

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR RICARDO  
MODESTO ZUPPO E APROVADA  
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 08 / 09 / 2011



ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Ricardo Modesto Zuppo

**Análise Comparativa do Efeito da Têmpera e  
Revenimento e da Austêmpera Seguida ou não  
de Conformação a Frio na Microestrutura e  
nas Propriedades do Aço SAE 4140H**

Campinas, 2011.

Ricardo Modesto Zuppo

# **Análise Comparativa do Efeito da Têmpera e Revenimento e da Austêmpera Seguida ou não de Conformação a Frio na Microestrutura e nas Propriedades do Aço SAE 4140H**

Dissertação apresentada ao Curso de Mestrado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Processos de  
Fabricação  
Orientador: Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos

Campinas  
2011

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

Z87a Zuppo, Ricardo Modesto  
Análise comparativa do efeito da têmpera e revenimento e da austêmpera seguida ou não de conformação a frio na microestrutura e nas propriedades do aço SAE 4140H / Ricardo Modesto Zuppo. -- Campinas, SP: [s.n.], 2011.

Orientador: Rezende Gomes dos Santos.  
Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Aço - Tratamento térmico. 2. Microestrutura. 3. Aço - Propriedades mecânicas. I. Santos, Rezende Gomes dos. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Comparative analysis of the effect of the quench and tempering and the austempering followed or not by cold forming in the microstructure and in the steel properties SAE 4140H

Palavras-chave em Inglês: Steel - Heat treatment, Microstructure, Steel - Mechanical properties

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Célia Marina de Alvarenga Freire, Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo

Data da defesa: 08-09-2011

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADEMICO**

**Análise Comparativa do Efeito da Têmpera e Revenimento e da Austêmpera Seguida ou não de Conformação a Frio na Microestrutura e nas Propriedades do Aço SAE 4140H**

Autor: Ricardo Modesto Zuppo

Orientador: Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, Presidente  
Instituição: Faculdade de Engenharia Mecânica – UNICAMP



Profª. Drª. Célia Marina de Alvarenga Freire  
Instituição: Faculdade de Engenharia Mecânica – UNICAMP



Profª. Drª. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo  
Instituição: Instituto de Engenharia Mecânica – UNIFEI

Campinas, 8 de setembro de 2011.

Dedico este trabalho à minha esposa Claudia e às minhas filhas, Isabella e Marina, pelo carinho, apoio e compreensão.

Dedico também aos meus pais, Modesto e Vera Oppido, responsáveis pela minha formação, e à minha irmã Vera, pela amizade e incentivo.

## **Agradecimentos**

Ao Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos pela oportunidade, confiança e orientação na elaboração deste trabalho.

À Bardella S.A. Indústrias Mecânicas, na pessoa de seu presidente, Eng<sup>o</sup>. José Roberto Mendes da Silva, pelo apoio na realização deste curso.

Ao Eng<sup>o</sup>. José Benedito Marcomini, pela amizade, apoio e incentivo.

Ao Eng<sup>o</sup>. Paulo César Medina, Gerente Comercial e ao Eng<sup>o</sup>. Ivan Alexandre Cotrick Gomes, Chefe de Departamento, ambos pertencentes à Divisão de Aços da Bardella S.A. Indústrias Mecânicas.

Ao Eng<sup>o</sup>. Renato Luiz Teixeira, ao químico Jucemar Miravo da Silva, aos tecnólogos Marcio Silva Trindade e Rafael Aguiar Queiroz e ao Sr. Henrique Pereira Marques de Oliveira, pertencentes ao Laboratório Metalúrgico da Bardella S.A. Indústrias Mecânicas, pelos diversos ensaios desenvolvidos durante o trabalho.

Ao Eng<sup>o</sup>. Carlos Alberto dos Santos, supervisor de produção da empresa Bodycote Brasimet Processamento Térmico S.A., pela execução dos tratamentos térmicos realizados neste trabalho.

À química Claudenete Vieira Leal, pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais da Unicamp, pela execução das análises de microscopia eletrônica de varredura.

Ao Prof. Dr. Marcius Fabius Henriques de Carvalho, pela oportunidade de ingresso na Universidade Estadual de Campinas – Unicamp.

## Resumo

ZUPPO, Ricardo Modesto, Análise comparativa do efeito da têmpera e revenimento e da austêmpera seguida ou não de conformação a frio na microestrutura e nas propriedades do aço SAE 4140H, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2011. p. Dissertação (Mestrado).

O objetivo deste trabalho é analisar a possibilidade de substituição do tratamento térmico de têmpera e revenimento pelo tratamento térmico de austêmpera, seguido ou não de conformação plástica a frio, na fabricação de barras laminadas do aço SAE 4140H. A temperatura de austenitização, para ambos os tratamentos, foi de 850°C, com tempo de encharque de uma hora e quarenta e cinco minutos. Foram utilizados, para o tratamento térmico de austêmpera, temperaturas de 420; 360 e 340°C, com tempo de encharque de uma hora, com o objetivo de se obter transformação de fase completa da austenita em bainita. Para a etapa de revenimento, das amostras inicialmente temperadas, foram utilizadas as mesmas temperaturas da austêmpera. Foram estudados aspectos microestruturais por meio de análise micrográfica (microscopia óptica) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As propriedades mecânicas foram analisadas por meio de ensaios de dureza, tração e impacto sendo, também, estudado o micromecanismo de fratura dos corpos-de-prova de impacto. Foi realizada uma análise comparativa dos resultados obtidos visando estabelecer os procedimentos que levam a um melhor conjunto de propriedades para determinadas aplicações.

### *Palavras chave*

Aço SAE 4140H, tratamentos térmicos, microestrutura, propriedades mecânicas.

## **Abstract**

ZUPPO, Ricardo Modesto, Comparative analysis of the effect of the quench and tempering and the austempering followed or not by cold forming in the microstructure and in the steel properties SAE 4140H, Campinas, Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2011. p. Dissertation (Master of Science)

The purpose of this work is to analyse the possibility of substitution of the heat treatment of quench followed by tempering by the austempering, followed or not by cold forming, to produce rolled bars of SAE 4140H. The temperature of austenitizing, for both treatments, was 850°C, with soaking time of one hour and forty-five minutes. For the heat treatment of austempering, temperatures of 420, 360 and 340°C have been used, with the soaking time of one hour, with the purpose of obtaining the complete phase transformation of the austenite in bainite. For the tempering, the same temperatures of austempering have been used. Microstructure aspects based on micrographic analysis (optic microscopy) and scanning electronic microscopy (SEM) have been studied. The mechanical properties have been analysed based on tests of hardness, tension and impact and the fracture micromechanism of the impact test specimen was also studied. A comparative analysis of the obtained results was done in order to establish the proceedings that lead to a better group of properties for determined applications.

### *Key words*

Steel SAE 4140H, heat treatment, microstructure, mechanic properties.

## Lista de Ilustrações

2.1 Diagrama ITT do aço 4140	16
2.2 Variação das propriedades mecânicas em função das temperaturas de revenimento	18
2.3 Unidade de bainita inferior com subunidades	21
2.4 Esboço das subunidades da bainita inferior	22
2.5 Bainita inferior com filmes de austenita retida entre as subunidades	23
2.6 Subunidades de ferrita em um aço com alto teor de silício	23
2.7 Modelo esquemático de formação da ripa de bainita – (a) três dimensões e (b) duas dimensões	25
2.8 Retenção isotérmica por 6 minutos – meta-bainita (a) e retenção isotérmica por 2 horas – bainita mista (b)	26
2.9 Esquema de formação da ripa de bainita para (c) meta-bainita e (d) bainita mista	27
2.10 Micrografia óptica de seção transversal (a) têmpera seguida de revenimento e (b) austêmpera	31
2.11 Curvas de tensão-deformação para austêmpera e têmpera seguida de revenimento	34
2.12 Resultados das energias absorvidas referentes aos ensaios práticos e referentes ao ASM Handbook	35
2.13 Resultados da expansão lateral x temperatura, obtidos através do ensaio Charpy V-notch	35
2.14 Fractografias referentes às amostras testadas através de ensaio Charpy V-notch a 0°C	37
2.15 Fractografias referentes às amostras testadas através de ensaio Charpy V-notch a temperatura ambiente	38
2.16 Fractografias referentes às amostras testadas através de ensaio Charpy V-notch a 100°C	39

2.17 Fractografias referentes às amostras que sofreram imersão em HCl	40
2.18 Morfologias referentes à austêmpera isotérmica a 260°C (a); austêmpera isotérmica a 300°C (b) e austêmpera cíclica com frequência de 5°C/min	44
2.19 Microestruturas obtidas através de um mesmo tempo (30 min) para as diversas temperaturas	46
2.20 Microestruturas obtidas através de uma mesma temperatura (260°C) nos diversos tempos	47
2.21 Microestruturas obtidas através de uma mesma temperatura (320°C) nos diversos tempos	48
2.22 Microestruturas obtidas através de uma mesma temperatura (380°C) nos diversos tempos	48
2.23 Variação do volume de fração de austenita retida com as temperaturas de austêmpera e respectivos tempos	49
2.24 Variação da resistência a tração com relação às temperaturas e tempos de tratamento térmico de austêmpera	50
2.25 Variação da dureza com relação às temperaturas e tempos de tratamento térmico de austêmpera	50
2.26 Variação do alongamento com relação às temperaturas e tempos de tratamento térmico de austêmpera	51
2.27 Fatores que contribuem para a resistência de uma amostra com microestrutura bainítica completa	52
2.28 Gráfico que representa a relação entre Bs calculado e Bs experimental	56
3.1 Identificação das barras para rastreabilidade	59
3.2 Comportamento das curvas “centro e superfície” sem martêmpera (a) e com martêmpera (b)	62
3.3 Microscópio Metalográfico para análise de microestrutura	65
3.4 Durômetro para medições de dureza	67
3.5 Máquina para ensaio de tração	68
3.6 Corpo de prova para ensaio de tração com ponta rosqueada	69

3.7 Corpo de prova para ensaio de Impacto Charpy V-notch – tipo A	70
4.1 Macrografia da amostra laminada bruta	72
4.2 Tamanho de grão austenítico 7	72
4.3 Barra laminada bruta – amostra sem tratamento térmico	76
4.4 Aço AISI S4 – martensita e bainita - 4% picral	76
4.5 Microestrutura bainítica – amostra austêmperada a 420°C (MO)	77
4.6 Feixe de bainita superior, parcialmente transformada – liga Fe – 0,43C – 2Si – 3Mn (MET)	78
4.7 Amostra austêmperada a 420°C (MEV)	79
4.8 Amostra austêmperada a 420°C, com detalhes de bainita superior e placa de cementita (MEV)	80
4.9 Microestrutura bainítica – amostra austêmperada a 340°C (MO)	81
4.10 Microestrutura bainítica – amostra austêmperada a 340°C – escala 25µm (MO)	81
4.11 Bainita inferior a 345°C no aço 4360	82
4.12 “Midrib” associado com bainita inferior de um aço carbono comum (MET)	83
4.13 Subunidades de bainita; plaquetas de cementita e esquema de uma ripa de bainita, características da microestrutura de bainita inferior	84
4.14 Amostra austêmperada a 340°C (MEV)	85
4.15 Amostra austêmperada a 340°C, com detalhes de bainita inferior e carbonetos em 60° (MEV)	86
4.16 Microestrutura bainítica – amostra austêmperada a 360°C (MO)	86
4.17 Amostra austêmperada a 360°C (MEV)	87
4.18 Amostra austêmperada a 360°C, com detalhes de bainita superior e bainita inferior (MEV)	88
4.19 Amostra austêmperada a 420°C e conformada a frio (MO)	88

4.20 Amostra austêmperada a 360°C e conformada a frio (MO)	89
4.21 Amostra austêmperada a 340°C e conformada a frio (MO)	89
4.22 Amostra austêmperada a 420°C e conformada a frio (MEV)	90
4.23 Amostra austêmperada a 420°C e conformada a frio, com detalhes de bainita superior (MEV)	91
4.24 Amostra austêmperada a 360°C e conformada a frio (MEV)	92
4.25 amostra austêmperada a 360°C e conformada a frio, com detalhes de bainita superior e inferior (MEV)	93
4.26 Amostra austêmperada a 340°C e conformada a frio (MEV)	94
4.27 Amostra austêmperada a 340°C e conformada a frio, com detalhes de bainita inferior (MEV)	95
4.28 Amostra somente com têmpera – núcleo (MO)	95
4.29 Amostra somente com têmpera – meio raio (MO)	96
4.30 Amostra temperada e revenida a 420°C (MO)	96
4.31 Amostra temperada e revenida a 360°C (MO)	97
4.32 Amostra temperada e revenida a 340°C (MO)	97
4.33 Tipos de martensita – ripas (a) e placas (b)	98
4.34 Aço ligado com 0,2%C, com destaque para os antigos contornos de grãos austeníticos e ripas de martensita (MO)	99
4.35 Material ligado (Fe – 21Ni – 4Mn), com destaque para um pacote de ripas de martensita (MET)	100
4.36 Aço ligado com 0,2%C, temperado em água	100
4.37 Aço ligado com 1,2%C, temperado em água	101
4.38 Amostra temperada e revenida a 340°C (MEV)	102

4.39 Amostra temperada e revenida a 340°C, com detalhes de ripas de martensita (MEV)	103
4.40 Variação da dureza em função do tipo de tratamento térmico realizado	106
4.41 Variação do limite de resistência em função do tipo de tratamento térmico e temperatura	108
4.42 Variação do limite de escoamento em função do tipo de tratamento térmico e temperatura	108
4.43 Variação do alongamento em função do tipo de tratamento térmico e temperatura	109
4.44 Variação da energia absorvida média em função do tipo de tratamento térmico e respectivas temperaturas	114
4.45 Fractografia da amostra austemperada a 420°C com micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples (MEV)	115
4.46 Fractografia da amostra austemperada a 420°C – detalhe do micromecanismo por dimples, apresentando sulfetos em alguns alvéolos (MEV)	116
4.47 Fractografia da amostra austemperada a 360°C com micromecanismo transgranular – quase clivagem (MEV)	117
4.48 Fractografia da amostra austemperada a 360°C – detalhe do mecanismo de quase clivagem (MEV)	118
4.49 Fractografia da amostra austemperada a 340°C com predomínio do micromecanismo de quase clivagem (MEV)	119
4.50 Fractografia da amostra austemperada a 340°C – detalhe do mecanismo de quase clivagem (MEV)	120
4.51 Fractografia da amostra austemperada a 420°C com conformação a frio micromecanismo transgranular – quase clivagem (MEV)	121
4.52 Fractografia da amostra austemperada a 420°C com conformação a frio detalhe do micromecanismo de quase clivagem (MEV)	121
4.53 Fractografia da amostra austemperada a 360°C com conformação a frio micromecanismo transgranular – quase clivagem e pequena quantidade de dimples (MEV)	122

4.54 Fractografia da amostra austemperada a 360°C com conformação a frio Micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples (MEV)	123
4.55 Fractografia da amostra austemperada a 360°C com conformação a frio detalhe do micromecanismo por dimples (MEV)	124
4.56 Fractografia da amostra austemperada a 340°C com conformação a frio micromecanismo transgranular – quase clivagem com aumento na quantidade do tipo dimples (MEV)	125
4.57 Fractografia da amostra austemperada a 340°C com conformação a frio detalhe do micromecanismo por dimples (MEV)	126
4.58 Fractografia da amostra temperada e revenida a 340°C – micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples e micromecanismo intergranular (MEV)	127
4.59 Fractografia da amostra temperada e revenida a 340°C – micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples – predomínio de micromecanismo do tipo intergranular (MEV)	128
4.60 Fractografia da amostra temperada e revenida a 340°C – detalhe do micromecanismo por dimples (MEV)	128

