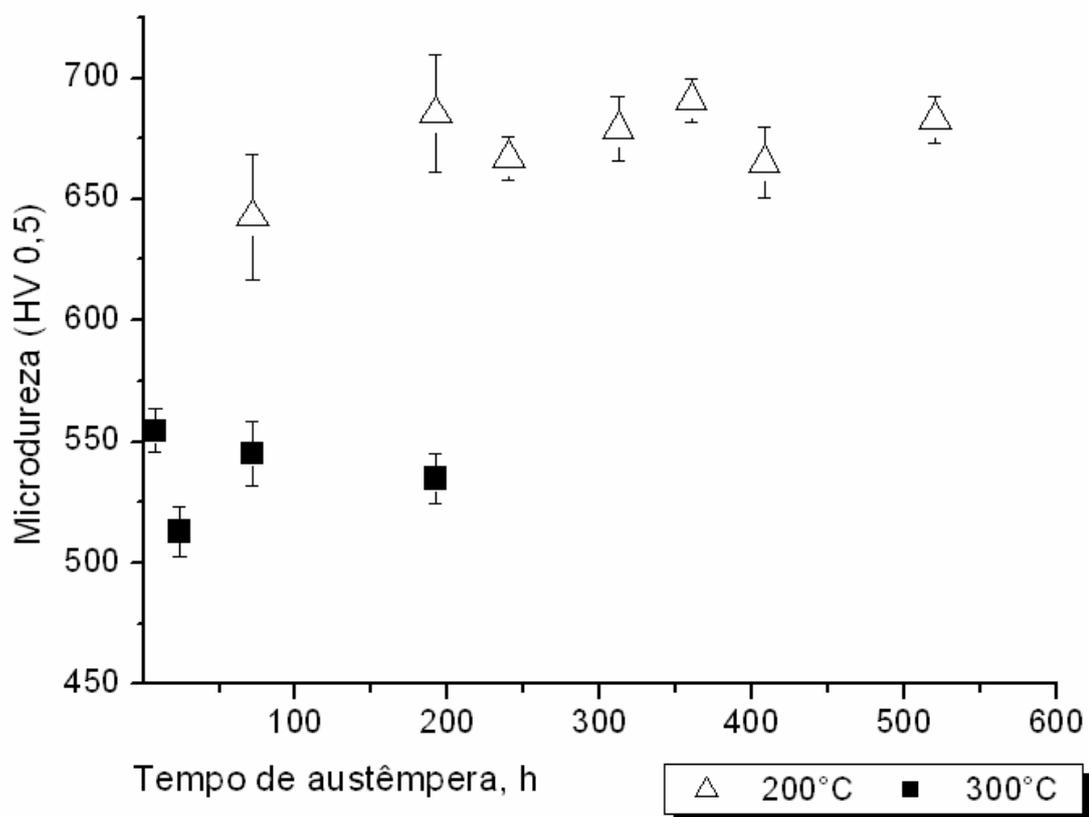


Figura 4.5 – Microdureza Vickers em função do tempo de austêmpera a 200 e 300°C.

O aço austemperado a 300°C apresenta em destaque uma diminuição da dureza entre os tempos de 8 e 24 h e elevação da dureza entre 24 e 192 h. Estudo realizado por Costa *et al.* (2009) em material similar, mostra para austêmpera a 250 °C, com manutenção a partir de 16 h que, praticamente, não há variação da dureza. Então os autores questionam a necessidade de maiores tempos de austêmpera. Justifica-se uma discussão mais aprofundada em relação ao resultado observado. Isto será realizado na sequência do trabalho à luz de demais análises.

No caso do aço austemperado a 200°C, Costa *et al.* (2009) mostram quedas acentuadas da dureza, 850 a 600 HV, entre os tempos de tratamento de 8 a 44 h. Isto pode ser explicado, segundo os autores, pela presença significativa de martensita oriunda da austenita ainda não estabilizada por solução sólida durante a difusão, inerente da formação da bainita. Mateo *et al.* (2003), Caballero e Bhadeshia (2004) indicam tempos de austêmpera maiores que 9 dias para a temperatura de 200°C. Assim, neste trabalho se decidiu pelo tempo mínimo de 72 h para a avaliação. Destaca-se o aumento da dureza entre os tempos de 72 e 192 h, sendo um indicativo da evolução da transformação bainítica. De 192 a 520 h de austêmpera, os resultados se mostram similares e questionam a necessidade de tempos maiores do que 192 h para o tratamento.

4.1.4 Resultados das análises metalográficas

Na figura 4.6 é apresentada, a microestrutura típica de amostra recozida depois de atacada com reativo de nital 4%. O material apresenta-se totalmente perlítico, estrutura típica de um aço eutetóide. O tratamento com manutenção a 1100°C por 4 h e resfriamento dentro do forno, objetivou a homogeneização da estrutura, antes bruta de fundição. Também objetivou favorecer a usinagem dos corpos de prova.

Alguns corpos de prova apresentaram defeitos mais significativos de forma que invalidaram os resultados do ensaio de tração. Apresenta-se na figura 4.7 (a) defeitos de rechupes e na figura 4.7 (b) inclusão de escória. Demais corpos de prova apresentaram microrrechupes dispersos como ilustrado na figura 4.8, amostra do aço austemperado a

300°C por 192 h. Também pode ser observado em todas as amostras inclusões do tipo óxido globular.

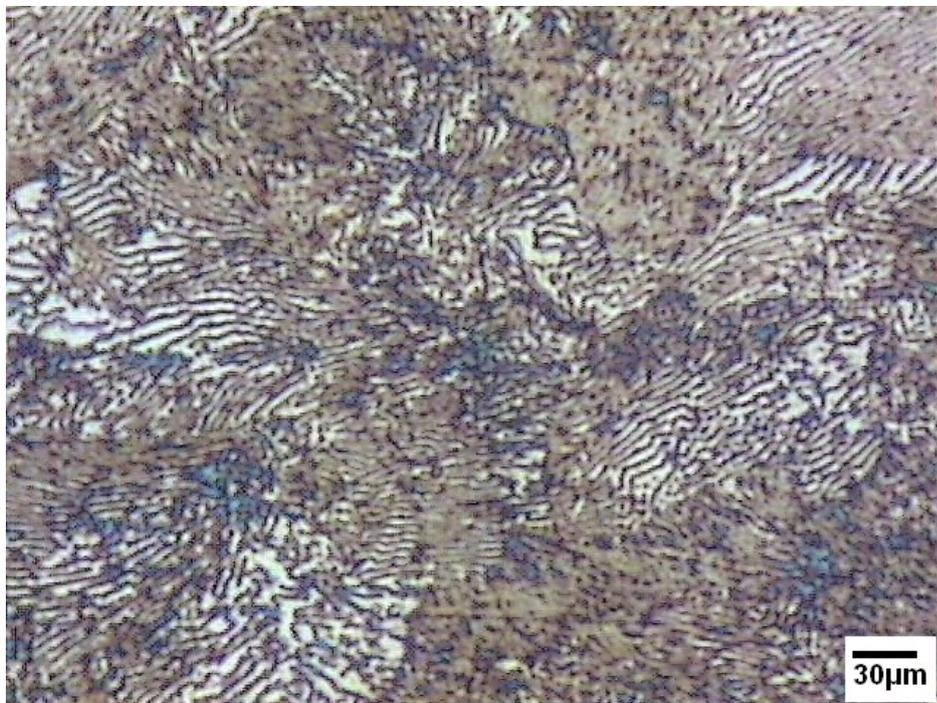


Figura 4.6 – Microestrutura após recozimento. Ataque com nital 4%.

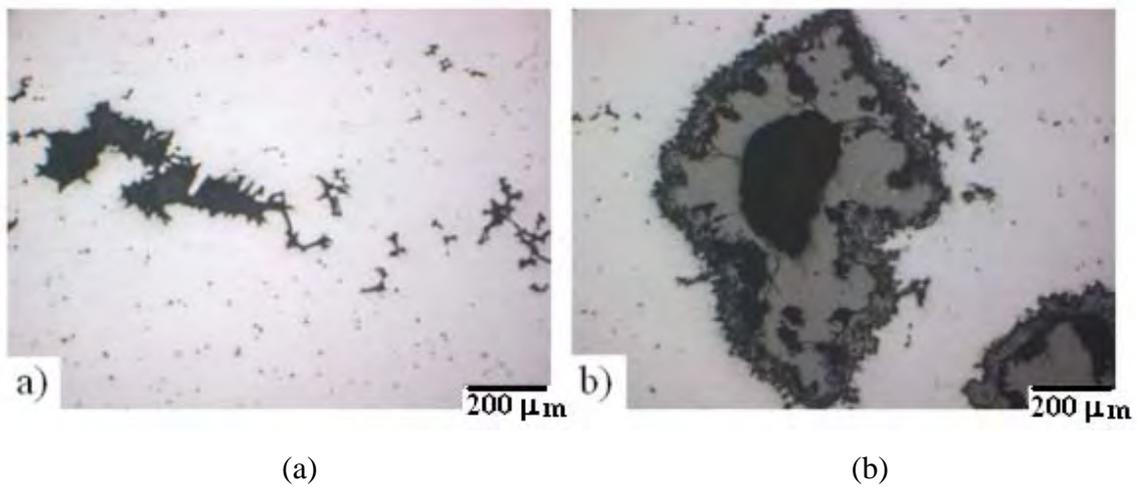


Figura 4.7 – Defeitos: (a) rechupes e (b) inclusão de escória.

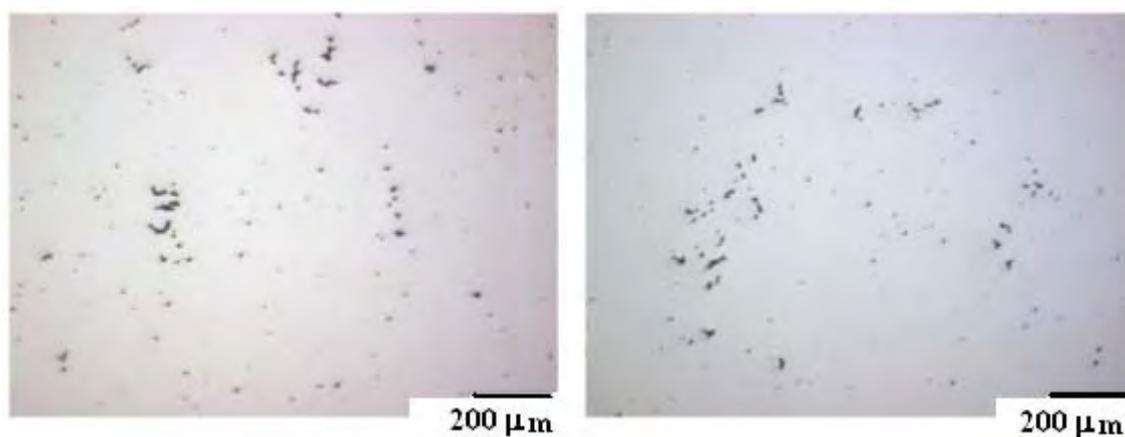


Figura 4.8 – Ilustração de microrrechupes observados em amostra austemperada a 300°C por 192 h.

Apresenta-se na figura 4.9 a estrutura do aço austemperado a 300°C por 8 h e por 192 h.

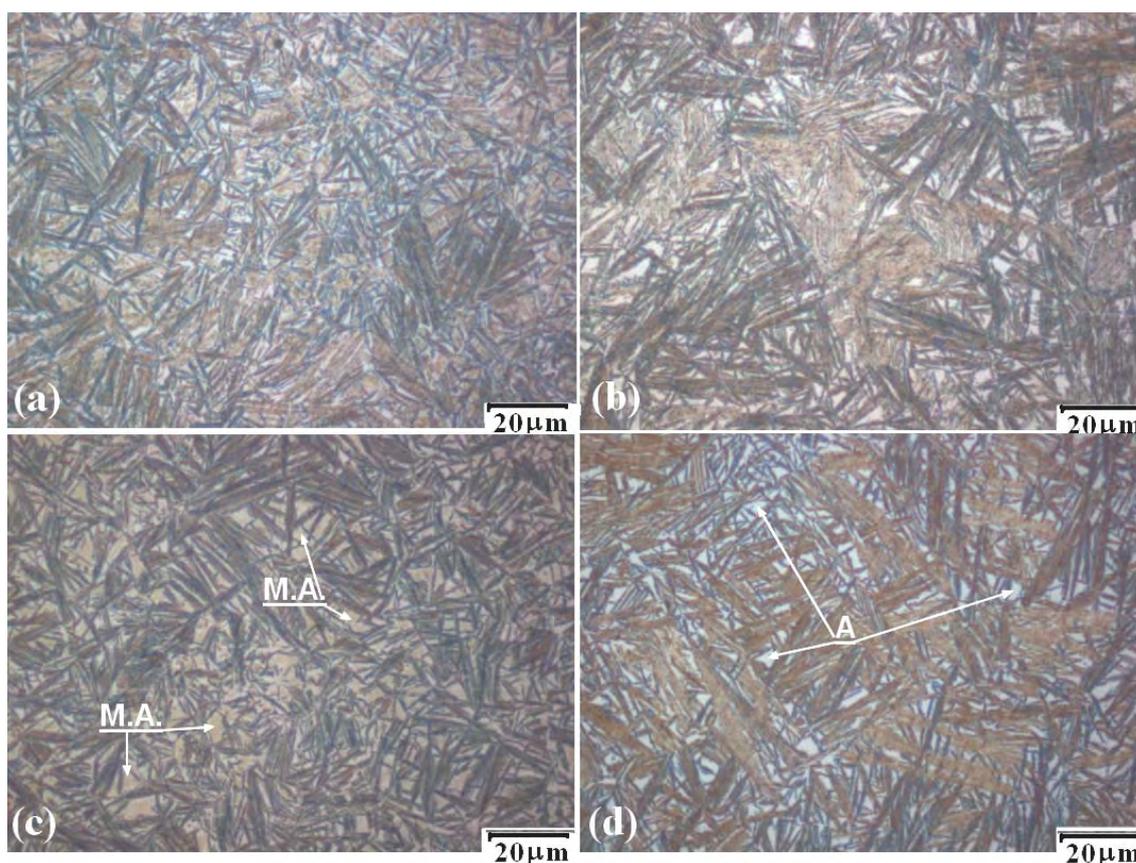


Figura 4.9 – Estrutura do aço austemperado a 300°C: (a) por 8 h e (b) por 192 h, com ataque de nital 2% e, (c) por 8 h e (d) por 192 h, com ataque de LePera.

Como identificado na figura 4.9 (c), para 8 h de austêmpera, nota-se a presença de regiões de martensita mais austenita (M.A.) entre os feixes de bainita. Com o tempo de 192 h de austêmpera, como indicado na figura 4.9 (d), notam-se blocos de austenita (A). Provavelmente, entre 8 h e 192h, ocorreu a formação de maior quantidade de bainita, assim, a austenita em blocos se tornou estável.

Apresenta-se na figura 4.10 a estrutura do aço austemperado a 200°C por 72 h (Figuras (a) e (c), com ataque de nital 2% e por 520 h (Figuras (b) e (d), com ataque de LePera). No aço austemperado por 72 h notam-se blocos de austenita entre os feixes de bainita. No aço austemperado por 520 h a estrutura é bem mais fina e já não se observam os blocos de austenita.

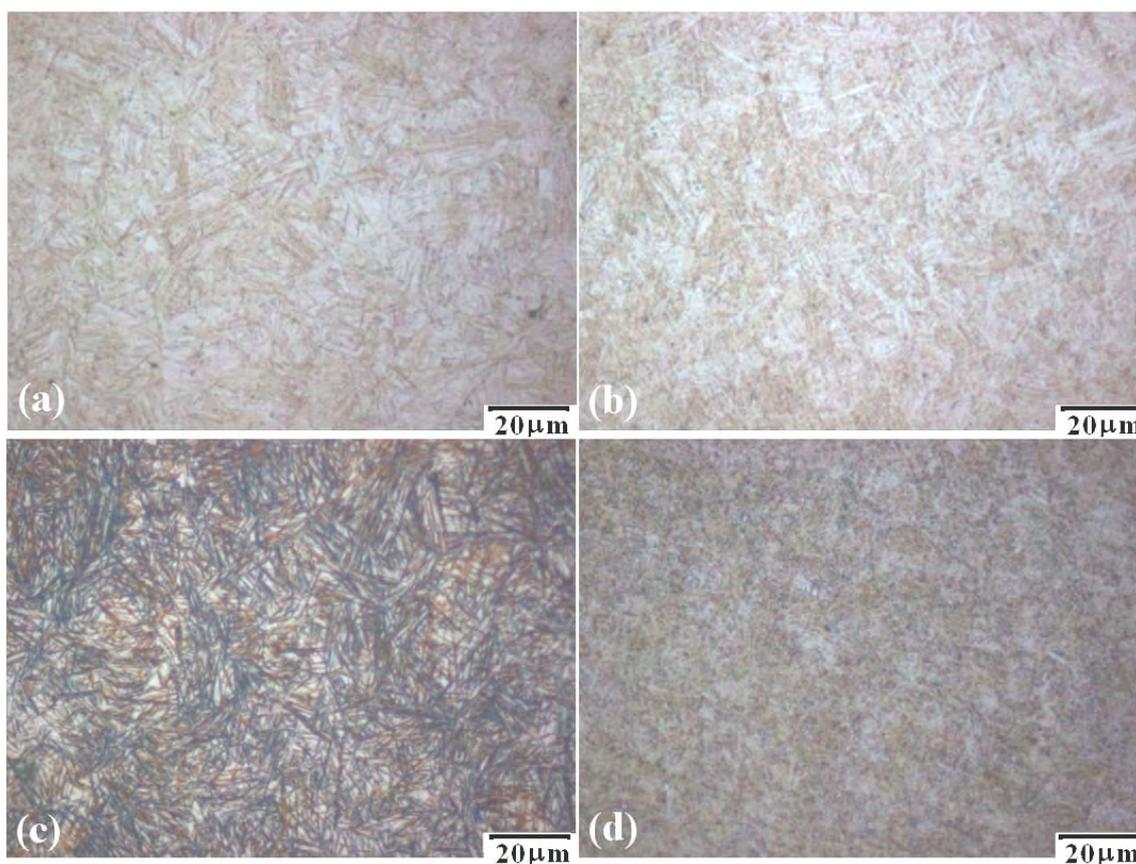


Figura 4.10 – Estrutura do aço austemperado a 200°C: (a) por 72 h e (b) por 520 h ataque de nital 2% e, (c) por 72 h e (d) por 520 h, com ataque de LePera.

4.1.5 Discussão a partir dos resultados preliminares

Destacaram-se nos primeiros testes a presença de defeitos como os apresentados nas figuras 4.3 a 4.8. Notadamente, os valores de alongamento, foram mais fortemente afetados pela presença de microrrechupes. Todavia, os resultados concordam com aqueles apresentados por Putatunda (2001), em que foram observados baixos valores de alongamento, por exemplo, 1,8% para o aço austemperado a 260°C e 3,2% para o tratado a 320°C, conforme mostrado na tabela 2.10. Por outro lado autores como Mateo *et al.* (2005) citam o alongamento total de 30% para o aço austemperado a 300°C e 20% para aquele austemperado a 200°C. Esses autores, porém, não citam detalhes da produção do aço que provavelmente foi realizada em condições especiais de fundição, por exemplo, como o uso de atmosfera controlada.

Deve-se ressaltar uma observação feita no presente trabalho, relacionada ao aspecto dendrítico notado sob menores aumentos como ilustrado na figura 4.11. Isto leva à hipótese de que o processamento utilizado contribui para uma estrutura anisotrópica e de grãos grandes.

Chen e Li (2006) mostram a possibilidade de refino do tamanho de grão austenítico do aço fundido de alto silício através da adição de “modificadores” instantes antes do vazamento. Os elementos modificadores citados são vanádio, titânio e terras raras. Na figura 4.12 são apresentadas as estruturas sem a adição dos modificadores (Figura 4.12 a) e depois da adição (Figura 4.12 b). Terras raras têm pronunciado efeito sobre a tensão superficial do líquido, interagem com C, N e O, formando compostos de alto ponto de fusão, tais como La_2O_3 , Ce_2O_3 , etc. Ti e V podem formar compostos de alto ponto de fusão tais como TiN, TiC, VC, VN. Estes compostos de alto ponto de fusão servem como núcleos heterogêneos para a austenita no aço líquido. Apresenta-se na tabela 4.6 a composição do aço sem adição dos modificadores de grão (aço A) e com adição (aço B).

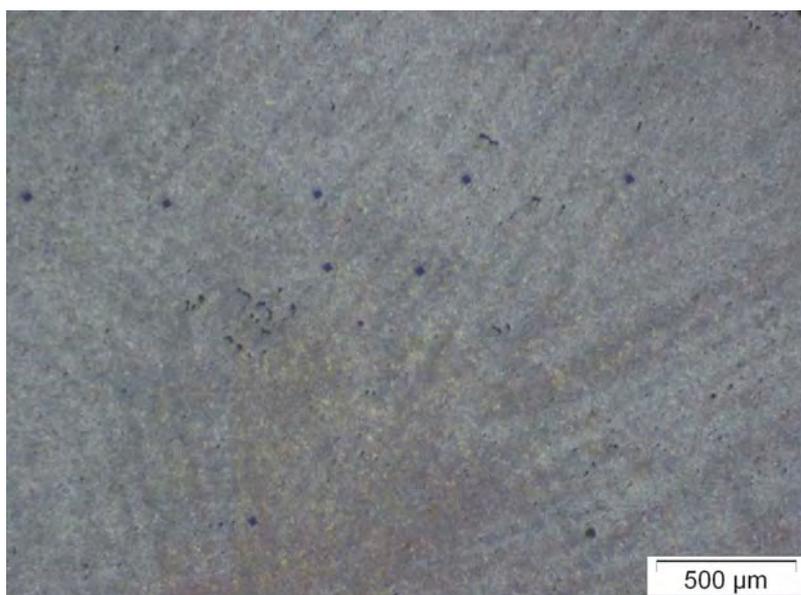


Figura 4.11 – Estrutura do aço austemperado a 300°C por 8 h. Observação sob pequeno aumento, destaque do aspecto dendrítico. Ataque com LePera.

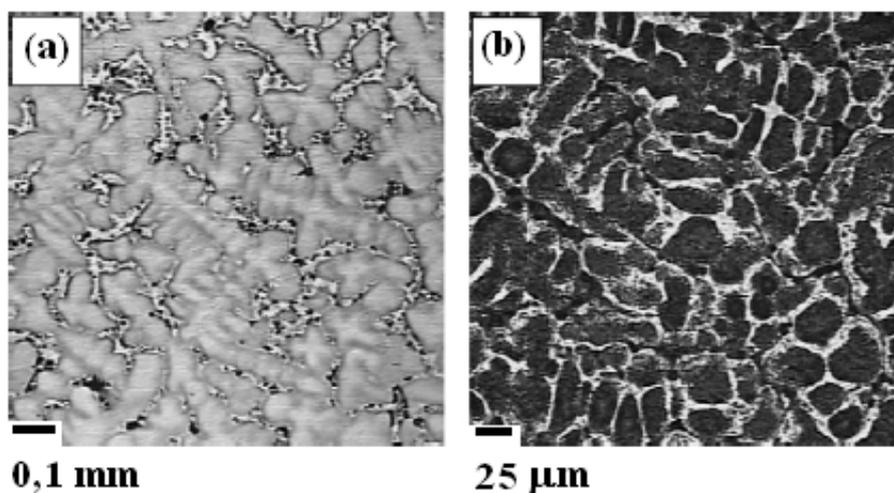


Figura 4.12 – Microestrutura de grãos de austenita primária de aços austemperados: (a) sem adição de modificadores do grão; (b) com adição de modificadores para refino dos grãos (CHEN e LI, 2006).

Tabela 4.6 – Composição química em porcentagem peso Chen e Li (2006).