## Lista de tabelas

1.1 Evolução do consumo aparente e consumo per capita de produtos siderúrgicos	3
1.2 Consumo aparente em 2008 por setores consumidores finais	4
1.3 Evolução do consumo aparente por setores consumidores finais	5
2.1 Faixa de composição química do aço SAE 4140H conforme norma SAE J1268	10
2.2 Faixas de temperaturas usualmente utilizadas nos respectivos tratamentos térmicos	11
2.3 Propriedades mecânicas após tratamento térmico de recozimento	11
2.4 Propriedades mecânicas após tratamento térmico de têmpera e revenimento	11
2.5 Composição química do aço SAE 4340	29
2.6 Resultados das propriedades mecânicas realizadas a temperatura ambiente	32
2.7 Resultados dos ensaios de impacto nas diversas temperaturas de teste	33
2.8 Valores de tenacidade e módulo de resiliência para amostra austemperada e temperada seguida de revenimento	41
2.9 Resultados dos tempos obtidos após austêmpera convencional e austêmpera cíclica	43
3.1 Composição química do aço SAE 4140H	58
3.2 Número da amostra e respectivos tratamentos e temperaturas	61
4.1 Microinclusões existentes na barra laminada bruta	73
4.2 Microestruturas encontradas através de microscopia óptica	75
4.3 Resultados dos ensaios de dureza	105
4.4 Resultados dos ensaios de tração	107
4.5 Proporção entre o limite de escoamento e o limite de resistência em função do tipo de tratamento térmico e respectivas temperaturas	110

4.6 Resultados de tenacidade e resiliência para todos os processos do Experimento	111
4.7 Resultados dos ensaios de impacto e fratura dúctil	113
4.8 Principais resultados encontrados durante austêmpera; austêmpera com conformação a frio e têmpera seguida de revenimento, agrupados por temperatura aplicada	129
4.9 Conjunto de resultados referentes à amostra somente austemperada a 340°C	130

## Lista de Abreviaturas e Siglas

A – amostra austemperada  
ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas  
A+C – amostra austemperada seguida de conformação a frio  
ADI – Austempered ductile cast iron  
AISI – American Iron and Steel Institute  
AMS – Aerospace Material Specification  
ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga  
ASTM – American Society for Testing and Materials  
Bs – Temperatura de início de transformação bainítica  
DIN – Deutsches Institut für Normung  
E – módulo de elasticidade  
ITT – Isothermal Time Transformation  
L – amostra laminada bruta  
LCE – limite convencional de elasticidade  
LRT – limite de resistência a tração  
MET – microscópio eletrônico de transmissão  
MEV – microscópio eletrônico de varredura  
MO – microscópio óptico  
Ms – Temperatura de início de transformação martensítica  
r1 – proporção entre o limite de escoamento e o limite de resistência  
SAE – Society of Automotive Engineers  
T – amostra somente temperada  
T+R – amostra temperada seguida de revenimento  
TRIP – Transformation Induced Plasticity  
TTT – Temperature Time Transformation  
Ut – tenacidade  
Ur – módulo de resiliência

# SUMÁRIO

<b>1 Introdução</b>	1
1.1 Importância do setor siderúrgico	2
1.2 Aços especiais e suas principais aplicações	5
1.3 Aço SAE 4140H	7
1.4 Objetivos	8
<b>2 Revisão da Literatura</b>	10
2.1 Características do aço SAE 4140H	10
2.2 Introdução ao processo de tratamento térmico	12
2.2.1 Têmpera e revenimento	14
2.2.2 Austêmpera	18
2.3 Artigos mais recentes	19
<b>3 Materiais e métodos</b>	57
3.1 Materiais	57
3.2 Tratamentos térmicos	59
3.2.1 Etapa de pré-aquecimento	59
3.2.2 Etapa de austenitização	60
3.2.3 Austêmpera e etapa de revenimento	60
3.2.4 Etapa de martêmpera	61
3.2.5 Procedimento prático	62
3.3 Processo de conformação a frio	64
3.4 Análise metalográfica	65

3.5 Ensaaios	66
3.5.1 Ensaio de dureza	66
3.5.2 Ensaio de tração	66
3.5.3 Ensaio de impacto	69
3.6 Análise em MEV (microscopia eletrônica de varredura)	70
<b>4 Resultados e discussão</b>	<b>71</b>
4.1 Considerações iniciais	71
4.2 Microestrutura	74
4.2.1 Barra laminada bruta	74
4.2.2 Amostras com tratamento térmico de austêmpera	77
4.2.3 Amostras com austêmpera e conformação a frio (A+C)	87
4.2.4 Amostras com têmpera e revenimento (T+R)	93
4.3 Propriedades mecânicas	103
4.3.1 Ensaaios de dureza	103
4.3.2 Ensaaios de tração	104
4.4 Ensaaios de impacto e micromecanismos de fratura	112
4.5 Considerações finais	123
<b>5 Conclusões</b>	<b>132</b>
Sugestões para futuros trabalhos	134
<b>Referências bibliográficas</b>	<b>135</b>

# 1 INTRODUÇÃO

O estágio de desenvolvimento econômico de um país está intimamente ligado ao consumo de aço, sendo que este cresce proporcionalmente à construção de edifícios; produção de equipamentos; execução de obras públicas e instalação de meios de comunicação. No que se refere à siderurgia nacional, seu parque industrial era formado, na década de noventa, por quarenta e três empresas estatais e privadas, além de produtores independentes de ferro-gusa e carvão vegetal, que totalizavam cerca de cento e vinte altos-fornos, porém era visível o esgotamento deste modelo com forte presença do Estado na economia. Em 1991 iniciou-se o processo de privatização das siderúrgicas e, entre 1994 e 2007 este setor investiu US\$ 21,5 bilhões, com prioridade para a modernização e atualização tecnológica das usinas. Em 2009 o parque siderúrgico brasileiro era composto por vinte e sete usinas, sendo doze integradas (a partir do minério de ferro) e quinze semi-integradas (a partir do processo de ferro-gusa com sucata), alcançando uma capacidade instalada de 42,1 milhões de toneladas por ano de aço bruto.

Os aços são as ligas à base de ferro mais amplamente utilizadas há mais de dois séculos e isto ocorre, principalmente, por fatores técnicos e econômicos tais como:

- Alta disponibilidade da principal matéria-prima, ou seja, minério de ferro;
- Custo de produção relativamente baixo;
- Alta capacidade de serem deformados plasticamente;
- Possibilidade de combinações das propriedades físicas e mecânicas;
- Material com elevada sustentabilidade, visto que possui facilidade de reciclagem e baixo consumo específico de energia durante sua produção;
- Alto nível de desenvolvimento acumulado sobre as relações que ocorrem entre composição química; microestrutura; propriedades e desempenho, principalmente durante os diversos processamentos aos quais os aços são submetidos;
- Através dos diversos tipos de tratamentos térmicos, os aços podem ser submetidos a transformações de fases no estado sólido, o que permite alterações das suas propriedades e, conseqüentemente, adequando às determinadas especificações e necessidades nas aplicações nos seus respectivos produtos finais.

## 1.1 Importância do setor siderúrgico

Os produtos siderúrgicos ocupam um espaço significativo dentro da economia brasileira e mundial devido a sua importância técnica na aplicação e utilização nos diversos setores consumidores. Em 2008, a siderurgia nacional apresentou forte expansão no consumo aparente de seus produtos, com significativo crescimento de 9% sobre uma base já elevada de 2007 (cujo crescimento foi de 19% em relação a 2006), totalizando a quantidade recorde de 24 milhões de toneladas. Além do consumo aparente, que representa as vendas internas das empresas siderúrgicas somadas às importações dos produtos siderúrgicos ocorridas no ano (exceto as importações diretas das usinas), outro fator que demonstra o crescimento do setor é o consumo per capita, o qual apresentou crescimento de 7,9% em relação a 2007, alcançando 141 quilos de aço bruto por habitante (IBS, 2009). Na tabela 1.1 podemos verificar a evolução destes dois fatores ocorrida entre 2004 e 2008, representada pelos principais produtos siderúrgicos:

- **Produtos Planos:** produtos siderúrgicos, resultado de processo de laminação, cuja largura é extremamente superior a espessura, sendo comercializados na forma de chapas e bobinas
- **Produtos Longos:** produtos siderúrgicos, resultado de processo de laminação, cujas seções transversais podem ter formatos diversos e seu comprimento é extremamente superior a maior dimensão da seção

Estes produtos são fabricados em aços ao carbono, representados pelo índice (1) e aços ligados e especiais, representados pelo índice (2), ambos distribuídos na tabela 1.1.

Podemos observar que, com exceção a 2005 onde ocorreu uma queda do consumo aparente para ambos os produtos devido a oscilações de mercado, o ano de 2006 foi de recuperação, praticamente alcançando os índices de 2004 e, em seguida, os anos seguintes apresentaram forte expansão na utilização de produtos siderúrgicos.

O mesmo pode ser observado com relação ao consumo per-capita, onde tanto o consumo de quilos de produtos por habitante, representado pelo índice (3), como o consumo de quilos de aço bruto por habitante, representado pelo índice (4), apresentaram a mesma evolução do consumo aparente, sendo que ambos os índices também pertencentes à tabela 1.1.

Tabela 1.1 – Evolução do consumo aparente e consumo per-capita de produtos siderúrgicos (unidade: 1.000 ton) (IBS, 2009)

<b>produtos</b>	<b>2004</b>	<b>2005</b>	<b>2006</b>	<b>2007</b>	<b>2008</b>
planos (1)	10.538	9.691	10.582	12.775	13.222
planos (2)	484	477	540	615	708
<b>total planos</b>	<b>11.022</b>	<b>10.168</b>	<b>11.122</b>	<b>13.390</b>	<b>13.930</b>
longos (1)	6.291	5.784	6.541	7.647	8.975
longos (2)	1.003	860	872	1.023	1.143
<b>total longos</b>	<b>7.294</b>	<b>6.644</b>	<b>7.413</b>	<b>8.670</b>	<b>10.118</b>
total (1)	16.829	15.475	17.123	20.422	22.197
total (2)	1.487	1.337	1.412	1.638	1.851
<b>total prod. siderúrgicos</b>	<b>18.316</b>	<b>16.812</b>	<b>18.535</b>	<b>22.060</b>	<b>24.048</b>
consumo per-capita (3)	101,1	91,7	99,9	117,6	126,8
consumo per-capita (4)	112,4	101,9	111,0	130,6	140,9

Tomando-se por base o ano de 2007, o crescimento do consumo aparente ocorrida em 2008 foi devido à ampliação da demanda pelos dois tipos de aços, sendo que os aços planos apresentaram variação positiva de 4% e os aços longos, 16,7%. Portanto, a participação de longos foi de 42,1%, contra 39,3% em 2007 (IBS, 2009).

Além de termos observado a evolução do consumo aparente por tipo de produto siderúrgico e tipo de aço, é importante verificarmos quais os principais setores de aplicação destes produtos. A tabela 1.2 apresenta a participação de cada setor consumidor final com relação ao consumo aparente ocorrida em 2008 e a tabela 1.3 nos mostra a evolução deste consumo aparente pelos mesmos setores consumidores finais de 2005 a 2008.

O setor de construção civil é o que apresenta maior participação entre todos os demais setores (33,3%), seguido pelo setor automotivo, o qual além de contribuir com 25,5% é o setor que utiliza uma porcentagem significativa em aço ligado e especial (14,5%). O setor mecânico é o terceiro consumidor final (10%), apesar de não ter tido um crescimento significativo entre 2007/2008.

Tabela 1.2 – Consumo aparente em 2008 por setores consumidores finais (unid: 1.000 ton) (IBS, 2009)

setores	total planos	total longos	aços ao carbono	aços ligados e especiais	total produtos	participação (%)
automotivo	4379	1763	5251	892	6143	25,5
ferroviário	51	273	321	2	324	1,3
naval	170	9	174	4	178	0,7
agrícola/rodoviário	727	543	1150	121	1271	5,3
eletro-eletrônico	709	131	618	222	840	3,5
mecânico	1997	398	2259	137	2396	10,0
construção civil	2334	5685	8007	12	8019	33,3
utilidades domésticas e comerciais	943	481	1305	119	1424	5,9
embalagens e recipientes	825	51	827	49	876	3,6
tubos com costura peq. diâmetro	1395	0	1349	46	1395	5,8
outros setores	400	783	935	247	1182	4,9
<b>total</b>	<b>13930</b>	<b>10117</b>	<b>22196</b>	<b>1851</b>	<b>24048</b>	<b>100,0</b>

O consumidor final “outros setores” tem participação final de 4,9%, apresentando um perfil de consumo pulverizado e sofre influência negativa sempre que ocorre um aprimoramento das estatísticas de consumo setorial. Cabe ressaltar que este setor engloba o conglomerado petrolífero, que teve crescimento de consumo aparente de treze mil toneladas em 2008. Os setores ferroviários e navais tiveram participação pouco expressiva em 2008, ou seja, 1,3 e 0,7% respectivamente, porém foram os segmentos que alcançaram maiores crescimentos entre 2006/2008 e 2007/2008 (IBS, 2009).

Tabela 1.3 – Evolução do consume aparente (1.000 ton) por setores consumidores finais (IBS, 2009)

<b>setores</b>	<b>2008</b>	<b>2007</b>	<b>2006</b>	<b>2005</b>	<b>2008/2007</b>	<b>2008/2006</b>	<b>2008/2005</b>
automotivo	6143	5920	5169	4790	3,8%	18,8%	28,2%
ferroviário	324	216	207	206	50,0%	56,5%	57,3%
naval	179	130	49	93	37,7%	265,3%	92,5%
Agrícola e rodoviário	1270	1189	919	847	6,8%	38,2%	49,9%
eletro-eletrônico	840	788	704	659	6,6%	19,3%	27,5%
mecânico	2396	2272	1690	1527	5,5%	41,8%	56,9%
construção civil	8019	6612	5527	4779	21,3%	45,1%	67,8%
utilidades dom. e comerciais	1424	1349	1178	1110	5,6%	20,9%	28,3%
Embalagens e recip.	876	940	888	906	- 6,8%	- 1,4%	- 3,3%
tubos c/ cost. pequeno diâmetro	1395	1482	1080	930	- 5,9%	29,2%	50,0%
outros setores	1182	1162	1124	965	1,7%	5,2%	22,5%
<b>total</b>	<b>24048</b>	<b>22060</b>	<b>18535</b>	<b>16812</b>	<b>9,0%</b>	<b>29,7%</b>	<b>43,0%</b>

## 1.2 Aços especiais e suas principais aplicações

Nas últimas décadas a indústria do aço tem desenvolvido diversos produtos visando atender ao constante desenvolvimento tecnológico dos segmentos de aplicação, além de fazer frente à concorrência dos materiais alternativos. Um dos exemplos clássicos é a indústria automobilística, onde a busca pela redução de peso e aumento da segurança fez com que a participação dos aços de alta resistência e avançados crescesse de 3,6% (1975) para 10,9% (2005), em detrimento da porcentagem de utilização dos aços com limite resistência menor que 270 MPa (COLPAERT, 2008).

Os principais aços especiais estão inclusos, dependendo da aplicação, entre os Aços Avançados para Conformação Mecânica; Aços para Construção Mecânica; Aços para Vasos de Pressão, Caldeiras e Tubulações; Aços Inoxidáveis, sendo que citaremos alguns exemplos apenas daqueles que fazem parte dos dois primeiros grupos pelo fato de pertencerem mais ao escopo deste trabalho.

Portanto, entre os Aços Avançados para Conformação Mecânica temos:

- Aços de Baixo e Extra-baixo Carbono: apresentam principalmente estrutura ferrítica, com uma combinação de baixo custo e elevada formabilidade, devendo ser laminados a frio e recozidos para se obter alongamento elevado, ótimo acabamento superficial e tolerância dimensional, sendo utilizados em embalagens para alimentos e bebidas, como também em painéis de carrocerias de automóveis (COLPAERT, 2008).
- Aços Dual Phase e Complex Phase (Multifásicos): estes aços são processados através de um tratamento intercrítico, objetivando uma microestrutura composta de matriz contínua de ferrita, a qual confere elevada ductilidade e capacidade de conformação, além de boa resistência mecânica, obtida pela presença de martensita e martensita/austenita (COLPAERT, 2008).
- Aços TRIP (Transformation Induced Plasticity): nestes aços, a estrutura martensítica é obtida tanto pelo tratamento intercrítico, como através da quantidade e composição química da austenita retida, que são ajustadas para que a transformação martensítica também ocorra durante a deformação a qual o aço é submetido. Além do tratamento intercrítico, os aços TRIP também sofrem um tratamento térmico de austêmpera, para que parte da austenita formada no primeiro tratamento seja transformada para estrutura bainítica. Nestes aços, é muito importante quantificar a microestrutura das regiões onde ocorrem martensita, bainita e austenita retida granular (COLPAERT, 2008).

Os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), dependendo de sua aplicação, pertencem ao grupo dos chamados Aços para Construção Mecânica. A evolução destes aços tem como principais objetivos: aumento da resistência mecânica; melhoria da resistência à corrosão atmosférica; acréscimos na resistência ao choque e limite de fadiga; manutenção das

características de trabalhabilidade e soldabilidade (CHIAVERINI, 1965). Geralmente, os aços ARBL são fornecidos no estado laminado a quente ou a frio, sendo tratados posteriormente através dos tratamentos térmicos de recozimento ou normalização. Estão inclusos na categoria de aços estruturais, sendo aplicados em equipamentos de transporte ferroviário/rodoviário e no segmento agrícola.

### **1.3 Aço SAE 4140H**

O aço escolhido para o desenvolvimento deste trabalho foi o 4140H, pertencente à categoria dos aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga), também considerado um produto estrutural, o qual apresenta o elemento carbono na faixa de 0,38 a 0,43%, e com destaque para dois elementos de liga, ou seja, cromo (0,80 a 1,10%), que possibilita o aumento da resistência à corrosão e à oxidação; melhora o limite elástico, a tenacidade, a resiliência e a resistência ao desgaste, e o segundo elemento é o molibdênio (0,15 a 0,25%), tendo como características principais o aumento da resistência mecânica; redução da tendência à fragilidade do revenido e melhoria das propriedades mecânicas quando o aço é utilizado em temperaturas mais elevadas.

Este aço é pouco aplicado quando se apresenta em seu estado bruto de laminação, sendo requerido algum tipo de tratamento térmico para que possa ser processado até atingir as propriedades mecânicas, formas e dimensões de um produto final. Podemos citar como exemplo, o tratamento térmico de normalização sendo que, na seqüência, o material poderá ser usinado e utilizado em articulações; partes de bombas; suportes, ou seja, aplicações que não exigem solicitações significativas de resistência e dureza, principalmente atendendo o segmento de máquinas e equipamentos.

Todavia, tradicionalmente, o tratamento térmico mais utilizado para o 4140H é a têmpera e revenimento, pois, além de ser um aço que apresenta boa temperabilidade, proporciona bons resultados no que diz respeito ao limite de resistência a tração, limite de escoamento e dureza, podendo sofrer, após o tratamento térmico, algum tipo de conformação mecânica, processo este

amplamente utilizado na indústria automobilística na fabricação de virabrequins; eixos traseiros e hastes de pistão, além de outros segmentos e aplicações, tais como parafusos de alta resistência e grampos para feixes de molas.

Tecnicamente, uma possível alternativa em substituição ao tratamento de têmpera e revenimento é o tratamento térmico de austêmpera, o qual visa obter materiais com alta ductilidade e tenacidade, sem diminuição excessiva de dureza (SILVA e MEI, 2006).

#### **1.4 Objetivos**

Em um processo industrial realizado na empresa para a fabricação de barras laminadas do aço SAE 4140H, as mesmas sofrem posterior tratamento térmico de têmpera e revenimento para a obtenção de valores convenientes de dureza; limites de resistência e escoamento, além de alongamento e estrição.

Seria conveniente, em termos de processo de fabricação, o desenvolvimento de um tratamento térmico aplicado de forma contínua na sequência da laminação, sendo este o objetivo principal deste trabalho. Para tanto, será testado o tratamento de austêmpera, seguido ou não de conformação mecânica a frio, em substituição à têmpera e revenimento.

Geralmente, o processo de têmpera seguida de revenimento é realizado em empresas especializadas em tratamentos térmicos, sendo necessários os respectivos equipamentos; a competência técnica, além da logística do sistema. O processo de austêmpera poderia ser uma alternativa de tratamento térmico, o qual seria colocado em linha, ou seja, através da utilização de um leito fluidizado no trem de laminação, o que resultaria na realização do processo completo (laminação e tratamento térmico) dentro da própria empresa. Esta alternativa pode proporcionar bons resultados com relação à qualidade e propriedades do aço em questão, além de uma

economia de tempo e custos logísticos, com vistas à aplicação, principalmente, na indústria automobilística e de equipamentos.

Para atingir os objetivos pretendidos, será realizado o tratamento térmico de austêmpera em três temperaturas diferentes e, para efeito de comparação, também será realizado o tratamento de têmpera seguida de revenimento nas mesmas temperaturas adotadas para a austêmpera. Somente algumas amostras austemperadas sofrerão o processo de conformação a frio.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo destacaremos algumas características importantes do aço SAE 4140H; os tratamentos térmicos realizados, ou seja, têmpera seguida de revenimento e austêmpera, dando ênfase às respectivas microestruturas objetivadas com estes tratamentos; os micro-mecanismos de fratura resultantes dos ensaios de impacto e, sobretudo, comentários de artigos e respectivos resultados mais recentes referentes aos temas em questão.

### 2.1 Características do aço SAE 4140H

A tabela 2.1 apresenta a faixa de composição química do aço SAE 4140H de acordo com a norma SAE J1268 (ACM – catálogo, 2007).

Tabela 2.1 – Faixa de composição química do aço SAE 4140H conforme norma SAE J1268 (ACM – catálogo, 2007).

SAE	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)
4140	0,38 – 0,43	0,75 – 1,00	0,15 – 0,35	-----	0,80 – 1,10	0,15 – 0,25	-----

Para os aços ligados, ainda com relação à composição química, os teores máximos admitidos de fósforo e enxofre são de 0,035%.

A tabela 2.2 nos mostra algumas faixas de temperaturas usualmente utilizadas em tratamentos térmicos aplicados ao aço SAE 4140H (ACM – catálogo, 2007).

Tabela 2.2 – Faixas de temperaturas usualmente utilizadas nos respectivos tratamentos térmicos (ACM – catálogo, 2007).

SAE	Recozimento	Normalização	Têmpera (aquecimento)	Têmpera (resfriamento)
4140	816 a 930°C	871 a 940°C	816 a 844°C	Óleo

As tabelas 2.3 e 2.4 indicam valores orientativos das propriedades mecânicas para o aço SAE 4140H após aplicação dos tratamentos térmicos de recozimento e têmpera seguida de revenimento respectivamente, sendo que a tabela 2.3 refere-se a barras laminadas a quente com diâmetro aproximado de 25,40mm, as quais foram recozidas na faixa de temperatura indicada na tabela 2.2 (recozimento). Já a tabela 2.4 refere-se a barras com o mesmo diâmetro de 25.40mm, porém tratadas através de têmpera em óleo, conforme temperatura indicada na tabela 2.2 (têmpera), com posterior etapa de revenimento utilizando temperatura entre 400 e 430°C (ACM – catálogo, 2007).

Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas após tratamento térmico de recozimento (ACM – catálogo, 2007).

SAE	Lim. Resistência	Lim. Escoamento	Alongamento	Estricção	Dureza
4140	67 kgf/mm <sup>2</sup>	43 kgf/mm <sup>2</sup>	26 %	56 %	197 HB

Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas após tratamento térmico de têmpera e revenimento (ACM – catálogo, 2007).

SAE	Lim. Resistência	Lim. Escoamento	Alongamento	Estricção	Dureza
4140	138 kgf/mm <sup>2</sup>	122 kgf/mm <sup>2</sup>	12 %	42 %	397 HB

## 2.2 Introdução ao processo de tratamento térmico

Uma das características mais importantes dos materiais metálicos é a sua versatilidade, obtida principalmente através da possibilidade de se modificar as suas propriedades mecânicas. Quando estas propriedades dependem das características da microestrutura do material, estas podem ser modificadas através de um fenômeno denominado **transformação de fase** (CALLISTER, 2008). Neste momento, é fundamental o estabelecimento de alguns conceitos, ou seja:

- **Fase:** porção homogênea de um sistema que possui características físicas e químicas uniformes. Todo material puro no estado sólido apresenta-se com uma estrutura constituída de uma única fase. No caso de ligas metálicas pode ocorrer mais de uma fase em um determinado sistema, sendo que cada uma irá apresentar as suas próprias propriedades individuais e existirá um contorno separando as fases, onde haverá uma mudança repentina nas respectivas características físicas e químicas. Os sistemas formados por duas ou mais fases são denominados polifásicos e, neste tipo de sistema as fases interagem, tornando suas propriedades mais atrativas do que as propriedades individuais de cada fase (CALLISTER, 2008).
- **Microestrutura:** a estrutura dos materiais metálicos, quando estão na sua fase sólida, é constituída por um agregado de numerosos cristais muito pequenos, o que os torna policristalinos. Estes cristais são normalmente denominados grãos, sendo que no interior destes grãos ocorre um arranjo atômico, o qual constitui a chamada estrutura cristalina. Para a análise dos aspectos estruturais associados aos grãos dos metais, se faz necessário a utilização de microscópios óticos ou eletrônicos, sendo que este tipo de estrutura é denominado microestrutura (REED-HILL, 1982). Cabe ressaltar que nas ligas metálicas, a microestrutura é formada pelo número de fases presentes, suas respectivas proporções e pela maneira como estão arranjadas (CALLISTER, 2008).
- **Equilíbrio de fases:** o conceito de equilíbrio está diretamente ligado a uma grandeza termodinâmica denominada **energia livre**, a qual é função da energia interna de um dado sistema. O sistema se encontra em equilíbrio quando sua energia livre é mínima para uma

combinação específica de temperatura; pressão e composição. É utilizada a expressão **equilíbrio de fases** quando um sistema é constituído por mais de uma fase e suas respectivas características se mantêm constantes ao longo do tempo. Particularmente, nos sistemas metalúrgicos e de materiais, este equilíbrio de fases envolve apenas fases sólidas e, neste caso, o estado do sistema se reflete nas características da microestrutura, ou seja, suas fases; composições; quantidades relativas e arranjos espaciais. Com relação a estes sistemas sólidos, dificilmente o equilíbrio mais estável é atingido por completo, ocorrendo frequentemente um estado de equilíbrio denominado **metaestável**, sendo que a estrutura decorrente é mais comum na prática (CALLISTER, 2008).

Nos sistemas de ligas metálicas, as transformações de fases são induzidas a ocorrer principalmente através da variação da temperatura, proporcionadas pelos tratamentos térmicos. Conforme uma determinada liga metálica venha a sofrer aquecimento ou resfriamento, isto faz com que se cruze uma fronteira entre fases no respectivo diagrama de fases. A velocidade com que ocorre esta transformação de fase é um parâmetro muito importante na relação que existe entre o tratamento térmico e o respectivo desenvolvimento de uma microestrutura. Uma transformação de fase exige um determinado tempo finito para ser finalizada, sendo que a indicação deste tempo exato para que o equilíbrio seja novamente alcançado é uma das limitações dos diagramas de fases. Cabe ressaltar que, quando as transformações de fases são forçadas pelas variações de temperatura, dificilmente serão obtidas estruturas completamente em equilíbrio, sendo que isto poderia ser alcançado somente se as taxas de aquecimento ou resfriamento ocorressem muito lentamente, o que é praticamente inviável quando se trata de escala industrial (CALLISTER, 2008).

No caso dos aços e ligas especiais, podemos definir como tratamento térmico as operações de aquecimento e resfriamento controladas, que tem como principal objetivo alterar as propriedades mecânicas; físicas e químicas através de alterações na microestrutura. Temos, também, os tratamentos termomecânicos, nos quais se acrescenta uma conformação mecânica às transformações de fases que normalmente ocorrem nos tratamentos térmicos tradicionais (COLPAERT, 2008) e (CALLISTER, 2008).

Os tratamentos térmicos abrangem uma amplitude muito grande de faixas de temperatura com relação aos processos industriais existentes, variando-se desde o tratamento sub-zero, o qual utiliza temperaturas abaixo de 0°C até, por exemplo, temperaturas próximas de 1300°C, quando ocorre a austenitização de alguns aços rápidos. Em contrapartida, são utilizadas diversas taxas de resfriamento com o objetivo de se alcançar uma respectiva propriedade e estrutura desejada.

Recozimento; normalização; têmpera e revenimento são os principais tratamentos térmicos convencionais, cada qual com sua característica e aplicação, os quais podem ser utilizados dependendo dos objetivos; resultados e estruturas que se quer alcançar, porém para o estudo em questão, os dois tratamentos térmicos utilizados foram têmpera seguida de revenimento e austêmpera, que serão detalhados a seguir, inclusive destacando-se as microestruturas objetivadas.

### **2.2.1 Têmpera e revenimento**

A microestrutura denominada “martensita revenida”, normalmente, reproduz a melhor combinação entre resistência e tenacidade aos aços, porém esta microestrutura não é alcançada em materiais no estado bruto de fornecimento, sendo necessário, então, submeter estes materiais ao tratamento térmico de têmpera e revenimento.

A etapa de têmpera tem como objetivo principal obter a estrutura denominada martensita, sendo que primeiramente o aço deve ser aquecido até a temperatura de austenitização e, na sequência, aplica-se a têmpera propriamente dita, ou seja, é realizado um resfriamento brusco visando evitar a ocorrência de transformações de fases que poderiam formar estruturas perlíticas ou bainíticas, obtendo, desta forma, a estrutura metaestável martensita. Os principais meios de têmpera empregados são a água pura; água com adição de sal ou polímeros; óleo e ar. É importante ressaltar a importância da velocidade crítica ou taxa mínima de resfriamento, a qual apresenta uma variação bastante grande e que depende do aço em que se está aplicando a têmpera. Como exemplo pode-se observar a figura 2.1, a qual apresenta a curva ITT (Isothermal

Time Transformation) do aço 4140, o qual apresenta a seguinte composição química: Fe – 0,37%C – 0,77%Mn – 0,98%Cr – 0,21%Mo, sendo que a linha pontilhada corresponde ao tamanho de grão de 7-8 e austenitizado a 843°C. Quanto mais esta curva ITT for deslocada para a direita, melhor a probabilidade de se obter uma estrutura completamente martensítica, pois temos mais tempo disponível para que a curva da taxa de resfriamento não cruze com as curvas das transformações da ferrita; cementita ou bainita. A adição de elementos de liga proporciona o deslocamento desta curva para tempos mais longos, além de diminuir a temperatura  $M_s$ , ou seja, temperatura de início de formação da martensita.