Aço	Fe	C	Si	Mn	Mo	P	S	T.R.	Ti	V
A	Balanço	0,76	2,37	0,38	0,29	0,02	0,026	-	-	-
B	Balanço	0,77	2,36	0,36	0,27	0,021	0,011	0,03	0,023	0,039

Nota. TR – terras raras.

Tanto em função da verificação de defeitos como os apresentados nas figuras 4.3, 4.4, 4.7 e 4.8, como da discussão apresentada por Chen e Li (2006), foram definidas as alterações, como indicadas em 3.2.1 para a produção do aço fundido.

Em relação aos ciclos térmicos destacam-se as seguintes contribuições dos testes preliminares para definição dos testes seguintes:

1. Ciclo de austêmpera a 300°C:

- a. Boa combinação de resistência e ductilidade já com 8 h de austêmpera.
- b. A diferença da quantidade de austenita observada entre as amostras austemperadas por 8 e 192 h, como ilustrado nas figuras 4.9, foi mínima, sendo um indicativo que a fração transformada já se aproxima da estabilização em tempo próximo de 8 h. Por outro lado, a presença significativa de martensita para o tempo de tratamento de 8 h sugere a necessidade de aumentar este tempo.
- c. Decréscimo de dureza nas amostras entre os tempos de 8 e 24 h, justificada pela minimização da quantidade de M.A. (regiões de martensita-austenita) devido à estabilização da austenita por solução sólida intersticial, notadamente de C.
- d. O aumento da dureza a partir do tempo de 24 h indica que com este tempo já se atingiu um máximo de estabilização da austenita e o incremento da dureza se deve a pequenos acréscimos da quantidade de bainita.

2. Ciclo de austêmpera a 200°C:

- a. Otimização dos resultados dos ensaios mecânicos em torno de 192 a 240 h de austêmpera.
- b. Os valores de dureza mostram-se estáveis a partir de 192 h de tratamento.
- c. Estrutura bastante refinada em relação à tratada a 300°C e inexistência da austenita em blocos na observação por microscopia óptica. A “baixa”

dureza para o tempo de 72 h indica já se ter minimizada a presença de martensita a partir da transformação da austenita instável.

- d. Observando a figura 4.10 e comparando as estruturas dos tempos de austêmpera de 72 e 520 h, embora ambas tenham se apresentado bastante refinadas, observou-se maior refino para o tempo de 520 h devido a maior fração de bainita. Para o tempo de manutenção de 192 h, em que a amostra já se apresentava na região de dureza estabilizada, observou-se estrutura bastante próxima da verificada para o tempo de 520 h.

Pode-se estimar, a partir da discussão, que tempos entre 8 e 24 h para a austêmpera de 300°C e entre 192 a 240 h para a austêmpera de 200°C são adequados.

4.2 Resultados dos testes principais – com avaliação da resistência à fadiga

4.2.1 Resultados das análises químicas

A tabela 4.7 apresenta os resultados de análise química por meio de espectrometria óptica das duas produções do aço para os testes principais. Nota-se que o aço C, reproduzido na tabela 4.8, e confrontando com a literatura, a partir da tabela 2.3, tem a composição mais próxima à do material em estudo. Destacam-se como importantes diferenciais na tabela 4.7 os elementos Ni, estabilizador da austenita e V e Ti ambos adicionados como inoculantes, refinadores de grão do aço fundido.

Tabela 4.7 - Composição Química das duas elaborações finais

Elementos	% em peso Elaboração 1	% em peso Elaboração 2	Elementos	% em peso Elaboração 1	% em peso Elaboração 2
C	0,810	0,74	Sn	0,007	0,007
Si	1,350	1,41	As	0,008	0,005
Mn	2,130	1,80	Zr	<0,002	<0,002
P	0,030	0,03	Bi	<0,001	<0,001
S	0,011	0,018	Ca	0,004	0,001
Cr	1,030	1,090	Ce	<0,002	0,006
Mo	0,159	0,215	Sb	<0,002	0,002
Ni	0,564	0,562	Se	<0,002	<0,002
Al	0,011	0,011	Ta	<0,010	<0,010
Co	1,540	1,520	B	0,001	<0,001
Cu	0,043	0,021	Zn	0,002	0,003
Nb	0,006	0,006	La	0,008	0,010
Ti	0,0247	0,012	N	0,020	0,012
V	0,0317	0,034	Fe	92,200	92,5
W	<0,0007	< 0,001	Al	0,005	0,005
Pb	<0,0010	0,004			

Tabela 4.8 – Composição da nova liga (% em peso) Caballero e Bhadeshia (2004)

Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	Co	Al
C	0,83	1,57	1,98	1,02	0,24	1,54	-

4.2.2 Resultados das análises dilatométricas

4.2.2.1 Análise da austenitização e da formação de martensita

A transformação das fases ferrita (α) + cementita (Fe_3C) para austenita (γ) é demonstrada na figura 4.13 no aquecimento do aço, conforme indicado pelos pontos 1 e 2. As fases α + Fe_3C constituem a perlita, estando o aço na condição de recozido conforme ilustrado na figura 4.6. A figura 4.13 representa a curva obtida pela análise dilatométrica da amostra do teste 2, conforme registrado na tabela 3.3. O ponto 1 indica a temperatura de 776°C para início de transformação para austenita, e o ponto 2, a temperatura de 792°C para o final. Os testes 01 e 02 serviram para determinar preliminarmente as temperaturas de formação da austenita, nos testes seguintes estas inflexões também foram analisadas. As temperaturas determinadas são apresentadas na tabela 4.9. Observa-se pela média e pelo desvio padrão σ (n-1), boa aproximação dos

resultados. Considera-se para o aço estudado a temperatura de 792°C para o estado austenitizado.

Conforme sugerido por Caballero *et al.* (2004), relatado no item 2.5.1, a utilização de temperatura de austenitização mais baixa pode contribuir para a obtenção de grãos menores e se ter mais sítios de nucleação, que favoreçam a diminuição do tempo de austêmpera e a obtenção de bainita mais refinada.

Tabela 4.9 – Temperaturas de início e de fim da transformação austenítica determinadas por dilatométria

Teste	Temperaturas, °C		Diferença entre temperaturas (início – fim), °C
	Início	Fim	
01	780	795	15
02	776	792	16
03	775	792	17
04	776	791	15
05	775	791	16
06	773	789	16
07	774	793	19
08	775	792	17
09	772	789	17
10	774	792	18
11	776	791	15
Média	775	792	16,4
σ (n-1)	2	2	1,3

A determinação das temperaturas de início de formação da martensita, M_i , notadamente no projeto do aço bainítico em que se busca a bainita mais fina possível, é de fundamental importância. Isto porque, uma vez conhecidas se pode projetar a temperatura de austêmpera tão baixa quanto possível, sem que se inicie a formação de martensita. Assim, se realiza a austêmpera nas melhores condições térmicas para a obtenção de bainita fina ou nanoestruturada. Na figura 4.13 a temperatura M_i é destacada pela inflexão e intensa expansão na curva de resfriamento. No teste 1 a temperatura M_i determinada foi de 169°C e no teste 2 foi de 178°C (Figura 4.13). Os resultados estão um pouco acima dos mostrados por Mateo *et al.* (2003), conforme dados apresentados na tabela 2.5. Estas temperaturas confirmam a viabilidade de realização de estudos com utilização da temperatura de 200°C para austêmpera.

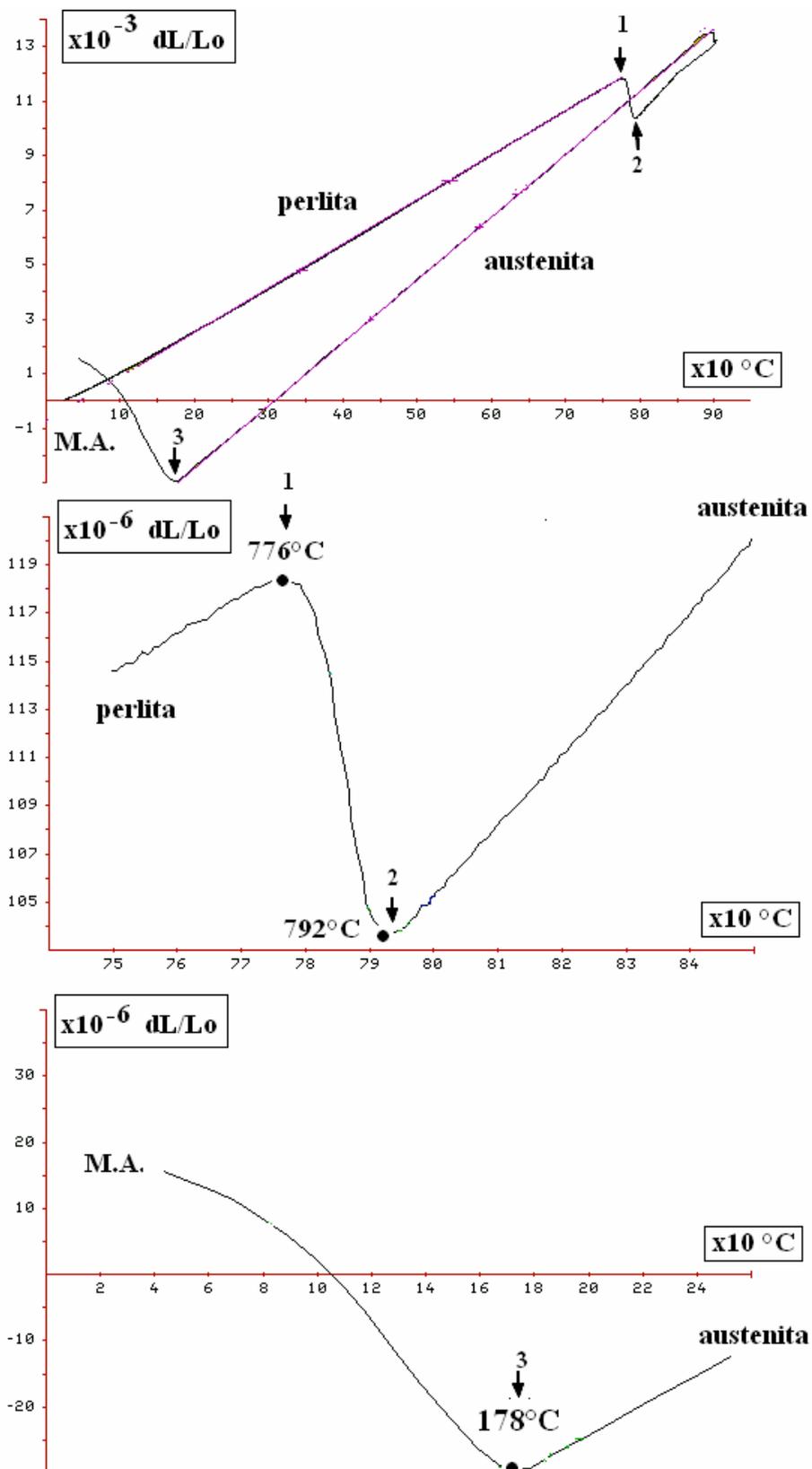


Figura 4.13 – Curva dilatométrica da austenitização e formação de martensita do aço, segundo o teste 2.

4.2.2.2 Análise dilatométrica: ciclos térmicos de austêmpera a 300°C

Apresenta-se na figura 4.14 os resultados de dilatometria conforme o teste 5 apresentado na tabela 3.4.

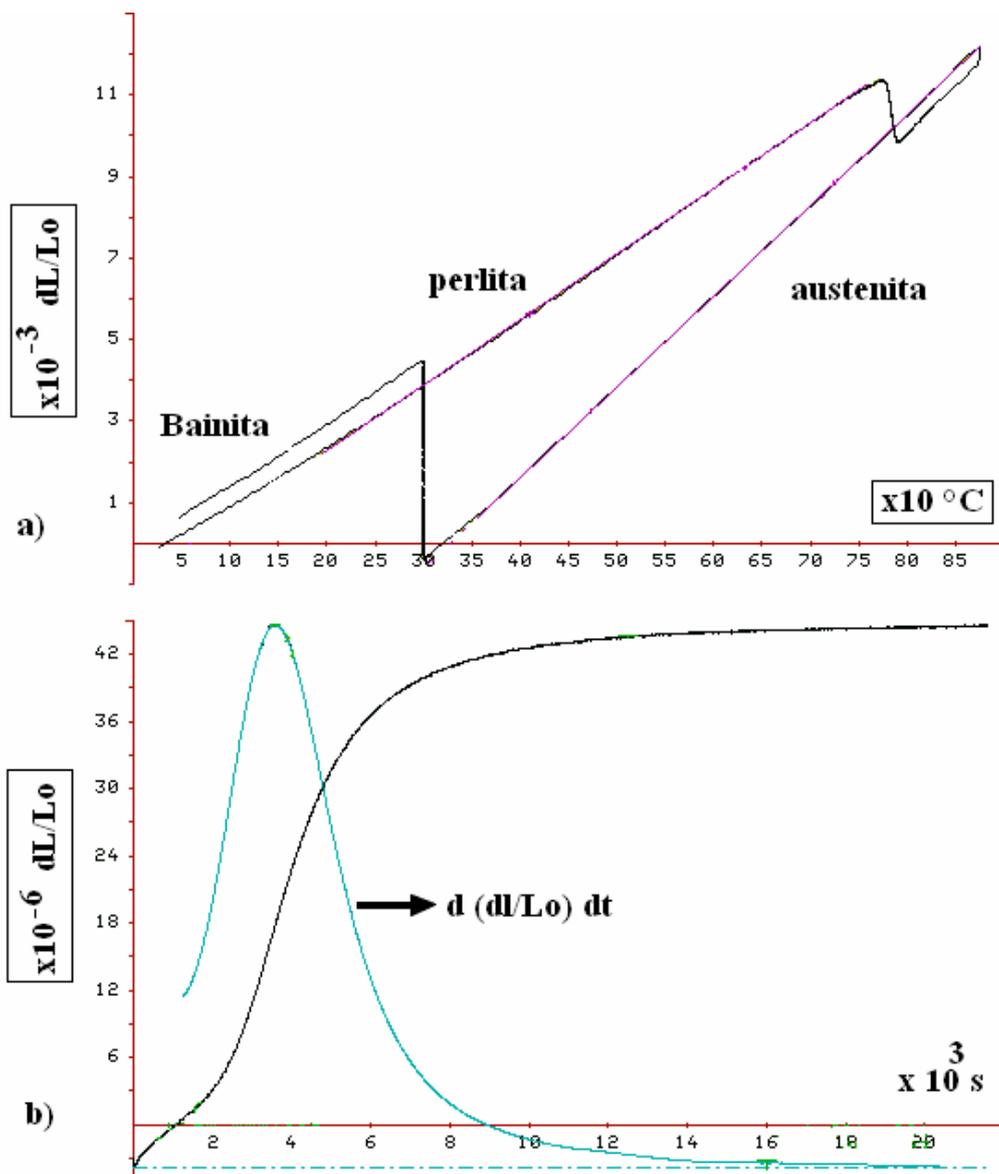


Figura 4.14 – Curvas dilatométricas do teste 05 – austêmpera a 300°C por 6 h: (a) variação do comprimento em relação à temperatura; (b) curva da variação do comprimento em relação ao tempo de austêmpera e sua derivada.

Na figura 4.14 (a) apresenta-se a curva da variação do comprimento da amostra do aço em função da temperatura. Na figura 4.14 (b) apresentam-se as curvas de variação relativa do comprimento em função do tempo sua correspondente derivada.

Na interpretação dos dados experimentais é usualmente assumido que, durante uma transformação isotérmica, a mudança dimensional é proporcional à fração volumétrica transformada e é assumido que o ponto onde a variação dimensional cessa representa 100% da transformação. Observa-se na figura 4.14 (b) que a curva derivada toca a linha de zero em torno de 18000 s, sendo considerado o tempo em que se atingiu a fração transformada para bainita muito próximo do limite possível. Na figura 4.14 (a), no resfriamento posterior a austêmpera, não se observa nenhuma expansão típica da transformação martensítica, sendo mais uma indicação que o tempo de austêmpera foi suficiente para a transformação da austenita para bainita, tornando a austenita não transformada estável. Ressalta-se que este resultado é coerente com os que foram discutidos nos testes preliminares. De acordo com Mateo *et al.* (2003), tabela 2.4, o tempo para austêmpera a 300°C seria entre 24 a 48 h para este tipo de aço, sem a adição de cobalto. Conforme os mesmos autores, mostrado na tabela 2.6, com adição de 1,54% de cobalto em peso, foi possível a fração transformada de 75% de bainita com tempo de austêmpera de 10 h, sendo a máxima fração transformada obtida pelos autores em diversos experimentos com austêmpera a 300°C. A maior quantidade de bainita, 87%, foi obtida pelos autores com austêmpera a 200°C.

4.2.2.3 Análise dilatométrica: ciclos térmicos de austêmpera a 200°C

Os ciclos térmicos trabalhados estão mostrados na tabela 3.5. Apresentam-se na figura 4.15 as curvas dilatométricas ($dL/L_0 \times ^\circ C$) relativas aos testes 06 (Figura 4.15 a) e 07 (Figura 4.15 b). Ambas as curvas mostram no resfriamento posterior a austêmpera, a indicação da formação de martensita. É indicado nas curvas o ponto M_i (temperatura de início da transformação da austenita para martensita). No teste 06, com 12,34 h de manutenção a 200°C, a temperatura M_i foi de 155°C. Já para o teste 06 o tempo a 200°C foi de 18 h, nota-se na figura 4.15 (b) a maior evolução da transformação bainítica, pela maior expansão na curva, além disto, a temperatura M_i foi reduzida para

100°C. O aumento do teor de solutos na austenita durante a austêmpera pode explicar a redução de M_i .

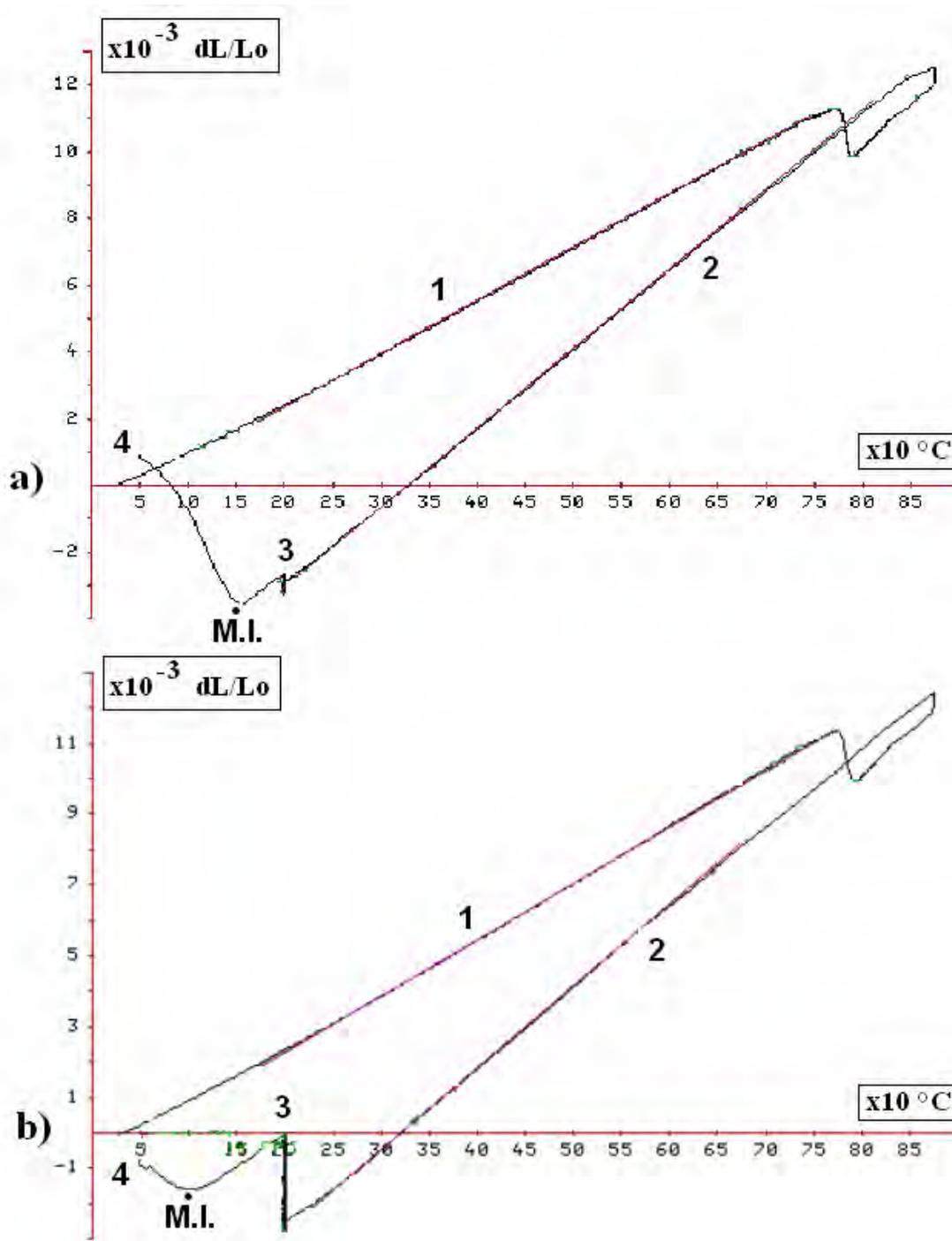


Figura 4.15 – Curvas dilatométricas relativas ao teste 06 (figura 4.25 a) e 07 (figura 4.25.b): avaliação da austêmpera a 200°C.

Nos demais testes, 08 a 11, onde os tempos de manutenção a 200°C foram de aproximadamente 24 a 32 h, por problemas operacionais nos ensaios, não foi possível a coleta dos dados durante parte da manutenção a 200°C, sendo o gráfico interrompido e não sendo possível determinar a temperatura M.I.

4.2.2.4 Resultados dos ensaios de microdureza Vickers

Apresentam-se na tabela 4.10 os resultados de microdureza Vickers em amostras de todos os testes realizados em dilatométrica. Foram calculados a média e o desvio-padrão de vinte medidas por amostra. Os resultados são apresentados de forma gráfica na figura 4.16. Estes confirmam as observações realizadas através dos resultados das curvas de dilatométrica apresentadas. As durezas se apresentam em torno de 850 HV para as amostras com matriz predominantemente martensíticas nos testes 01 e 02. Para austêmpera a 300°C, a dureza não varia com o tempo de 6 a 13 h sugerindo estabilização da reação de transformação para bainita. Para austêmpera a 200°C, a evolução da transformação bainítica com o tempo se relaciona com a redução gradual da martensita, essa transformada da austenita ainda instável. Isto ocorre de forma muito lenta quando comparada com a austêmpera de 300°C.

Tabela 4.10 – Microdureza Vickers das amostras ensaiadas através da técnica dilatométrica.