Alguns aspectos da morfologia da estrutura martensítica são detalhados no ASM Handbook (2004) e apresentados no capítulo referente a “Resultados e discussão”.

Este deslocamento do diagrama ITT para a direita também favorece uma propriedade muito importante denominada “temperabilidade”, característica que não deve ser confundida com a dureza máxima na têmpera, sendo que esta última é função do teor de carbono da composição química do aço e, também, da quantidade de martensita que constitui a microestrutura (COLPAERT, 2008).

Em uma peça temperada, a variação de dureza que ocorre desde a superfície até o seu núcleo define o conceito de temperabilidade, sendo que está associado à capacidade de endurecimento do aço durante o resfriamento rápido que caracteriza a etapa de têmpera. Podemos dizer, também, que a temperabilidade é a capacidade de formar martensita a uma determinada profundidade em uma peça (SILVA e MEI, 2006).

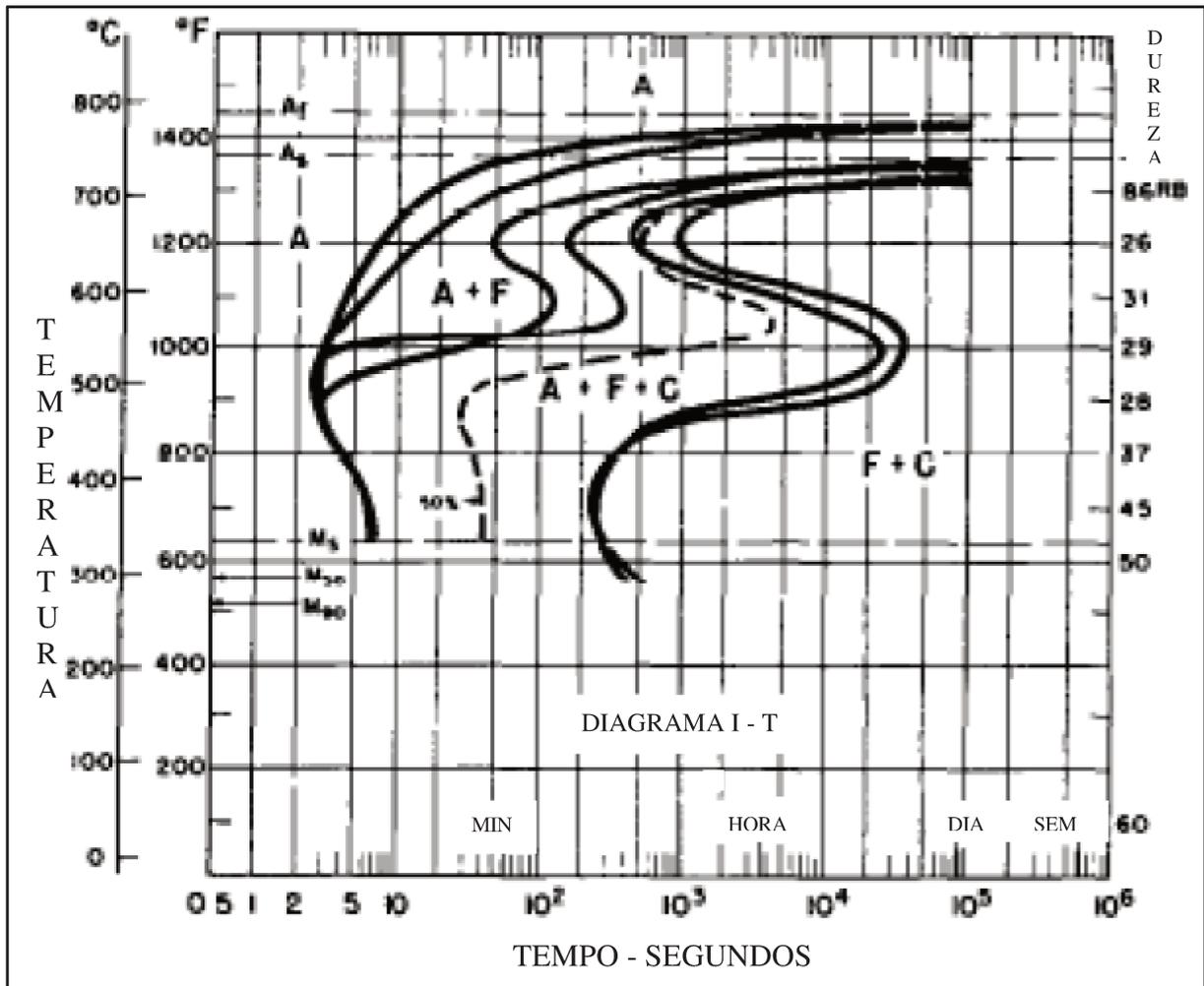


Figura 2.1 – Diagrama ITT do aço 4140 (ATKINS, 1980)

A temperabilidade de um aço pode ser aumentada, sendo que para isso deve-se retardar a formação da ferrita; cementita; perlita e bainita. Os principais fatores que contribuem para o aumento da temperabilidade são (SILVA e MEI, 2006):

- Acréscimo de elementos de liga dissolvidos na austenita, tais como manganês; cromo e molibdênio.

- Granulação grosseira da austenita, para que sejam diminuídas as áreas de nucleação heterogênea dos compostos difusionais, já que os contornos de grão funcionam como locais preferenciais para a nucleação da ferrita; perlita; cementita e bainita.
- Homogeneidade da austenita, evitando a presença de inclusões ou precipitados, também para dificultar a nucleação dos compostos difusionais.

A segunda etapa do respectivo tratamento térmico é o revenimento, onde objetiva-se adequar a resistência mecânica e a tenacidade do aço submetido à têmpera, visto que a estrutura martensítica caracteriza-se por proporcionar dureza muito alta e fragilidade. Para isso, o material é novamente aquecido, porém a uma temperatura abaixo daquela aplicada na austenitização, mantendo-se nesta temperatura fixa por um período de tempo suficiente para que sejam alcançadas as propriedades mecânicas desejadas e com posterior resfriamento ao ar. O revenimento proporciona um alívio das tensões e modificação da microestrutura resultante da têmpera. Tais modificações alteram as propriedades tais como os limites de resistência; escoamento; dureza e as respectivas características de alongamento e redução de área, conforme pode ser observado na figura 2.2.

Um fator importante a ser observado é a ocorrência da fragilidade do revenido, ou seja, uma diminuição da resistência ao choque, fator este detectado através da realização do ensaio de impacto Charpy V-notch. Os aços ao carbono e de baixa liga são os mais propensos a sofrer este tipo de problema, sendo a faixa de temperatura crítica aquela entre 260 e 315°C, porém a adição dos elementos molibdênio ou silício pode evitar a fragilização do revenido. Para os aços que possuem níquel e cromo em sua composição química, a faixa de temperatura crítica ocorre entre 450 e 600°C (SILVA e MEI, 2006).

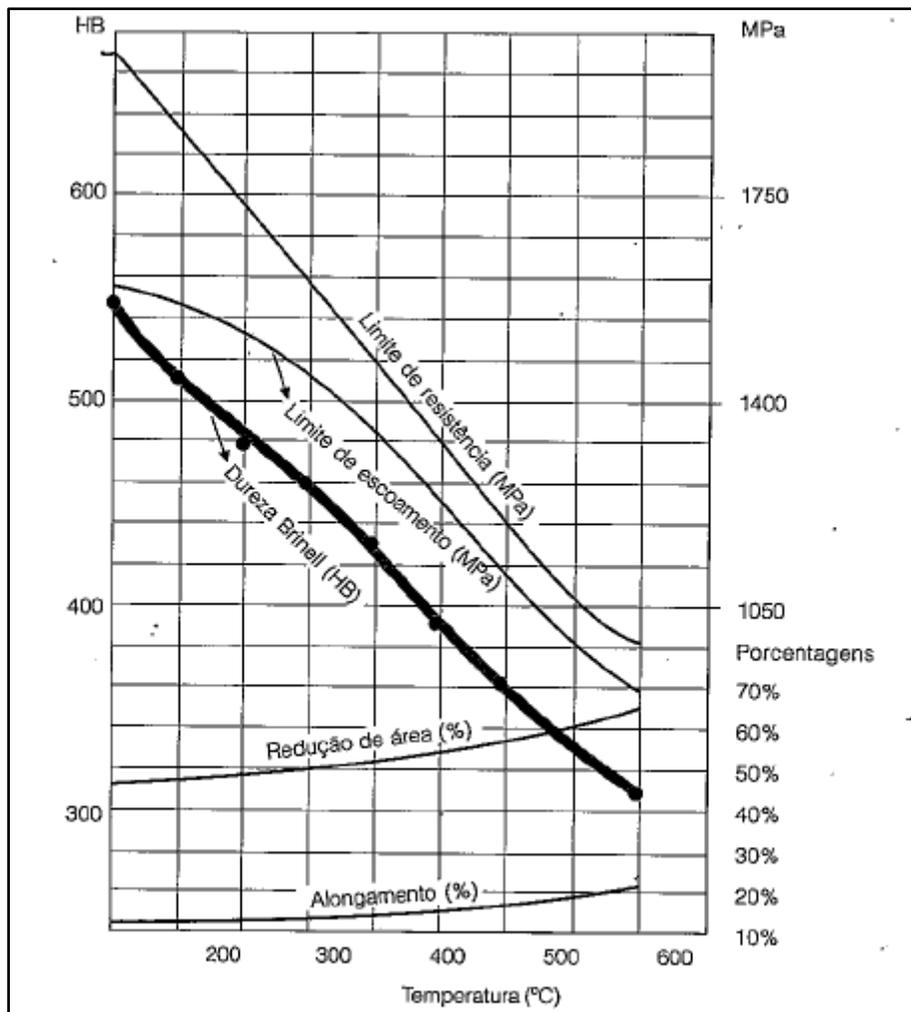


Figura 2.2 – Variação das propriedades mecânicas em função das temperaturas de revenimento (SILVA e MEI, 2006)

### 2.2.2 Austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera também se inicia realizando-se a austenitização do material e, na seqüência, sofre resfriamento brusco até uma temperatura conveniente através da utilização de banho de sal; óleo ou chumbo. A grande diferença, comparando-se com o processo de têmpera e revenimento, é que este resfriamento não objetiva atingir a temperatura na qual

ocorrerá a transformação para a microestrutura martensítica. Neste caso, também se respeitando as respectivas curvas ITT, busca-se a faixa de temperatura acima de Ms onde, de acordo com o aço escolhido, realizar-se-á a transformação de fase para a estrutura bainítica. De acordo com a figura 2.1, as temperaturas adotadas deverão estar acima de 300°C, até aproximadamente 450°C, porém a determinação exata poderá ser vista no capítulo sobre Materiais e Métodos. Este tipo de transformação é considerado isotérmico, visto que se deve permanecer em uma mesma temperatura, dentro daquela faixa pré-estabelecida e por um período de tempo suficiente para que se obtenha uma microestrutura totalmente bainítica.

### **2.3 Artigos mais recentes**

Devido aos tratamentos térmicos apresentados nos dois itens anteriores, ou seja, 2.2.1 e 2.2.2, as principais microestruturas citadas são a martensita e a bainita. Sabe-se que a martensita é resultado do processo de têmpera e revenimento, sendo que este tratamento foi realizado neste trabalho como base de comparação para com o objetivo principal, ou seja, o tratamento térmico de austêmpera, o qual objetivo é um produto com uma microestrutura principalmente bainítica.

O mecanismo de formação da bainita no aço tem sido um dos assuntos mais polêmicos da metalurgia física nos últimos tempos. De acordo com Borgenstam; Hillert e Agren (2009), em um interessante artigo de revisão sobre o assunto, existem dois paradigmas a respeito deste mecanismo, um deles é que a bainita é formada por um rápido processo sem a necessidade de difusão de carbono, sendo que o mecanismo é essencialmente displacivo, tal como a transformação martensítica, e outro segmento, o qual defende a idéia de que a formação da bainita é essencialmente controlada por difusão de carbono, tal qual a ferrita de Widmanstätten em altas temperaturas.

Ainda segundo os mesmos autores, o diagrama de fase básico Ferro-Carbono indica uma transformação eutetóide para ferrita e cementita no resfriamento. Para composições hipoeutetóides primeiramente espera-se um precipitado proeutetóide de ferrita e para

composições hipereutetóides um precipitado proeutetóide de cementita. Uma precipitação proeutetóide pode apresentar, no mínimo, duas formas: uma acicular, chamado precipitado **Widmanstätten**, e outra forma com uma interface plana (lisa), chamado **contorno de grão alotriomórfico**. Também existem, no mínimo, duas formas para o eutetóide, ou seja, **perlita**, com forma bastante regular; arranjo lamelar nas duas fases e uma interface plana (lisa) para a matriz austenita durante o crescimento, e **bainita**, com um arranjo mais irregular entre as duas fases e um contorno acicular durante o crescimento. O termo perlita foi introduzido no século dezenove e a microestrutura eutetóide bainita somente foi descrita com o surgimento da técnica de transformação isotérmica interrompida, além da possibilidade de observação da forma acicular. Com esta técnica Hultgreen, em 1920, observou o que hoje provavelmente chamaríamos de feixes de bainita. Por alguma razão, ele chamou de **ferrita secundária**. Em 1926, o mesmo autor apresentou a observação de uma microestrutura acicular; com uma gravação escura (etching = ataque por reativo químico), a qual chamou de **agulhas de troostita**, sendo que atualmente sabemos que é a **bainita inferior**. Troostita era um nome comum para todas as misturas de ferrita e cementita, principalmente quando muito finas para serem analisadas ao microscópio. Davenport e Bain, em 1930, desenvolveram a técnica da transformação isotérmica interrompida e construíram o primeiro diagrama **TTT**, ou seja, Transformação-Tempo-Temperatura. Eles chamaram aquela mesma microestrutura acicular, revelada através de um ataque denominado “dark etching”, de **martensita troostita**. Depois de alguns anos o termo **bainita** foi apresentado em homenagem a Bain, mas relacionado com a martensita, o qual foi indicado pelo termo anterior, ou seja, **martensita troostita**, que era mais bem aceito e tinha uma influência forte nas hipóteses relacionadas à sua natureza. Isto influenciou Zener, em 1946, para explicar a tão chamada **natureza incompleta** da transformação bainítica, assumindo que o constituinte ferrítico da bainita herda o teor de carbono da austenita quando primeiramente formado. Foi assim sugerido que este forma uma solução supersaturada, porém o excesso de carbono escaparia rapidamente por difusão em direção a austenita remanescente, onde se impediria transformações não-difusionais adicionais a austenita enriquecida de carbono para a ferrita supersaturada. A íntima relação com a martensita era sustentada através da observação feita, em 1952, por Ko e Cottrell, onde a bainita forma-se de acordo com a mudança de aspecto, o que causa um forte efeito de relevo na superfície da amostra tratada termicamente. No entanto, estes mesmos autores relatam que a bainita cresce relativamente devagar, e propuseram que o crescimento é controlado

pela difusão de carbono. Esta observação com relação ao **relevo de superfície** tem sido usada como um forte argumento a favor da **hipótese displaciva**, a qual relata que o crescimento da bainita ocorre através da migração da **glissile** na interface das fases **ferrita/austenita**, similar àquela encontrada nas transformações martensíticas. Contudo, para muitos metalurgistas, esta similaridade é controversa com relação à velocidade de crescimento, visto que o processo de crescimento da martensita seria muito rápido e não espera pelo carbono para difundir na frente da interface de migração.