Teste	Ciclo térmico conforme tabelas 3.3; 3.4 e 3.5	Microdureza Vickers	
		Média	Desvio padrão σ (n-1)
01	Têmpera	852	22
02	Têmpera	845	19
05	Austêmpera a 300°C - 6 h	541	6
03	Austêmpera a 300°C - 10 h	540	9
04	Austêmpera a 300°C - 13 h	541	14
06	Austêmpera a 200°C - 12,34 h	721	14
07	Austêmpera a 200°C - 18 h	731	18
08	Austêmpera a 200°C - 23,19 h	659	18
09	Austêmpera a 200°C - 29,5 h	685	10
11	Austêmpera a 200°C - 31,9 h	635	16
10	Austêmpera a 200°C - 36,3 h	645	9

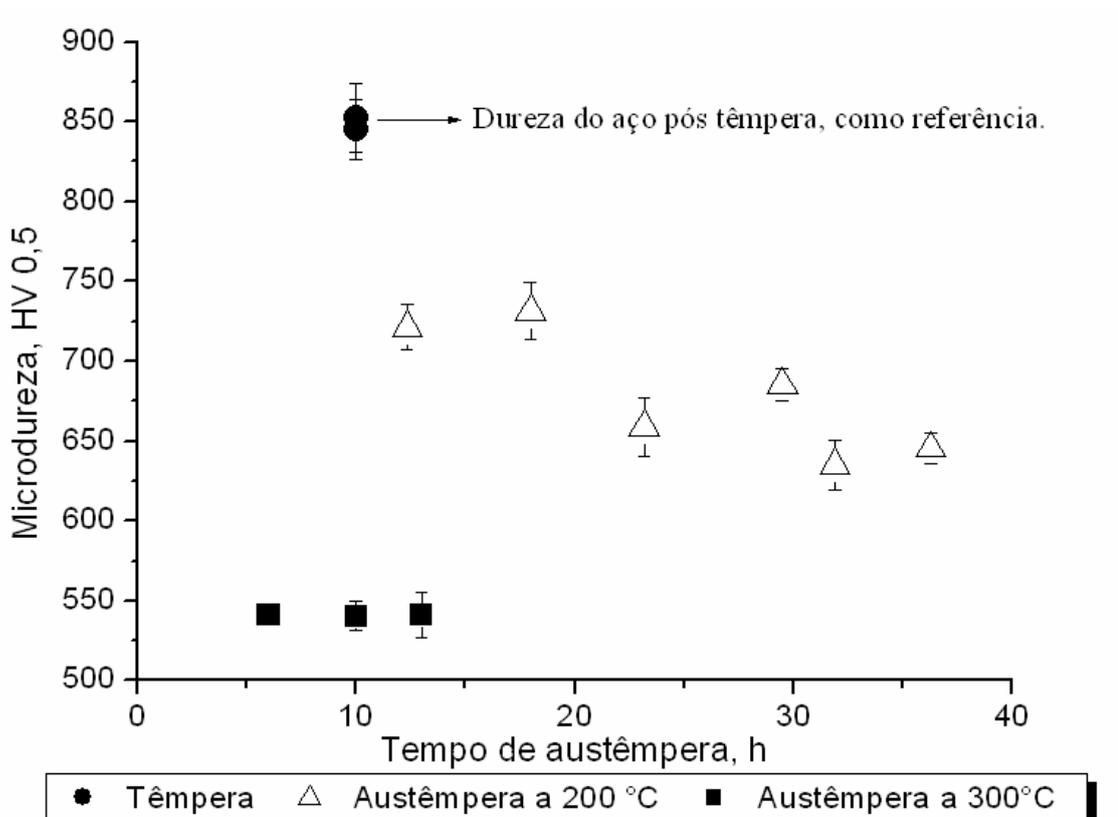


Figura 4.16 – Microdurezas das amostras analisadas através da técnica dilatométrica.

4.2.2.5 Resultados das análises metalográficas

Apresentam-se nas figuras 4.17 e 4.18 as estruturas observadas por microscopia óptica em amostras oriundas dos testes dilatométricos.

A figura 4.17 (a) apresenta a estrutura atacada com nital 2%, e a figura 4.17 (b) a atacada com reativo de LePera. Essa estrutura é relativa a austêmpera à 300°C por 6 h. Não há evidência da presença de martensita, destacando-se os blocos de austenita. Este resultado concorda com a figura 4.14 (a) que mostra que não há a expansão devida à formação de martensita ao final da austêmpera.

A figura 4.18 (a) apresenta a estrutura atacada com nital 2% e a 4.18 (b) a atacada com reativo de LePera. Essa estrutura é relativa a austêmpera à 200°C por 18 h. Podem ser observados os feixes de bainita (a região identificada como (B) na figura) e regiões de M.A. – martensita mais austenita. Esse resultado concorda com a figura 4.15 (b) em que a curva dilatométrica apresenta a inflexão relativa à formação da martensita.

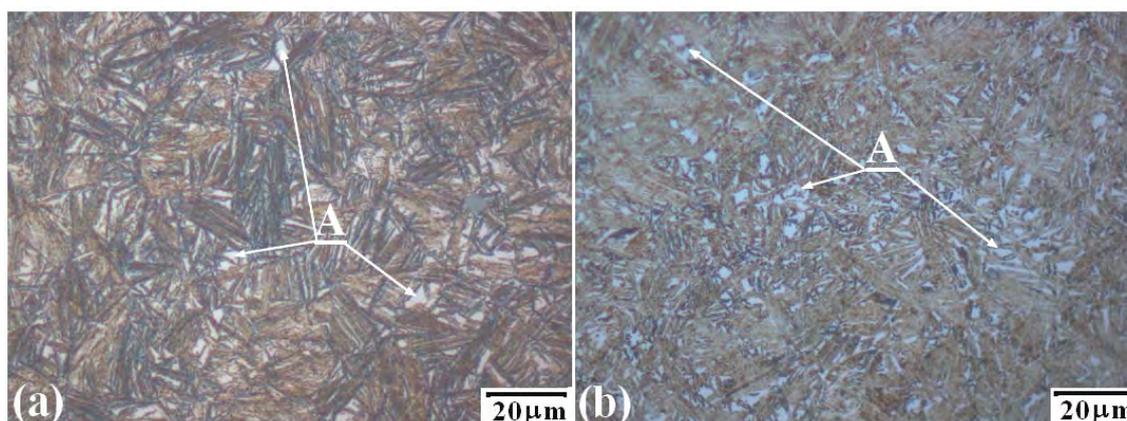


Figura 4.17 – Estrutura do aço austemperado a 300°C por 6 h – teste 05: (a) atacada com nital 2% e, (b) atacada com LePera.

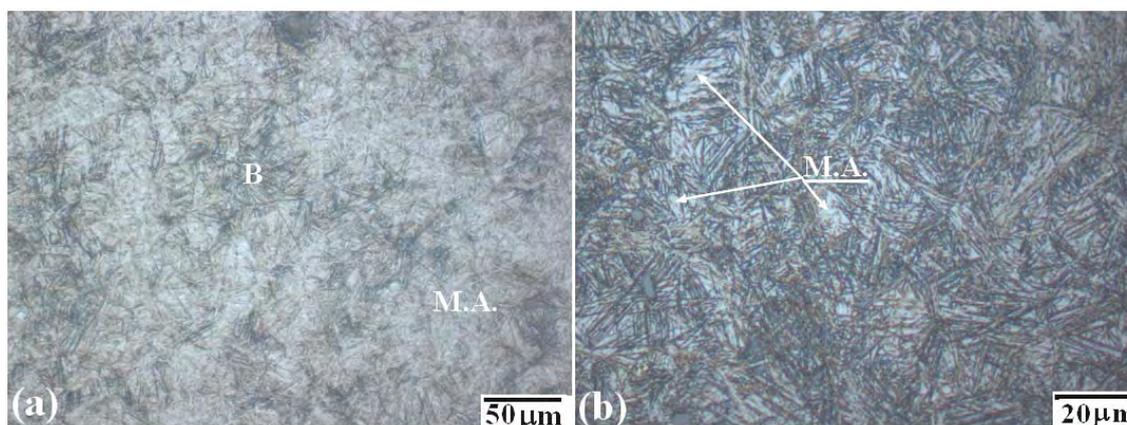


Figura 4.18 – Estrutura do aço austemperado a 200°C por 18 h - teste 7: (a) atacada com nital 2% e, (b) atacada com LePera.

Apresenta-se na figura 4.19 a estrutura da amostra temperada proveniente do teste 02, cuja curva de dilatométrica foi apresentada na figura 4.13. Observa-se a estrutura martensítica e a presença de austenita retida.

Na figura 4.20 é apresentada a estrutura de amostra do teste 05, austêmpera a 300°C por 6 h, cuja curva de dilatométrica foi apresentada na figura 4.14. Observam-se feixes de bainita superior entre blocos de austenita.

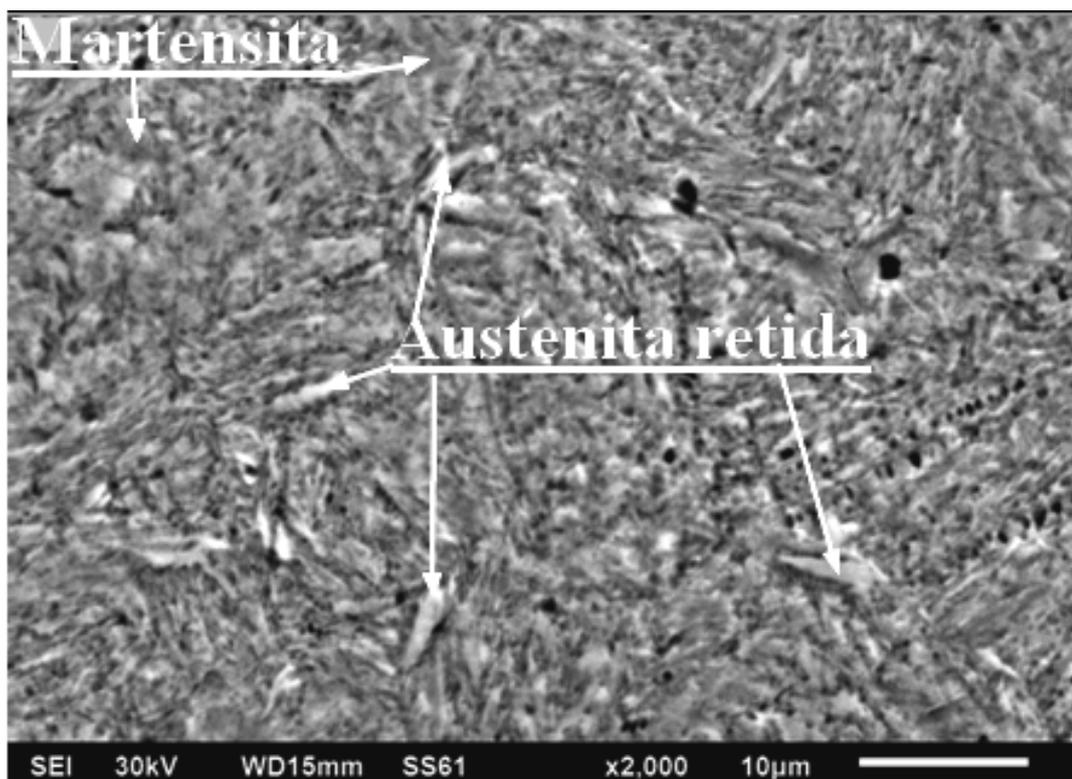


Figura 4.19 – Estrutura da amostra temperada do teste de dilatométrica 01. MEV. Nital 2%.

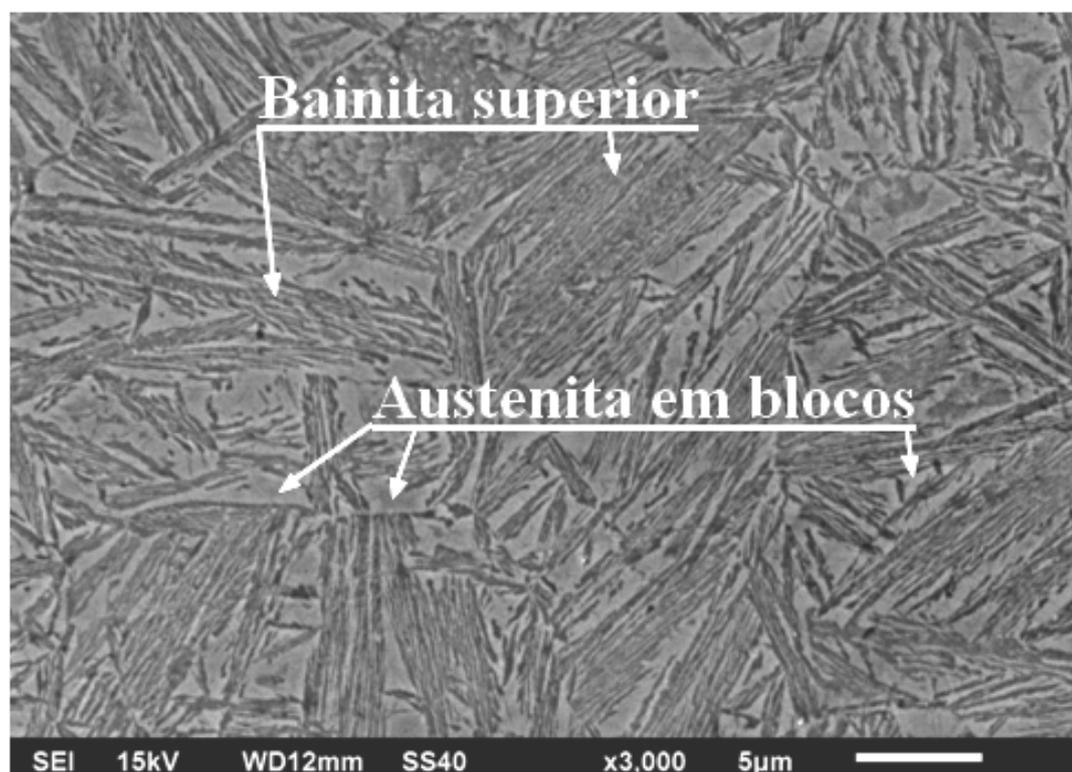


Figura 4.20 – Estrutura do aço austemperado a 300°C por 6 h referente ao teste de dilatométrica 05. MEV. Nital 2%.

4.2.2.6 Considerações a partir dos testes dilatométricos

A temperatura de austenitização deve ser elevada o suficiente para possibilitar a homogeneização do aço na fase austenítica, levando em consideração o tempo de manutenção. Nos testes preliminares foi escolhida a temperatura de 900°C. Isto foi feito com base nos trabalhos de Mateo *et al.* (2003) e Caballero *et al.* (2004); sendo a menor temperatura investigada pelos autores e a que propiciava menores tamanhos de grão. Barbacki e Mikolajski (1998), como citado em 2.5.1, mostraram a redução do tamanho de grão diminuindo a temperatura de 900 para 860°C. O tempo de manutenção escolhido por todos os autores foi 30 min.

Uma vez que a temperatura de austenitização total determinada por dilatometria foi próxima de 800°C, decidiu-se utilizar na seqüência um sobreaquecimento próximo de 75°C, fixando a temperatura de austenitização em 875°C. Definiu-se também o tempo de manutenção por 30 min.

Para o tempo de austêmpera a 300°C, a técnica dilatométrica (Figura 4.14 b) mostra que há tendência de estabilização da dilatação para 6 h de manutenção. Conciliando com os resultados preliminares, sabe-se que esse tempo não é suficiente, pois se observam regiões de M.A. nas amostras austemperadas por 8 horas, como ilustrado na figura 4.9. Isso sugere nova avaliação com tempos maiores. Então foram fixados os tempos de 8, 12 e 18 h para serem avaliados.

Para avaliação do tempo de austêmpera a 200°C a técnica dilatométrica se mostrou inadequada. Isso devido às dificuldades operacionais que limitaram o tempo de austêmpera no dilatômetro em torno de 18 h. Decidiu-se pela avaliação em caráter exploratório, definindo os tempos de 48, 96, 168, 240, 264, 336, 495 e 519 h. Os tempos foram escolhidos de forma aleatória com o objetivo de “mapear” e definir o tempo a ser utilizado para austêmpera dos corpos de prova a serem utilizados na avaliação da resistência à fadiga.

4.2.3 Resultados dos ensaios de tração

Apresentam-se na tabela 4.11 as propriedades mecânicas obtidas para os corpos de prova tratados pelo ciclo de austenitização a 875°C por 30 min, e austêmpera a 300°C por tempos de 8, 12 e 18 h. Os resultados são dispostos de forma gráfica na figura 4.21. Nos testes preliminares, entre os tempos de austêmpera de 8 a 24 h, o limite de resistência situou-se entre 1422 a 1552 MPa com alongamento entre 2,5 a 5%. Observam-se, então, melhorias nos resultados, tem-se a variação entre 1685 a 1747 MPa, para resistência e alongamento entre 8 a 17%. Observaram-se, em média, os resultados de alongamento mais elevados para o tempo de austêmpera de 18 h.

Tabela 4.11 – Variação de propriedades mecânicas em função do tempo de austêmpera a 300°C.

Característica mecânica	C.P.	Tempo de austêmpera (h)		
		8	12	18
Limite de resistência à tração (MPa)	01	1738	1689	1685
	02	1720	1690	1687
	03	N.D.	1712	1691
	04	N.D.	1747	N.D.
Limite de resistência ao escoamento (MPa)	01	N.D.	1492	ND
	02	N.D.	1510	1509
	03	N.D.	1521	1521
	04	N.D.	1539	N.D.
Alongamento (%)	01	12	8	14
	02	9	17	14
	03	N.D.	9	15
	04	N.D.	12	N.D.

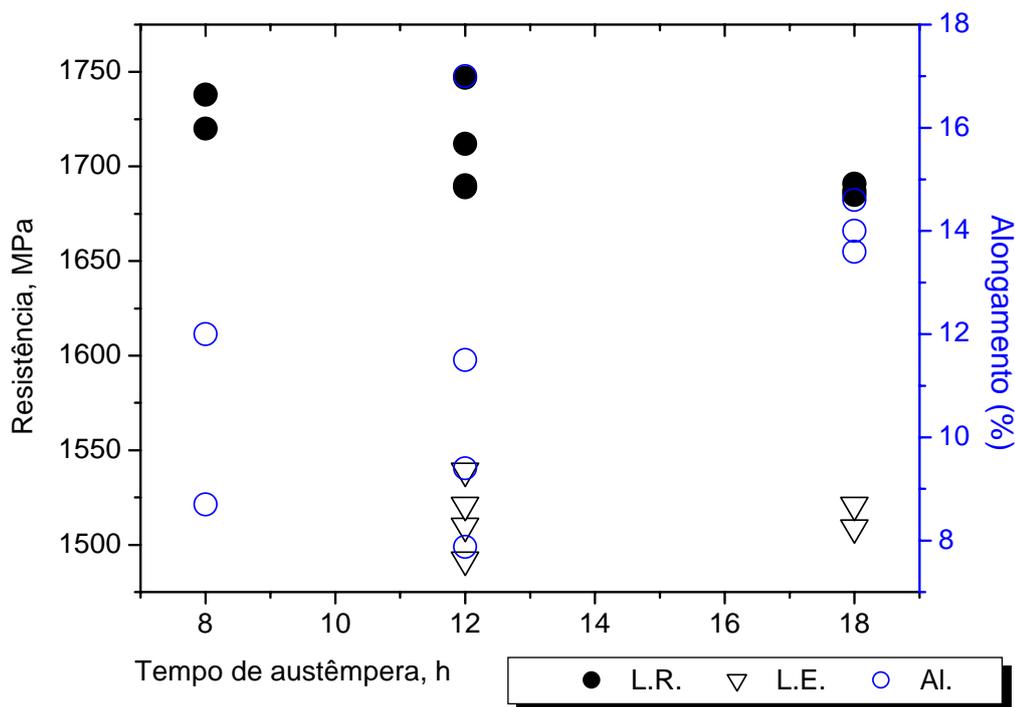


Figura 4.21 - Variação de propriedades mecânicas em função do tempo de austêmpera a 300°C.

Apresentam-se na tabela 4.12 as propriedades mecânicas obtidas para os corpos de prova tratados pelo ciclo de austenitização a 875°C por 30 min. e austêmpera a 200°C por tempos de 48, 96, 168, 240, 264, 336, 495 e 519 h. Os resultados mais elevados de cada tempo de austêmpera são apresentados de forma gráfica na figura 4.22. Da mesma forma que para o aço tratado a 300°C, notou-se significativa melhoria nos resultados em relação aos observados nos testes preliminares. Por exemplo, para 520 h nos testes preliminares se observou a resistência à tração em torno de 1300 MPa, enquanto para 519 h na elaboração principal se teve a resistência em torno de 1960 MPa. Observam-se valores dos limites de escoamento próximos em relação aos da resistência máxima, mostrando-se um material de comportamento frágil. Os baixos valores de alongamento também são resultados de um material frágil. Na figura 4.22 observa-se tendência de elevação significativa da resistência mecânica até o tempo de 168 h, a menor resistência para tempos menores deve estar associada à presença de martensita.

Tabela 4.12 – Variação de características mecânicas em função do tempo de austêmpera a 200°C.

Tempo de austêmpera (h)	Característica mecânica		
	L.R. (MPa)	L.E. (MPa)	Al.(%)
48	1250	N.D.	1
	1116	N.D.	0,7
96	1946	N.D.	N.D.
	1784	1776	3,2
168	1524	1508	2,3
	2091	1913	1,9
240	2135	1850	0,9
	2057	1868	0,9
	1842	1743	0,8
	1953	N.D.	N.D.
264	2111	1972	0,4
	1970	1949	1,6
336	2052	1997	1,8
	2069	2015	0,8
495	2344	N.D.	0,1
	2291	2153	2,2
519	1961	1762	1,7
	1983	1776	1,8

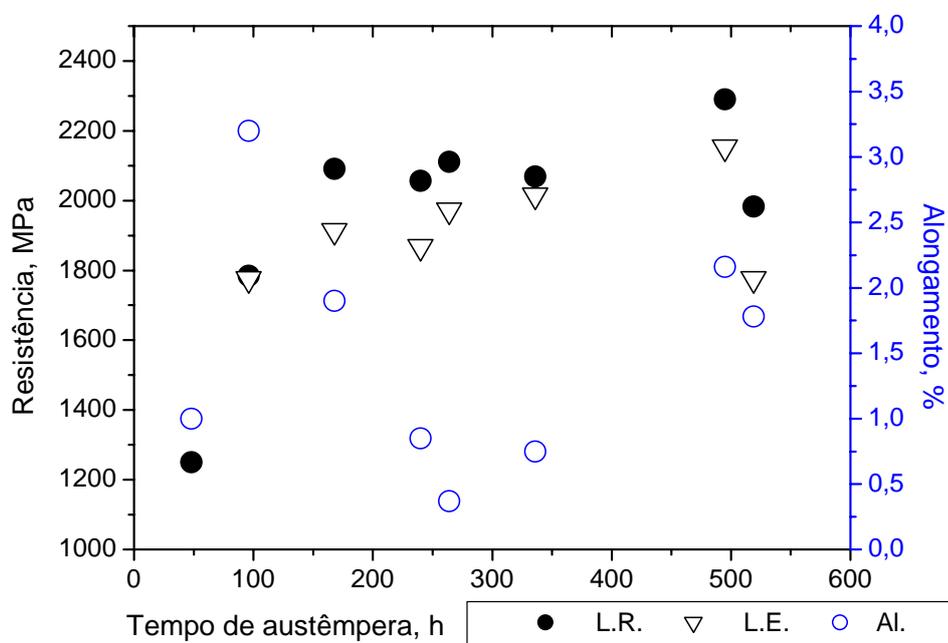


Figura 4.22 - Variação de características mecânicas em função do tempo de austêmpera a 200°C.

4.2.4 Resultados dos ensaios de microdureza

Os resultados de microdureza realizados em seção dos corpos de prova para tração, referentes às elaborações principais, concordam com os resultados obtidos dos corpos de prova dos testes preliminares. São reforçadas as discussões apresentadas nos itens 4.1.3 a 4.1.5. Na figura 4.23, ilustra-se a concordância dos resultados de microdureza com aqueles observados nos testes preliminares.