Este mesmo artigo nos apresenta a morfologia da bainita inferior e alguns comentários sobre os efeitos dos elementos de liga nesta morfologia. Através da figura 2.3, extraída do artigo de Oblak e Hehemann (1967) apud Borgenstam; Hillert e Agren (2009) a qual corresponde a uma unidade de bainita inferior referente ao aço com composição química “0,69C – 0,85Mn – 0,70Si – 0,85Cr – 0,81Mo – 1,8Ni” obtida a 345°C, onde se pode observar, na parte inferior, uma camada muito fina e lisa de ferrita, sendo que na parte superior da figura desenvolveu-se um número significativo de subunidades mais grossas formadas por ferrita e carboneto.

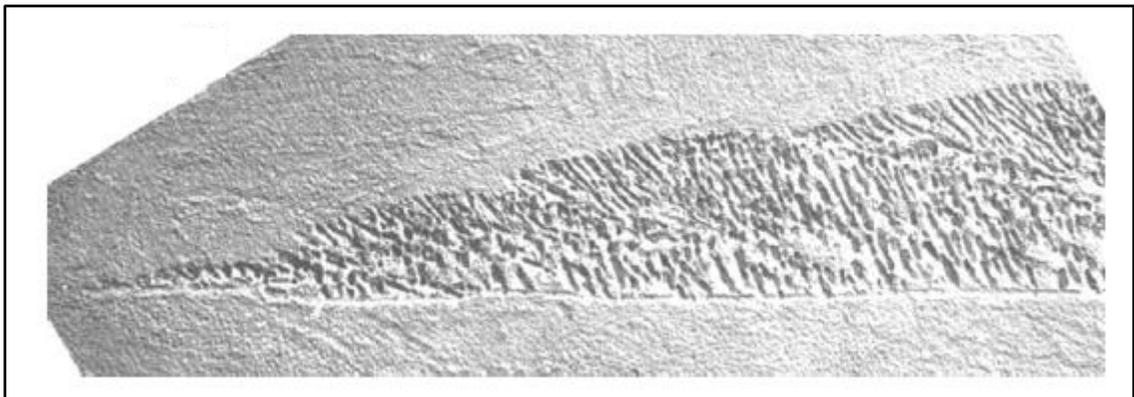


Figura 2.3 – Unidade de bainita inferior com subunidades - aumento 5000x (OBLAK E HEHEMANN, 1967 apud BORGENSTAM; HILLERT e AGREN, 2009)

Um esboço desta figura 2.3 é apresentado na figura 2.4, onde ao lado esquerdo da figura é ilustrado uma placa muito fina, a qual logo é engrossada para a formação das subunidades que começam a se desenvolver na parte superior. Estas subunidades podem, inicialmente, crescer em uma direção perpendicular a placa fina, porém o formato delas demonstra que crescem rapidamente na respectiva direção de sua origem, o que é natural, devido ao fato de serem

constituídas principalmente de ferrita, a qual possui a característica de manter a orientação cristalográfica da placa fina inicial.

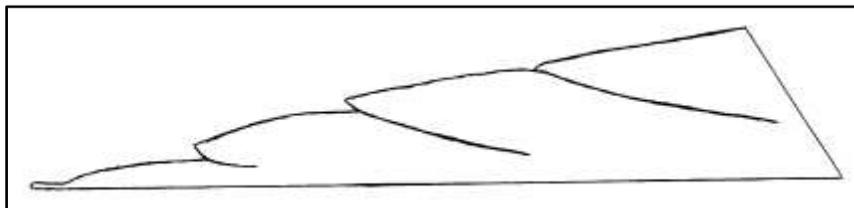


Figura 2.4 – Esboço das subunidades da bainita inferior (BORGENSTAM; HILLERT e AGREN, 2009)

No que se referem aos efeitos dos elementos de liga na morfologia da bainita inferior, segundo Modin H. e Modin S. (1955 e 2000), e Modin S. (1958) apud Borgenstam; Hillert e Agren (2009), onde exames de micrografias de quatro aços ao carbono e um aço de baixa liga indicam que este tipo de subunidade apresentada na figura 2.3 é raro quando se trata de aços ao carbono, porém deve parecer mais comum quando um teor de liga é acrescido à composição química do aço. Além disso, existe uma nova tendência na qual as subunidades podem ser separadas por um fino filme de austenita não transformada, conforme podemos observar na figura 2.5, que reproduz uma microestrutura de bainita inferior referente a um aço com “0,95C – 1,93Mn”, tratado durante quatro horas a 250°C, figura esta extraída de uma publicação de Spanos; Fang e Aaronson, (1990) apud Borgenstam; Hillert e Agren (2009).

Outros efeitos da presença de elementos de liga podem ocorrer, como por exemplo, o acréscimo de altos teores de silício ou alumínio, que podem provocar o atraso da formação da cementita, resultando em uma micrografia descrita frequentemente como bainita livre de carbonetos. A figura 2.6, a qual pertence a uma publicação de Olson e outros autores (1989) apud Borgenstam; Hillert e Agren (2009) reproduz uma subunidade de ferrita em um aço “0,43C – 3,0Mn – 2,1Si”, tratado durante trinta minutos a 286°C.

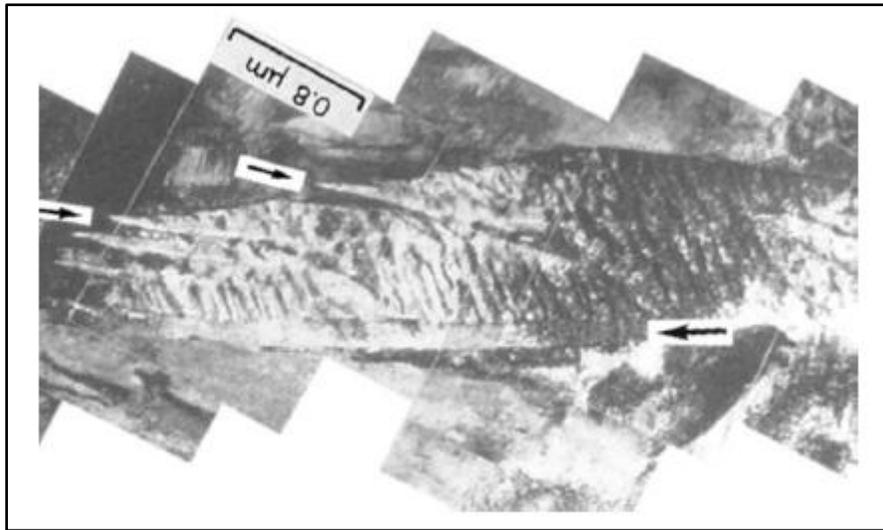


Figura 2.5 – Bainita inferior com filmes de austenita retida entre as subunidades (SPANOS; FANG E AARONSON, 1990 apud BORGENTAM; HILLERT e AGREN, 2009)

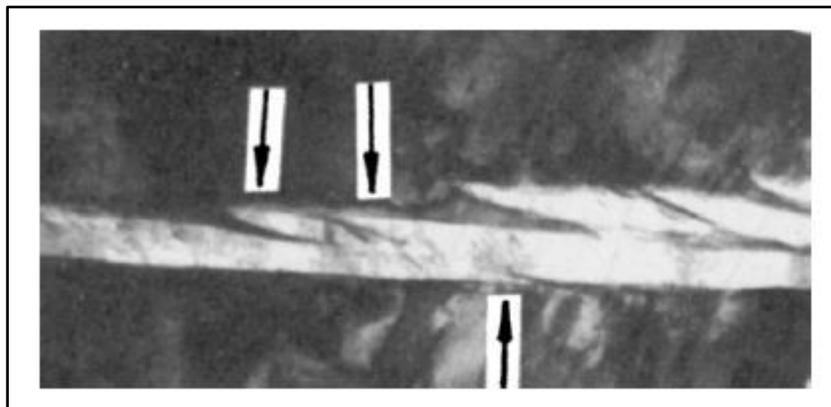


Figura 2.6 – Subunidades de ferrita em um aço com alto teor de silício – aumento 27.000x (OLSON et al, 1989 apud BORGENTAM; HILLERT e AGREN, 2009)

As subunidades apresentadas nesta figura 2.6 são de ferrita pura, as quais possuem alguma habilidade para engrossar, porém o que prevalece é o alongamento através de uma taxa

consideravelmente alta. O crescimento gradual e simultâneo proporciona o formato característico destas subunidades.

Um modelo de mecanismo de crescimento da bainita durante comportamento isotérmico foi apresentado por Kang; Zhang e Zhu (2006). Tem sido verificado que durante o período de incubação da transformação bainítica, formam-se regiões distintas de soluto na **fase existente**, devido à difusão e segregação de átomos de soluto. Uma vez que o tempo de retenção isotérmica excede o período de incubação da transformação bainítica, a bainita nucleia, pelo processo de cisalhamento, dentro das regiões de **baixo soluto**, sendo que o “**midrib**”, ou seja, região mais empobrecida de soluto age como um plano de hábito. Supondo que existe uma série de anéis de discordâncias misturados na fase original, na região da interface **bainita/original** ao redor do embrião da bainita, a concentração de soluto nesta fase original e perto desta interface é empobrecida devido à difusão de átomos de soluto, a qual é motivada pelo potencial químico, resultante do gradiente de energia livre entre os **defeitos** (discordâncias e contornos de grãos) e a **fase original** perto da interface bainita/original. Esta região constituída de grande quantidade de discordâncias e contornos de grãos é caracterizada pela alta concentração de energia livre, por isso os átomos de soluto tendem a difundir para esta região, com o objetivo de reduzir esta energia livre.

A figura 2.7 apresenta um modelo esquemático de formação de ripas de bainita. Podemos observar que, a partir do momento em que grandes regiões de redução de soluto são formadas ao redor do embrião da bainita, esta é alargada por cisalhamento, através dos planos de defeitos, que agem como planos de cisalhamento (figura 2.7 a). Devido à **variação de concentração** de soluto e a existência de um **campo tensão-deformação** na fase original, a qual está perto da interface em seções diferentes, a taxa de alargamento nas ripas de bainita é diferente. Isto explica a formação dos superpatamares (figura 2.7 b). Além disso, desde que a taxa de movimento da interface que contém os anéis de discordâncias dominados pelas discordâncias em cunha é superior àquela interface que contém os anéis de discordâncias controlados pelas discordâncias em hélice, normalmente a largura da ripa de bainita é maior do que a espessura, o que caracteriza a morfologia da ripa de bainita como uma  **fina lente convexa**. A formação de novas unidades de transformação na ponta do embrião causa o alongamento da ripa de bainita. Devido ao efeito de ponta, a taxa de alongamento é muito maior do que o alargamento. Por isso que a morfologia da

bainita, em três dimensões, é uma  **fina lente convexa tipo ripa**. Cabe ressaltar que a taxa de crescimento é detectada porque, ao contrário da transformação martensítica, o processo é regido pela difusão de átomos de soluto.

A figura 2.7 (a) e (b) mostram esquemas que podem ser usados para explicar a transformação bainítica para aços de alta liga; ligas de ferro e ligas de cobre.

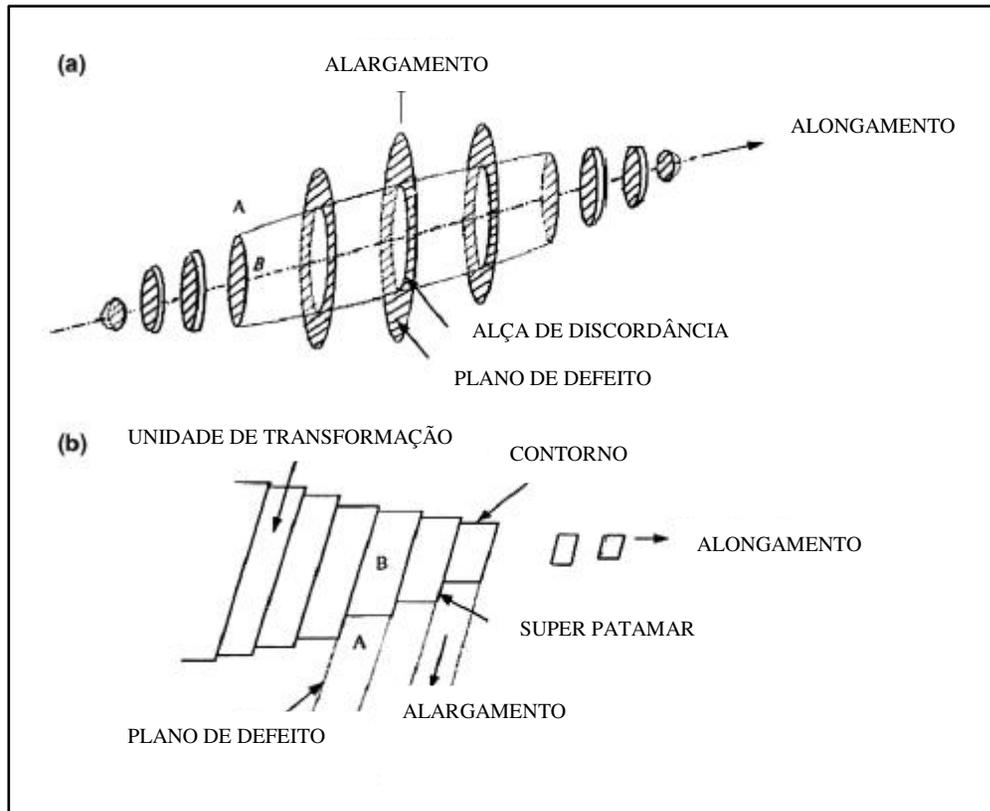


Figura 2.7 – Modelo esquemático de formação da ripa de bainita – (a) três dimensões e (b) duas dimensões (KANG; ZHANG e ZHU, 2006)

Ainda de acordo com os mesmos autores, durante o crescimento bainítico ocorre difusão de átomos de carbono da ferrita bainítica e austenita em direção a algumas regiões da austenita, devido ao equilíbrio da solução sólida do carbono na ferrita ser muito menor do que na austenita. Isto resulta na **segregação** de átomos de carbono nestas regiões. Estas regiões enriquecidas de carbono na austenita podem ser retidas na temperatura ambiente, conforme figura 2.8(a), onde se

observa austenita retida (Ar1) entre ripas bainíticas e austenita retida (Ar2) entre unidades de transformação. Portanto, a meta-bainita é formada por ferrita bainítica e austenita retida, sendo este o mecanismo de transformação para os aços de baixa liga. Durante um longo tempo de retenção isotérmica, carbonetos podem ser precipitados para formar: carbonetos (Bc1) da Ar1, a qual representa a morfologia típica da bainita superior; para formar carbonetos (Bc2) da Ar2, sendo esta uma morfologia “tipo” bainita inferior e para formar carbonetos (Bc3) da ferrita bainítica, e que demonstra a morfologia típica da bainita inferior. Estas morfologias podem ser observadas na figura 2.8(b). As figuras 2.8 (a) e (b) se referem a uma microscopia eletrônica de transmissão do aço 70Si3 (0,68C e 2,9Si), o qual foi austemperado a 320°C após ter sido austenitizado.