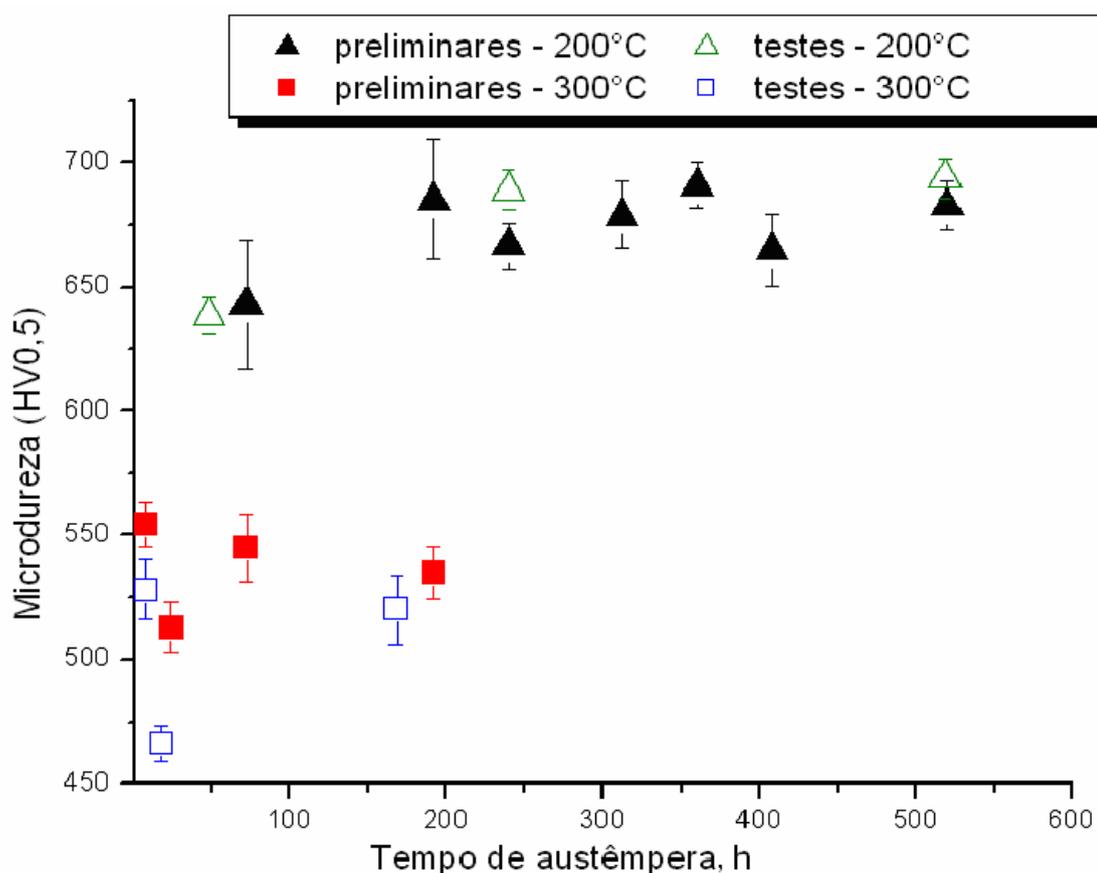


Figura 4.23 – Variação da microdureza Vickers em função do tempo de austêmpera a 200 e 300°C – elaboração principal em comparação com preliminares.

4.2.5 Caracterização Microestrutural

4.2.5.1 Avaliação do tamanho de grão austenítico

Apresentam-se na figura 4.24 as micrografias referentes às amostras em que foram analisados os tamanhos de grão austenítico. A figura 4.24 (a) é relativa à produção do aço fundido preliminar e a figura 4.24 (b) é referente à produção que destinou à obtenção dos corpos de prova para ensaio de resistência à fadiga, na qual foram adicionados os modificadores V, Ti e terras raras.

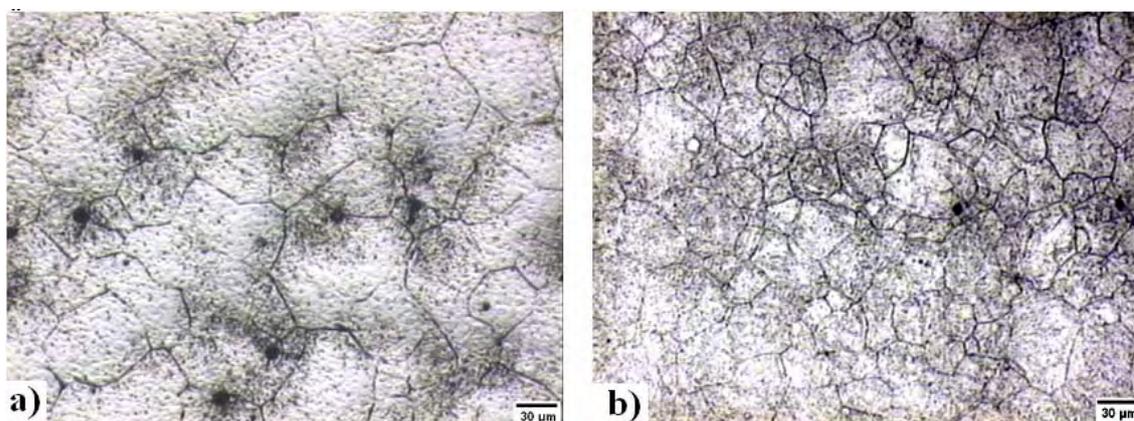


Figura 4.24 – Tamanho de grão austenítico: (a) elaboração preliminar sem adição de modificadores; (b) elaboração principal.

Apresentam-se na tabela 4.13 os valores dos tamanhos de grãos obtidos por análise quantitativa através do método do intercepto linear médio.

Tabela 4.13 - Valores do tamanho de grão austenítico

Liga	Tamanho de grão austenítico médio (μm)
Sem modificadores	43
Com modificadores V, Ti e liga <i>miscmetal</i>	30

4.2.5.2 Estrutura do material austemperado a 300°C

Apresentam-se na figura 4.25 as estruturas observadas por microscopia óptica dos aços austemperados a 300°C por tempos de 8 e 18 h. Nas figuras 4.25 (a) e (c) tem-se as estruturas atacadas com nital 2% e nas figuras 4.25 (b) e (d) as estruturas do aço atacado com reativo de LePera. A estrutura é mais bem revelada com o ataque de LePera que escurece levemente as regiões de M.A., de brancas à tom de bege. Com o tempo de austêmpera de 8 h observam-se os feixes de bainita superior entre áreas de M.A. Com o tempo de 18 horas observa-se uma distribuição mais homogênea da bainita e a presença da austenita em blocos. Na figura 4.26 é apresentada a estrutura do aço austemperado por 18 h utilizando o exame por microscopia eletrônica de varredura. Na figura 4.26 (a) são evidenciados os feixes de bainita superior e a presença da austenita em blocos. Na figura 4.26 (b) a estrutura pode ser observada com maior aumento.

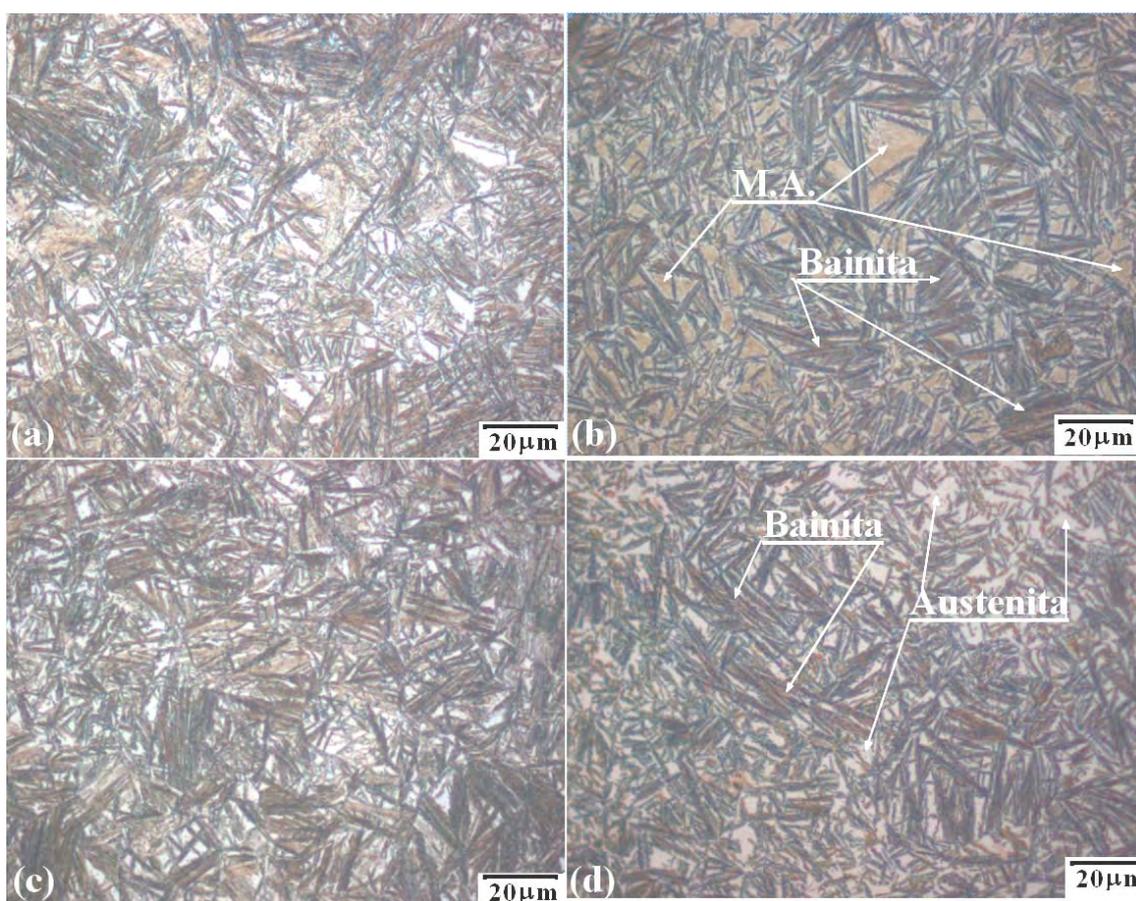


Figura 4.25 – Estrutura do aço austemperado a 300°C: (a) por 8 h e (c) por 18 h, com ataque de nital 2% e, (b) por 8 h e (d) por 18 h, com ataque de LePera.

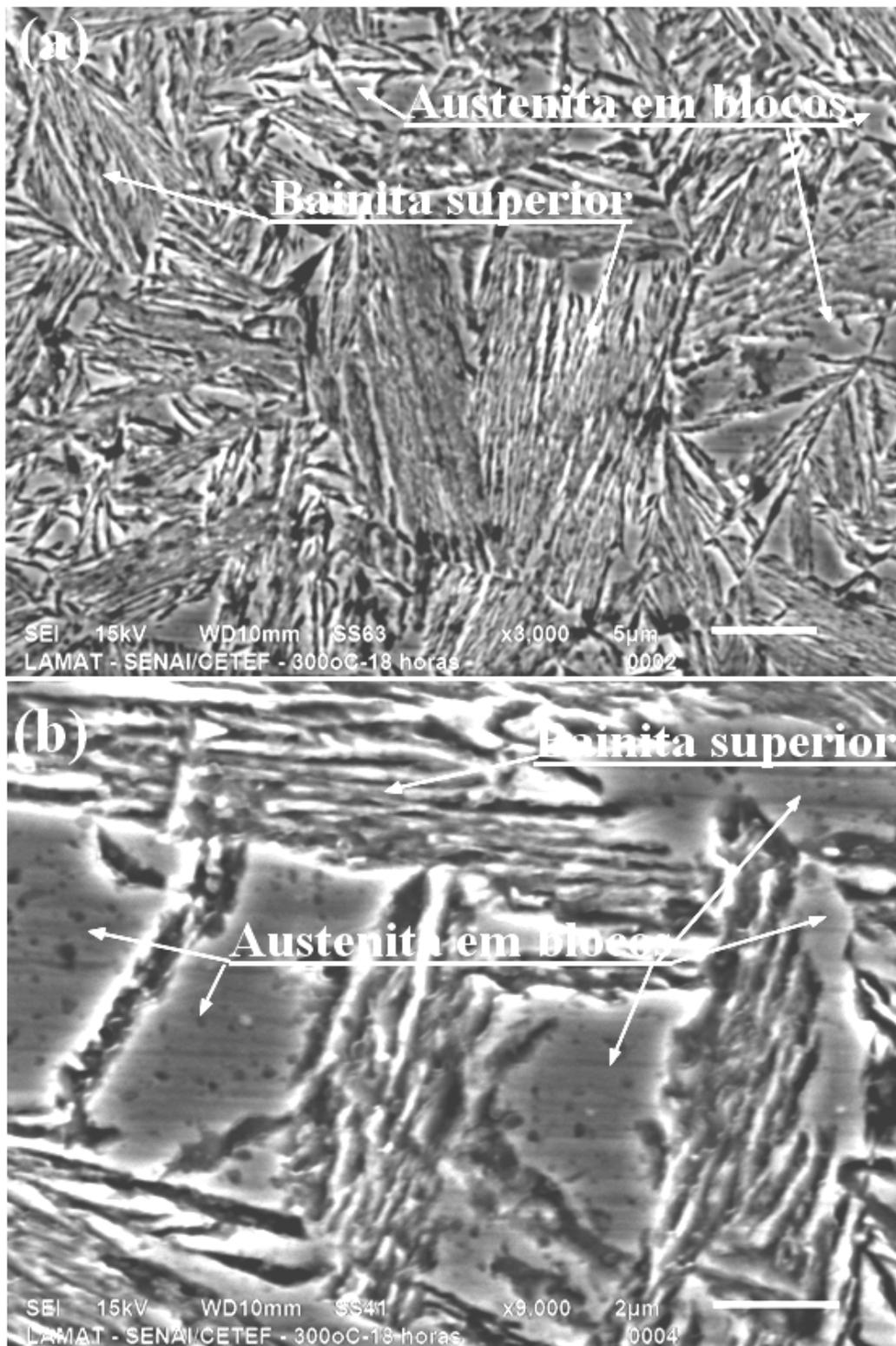


Figura 4.26 - Estrutura do aço austemperado a 300°C por 18 h. MEV. Nital 2%.

4.2.5.3 Estrutura do material austemperado a 200°C

Apresentam-se na figura 4.27 as estruturas observadas por microscopia óptica com ataques de nital 2% e LePera para os aços austemperados por tempos de 48, 240 e 519 h.

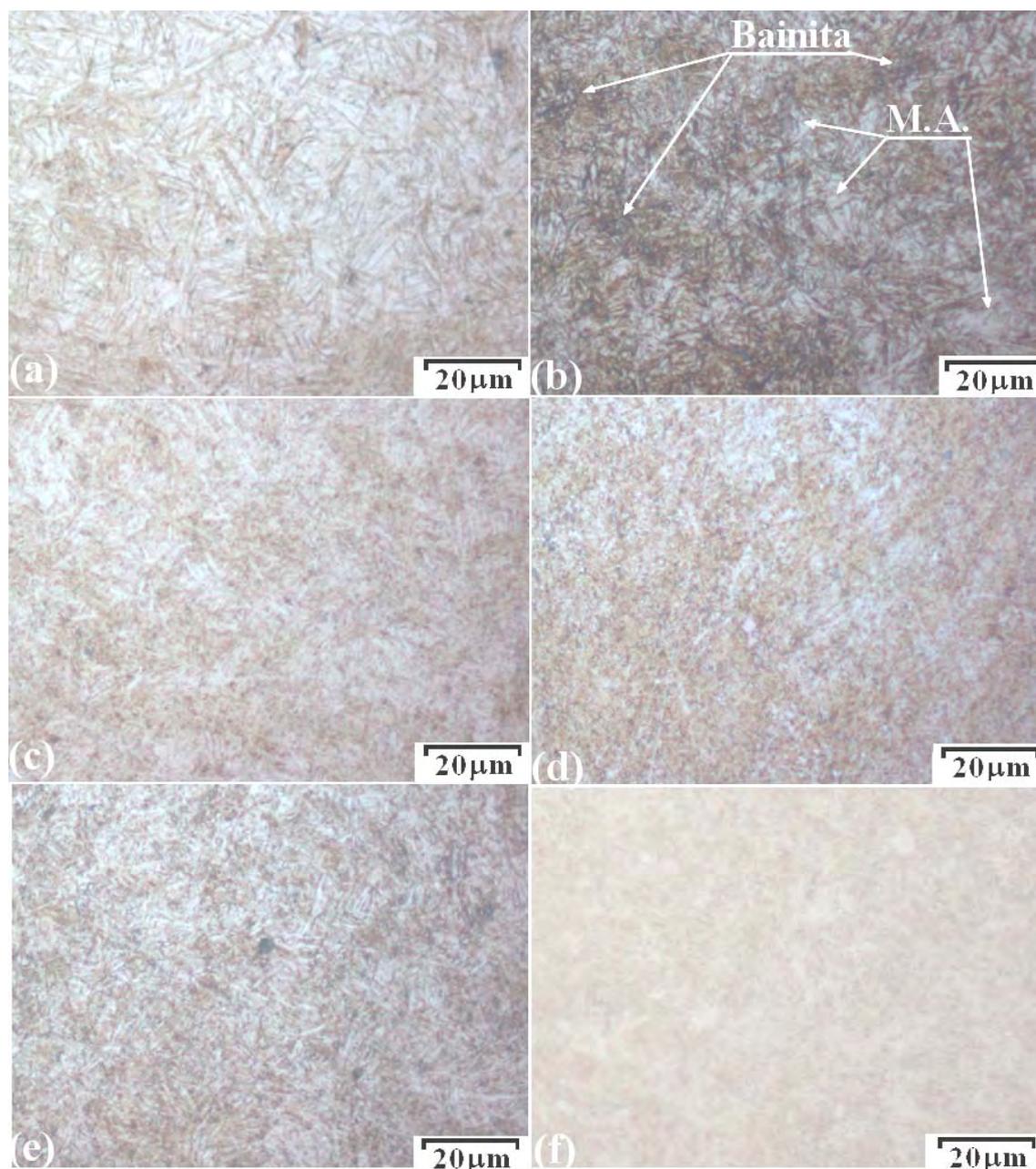


Figura 4.27 – Estrutura do aço austemperado a 200°C: (a, c, e) por 48, 240 e 519 h, respectivamente, ataque de nital 2%; (b, d, f) por 48, 240 e 519 h, respectivamente, ataque de LePera.

Observa-se para o tempo de 48 h a presença de bainita e regiões de M.A. A estrutura obtida pela austêmpera a 200°C, notadamente para os tempos de austêmpera de 240 e 519 h, é bem mais fina se comparada àquela obtida a 300°C, de forma que a distinção por microscopia óptica é praticamente impossível.

Apresenta-se na figura 4.28 a estrutura do aço austemperado a 200°C por 240 h. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura. Com aumento de 3000 vezes, observa-se a austenita praticamente em forma de filmes na figura 4.28 (a). Na figura 4.28 (b) com aumento de 10.000 vezes é possível verificar que os “blocos de austenita” são menores que 1 μm . Da mesma forma, apresenta-se na figura 4.29 a estrutura do aço austemperado a 200°C por 519 h. Observa-se a estrutura ainda mais fina em função da redução dos pequenos blocos de austenita.

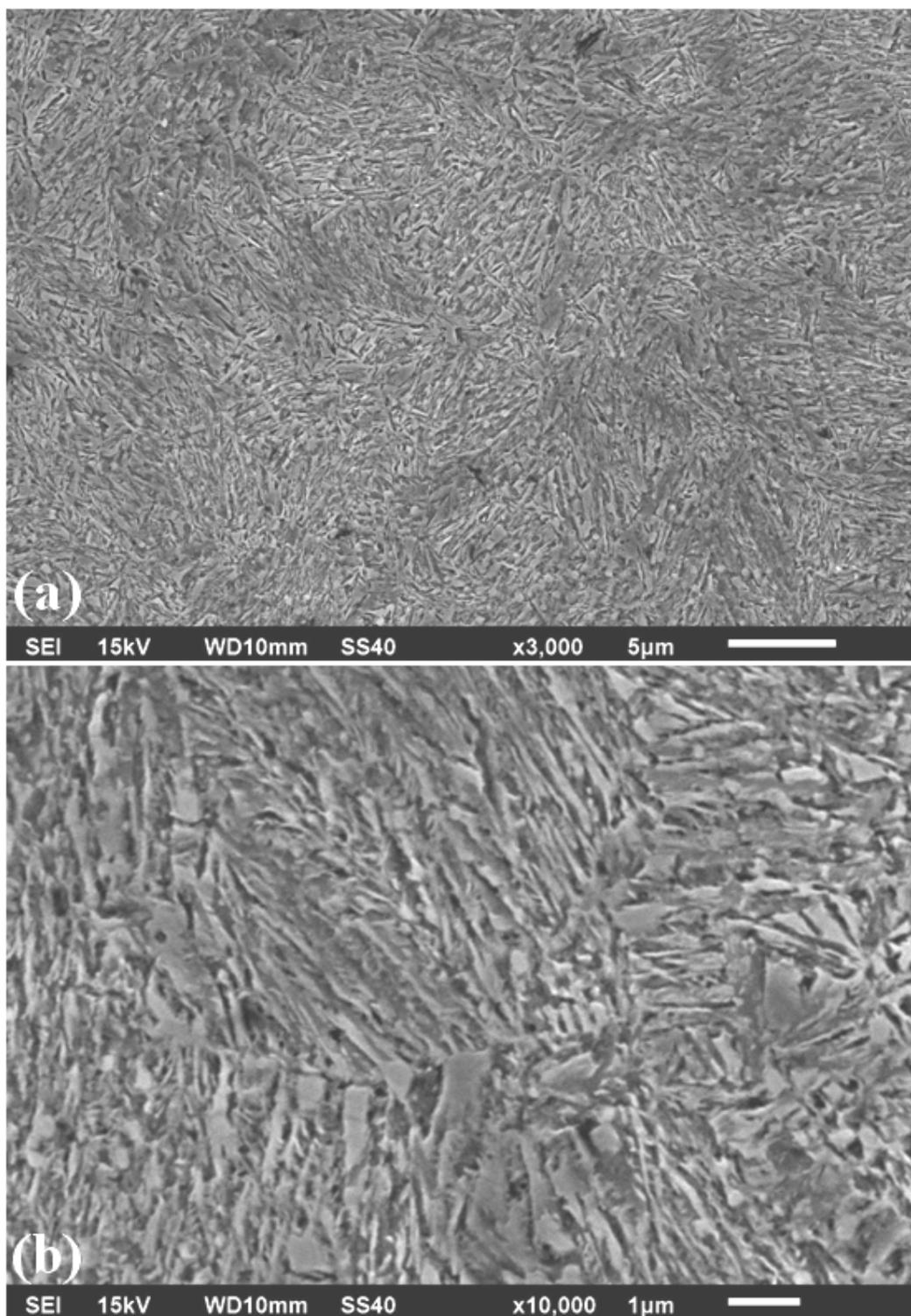


Figura 4.28 – Estrutura do aço austemperado a 200°C por 240 h: (a) aumento de 3000 e (b) 10000.

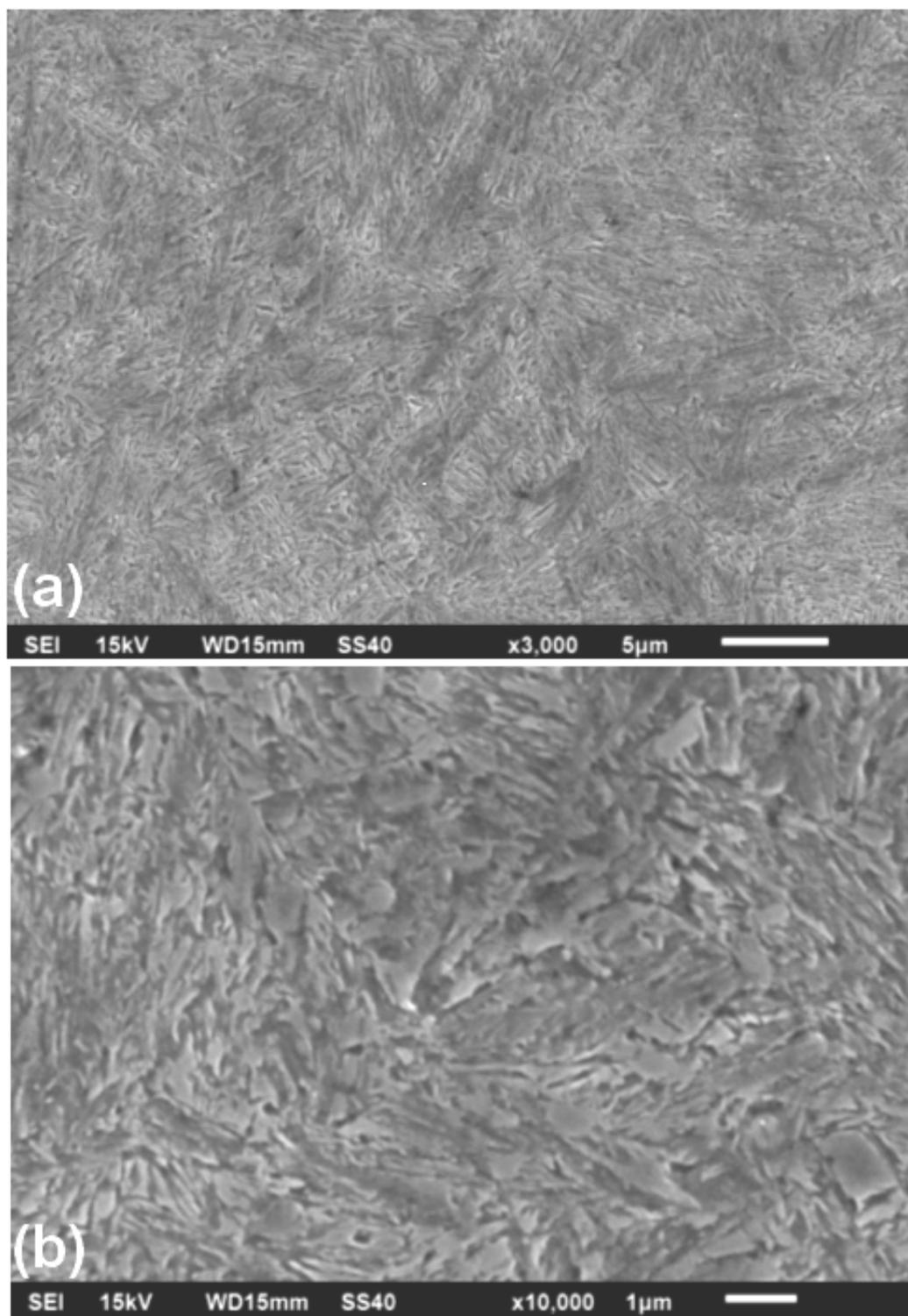


Figura 4.29 - Estrutura do aço austemperado a 200°C por 519 h: (a) aumento de 3000 e (b) 10000.

4.2.6 Resultados da análise por difração de raios X

Apresentam-se na figura 4.30 os difratogramas referentes às amostras austemperadas à temperatura de 300°C por tempos de 8, 18 e 168 h. Na figura 4.31 tem-se os difratogramas referentes às amostras austemperadas à 200°C, por tempos de 48, 240 e 519 h. Com base nesses picos, como citado no item 3.3.2 foram quantificados a austenita e o teor de carbono da mesma em cada amostra. Os resultados são apresentados na tabela 4.14.

Considerando que os materiais apresentados na tabela 4.14 são constituídos apenas de austenita e ferrita, foi feito um balanço em relação à quantidade de carbono dissolvido nas fases. O resultado é apresentado na última coluna.

Em relação à austêmpera a 300°C, os dados apresentados na tabela 4.14 mostram que, praticamente, não há diferenças entre esses aços. Nessa temperatura de austêmpera a quantidade de austenita é muito elevada, conseqüentemente o carbono dissolvido é menor. Esse dado associado à forma de blocos da austenita podem torná-la bastante susceptível à transformação de fases por deformação mecânica.

Tabela 4.14 – Quantificação da austenita e do teor de carbono por difração de raios X

Identificação do aço	Austenita, %	Carbono na austenita, %	Carbono nas demais fases, %
300°C x 8 h	58	1,1	0,162
300°C x 18 h	58	1,1	0,162
300°C x 168 h	56	1,1	0,184
200°C x 48 h	46	1,1	0,294
200°C x 240 h	30	1,4	0,38
200°C x 519 h	17	1,6	0,528

Em relação a austêmpera na temperatura de 200°C com tempo de 48 h tem-se um teor de carbono próximo dos que foram encontrados para os aços tratados a 300°C. Como verificado, a estrutura deste aço apresenta considerável quantidade de martensita.

Associando-se ao dado de que a quantidade de austenita é menor neste aço, deve haver supersaturação de carbono nas fases martensita e ferrita, endurecendo o aço. Com o aumento do tempo para 240 h, observa-se significativa redução da quantidade de austenita, aumento do carbono da austenita e supersaturação da ferrita. A figura 4.32 ilustra de forma gráfica a relação entre o aumento do carbono e a redução da quantidade de austenita do aço austemperado a 200°C por tempos variados. Conforme apresentado na figura 2.29, o aumento da supersaturação da ferrita deve estar associado ao aumento da densidade de deslocamentos. A figura 2.29 mostra supersaturação da ferrita com até 0,35 % de C em peso. No tempo de 519 h observa-se redução de austenita para apenas 17% e o aumento do teor de C para 1,6%. Continuando a linha de raciocínio, estes dados justificam o aço de estrutura bastante refinada como verificado anteriormente. Por outro lado, o excesso de C, 0,528% apresentado na tabela 4.14, sugere a presença de carbonetos. No entanto, como apresentado no item 2.9, Caballero *et al.* (2009) mostraram que é necessária a utilização da técnica de tomografia de sonda atômica para confirmar a presença de carbonetos na bainita deste tipo de aço, até então considerado ser livre de carbonetos.

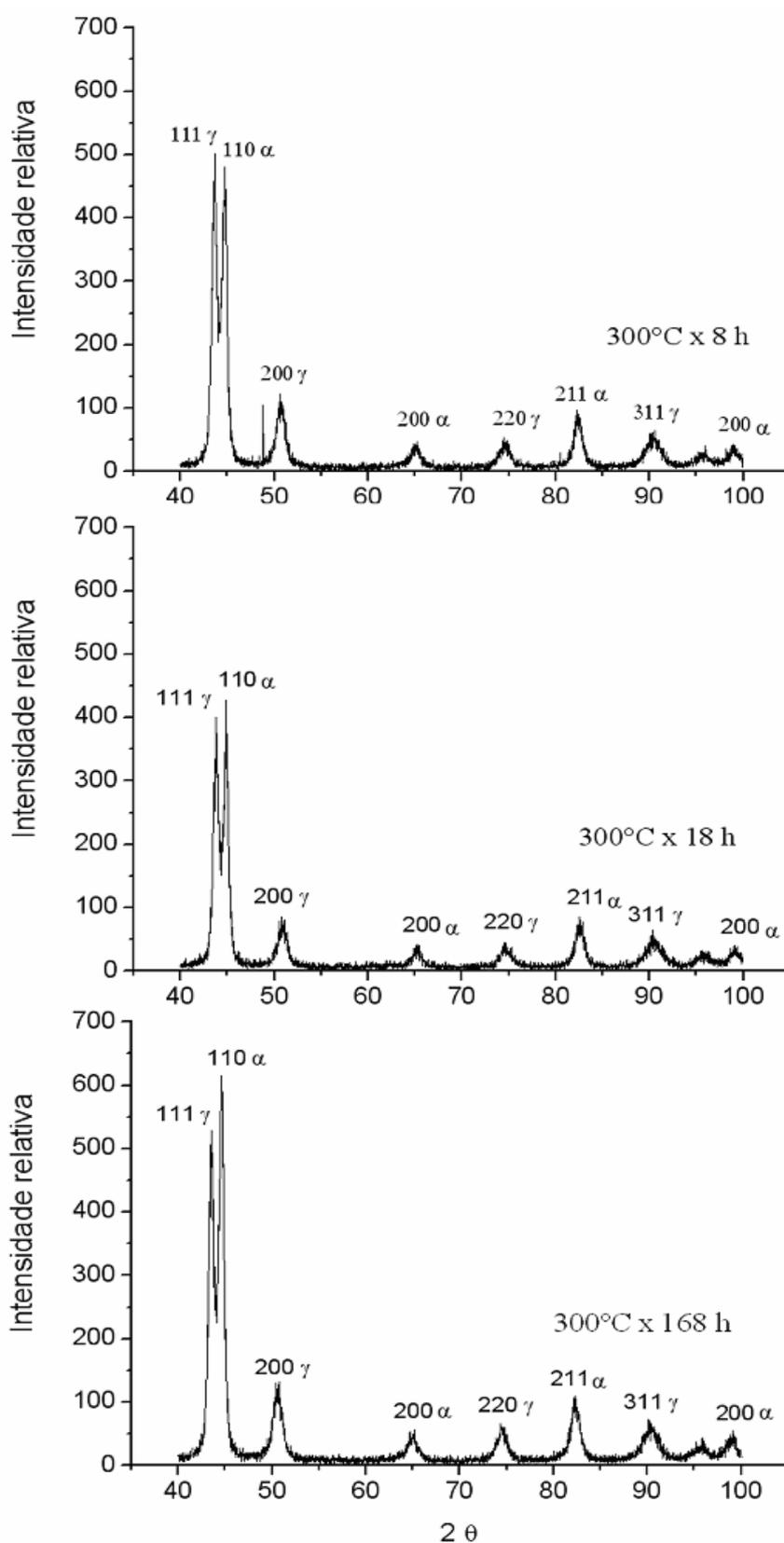


Figura 4.30 - Difratomogramas referentes às amostras austemperadas à temperatura de 300°C pelos tempos de 8, 18 e 168 h.

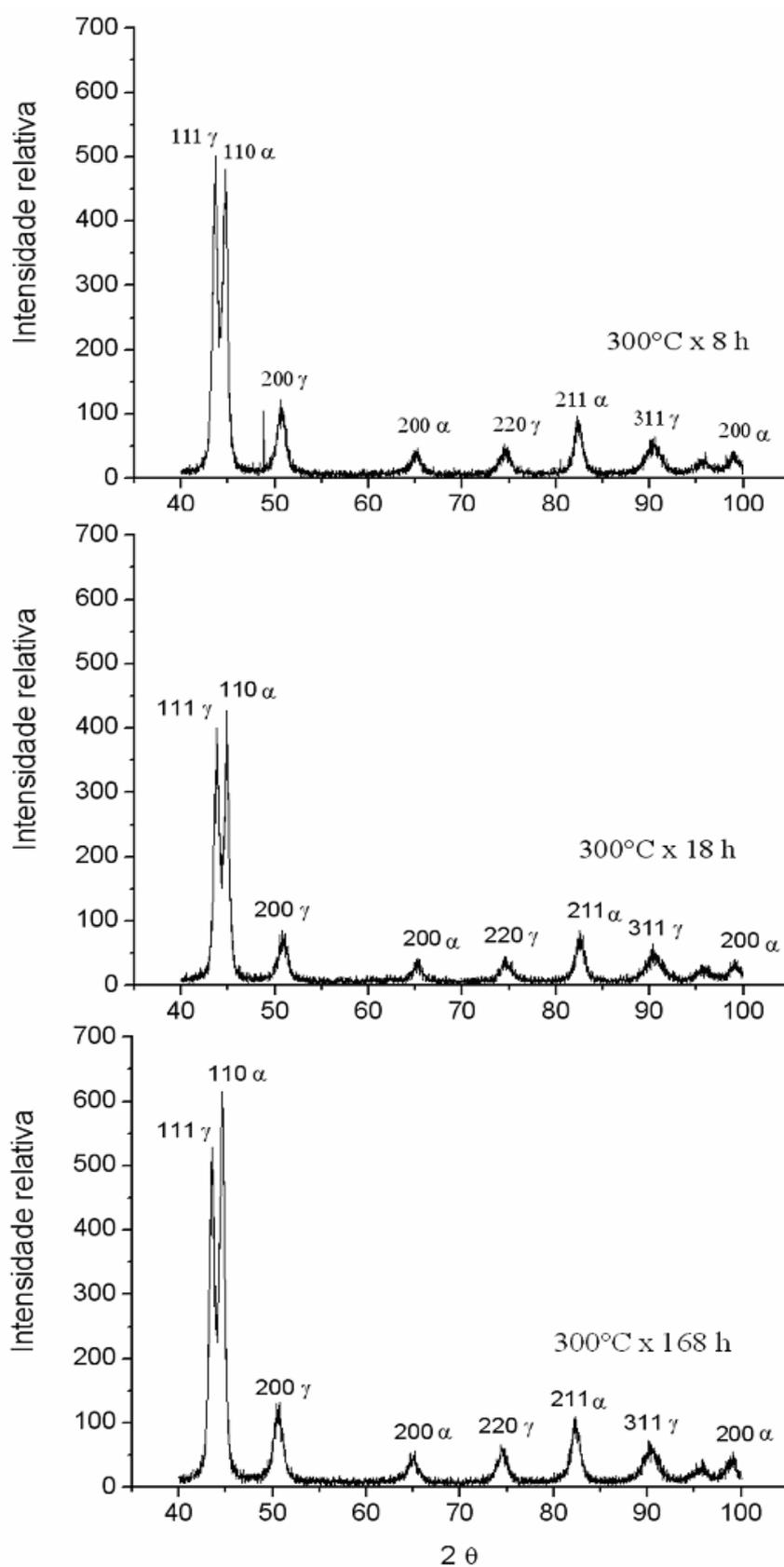


Figura 4.31 - Difratoformas referentes às amostras austemperadas à temperatura de 200°C pelos tempos de 48, 240 e 519 h.

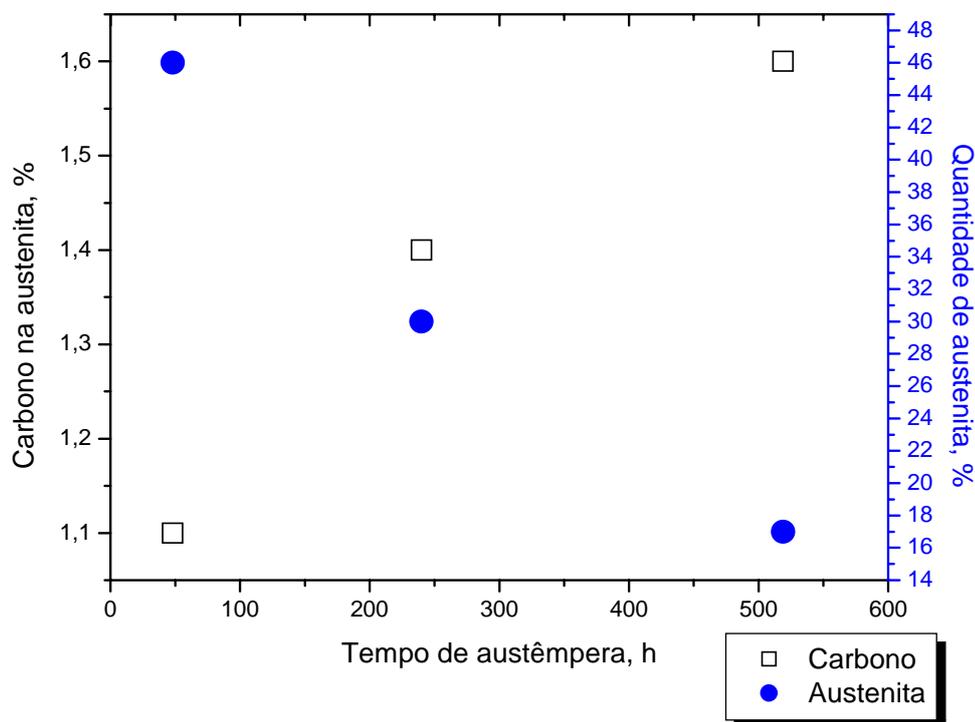


Figura 4.32 – Relação entre o tempo de austêmpera a 200°C com a fração volumétrica de austenita e o seu teor de carbono.

4.2.7 Determinação do limite de fadiga

Na figura 4.33 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude constante referentes aos corpos de prova que foram austemperados a 300°C por 18 h. A figura 4.33 correlaciona a amplitude de tensão com o número de ciclos para falhar, sendo também posicionados os corpos de provas que foram retirados depois de atingir o limite de 10^7 ciclos sem se romperem. Da mesma forma, na figura 4.36 são apresentados os resultados referentes aos corpos de prova que foram austemperados a 200°C por 240 h.

Segundo Callister (2008, p. 170), os comportamentos à fadiga podem ser classificados em dois domínios, fadiga de alto ciclo ou de baixo ciclo. Para baixo ciclo têm-se cargas relativamente altas que produzem não somente deformações elásticas, mas também plásticas durante cada ciclo. A quantidade de ciclos seria menor do que 10^4 ciclos. A fadiga de alto ciclo está associada a elevados números de ciclos, acima de 10^4 ,

caracterizada por níveis de tensões mais baixos quando as deformações macroscópicas são totalmente elásticas. Assim, o presente trabalho se caracteriza por análise do comportamento do material em fadiga de alto ciclo como pode ser observado nas figuras 4.33 e 4.36.

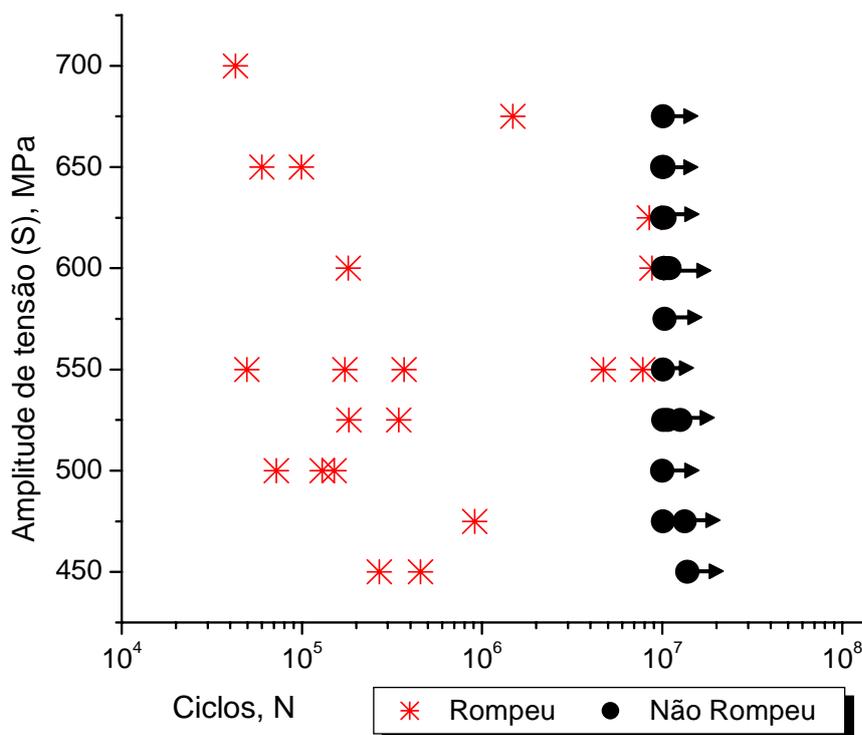


Figura 4.33 – Vida à fadiga por flexão rotativa de todos os corpos de prova austemperados a 300°C.

Na figura 4.34 são apresentadas as tensões em que foram submetidos os corpos de prova que foram utilizados no método Escada. Então, foi determinado o limite de fadiga médio (σ_f) para o aço produzido com tratamento de austêmpera a 300°C por 18 h e também o desvio padrão (δ). Sendo então, $\sigma_f = 516$ MPa e $\delta = 29$ MPa. O coeficiente de variação é de 6%.

O intervalo de confiança para o limite de resistência a fadiga, com um nível de confiança de 95%, é de $C = 492 \text{ MPa} \leq \mu \leq 540 \text{ MPa} = 95\%$, determinado segundo equação 3.6.

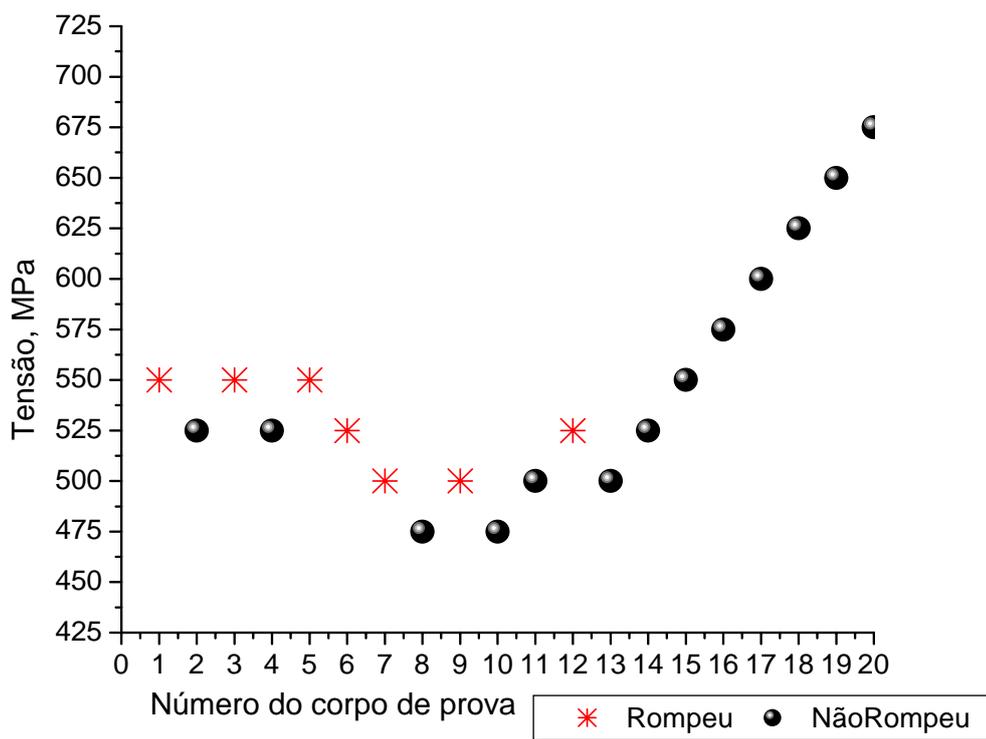


Figura 4.34 – Ilustração dos níveis de tensão aplicados aos corpos de prova austemperado a 300°C para o método Escada.

Na figura 4.35, têm-se os níveis de tensão aplicados a corpos de prova, segundo o método Escada, cuja temperatura de austêmpera foi de 200°C com manutenção por 240 h. Na figura 4.36 tem-se a vida à fadiga para todos os corpos de prova ensaiados.

Utilizando-se os métodos de cálculo e estatística, segundo Souza (1982), foi determinado o limite de fadiga médio (\bar{S}_e) para o aço produzido com tratamento de austêmpera a 200°C por 240 h e também o desvio padrão (δ). Sendo então, $\bar{S}_e = 593$ MPa e $\delta = 64$ MPa. O coeficiente de variação é de 11%. O intervalo de confiança para o limite de resistência a fadiga com um nível de confiança de 95% é de $C = 548 \text{ MPa} \leq \mu \leq 636 \text{ MPa} = 95\%$, utilizando a equação 3.6.

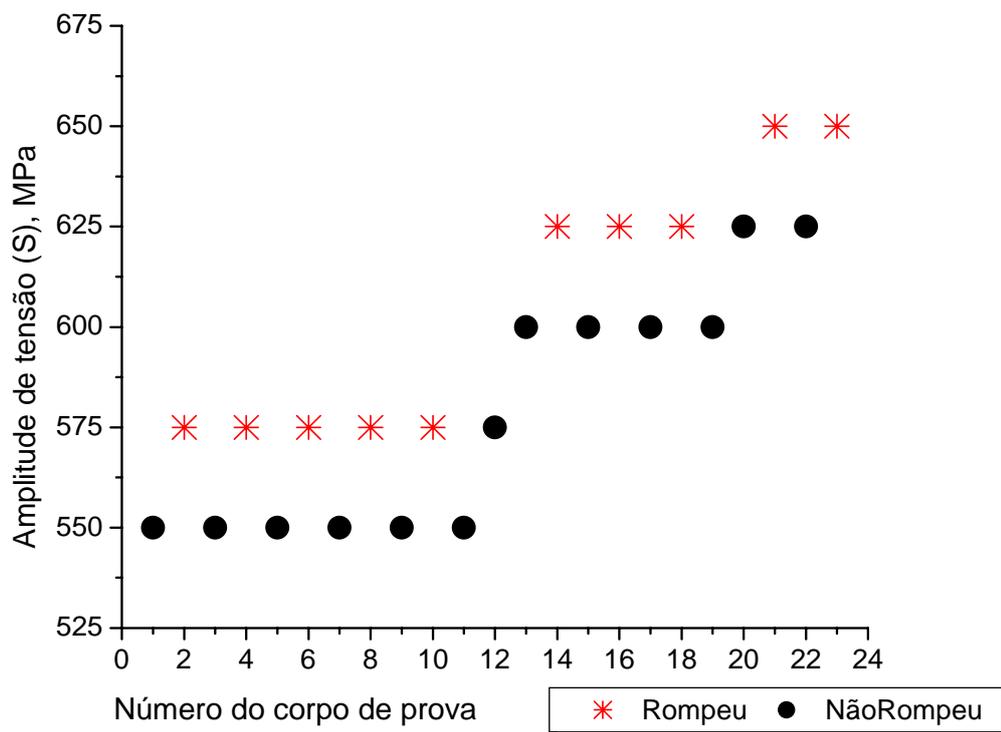


Figura 4.35 – Ilustração dos níveis de tensão aplicados aos corpos de prova austemperado a 200°C para o método Escada.