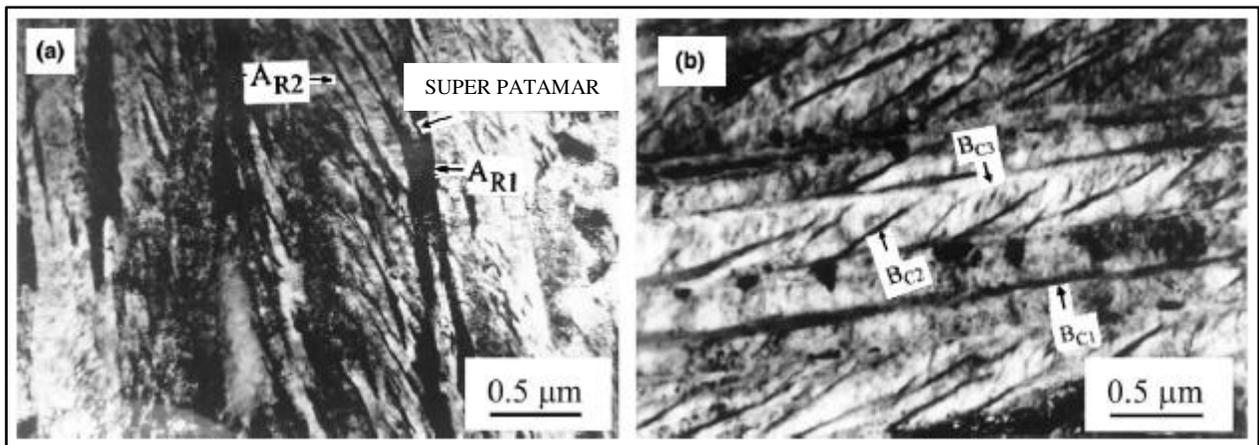


Figura 2.8 – (a) retenção isotérmica por 6 minutos (meta-bainita) e (b) retenção isotérmica por 2 horas (bainita mista) (KANG; ZHANG e ZHU, 2006)

A figura 2.9 também representa um modelo esquemático da formação da ripa de bainita, sendo: (c) representação da meta-bainita em duas dimensões e (d) representação da bainita mista, também em duas dimensões.

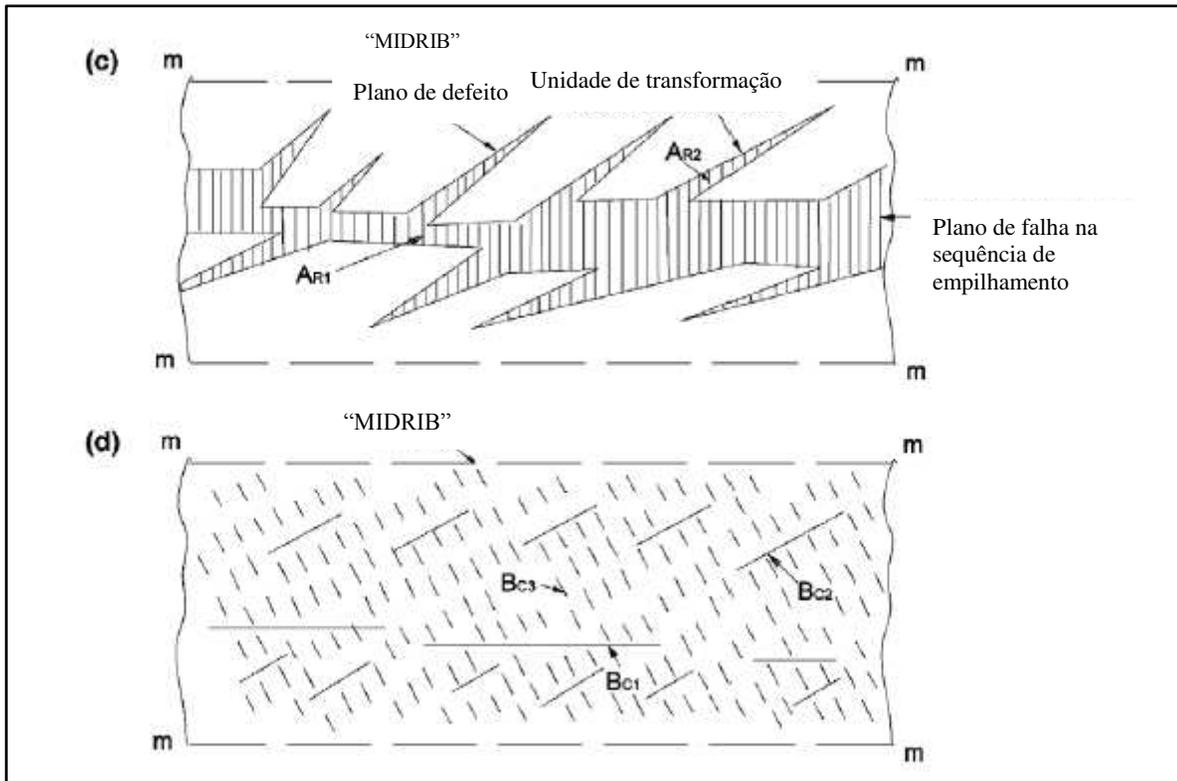


Figura 2.9 – Esquema de formação da ripa de bainita para (c) meta-bainita e (d) bainita mista (KANG; ZHANG e ZHU, 2006)

Aspectos específicos da formação da bainita superior e inferior são detalhados no ASM Handbook (2004), além de uma interessante revisão sobre a microestrutura bainítica publicada por Hélio Goldenstein (2002), sendo que ambos os assuntos serão abordados com mais detalhes no capítulo referente a “Resultados e discussão”.

Além das principais microestruturas destacadas nos dois artigos apresentados, três outros pontos são, também, muito importantes no desenvolvimento deste trabalho, ou seja, propriedades mecânicas; resistência ao impacto e micromecanismos de fratura, sendo estes pontos relacionados aos respectivos resultados de tratamentos térmicos de austêmpera e têmpera seguida de revenimento.

Os autores Tartaglia; Lazzari; Hui e Hayrynen (2008) realizaram um estudo sobre a resistência a fragilização ao hidrogênio do aço SAE 4340 austemperado e, também, efetuaram o tratamento térmico de têmpera e revenimento no mesmo aço para as respectivas comparações.

Este artigo também apresenta um breve resumo sobre a microestrutura bainítica, devido ao destaque dado ao tratamento térmico de austêmpera. De acordo com o artigo, a bainita é formada através da decomposição da austenita para a ferrita acicular e carbonetos, a uma temperatura acima da temperatura de início da transformação martensítica. Existem duas formas primárias da bainita, ou seja, a bainita superior, onde os carbonetos estão tipicamente localizados entre os grãos da ferrita acicular e a bainita inferior, onde os carbonetos tendem a precipitar através de um ângulo inclinado correspondente a direção de maior crescimento ou na direção do eixo longitudinal dos grãos da ferrita acicular. A microestrutura bainítica pode ser formada, inadvertidamente, através do processo de resfriamento contínuo, ou seja, durante o tratamento térmico de têmpera e revenimento, o qual é planejado para obter microestrutura martensítica. Isto pode ocorrer devido ao insuficiente teor de liga; seções com grandes dimensões ou velocidade insuficiente na etapa de têmpera. A bainita formada desta maneira é considerada, na maioria das vezes, indesejável, visto que seu refinamento microestrutural é inconsistente.

O processo de austêmpera utiliza uma temperatura de têmpera acima de  $M_s$ , ou seja, acima da temperatura de início da formação da martensita, e durante um tempo suficiente para que ocorra a transformação bainítica completa. Como resultado, se obtém uma microestrutura uniforme e refinada. Aços com alto teor de liga geralmente apresentam um tempo muito longo para finalizar a transformação bainítica e, conseqüentemente, uma pequena porcentagem de martensita é incluída na microestrutura final.

Após este breve relato sobre a microestrutura bainítica, este mesmo artigo descreve a composição química do aço SAE 4340 utilizado nos dois tratamentos térmicos, ou seja, austêmpera e têmpera seguida de revenimento, conforme tabela 2.5. Esta tabela também nos mostra os limites dos respectivos elementos químicos segundo a norma AMS-6415 (Aerospace Material Specification).

Tabela 2.5 – Composição química do aço SAE 4340 (TARTAGLIA; et al, 2008), sendo

**T e R** = Têmpera e Revenimento

<b>Elemento químico</b>	<b>Austêmperado</b>	<b>T e R</b>	<b>AMS-6415</b>
Carbono	0,42	0,40	0,38 a 0,43
Enxofre	0,019	0,019	máx 0,025
Fósforo	0,010	0,010	máx 0,025
Silício	0,24	0,24	0,15 a 0,35
Manganês	0,75	0,76	0,65 a 0,85
Cromo	0,81	0,80	0,70 a 0,90
Níquel	1,79	1,80	1,65 a 2,00
Molibdênio	0,26	0,25	0,20 a 0,30
Alumínio	0,023	0,023	-----
Cobre	0,16	0,16	máx 0,35
Cobalto	0,016	0,016	-----
Tântalo	0,019	0,019	-----

Como um dos principais objetivos do estudo é a análise do comportamento deste aço com relação à fragilização ao hidrogênio e, segundo a maioria dos metalurgistas e diversos procedimentos de manufatura, os aços que apresentam medidas de dureza acima de 40 HRC são suscetíveis a este tipo de fenômeno, os autores adotaram temperaturas específicas durante os tratamentos térmicos visando atingir a dureza de 45 HRC. Portanto, as respectivas temperaturas utilizadas foram: austenitização a 1158 K (885°C); têmpera em óleo a 344 K (71°C), seguida de

revenimento a 491 K (218°C) durante noventa minutos e austêmpera a 585 K (312°C). Neste artigo, as temperaturas foram apresentadas originalmente em “K” porém, para efeito didático e de comparação, foram transformadas em “°C”.

Os respectivos teores de austenita retida encontrados foram de 0,5% para o processo de austêmpera e 0,4% para a têmpera e revenimento, valores estes considerados insignificantes, sendo que não influenciaram os resultados dos testes mecânicos e fractográficos. A não existência de austenita retida é considerada importante, visto que alguns autores detectaram uma forte influência desta estrutura nos resultados de tenacidade do aço 300M, quando submetido a uma transformação isotérmica bainítica. Este aço possui alto teor de silício (1,6% em peso) e, conseqüentemente, uma microestrutura com grande quantidade de austenita retida e diferentes carbonetos.

A figura 2.10 apresenta uma micrografia ótica de uma seção transversal da amostra do aço 4340, após ter sofrido ataque com 10% de metabisulfeto de sódio. Este produto beneficia na identificação das respectivas microestruturas, visto que a martensita aparece com uma coloração marrom palha, enquanto a bainita é identificada com uma coloração azul. A figura 2.10 (a) refere-se ao tratamento de têmpera e revenimento, caracterizado pela estrutura martensita revenida, enquanto a figura 2.10 (b) refere-se ao tratamento de austêmpera, onde predomina a estrutura bainítica com alguma quantidade de martensita.

Os resultados dos ensaios referentes às propriedades mecânicas e energias absorvidas estão apresentados nas tabelas 2.6 e 2.7, respectivamente, sendo que:

- LCE = limite convencional de elasticidade
- LRT = limite de resistência a tração
- E = módulo de elasticidade
- K = coeficiente de resistência monotônica
- n = expoente “deformação x dureza”

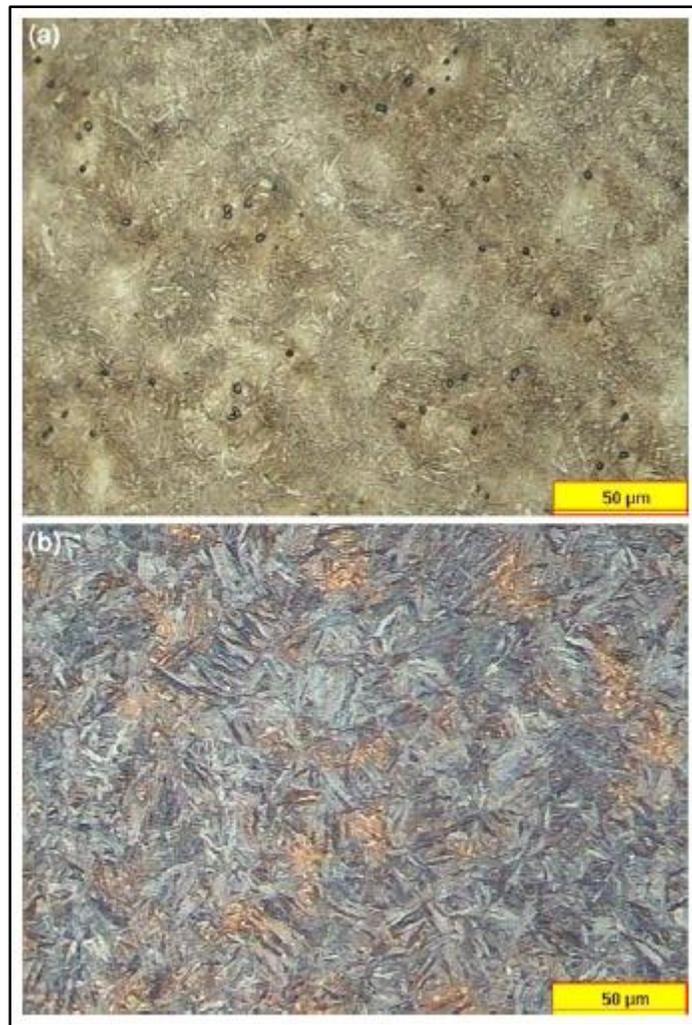


Figura 2.10 – Micrografia óptica de seção transversal (a) têmpera e revenimento e (b) austêmpera – aumento 500x (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

Tabela 2.6 – Resultados das propriedades mecânicas realizadas a temperatura ambiente (22°C)  
(TARTAGLIA; et al, 2008)

<b>Propriedades</b>	<b>Austêmpera</b>	<b>Tempêra e revenimento</b>
LCE	1340 MPa	1340 MPa
LRT	1610 MPa	1470 MPa
Alongamento	14,2%	12,7%
Estricção	56,1%	50,1%
E	211 GPa	210 GPa
K	2250 MPa	1860 MPa
n	0,087	0,058

Os valores de dureza Rckwell C obtidos foram 46,7 HRC para a austêmpera e 44,5 HRC para a têmpera seguida de revenimento, valores estes referentes a média de sete medidas. Ambos os resultados ficaram de acordo com a dureza prescrita para o trabalho, ou seja, aproximadamente 45 HRC, porém o processo de austêmpera apresentou uma dureza ligeiramente superior ao processo de têmpera e revenimento.

A tabela 2.6 apresenta valores idênticos para o LCE (1340 MPa), todavia o processo de austêmpera apresentou LRT significativamente maior, além de melhor ductilidade, sendo que estes ensaios foram realizados a temperatura ambiente.

A tabela 2.7 apresenta a energia absorvida nos ensaios de impacto, valores estes representativos da média de duas ou três amostras ensaiadas.

Tabela 2.7 – Resultados dos ensaios de impacto nas diversas temperaturas de teste, sendo

A = austêmpera e TR = têmpera e revenimento (TARTAGLIA; et al, 2008)

<b>Amostra</b>	<b>E.Absorvida (J)</b>	<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Exp. Lateral (mm)</b>	<b>% Cisalhamento</b>
A7	23,7	-(39)	0,076	11
TR7	20,1	-(39)	0,076	16
A10	27,8	-(19)	0,127	16
TR10	19,6	-(19)	0,051	20
A4	31,2	0	0,127	20
TR4	22,4	0	0,076	30
A2	31,6	22	0,102	60
TR2	27,8	22	0,076	56
A13	33,0	41	0,127	61
TR13	30,0	41	0,076	59
A9	42,7	60	0,178	68
TR9	33,9	60	0,127	63
A14	45,4	80	0,254	70
TR14	31,2	80	0,406	59
A6	49,8	100	0,254	74
TR6	35,7	100	0,152	59

A figura 2.11 representa as curvas de tensão-deformação à temperatura ambiente para ambos os processos de tratamento térmico, o que comprova o melhor desempenho com relação às propriedades mecânicas para o tratamento de austêmpera.

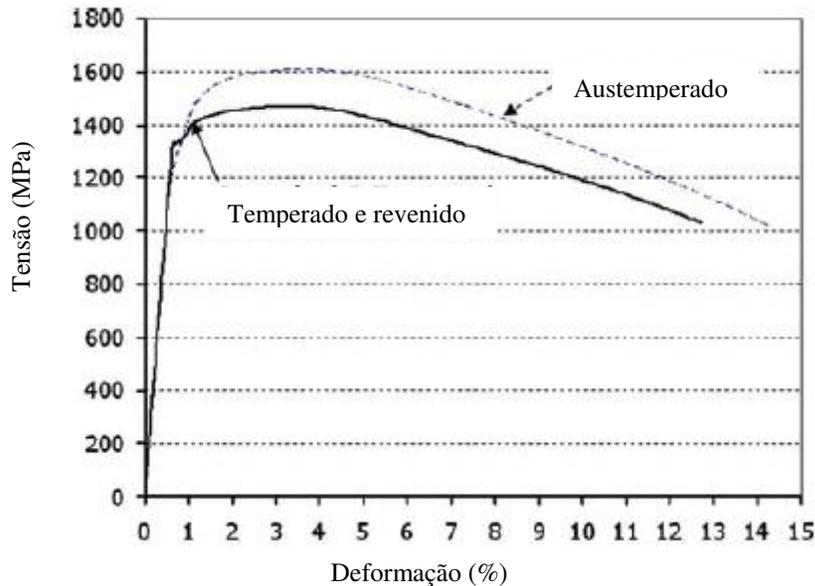


Figura 2.11 – Curvas de tensão-deformação para austêmpera e têmpera seguida de revenimento (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

Na figura 2.12 foram plotados os valores da energia absorvida de ambos os tratamentos, além de apresentar as curvas referentes à austêmpera e têmpera seguida de revenimento obtidas do ASM Handbook (10ª edição – vol 1). De acordo com os autores, as amostras austêmperadas absorvem maior energia absorvida do que as têmperadas e revenidas, devido à alta tenacidade associada com a presença da microestrutura bainítica.

Com relação à figura 2.13, pode-se observar os valores da “expansão lateral x temperatura” e, apesar dos pontos estarem altamente dispersos, os valores das amostras austêmperadas são maiores, evidenciando uma melhor ductilidade, mesmo quando o aço austêmperado fratura de uma maneira frágil.

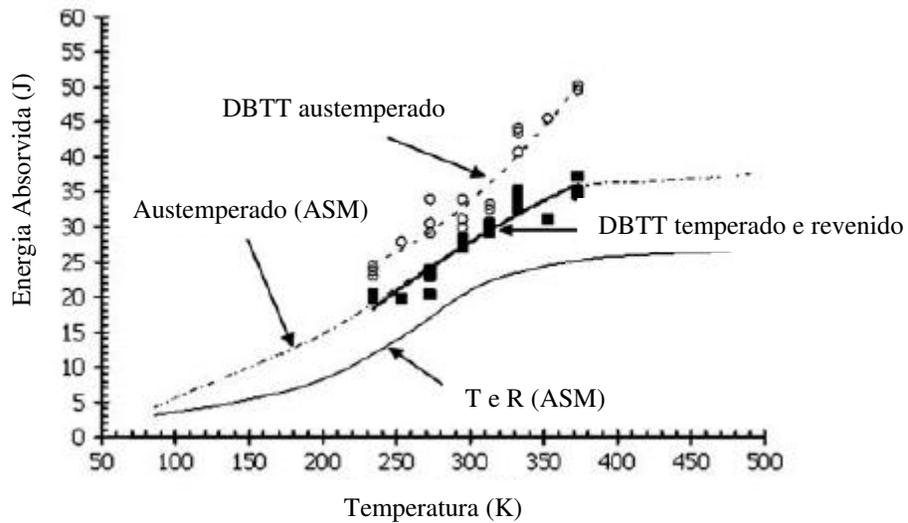


Figura 2.12 – Resultados das energias absorvidas referentes aos ensaios práticos e referentes ao ASM Handbook (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

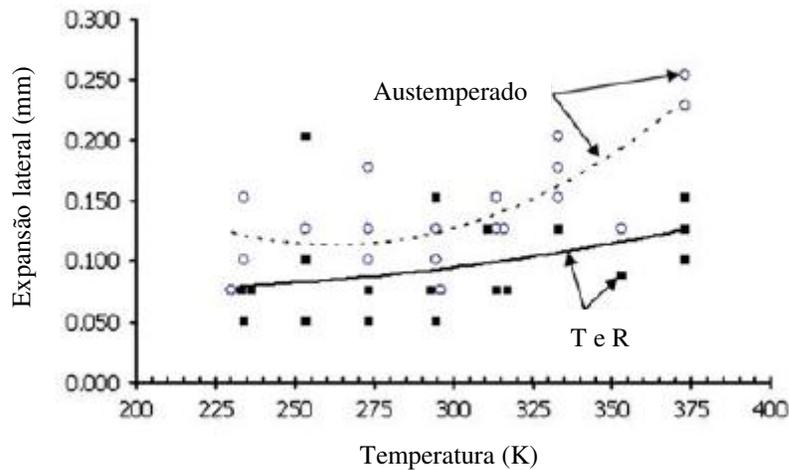


Figura 2.13 – Resultados da expansão lateral x temperatura, obtidos através do ensaio Charpy V-notch (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

As figuras 2.14; 2.15 e 2.16 apresentam imagens obtidas através de microscópio eletrônico de varredura referente à fractografias de amostras de impacto Charpy. A figura 2.14 nos mostra o

micromecanismo de fratura à temperatura de 0°C, sendo (a) austêmpera e (b) têmpera e revenimento, e a figura 2.15 refere-se à temperatura ambiente, seguindo a mesma referência para (a) e (b). Para ambas as temperaturas, as amostras austêmperadas apresentam uma morfologia de fratura mista, ou seja, ruptura por **dimples** e fendas **transgranulares** (TG) parcialmente formadas, as quais são normalmente denominadas de **quase-clivagem**. As amostras têmperadas e revenidas também apresentam esta morfologia mista, porém com predominância para a quase-clivagem, sendo que a temperatura de 0°C encontra-se, também, uma fratura **intergranular** (IG) isolada. Já a figura 2.16 refere-se à temperatura de 100°C e, tanto para as amostras austêmperadas (a), como para as amostras têmperadas e revenidas (b), a morfologia de fratura predominante é por **dimples**.

Uma observação importante deve ser feita com relação a figura 2.17, a qual nos mostra os micromecanismos de fratura de amostra austêmperada (a) e temperada seguida de revenimento (b), porém carregadas com hidrogênio, processo este obtido através de imersão das amostras em banho de HCl e fraturadas com um martelo. A fractografia referente à amostra austêmperada apresentou a mesma morfologia de fratura da amostra sem o carregamento por hidrogênio, ou seja, ruptura por dimples e quase-clivagem. Entretanto, a amostra temperada e revenida apresentou uma mudança de morfologia, sendo que a ruptura ocorreu por dimples e fratura intergranular. O surgimento desta fratura intergranular indicaria a ocorrência da fragilização por hidrogênio. Este resultado preliminar nos mostra que no processo de austêmpera não ocorre este tipo de fragilização, visto que não houve alteração na morfologia de fratura após a amostra ter sido submetida ao carregamento por hidrogênio.

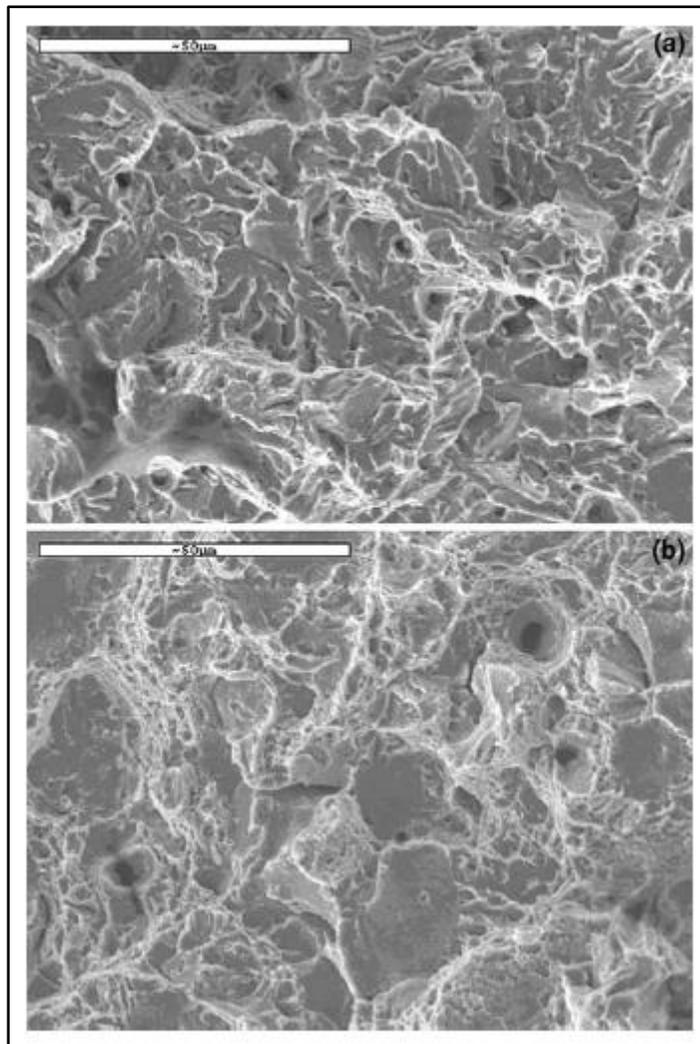


Figura 2.14 – Fractografias referentes às amostras testadas através de ensaio Charpy V-notch a 0°C, sendo (a) austêmpera e (b) têmpera e revenimento – aumento 1.000x (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

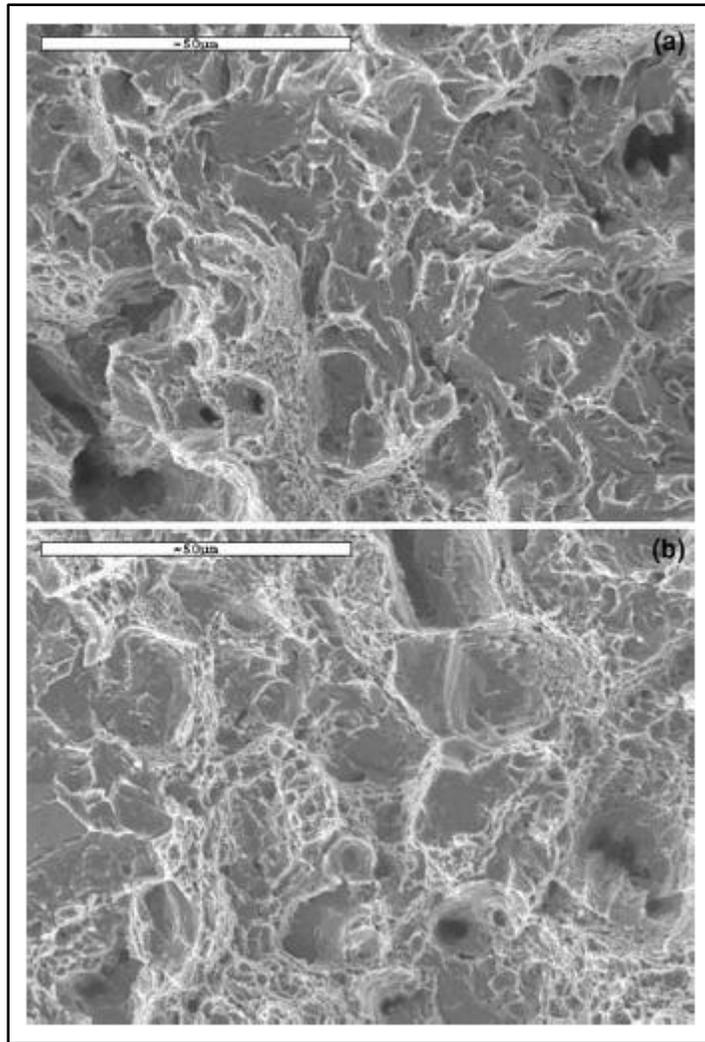


Figura 2.15 - Fractografias referentes às amostras testadas através de ensaio Charpy V-notch a temperatura ambiente, sendo (a) austêmpera e (b) têmpera e revenimento – aumento 1.000x (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

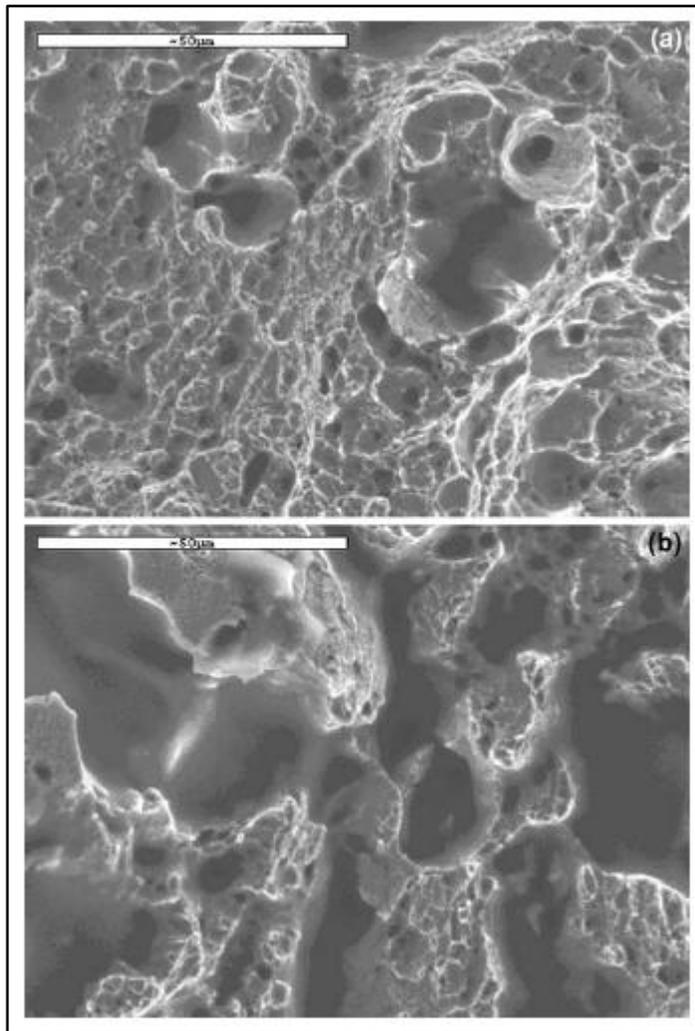


Figura 2.16 - Fractografias referentes às amostras testadas através de ensaio Charpy V-notch a 100°C, sendo (a) austêmpera e (b) têmpera e revenimento – aumento 1.000x (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