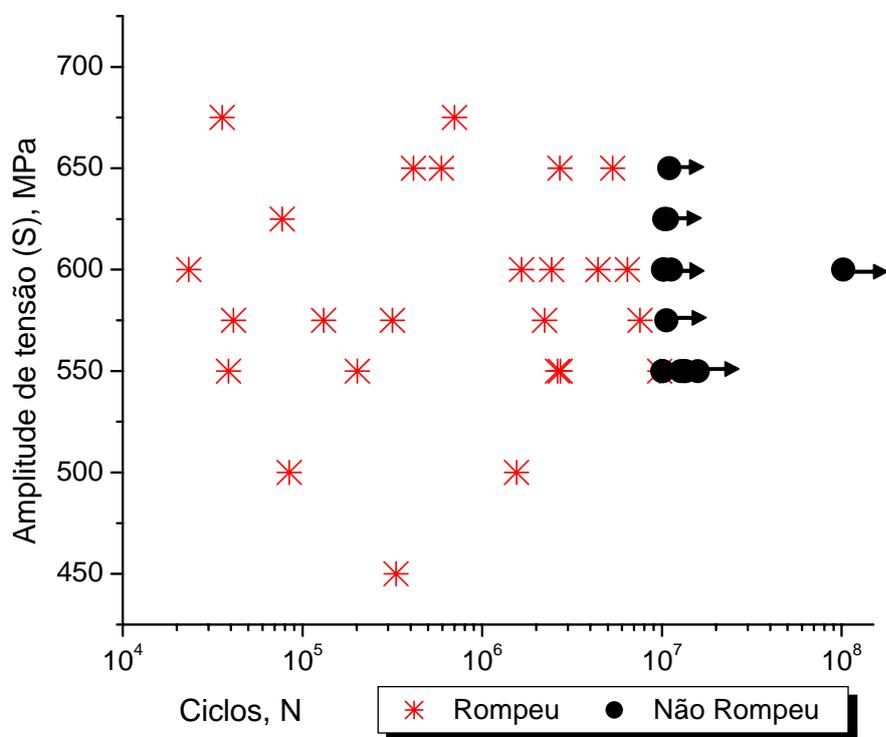


Figura 4.36 – Vida à fadiga por flexão rotativa de todos os corpos de prova austemperados a 200°C.

Os corpos de prova rompidos com níveis mais elevados de tensão e com maior quantidade de ciclos tiveram a fratura iniciada na superfície. Por outro lado, os demais corpos de prova tiveram a fratura iniciada sub superficialmente em fratura denominada “olho de peixe”. Slámecka *et al.* (2009) avaliaram este tipo de fratura, “*fish-eye*”, em corpos de prova submetidos a ensaio de fadiga. Segundo os autores, a explicação da fratura ter origem na subsuperfície é a concentração de tensões causada por um defeito, ou inclusão. O aspecto típico de olho de peixe é devido à nucleação e propagação inicial a partir de um ponto com concentração de tensões em região sem contato com o ar. Isto propicia uma fratura inicial em formato aproximado de uma circunferência em torno do ponto de origem com aspecto frágil e, visualmente, apresentando um brilho característico.

No presente estudo, para a maioria dos corpos de prova ensaiados nos testes de fadiga, foi observada a fratura do tipo olho de peixe a partir de defeitos. Apresenta-se na figura 4.37 o aspecto da fratura olho de peixe observado em um dos corpos de prova estudados. Na figura 4.37 (a - c) apresenta-se a fratura olho de peixe, e (d) apresenta-se a fratura na região oposta à que apresenta o aspecto olho de peixe, região final da fratura do corpo de prova. Na figura 4.37 (d), observam-se além dos aspectos de fratura frágil, também características de fratura dúctil com a presença de microcavidades.

Na figura 4.38 é apresentado, em outra amostra, um defeito dentro da região com aspecto de “olho de peixe” ilustrando o fenômeno discutido.

Ressalta-se que, mesmo com a presença de descontinuidades, os aços estudados apresentam resistência à fadiga em limites mais elevados do que aqueles apresentados por importantes materiais de engenharia, como os apresentados na figura 4.39.

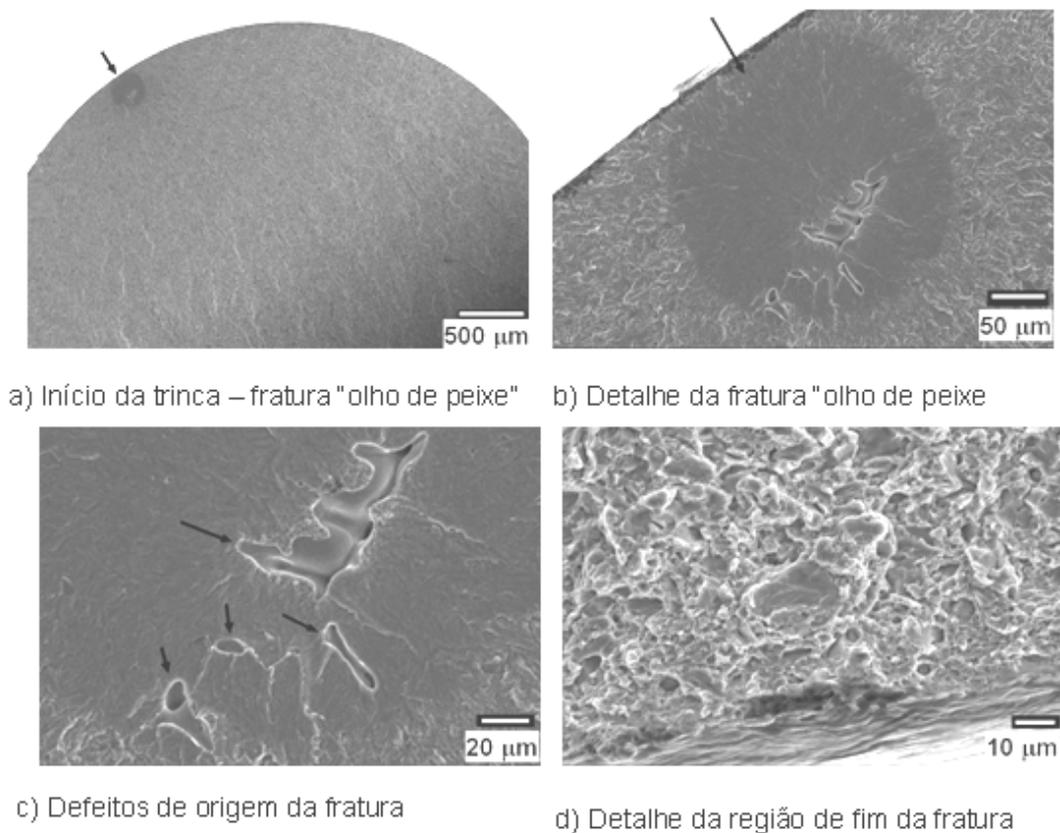


Figura 4.37 – Fractografia de um corpo de prova. MEV.

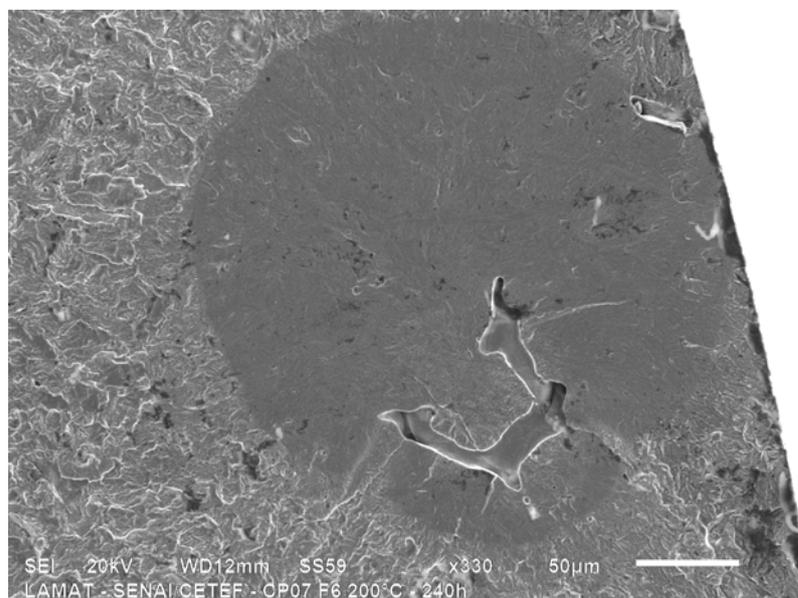


Figura 4.38 – Região de início da fratura de um corpo de prova do ensaio de fadiga; austêmpera a 200°C por 240 h: detalhe de defeito de contração do aço fundido. MEV.

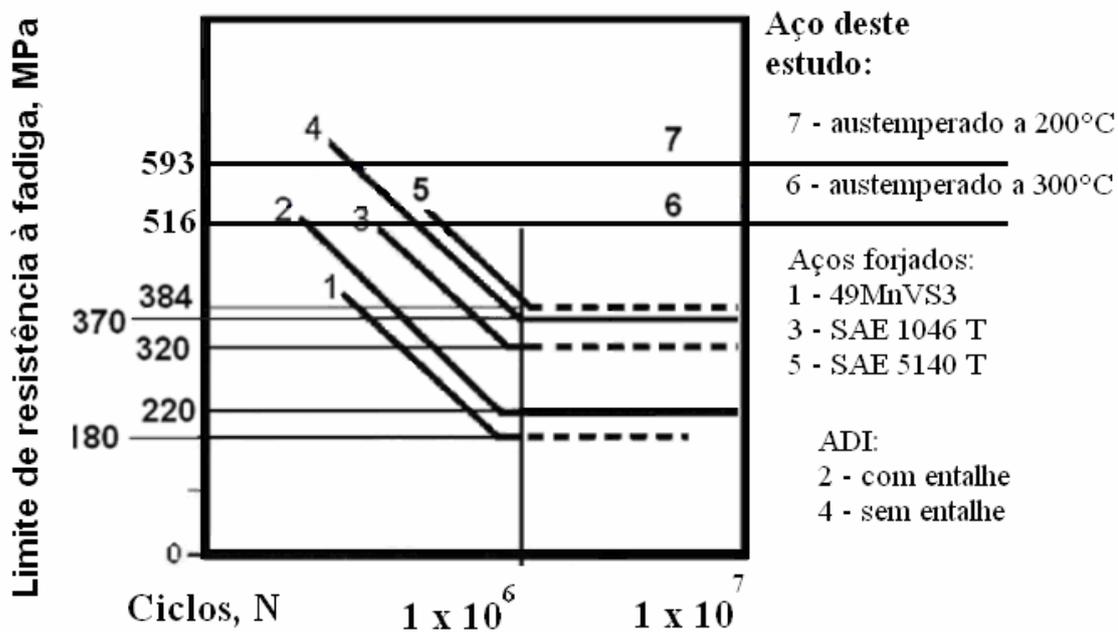


Figura 4.39 – Comparação do limite infinito de fadiga por flexão rotativa aço e ADI com dados do aço obtidos no presente projeto. Adaptado de DUCTILE IRON DATA (1998).

5

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos permitem as seguintes conclusões em relação aos processos de produção do aço fundido e austemperado com objetivo de obtenção de bainita livre de carbonetos e alta resistência à fadiga mecânica:

1. Em relação à produção do aço fundido utilizando métodos convencionais destaca-se a presença de descontinuidades na estrutura do aço obtido, do tipo proveniente da contração de solidificação, mesmo utilizando o modelo de fundição tipo Keel determinado pela norma ASTM A 781 para aços fundidos.
2. Para o processamento de austêmpera a 300°C, não se justifica, em relação à resistência à tração, a permanência em maiores tempos do que 8 horas. Porém, os resultados de microdureza evidenciam que as altas resistências em 8 horas estão associadas a durezas elevadas e também à presença de martensita. Com a evolução da reação de austêmpera, para tempos de 18 horas, são observadas maiores ductilidades e menores durezas, fatos associados à eliminação da martensita.
3. Para o processamento de austêmpera a 200°C, observa-se a elevação da resistência à tração com o aumento do tempo de austêmpera para tempos muito maiores quando comparados aos tempos utilizados no aço tratado a 300°C. Isto pode ser explicado pela diminuição da velocidade de transformação. A dureza é mais elevada para os tempos iniciais de austêmpera devido à presença de martensita proveniente da transformação da austenita ainda não estabilizada. Foi selecionado o tempo de austêmpera de 240 horas, para a avaliação da resistência

à fadiga do aço, com base na análise da resistência mecânica, estrutura e confronto com dados da literatura.

4. As resistências mecânicas à tração e também à fadiga são mais elevadas para o aço austemperado a 200°C comparando com o aço austemperado a 300°C, que é um aço de maior ductilidade. A estrutura é mais fina no austemperado a 200°C enquanto na do aço austemperado a 300°C destaca-se a austenita em blocos.
5. A técnica dilatométrica se apresenta como importante ferramenta no acompanhamento da cinética da transformação da austenita a 300°C, a mesma mostrou que com 6 horas de tratamento a transformação da austenita atingiu um limite máximo. No caso da austêmpera a 200°C, por motivos operacionais com interrupções dos ensaios não foi possível a utilização da dilatométrica para os elevados tempos. Foi possível com esta técnica verificar a diminuição da temperatura M_i em função do aumento do tempo de austêmpera a 300°C de 12 para 18 h.
6. Considerando o limite de resistência à fadiga em torno de 50% da resistência à tração, poderiam ser esperados os limites de aproximadamente 850 MPa e 1000 MPa respectivamente para os aços austemperados a 300° e 200° C no contexto do trabalho realizado. No entanto, foram determinados, em média, os valores de 516 MPa e 593 MPa para as respectivas temperaturas de austêmpera. Conclui-se que a resistência à fadiga foi diminuída em função da influência de descontinuidades observadas nas fraturas do tipo “olho de peixe” que indicaram os pontos de nucleação das trincas de fadiga na maioria dos corpos de prova.

6

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Destacam-se algumas linhas de trabalho para a continuidade do entendimento e desenvolvimento do aço fundido e com bainita livre de carbonetos.

6.1 Análise de variáveis que definem a tendência à formação de defeitos devido à contração de solidificação.

6.2 Previsão de vida à fadiga em função de descontinuidades

Conforme apresentado no item 2.10.2, a previsão da resistência à fadiga de componentes estruturais contendo defeitos tem sido objeto de estudo de engenheiros e pesquisadores, utilizando diferentes critérios e abordagens. Destaca-se o trabalho de Murakami *et al.* (1994). Neste item sugere-se a aplicação deste modelo de previsão ao aço estudado.

6.3 Avaliação de tratamentos superficiais na vida à fadiga

Como apresentado na figura 4.39 o material com defeitos e sem tratamentos na superfície apresenta limite de resistência à fadiga superior quando comparados com outros materiais. Sugere-se a avaliação do desempenho do aço com tratamentos superficiais que promovam melhor acabamento, encruamento ou algum tipo de tratamento termoquímico que inibam a nucleação de trincas de fadiga.

7

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM. E –8M, 2000**
Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 897**;
austempered ductile iron castings. West Conshohocken, 1990. P 565-570. V.01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 781**; Standard
specification for castings, steel and alloy, common requirements, for general industrial
use, 1999. P 438-450. V.01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 644**;
Terminology relative to iron castings. West Conshohocken, 1990. P 565-570. V.01.02.

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

BARBACKI, A.; MIKOLAJSKI, E., Optimization of heat treatment conditions for
maximum toughness of high strength silicon steel. **Journal of Materials Processing
Technology**, n 78 p. 18-23, 1998.

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. and EDMONDS, D.V. Bainite transformation in a silicon steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p.895-907, 1979.

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

BHADESHIA, H.K.D.H. Aços muito resistentes em peças de grandes dimensões. **Metallurgia e Materiais**, Cambridge, p.106-109,mar., 2005b.

CABALLERO, F.G., ANDRÉS, C. G., CAPDEVILA, C., ÁLVARES, L.F. Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. **Materials Characterization**, n 48, p.101-111, 13 maio 2002.

CABALLERO, F.G.; BHADESHIA, H.K.D.H. Very Strong bainite. **Current Opinion In Solid And Materials Science**, Cambridge, n. 8, p.251-257, 14 set., 2004.

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

CALLISTER, Jr., William D., 1940. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. (ISBN 978-85-216-1595-8). Rio de Janeiro. LTC 2008, 705 p.

CARMO, Denilson José do. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI)**. Dissertação (mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte: 2003. 191 p.il.

CARMO, Denilson José; DIAS, José Felipe. Aplicação da dilatometria na otimização do processo de obtenção de ferro fundido branco alto cromo. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 22 a 26 de setembro de 1997. São Paulo, ABIFA,n.p. il.,1997.

CARMO, D. J.; DIAS, J.F. **Ferro fundido nodular austemperado** – ADI. Belo Horizonte: Senai-DR.MG, 2001. 110 p.

CARMO, D.J.; DIAS, J.F.; MENEZES, C.G.; TAVARES, F.L. Previsão da resistência à fadiga de eixos virabrequins em ADI. In: V SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO, 2004, Salvador. Anais.São Paulo: ABM, 2004.

CARMO, D. J. ; RIBEIRO, G. O. ; SOUZA, G. M. ; DIAS, J. F. . Análise do comportamento à fadiga do ferro fundido nodular austemperado (ADI) sob carregamentos de amplitude variável. In: 12º CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO - CONAF 2005. São Paulo : Associação Brasileira de Fundição, 2005. p. 215-225.

CARMO, D. J., SILVA, C., ARAÚJO, J.C., Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de ferro fundido nodular e do ADI a partir do fundido em molde metálico. In: 13º CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO - CONAF 2007., São Paulo : Associação Brasileira de Fundição, 2007.

CARMO, D. J. ; SILVA, A. P. ; LEONARDO, I. M. ; PARREIRAS, C. S. . Aplicação do ferro fundido nodular austemperado (ADI) em máquinas para implementos agrícolas. In: 57º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2002, São Paulo. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.

CARMO, D. J. ; SILVA, A. P. ; TAVARES, F. L. ; LEONARDO, I. M. ; SILVA NETO, P. P. ; DIAS, J. F. . Influência da velocidade de resfriamento em propriedades do ferro fundido nodular austemperado (ADI). In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO - CONAF 2003, São Paulo : ABIFA Associação Brasileira de Fundição, 2003a.

CARMO, D. J.; SILVA C., SANTOS, D. B. . Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. In: 61º

CONGRESSO ANUAL DA ABM. 2006. São Paulo. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006.

CARMO, D. J., SILVA, C., SANTOS, D. B. Influência do número de nódulos de grafita na microestrutura e características mecânicas do ferro fundido nodular austemperado em diferentes temperaturas de austêmpera In: 14° CONGRESSO DE FUNDIÇÃO – CONAF 2009, São Paulo. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2009.

CARMO, D. J. ; TAVARES, F. L. ; DIAS, J. F. ; MENESES, C. G. . Análise da Resistência à Fadiga de Virabrequins em Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI). In: IV Seminário de Fundição da ABM, 2003, Volta Redonda. In: IV SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO – 2003. São Paulo : ABM, 2003b. v. 01. p. 1-11.

COLLINS, J. A. **Failure of materials in mechanical design**. John Wiley & Sons, USA, 1993.

CHEN, Xiang. LI, Yanxiang. Fracture toughness improvement of austempered high silicon steel by titanium, vanadium and rare earth elements modification. *Materials Science and Engineering A* 444 (2007) p. 298 – 305. 2007.

COSTA, E.; DIAS, J.F. Desenvolvimento do processo de obtenção do ADI - Uma experiência vivenciada pelo CETEF. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO - CONAF 1995, São Paulo. Anais. São Paulo: ABIFA, 1995. p. 175-183.

COSTA, M. C. G.; PINHEIRO, P. I.; CARMO, D. J.; SANTOS, D. B.; Produção de aço fundido austemperado de elevada resistência mecânica. In: 64° CONGRESSO ANUAL DA ABM. 2009, Belo Horizonte. Anais. São Paulo : Associação Brasileira de Fundição, 2009.

CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Mass., Chap. 12.p. 347-361., 2001.

DIAS, José Felipe. **Estudo do comportamento à fadiga em ferro fundido nodular austemperado (ADI) sujeito a carregamentos de amplitude variável**. 2006. 01 v. Tese (Doutorado) - Departamento de Engenharia de Estruturas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

DIAS, J. F., CARMO, D. J., RIBEIRO, G. O. Influência do tempo de austêmpera nas propriedades a fadiga do ferro fundido nodular austemperado (ADI). In: Congresso Anual da ABM, 2008, Santos. 63° CONGRESSO ANUAL DA ABM. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. p.2568 – 2578

DIAS, J. F. ; RIBEIRO, G. O. ; CARMO, D. J. Influência do tempo de austêmpera nas propriedades à fadiga do ferro fundido nodular austemperado (ADI). In: 7° CONGRESO DE METALURGIA Y MATERIALES 4 al 7 de Septiembre de 2007, San Nicolás (Argentina): Universidad Tecnológica Nacional Facultad Regional San Nicolás, 2007.

DOUGLAS, Juan Carlos. A história da fundição. Disponível em: <http://juancarlosdouglas.wordpress.com/a-historia-da-fundicao-joalheria-juan-carlos-romero-douglas-arte-prata-metal-escultura-modelagem/>. Acesso em fev. 2011.

DUCTILE IRON DATA FOR DESIGN ENGINEERS, Section IV: Austempered. Ductile Iron, 1998. Disponível em: <<http://www.ductile.org/didata/section4>. > Acesso em jun. 2010.

HARDING, R. A. Opening up the market for ADI. **The Foundryman. Birmingham**, v. 86, n.4, p. 197-208, jun., 1993.

KOVACS, B. V. On the Terminology and Structure of ADI. **AFS transactions**, 1986; p 417-420.

MANSUR, R. T. **Avaliação e desenvolvimento de modelos de determinação de acúmulo de danos por fadiga em um aço estrutural**. 2003. 01 v. Tese (Doutorado) -

Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.

MATEO, C.G; CABALLERO, F.G; BHADESHIA, H.K.D.H. Acceleration of Low - Temperature Bainite. **ISIJ International**, Madrid, v. 43, n.11 , p.1821-1825, 26 may 2003.

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

MATEO, C.G; CABALLERO, F.G; BHADESHIA, H.K.D.H. (Spain). Superbainita. Una nueva microestructura da alta resistencia. **Revista da Metalurgia**, Madrid, n. 41, p.186-193, 01 mar. 2005b.

MENEZES, C.G.; CARMO, D.J.; TAVARES, F.C.L.; DIAS, J.F.. Análise da resistência à fadiga de virabrequins em ferro fundido nodular austemperado (ADI). ABM, IV In: SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO, 4, 2003, Volta Redonda. Anais...São Paulo: ABM, 2003.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. **International Journal of Fatigue**, v. 16, p. 163-182, April, 1994.

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

PUTATUNDA, SUSIL K. (Usa). Fracture toughness of a high carbon and high silicon steel. **Materials Science And Engineering**, Detroit, n. A297 , p.31-43, 2001.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Editora Guanabara II, Rio de Janeiro, 1982.

SÁ, A.R.S., CARMO, D. J., MACHADO; I.M.L., ARAÚJO, J.C., FELIPE; R.M.O., SANTOS, D.B., ADI - Uma Solução em transmissão de potência. In: Congresso Anual da ABM, 2006, São Paulo. 61º CONGRESSO ANUAL DA ABM. São Paulo : ABM, 2006.

SLÁMECKA, K., POKLUDA, J., KIANICOVÁ, M., MAJOR, S., DVORÁK, I. Quantitative fractography of fish-eye crack formation under-torsion fatigue. **International Journal of fatigue**. N 32, p. 921-928. 2010.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos**. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 286 p.

WORLD AUTO STEEL. Advanced high-strength steels application. Disponível em: <http://www.worldautosteel.org/Projects/AHSS-Guidelines.aspx>. Acesso em Março, 2011.

8

APÊNDICES

Apêndice A – Sistema de canais.

Apêndice B - Filtro Cerâmico Utilizado no Sistema de Canais.

Apêndice C _ Esquema com dimensões do bloco Keel.

Apêndice D – Dados de testes de fadiga por flexão rotativa.

Apêndice E – Resultados de testes dilatométricos.

APÊNDICE A – SISTEMA DE CANAIS

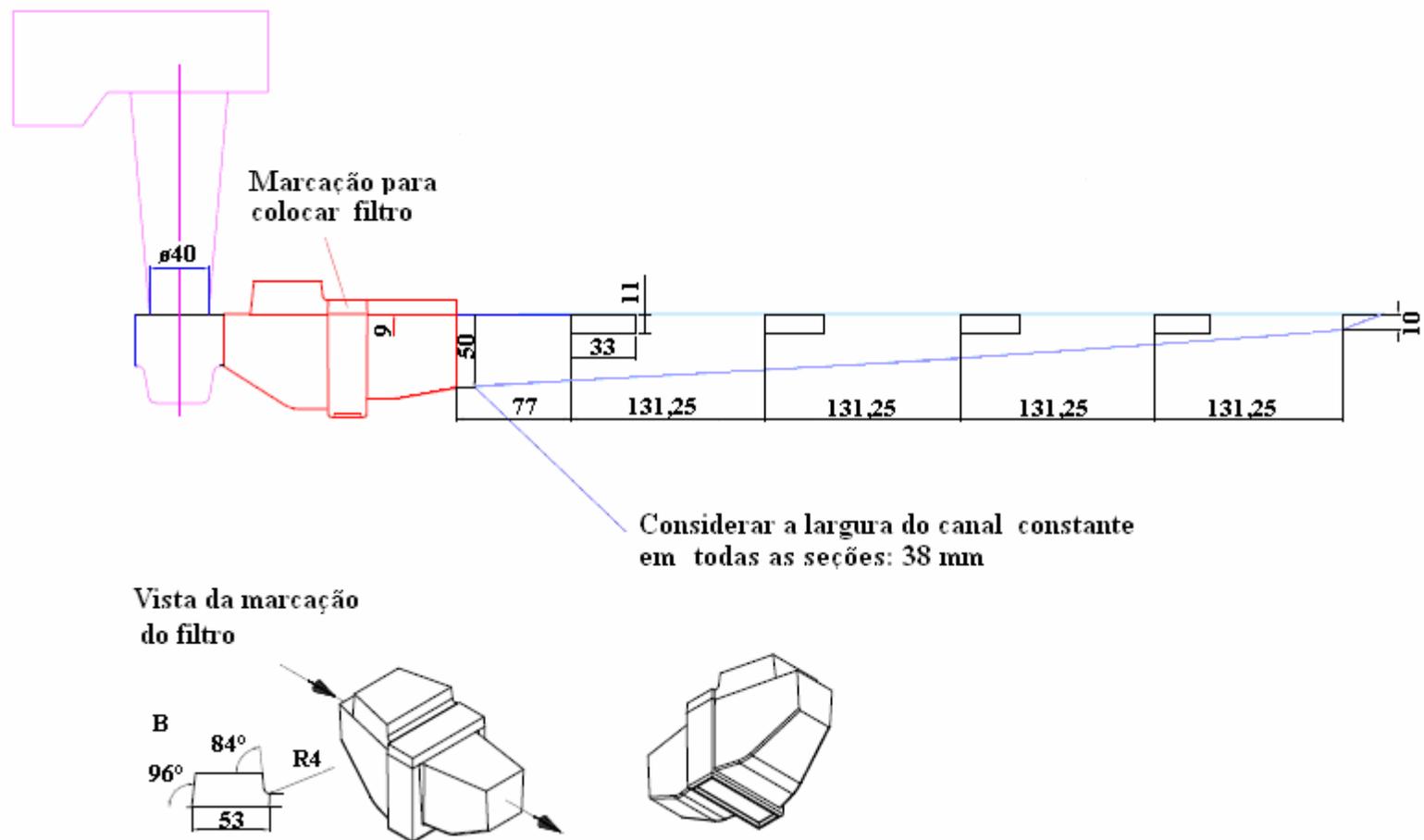


Figura A 1 – Esquema do sistema de enchimento com posicionamento dos blocos Y e marcação para o filtro cerâmico.

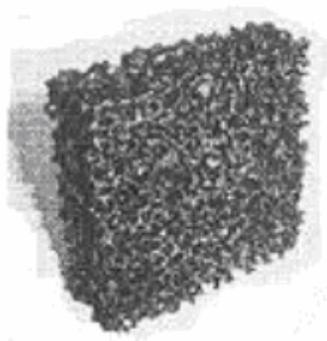
APÊNDICE B - FILTRO CERÂMICO UTILIZADO NO SISTEMA DE CANAIS

MAIO/2003

STELEX PrO

FILTROS PARA AÇOS CARBONO E BAIXA LIGA

Dimensões, capacidade
e vazão



Código do produto	Stelex PrO	Desoxidado com Zr e/ou Ti		Desoxidado com Ca e/ou Si e/ou Al	
		Capacidade (Kg)	Fluxo de metal (Kg/s)	Capacidade (Kg)	Fluxo de metal (Kg/s)
312 2710*	55x55x25/10ppi	67	3.0	102	3.0
312 2709	75x75x25/10ppi	127	5.6	192	5.6
312 2708	100x100x25/10ppi	225	10.0	337	10.0
312 2707	125x125x30/10ppi	352	15.6	529	15.6
312 2706**	150x150x30/10ppi	510	22.5	765	22.5

* Filtro utilizado no presente trabalho

** Aço Carbono / Baixa Liga em panela com Bico de Chaleira.

Figura A 2 – Identificação de filtro cerâmico marca FOSECO utilizado no sistema de canais.

APÊNDICE C – ESQUEMA COM DIMENSÕES DO BLOCO KEEL

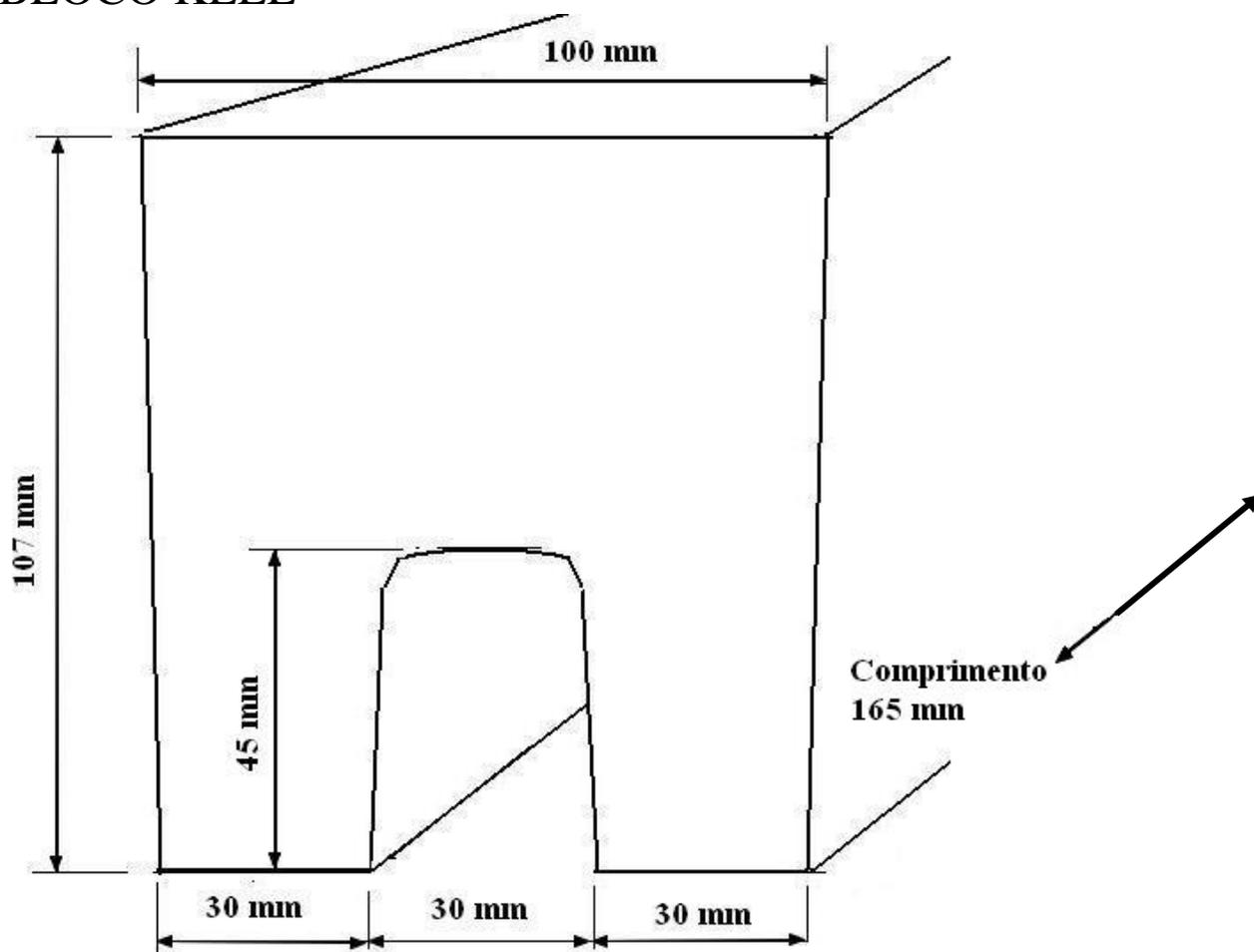


Figura A 3 – Esquema com dimensões do bloco Keel..

APÊNDICE D – DADOS DOS TESTES DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

CP	Tensão (MPa)	Do (mm)	Momento (lb.in)	Momento (N.m)	n° ciclos	Resultado
1	700	4,8	65,68	7,42	4,3E+04	Rompeu
2	600	4,6	50,65	5,72	1,8E+05	Rompeu
3	500	4,6	42,07	4,75	1,0E+07	Não rompeu
4	550	4,7	49,46	5,59	7,8E+06	Rompeu
5	525	4,5	41,85	4,73	1,8E+05	Rompeu
6	500	4,8	47,63	5,38	2,5E+05	Rompeu
7	500	4,7	46,12	5,21	1,0E+07	Não rompeu
8	600	4,3	40,93	4,62	1,8E+05	Rompeu
9	525	4,4	38,41	4,34	1,3E+07	Não rompeu
10	575	4,4	41,24	4,66	1,0E+07	Não rompeu
11	550	4,6	45,46	5,14	5,0E+04	Rompeu
12	525	4,2	34,72	3,92	1,1E+07	Não rompeu
13	525	4,2	33,51	3,79	3,4E+05	Rompeu
14	550	4,3	39,20	4,43	3,7E+05	Rompeu
15	475	4,5	36,62	4,14	9,1E+05	Rompeu
16	475	4,3	32,11	3,63	1,3E+07	Não rompeu
17	500	4,5	40,01	4,52	7,2E+04	Rompeu
18	450	4,4	33,88	3,83	4,5E+05	Rompeu
19	450	4,6	36,91	4,17	1,4E+07	Não rompeu
20	475	4,5	37,06	4,19	1,0E+07	Não rompeu
21	500	4,6	40,95	4,63	1,3E+05	Rompeu
22	450	4,6	37,32	4,22	2,7E+05	Rompeu
23	550	4,8	52,65	5,95	4,7E+06	Rompeu
24	525	4,3	37,45	4,23	1,0E+07	Não rompeu
25	550	4,2	36,45	4,12	1,0E+07	Não rompeu
26	600	4,5	49,04	5,54	1,0E+07	Não rompeu
27	650	4,7	58,01	6,55	6,0E+04	Rompeu
28	600	4,7	55,49	6,27	1,1E+07	Não rompeu
29	650	4,7	59,39	6,71	9,9E+04	Rompeu
30	600	4,8	56,69	6,41	1,1E+07	Não rompeu
31	550	4,8	52,79	5,96	1,7E+05	Rompeu
32	500	4,5	39,04	4,41	1,5E+05	Rompeu
33	625	4,7	54,96	6,21	8,5E+06	Rompeu
34	600	4,6	52,08	5,88	1,0E+07	Não rompeu
35	625	4,6	54,08	6,11	1,0E+07	Não rompeu
36	625	4,6	53,52	6,05	1,0E+07	Não rompeu
37	650	4,3	45,53	5,14	1,0E+07	Não rompeu
38	675	4,5	53,63	6,06	1,5E+06	Rompeu
39	650	4,6	53,59	6,05	1,0E+07	Não rompeu
40	675	4,6	57,72	6,52	1,0E+07	Não rompeu
41	700	4,5	55,43	6,26	2,7E+04	Rompeu
42	525	4,3	37,45	4,23	1,0E+07	Não rompeu
43	550	4,2	36,45	4,12	1,0E+07	Não rompeu
44	600	4,5	49,04	5,54	1,0E+07	Não rompeu

QUADRO D 1 – Dados do ensaio de fadiga por flexão rotativa do aço austemperado a 300°C

CP	Tensão (MPa)	Do (mm)	Momento (lb.in)	Momento (N.m)	1,0E+08	Não rompeu
1	600	5,0	65,99	7,46	1,0E+07	Não rompeu
2	550	5,0	61,40	6,94	1,0E+07	Não rompeu
3	550	5,0	61,04	6,90	5,3E+06	Rompeu
4	650	4,8	60,91	6,88	1,1E+07	Não rompeu
5	600	5,1	69,57	7,86	1,0E+07	Não rompeu
6	650	5,1	75,36	8,51	1,0E+07	Não rompeu
7	700	5,1	81,16	9,17	1,0E+07	Não rompeu
8	750	5,1	86,96	9,83	4,4E+06	Rompeu
9	600	5,1	70,14	7,92	9,7E+06	Rompeu
10	550	5,1	63,54	7,18	1,3E+07	Não rompeu
11	550	5,0	59,17	6,69	1,1E+07	Não rompeu
12	575	4,6	48,35	5,46	1,0E+07	Não rompeu
13	625	4,5	50,82	5,74	1,1E+07	Rompeu
14	650	4,7	59,54	6,73	7,7E+04	Rompeu
15	625	4,8	60,29	6,81	1,0E+07	Não rompeu
16	625	4,6	51,97	5,87	7,0E+05	Rompeu
17	675	4,5	54,23	6,13	2,0E+03	Rompeu
18	650	4,7	58,90	6,65	1,1E+07	Não rompeu
19	625	4,8	60,06	6,79	1,0E+08	Não rompeu
20	600	5,0	65,99	7,46	1,0E+07	Não rompeu
21	550	5,0	61,40	6,94	1,0E+07	Rompeu
22	550	4,7	50,29	5,68	2,0E+05	Não rompeu
23	550	4,6	46,34	5,24	1,4E+07	Rompeu
24	600	4,8	56,48	6,38	1,7E+06	Rompeu
25	550	4,8	51,38	5,81	2,6E+06	Rompeu
26	600	4,7	53,85	6,08	2,3E+04	Rompeu
27	550	4,8	52,89	5,98	3,9E+04	Não rompeu
28	550	4,7	49,18	5,56	1,3E+07	Rompeu
29	600	4,8	59,37	6,71	2,4E+06	Não rompeu
30	600	4,9	60,18	6,80	1,0E+07	Rompeu
31	650	4,5	51,64	5,83	5,9E+05	Rompeu
32	650	4,5	52,75	5,96	4,1E+05	Rompeu
33	600	4,6	50,88	5,75	6,4E+06	Não rompeu
34	600	4,4	43,84	4,95	1,0E+07	Não rompeu
35	550	4,6	47,40	5,36	1,6E+07	Rompeu
36	575	4,4	41,98	4,74	2,2E+06	Rompeu
37	550	4,8	52,79	5,96	2,7E+06	Rompeu
38	500	4,7	45,63	5,16	1,6E+06	Rompeu
39	575	5,0	63,77	7,20	4,1E+04	Rompeu
40	575	5,1	65,11	7,36	1,3E+05	Rompeu
41	575	5,2	71,76	8,11	7,5E+06	Rompeu
42	675	5,0	73,98	8,36	3,6E+04	Rompeu
43	575	4,9	58,67	6,63	3,2E+05	Rompeu
44	550	4,7	50,29	5,68	2,0E+05	Não rompeu
45	550	4,6	46,34	5,24	1,4E+07	Rompeu
46	600	4,8	56,48	6,38	1,7E+06	Rompeu

QUADRO D 2 – Dados do ensaio de fadiga por flexão rotativa do aço austemperado a 200°C

APÊNDICE E – RESULTADOS DE TESTES DILATOMÉTRICOS

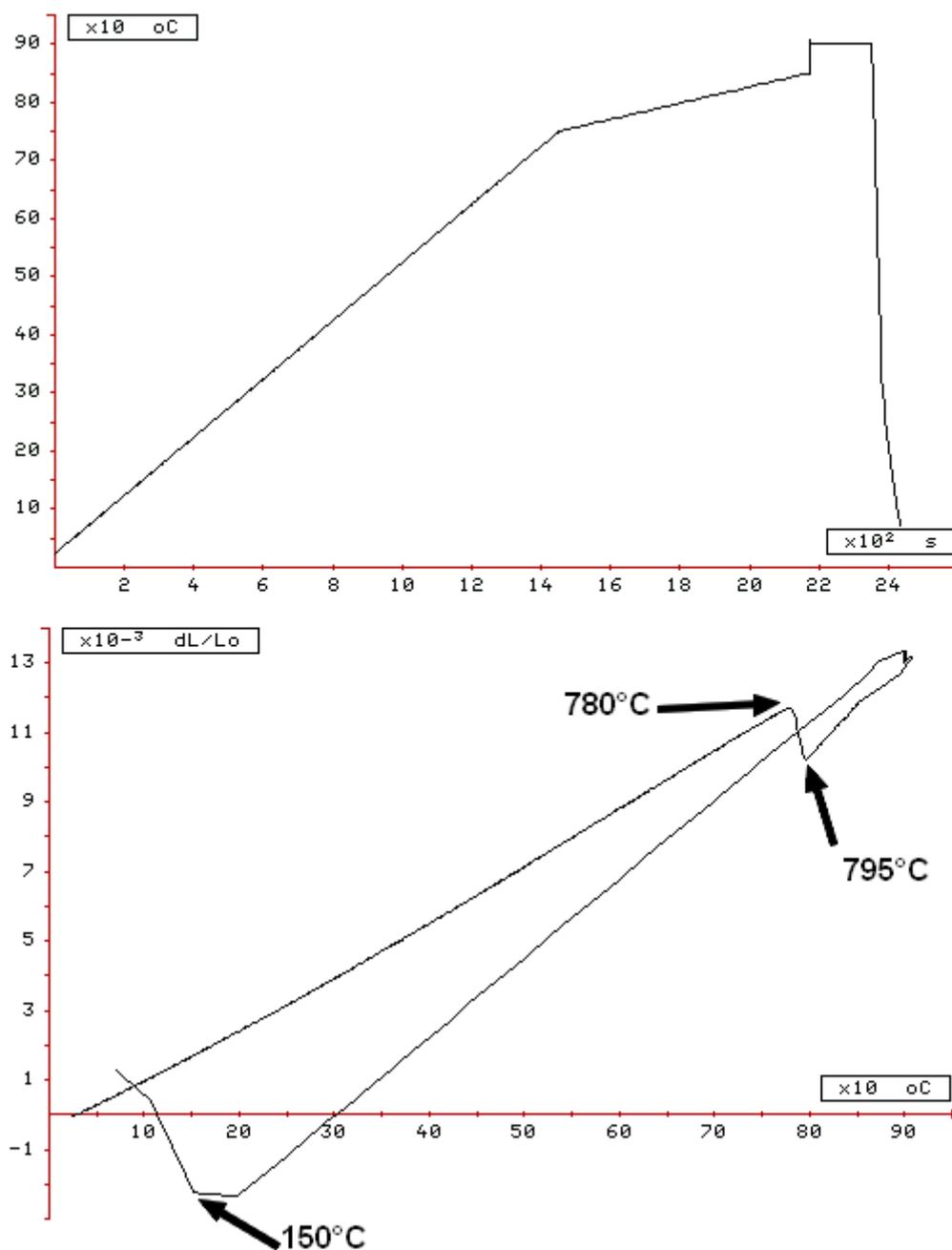


Figura E1 – Curvas dilatométricas do teste 1. Ciclo de têmpera.

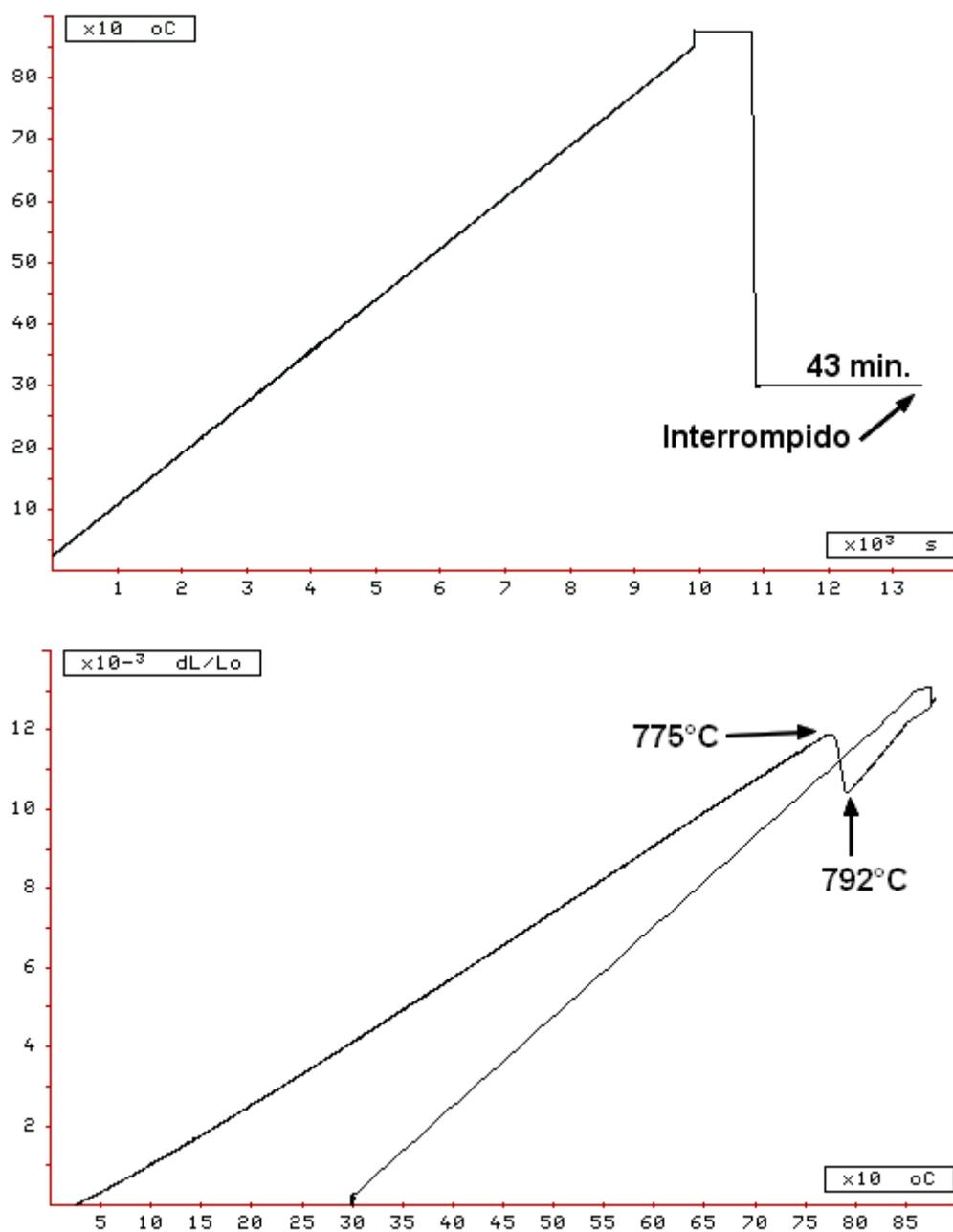


Figura E2 – Curvas dilatométricas do teste 3. Ciclo austêmpera a 300°C.

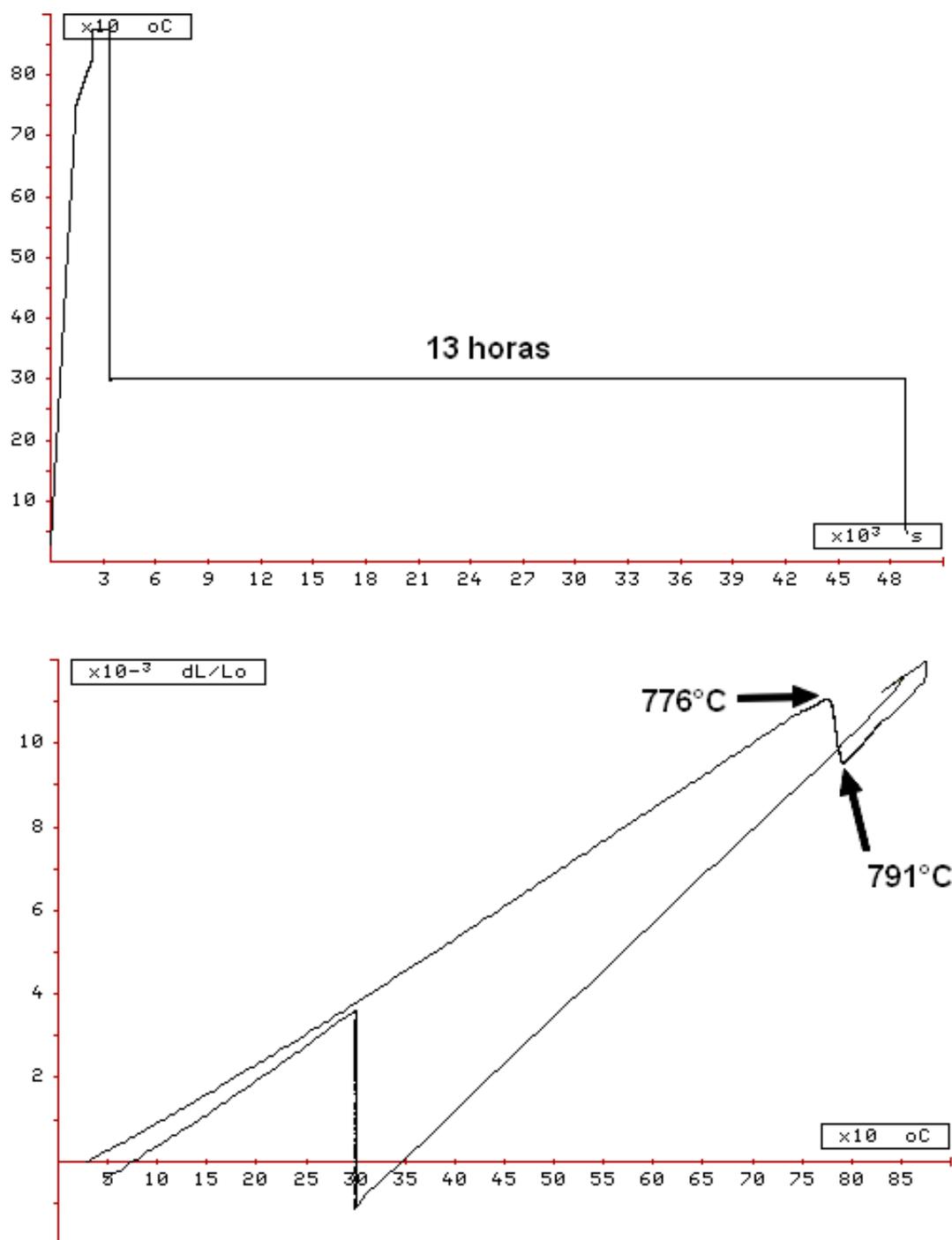


Figura E3 – Curvas dilatométricas do teste 4. Ciclo austêmpera a 300°C .

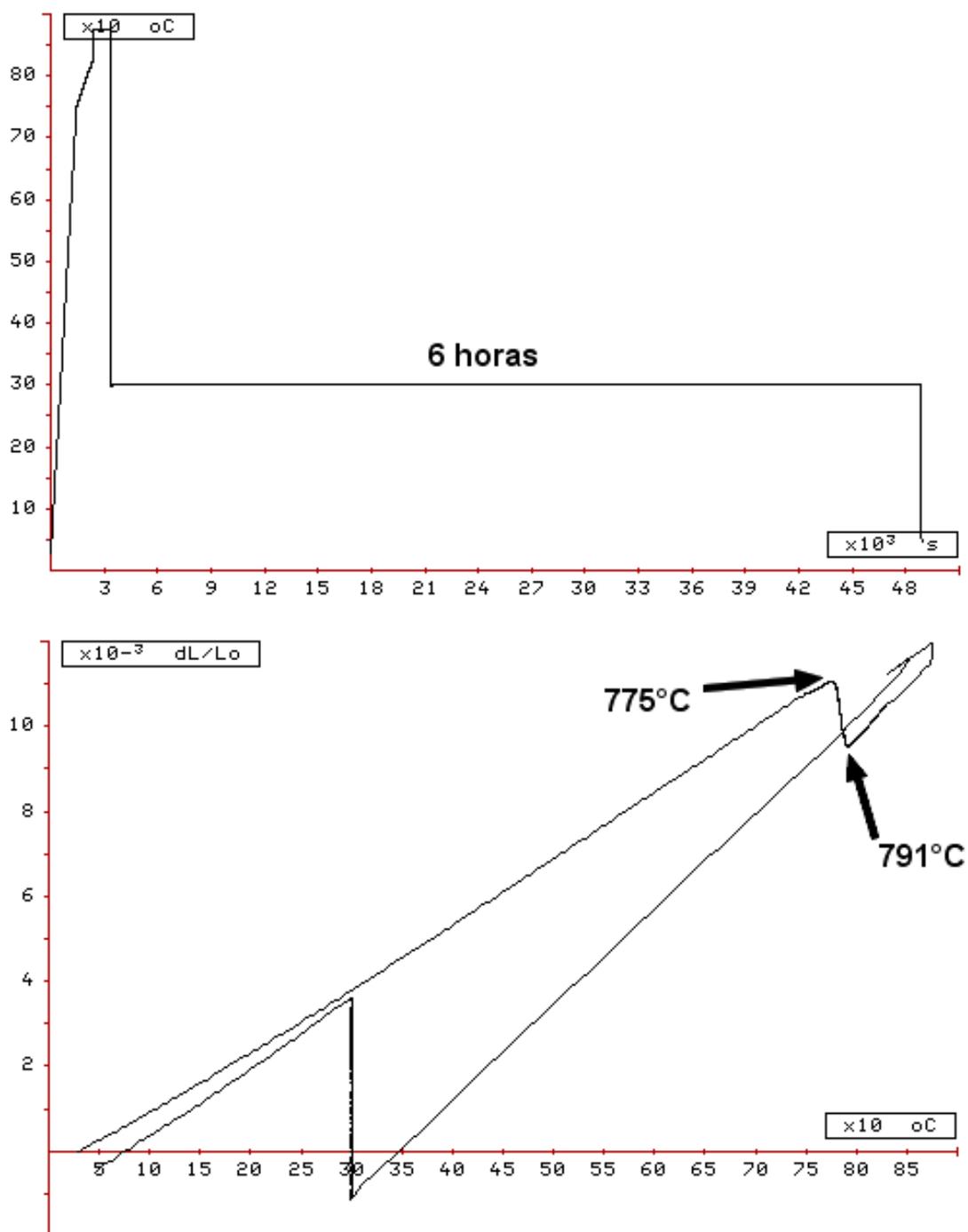


Figura E4 – Curvas dilatométricas do teste 5. Ciclo austêmpera a 300°C .

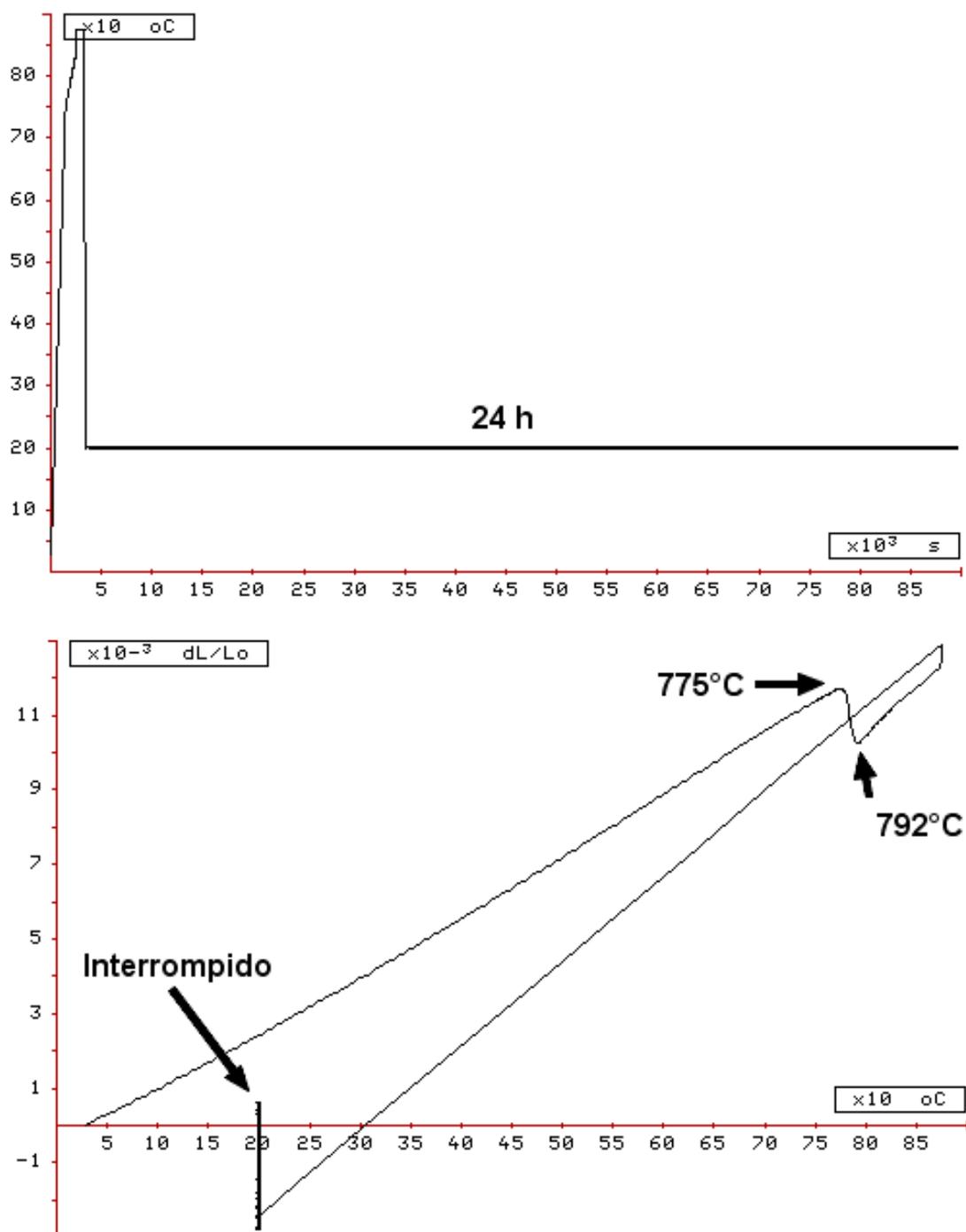


Figura E5 – Curvas dilatométricas do teste 8. Ciclo austêmpera a 200°C.

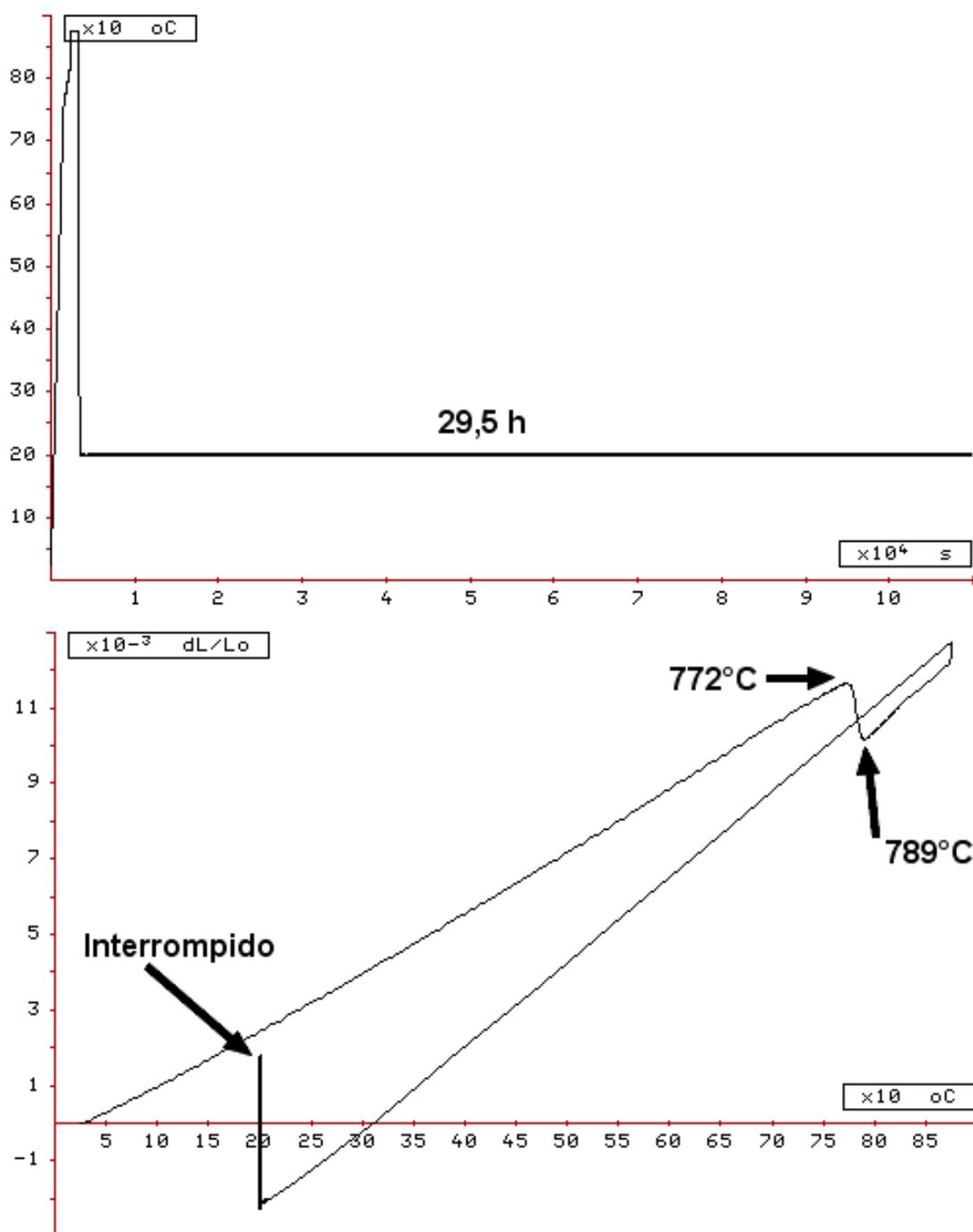


Figura E6 – Curvas dilatométricas do teste 9. Ciclo austêmpera a 200°C.

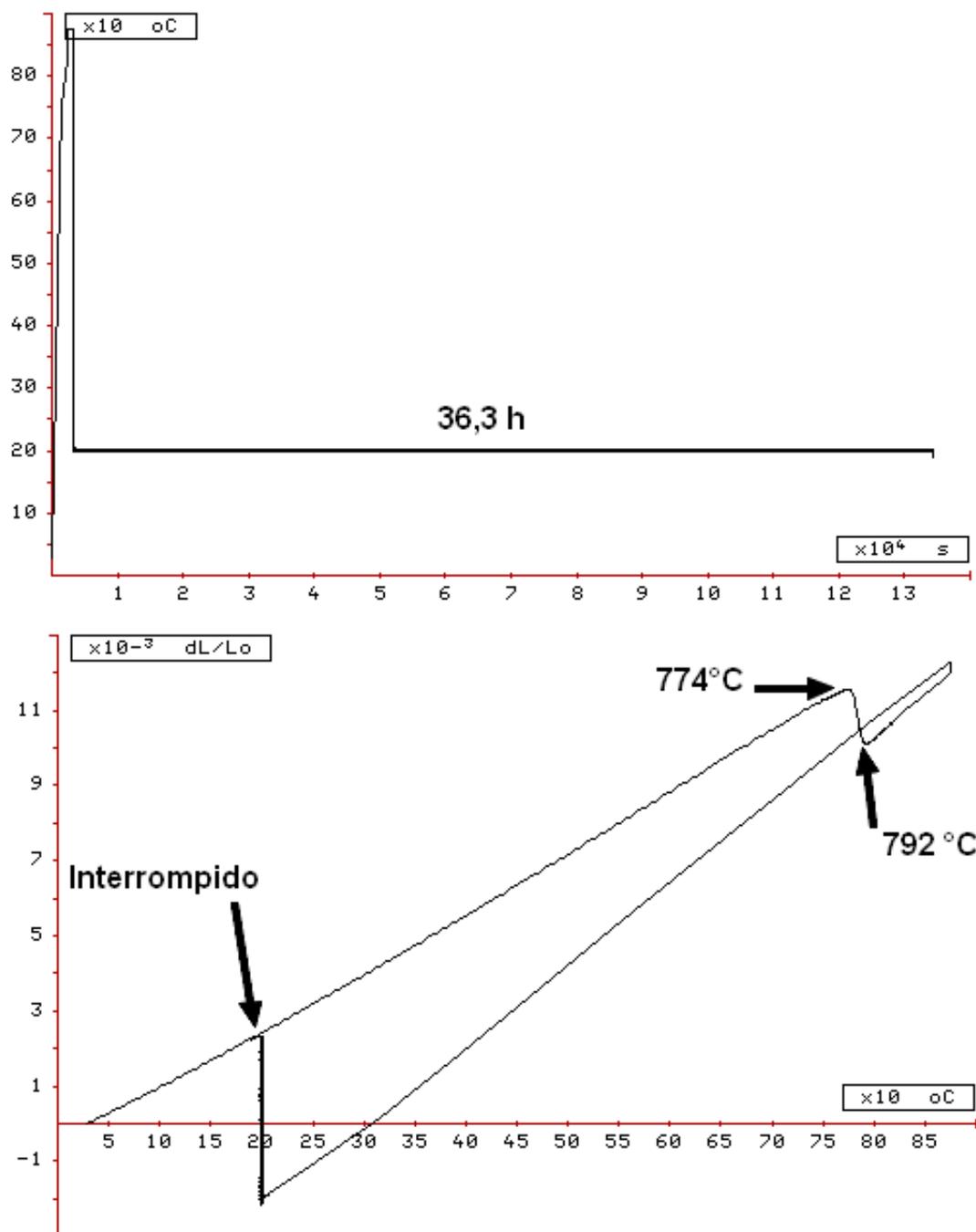


Figura E7 – Curvas dilatométricas do teste 10. Ciclo austêmpera a 200 $^\circ\text{C}$.

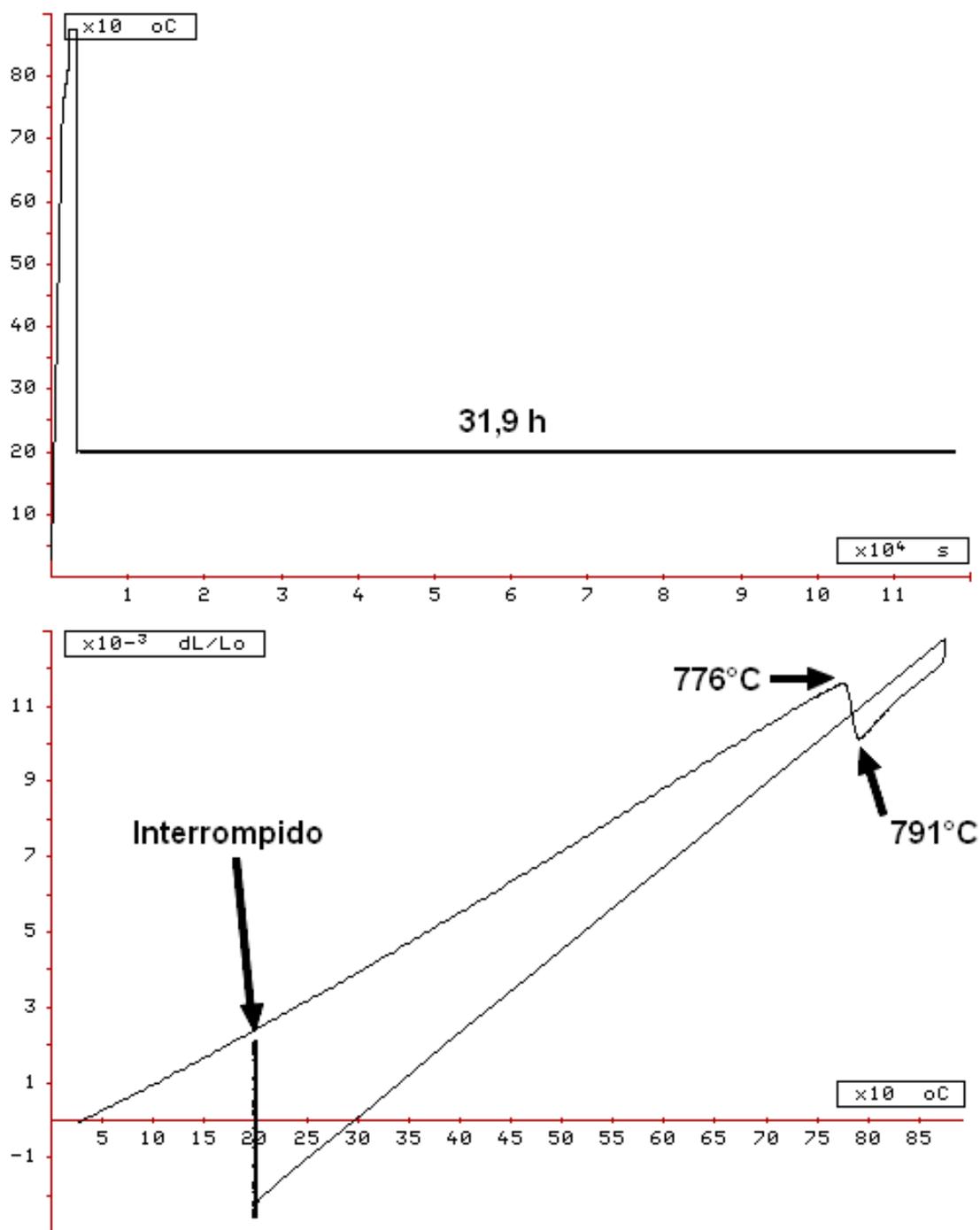


Figura E8 – Curvas dilatométricas do teste 11. Ciclo austêmpera a 200°C .