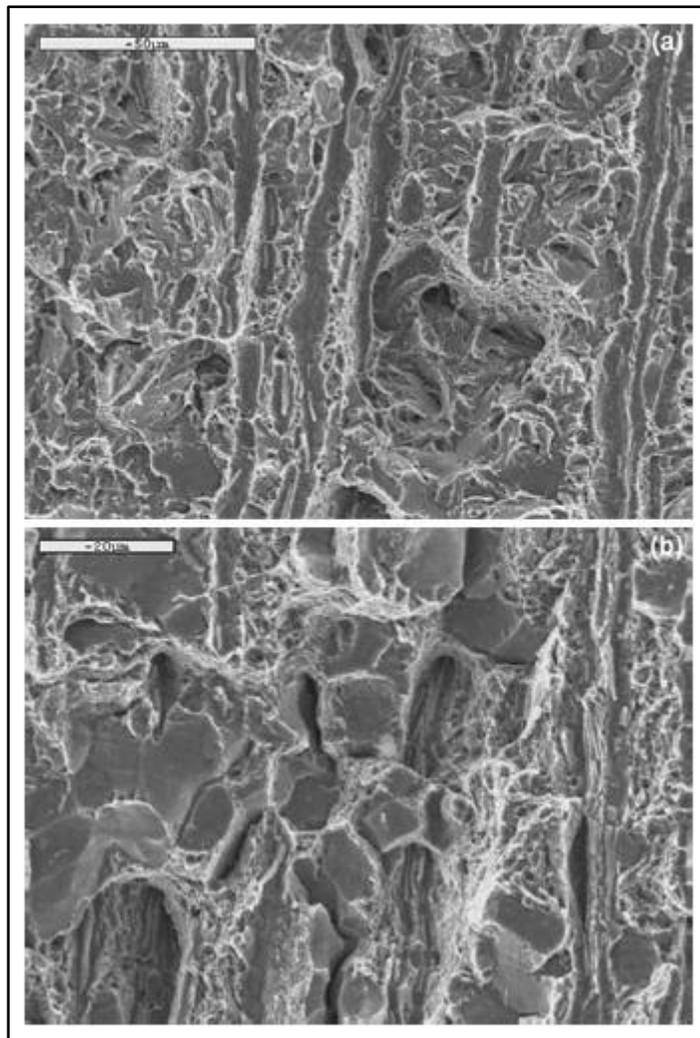


Figura 2.17 – Fractografias referentes às amostras que sofreram imersão em HCl, sendo (a) austêmpera – aumento 700x e (b) têmpera e revenimento – aumento 1.100x (TARTAGLIA; LAZZARI; HUI e HAYRYNEN, 2008)

Este mesmo artigo destaca que as amostras austêmperadas apresentaram melhores resultados quantitativos de tenacidade e ductilidade do que as amostras temperadas e revenidas, quando comparadas através de um LCE igual e valores ligeiramente superiores de dureza e resistência a tração. Uma maneira de se medir tenacidade é através da área abaixo da curva de tensão-

deformação verdadeira, a qual corresponde à habilidade de absorver energia no limite plástico ou o trabalho por unidade de volume que o material pode sustentar antes da ruptura. Este importante parâmetro ilustra que a tenacidade é composta tanto pela resistência, como pela ductilidade. A tabela 2.8 apresenta os respectivos valores de  $U_t$ , ou seja, **trabalho total por unidade de volume**, calculados através de duas equações, ou seja:

$$U_{t1} = LRT \times \text{Alongamento} \quad (2.1)$$

$$U_{t2} = \frac{\text{Alongamento} \times (LCE + LRT)}{2} \quad (2.2)$$

Outro parâmetro apresentado é o **módulo de resiliência ( $U_r$ )**, calculado através da equação (2.3), o qual representa a energia de deformação por unidade de volume e a habilidade para absorver energia quando deformado elasticamente, desde a tensão igual a zero até a tensão de escoamento e, para retornar a energia quando descarregado.

$$U_r = \frac{(LCE)^2}{(2 \times E)} \quad (2.3)$$

Tabela 2.8 – Valores de tenacidade e módulo de resiliência para amostra austêmperada e temperada seguida de revenimento (TARTAGLIA; et al, 2008)

<b>Amostra</b>	<b><math>U_{t1}</math> (J/m<sup>3</sup>)</b>	<b><math>U_{t2}</math> (J/m<sup>3</sup>)</b>	<b><math>U_r</math> (J/m<sup>3</sup>)</b>
Austêmpera	228	209	4,28
Temp. e revenida	186	179	4,30

Particularmente, este artigo apresenta o mesmo valor de  $U_r$  para ambos os tratamentos, visto que o limite convencional de elasticidade (LCE) é igual e os valores dos módulos de elasticidade (E) para ambos os processos são muito próximos. Através dos resultados da tabela 2.8, podemos observar que os aços austêmperados possuem valores de  $U_t$  significativamente superiores aos aços temperados e revenidos, aplicando-se qualquer uma das fórmulas. Isto significa que os aços

austemperados têm melhor habilidade para resistir a tensões ocasionais acima da tensão de escoamento sem fraturar, podendo ser aplicado em engates para carros de carga; engrenagens; correntes e ganchos para guindastes.

Trabalhos mais antigos já demonstraram que amostras austêmperadas constituídas por microestrutura bainítica inferior apresentam características superiores de tenacidade e ductilidade do que amostras temperadas e revenidas constituídas por microestrutura martensítica, entretanto é muito importante ressaltar que estes resultados são alcançados somente quando a bainita inferior é formada através de transformação isotérmica. Microestruturas mistas compostas também por bainita superior, as quais são formadas através de resfriamento contínuo e têmpera um ponto acima da temperatura ambiente (slack quenching) resultam em tenacidade inferior daquelas obtidas através de microestrutura martensítica.

O tratamento térmico de austêmpera mais comumente utilizado é considerado um processo isotérmico convencional, porém foi mostrado através de Sista; Nash e Sahay (2007) um processo cíclico da cinética de austêmpera em um aço 1080, tendo como principais objetivos o aumento da produtividade e uma economia no consumo de energia. Este processo térmico é realizado em dois ciclos, sendo que o primeiro ciclo objetiva proporcionar a homogeneização das amostras com relação às microestruturas iniciais, preparando-as para a etapa seguinte, chamada de segundo ciclo, onde será realizada a austêmpera propriamente dita. O artigo compara os resultados dos dois tipos de tratamentos, ou seja, a austêmpera tradicional, onde foram utilizadas as temperaturas de **260 e 300°C**, e o processo cíclico, onde houve a variação da temperatura **entre 260 e 300°C**. Foram realizados dois experimentos cíclicos, sendo o primeiro executado através de uma taxa de aquecimento / resfriamento de 1°C por minuto e, o segundo, de 5°C por minuto. Este tratamento cíclico é caracterizado por apresentar um efeito não-isotérmico na transformação de fase, exatamente devido à temperatura não permanecer fixa durante a austêmpera. Cabe ressaltar que em ambos os processos a austenitização ocorreu a 850°C por cinco minutos.

As amostras utilizadas do aço 1080 eram cilíndricas, com seis milímetros de diâmetro e foi utilizado um dilatômetro (simulador termo-mecânico marca Gleeble 3500) para que as alterações de diâmetro fossem medidas durante o processo térmico. A estabilidade da curva de dilatação e o respectivo tempo representaram o final da transformação de fase para a microestrutura bainítica.

Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 2.9, onde se concluiu que a cinética de austêmpera cíclica é 80% mais rápida do que a cinética de austêmpera convencional, além do que, se aumentarmos a frequência cíclica, ou seja, a taxa de aquecimento / resfriamento de 1°C por minuto para 5°C por minuto, resultou-se em uma redução de 50% no tempo de transformação.

Tabela 2.9 – Resultados dos tempos obtidos após austêmpera convencional e austêmpera cíclica (SISTA; NASH e SAHAY, 2007)

<b>Experimento</b>	<b>Tempo (minutos)</b>
Convencional (260°C)	160
Convencional (300°C)	140
Cíclico (1°C / min)	80
Cíclico (5°C / min)	32

A figura 2.18, extraída do mesmo artigo, nos mostra as microestruturas obtidas através do microscópio eletrônico de varredura, em um determinado momento da transformação de fase (após 32 minutos), durante os três experimentos, ou seja, austêmpera isotérmica à 260°C (a); austêmpera isotérmica à 300°C (b) e austêmpera cíclica entre 260 e 300°C, utilizando frequência de 5°C por minuto (c). Para as duas temperaturas, durante a austêmpera isotérmica, foram observadas ilhas de austenita retida (setas em vermelho nas figuras a e b), enquanto que para o processo cíclico (figura c) revelou-se a completa transformação bainítica. O artigo destaca que a morfologia da figura (a) é ligeiramente diferente da figura (b), entretanto a figura (c) exibe uma morfologia mista.

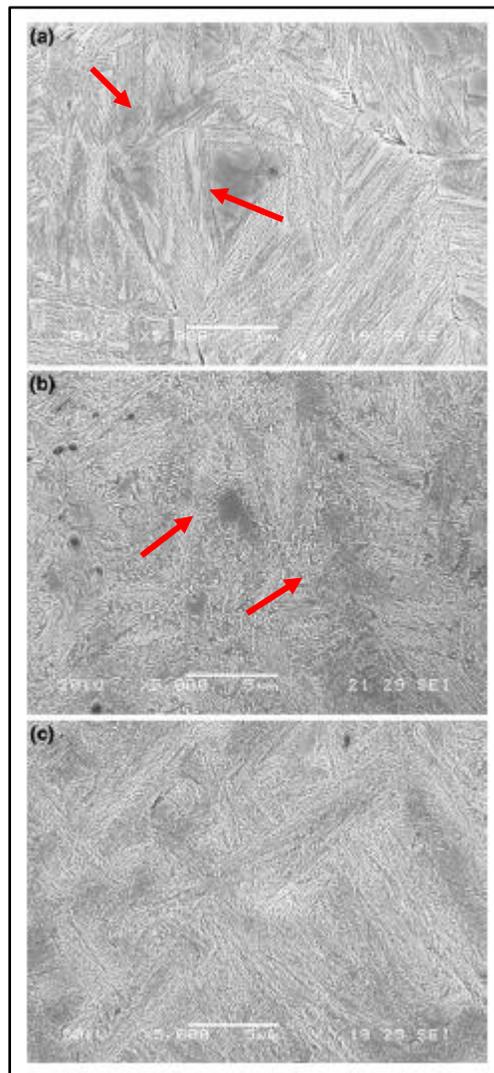


Figura 2.18 – Morfologias referentes à austêmpera isotérmica a 260°C (a); austêmpera isotérmica a 300°C (b) e austêmpera cíclica com frequência de 5°C/min (c) (SISTA; NASH e SAHAY, 2007)

Este artigo não realizou ensaios de propriedades mecânicas e de impacto para que os resultados pudessem ser comparados, porém o processo cíclico, conforme já mencionado,

proporciona um efeito não isotérmico à transformação de fase e, somada a característica mista de sua morfologia, poderia apresentar resultados inferiores à austêmpera tradicional, de acordo com os autores Tartaglia; Lazzari; Hui e Hayrynen (2008).

Outro artigo que nos mostra o efeito do tratamento térmico de austêmpera nas características das propriedades mecânicas e respectiva microestrutura é o escrito por Son; Kim; Kim e Ye (2009), onde os autores comparam os resultados do material ADI, ou seja, ferro fundido dúctil austêmperado e o aço fundido com alto teor de carbono e silício. A respectiva composição química do aço fundido é: C = 0,89; Si = 2,31; Mn = 0,33; P = 0,03 e S = 0,01 (todos elementos representados por porcentagem em peso), sendo que o aço foi austenitizado a 900°C durante 60 minutos e, na sequência, sofreu austêmpera através de três temperaturas diferentes, 260; 320 e 380°C e, para cada temperatura, o processo ocorreu durante 30; 60; 120 e 240 minutos respectivamente.

A microestrutura do aço fundido antes do tratamento térmico de austêmpera era composto de ferrita em uma matriz perlítica. As figuras apresentadas a seguir nos mostram as características das microestruturas nas diversas temperaturas e respectivos tempos, nos quais os tratamentos foram aplicados.

A figura 2.19 nos apresenta as respectivas microestruturas obtidas para cada temperatura, sendo que o tempo de duração do tratamento foi o mesmo, ou seja, 30 minutos. Na figura 2.19 (a), referente à temperatura de 260°C, temos uma microestrutura de bainita inferior consistindo de finas agulhas de ferrita (seta vermelha) e pequenas regiões austeníticas (seta preta). As figuras 2.19 (b) e (c) referem-se às temperaturas de 320 e 380°C, respectivamente, as quais apresentam ferrita e austenita com um aspecto mais grosseiro, além de um aumento no teor de austenita. Particularmente, a figura 2.19 (c) apresenta nervuras de ferrita e austenita, que são características da bainita superior. Cabe ressaltar, porém, que todas estas figuras citadas apresentam uma típica microestrutura livre de carbonetos, composta de finas ripas paralelas de ferrita bainítica e filmes de austenita retida, ou seja, nenhum carboneto foi precipitado devido à influência do silício. Este elemento químico, em alta porcentagem, estabiliza a austenita na estrutura austemperada, além de dificultar a formação de carboneto.

Na sequência, observa-se a figura 2.20, a qual se refere à temperatura de 260°C e seus tempos de duração do tratamento térmico, ou seja, (a)30; (b)60; (c)120 e (d)240 minutos, respectivamente. O mesmo acontece para a figura 2.21, referente à temperatura de 320°C e a figura 2.22, referente à temperatura de 380°C.

As respectivas microestruturas provenientes do processo de austêmpera para os aços em destaque neste artigo, ou seja, alto teor de carbono e silício dependem fortemente da temperatura de transformação, sendo que esta transformação ocorre através do processo de nucleação e crescimento.

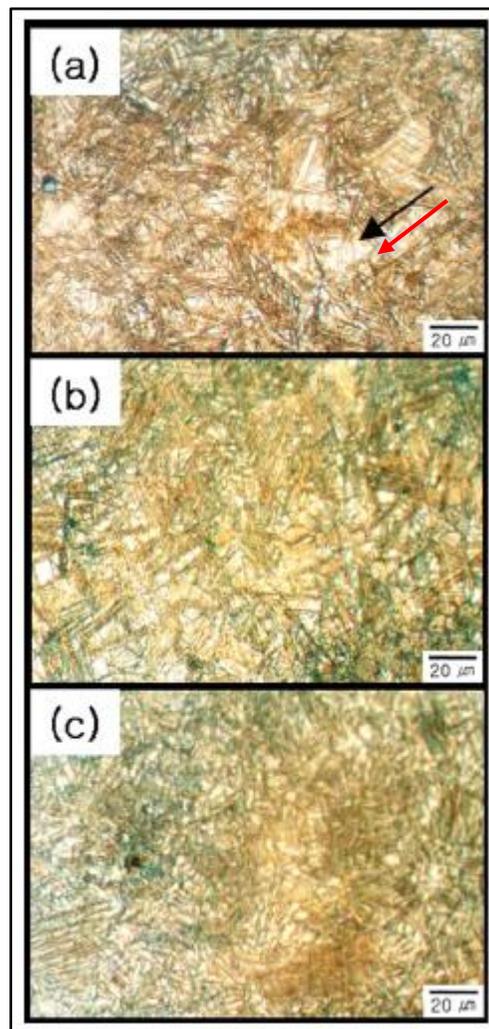


Figura 2.19 – Microestruturas obtidas através de um mesmo tempo (30 min) para as diversas temperaturas (a) 260°C; (b) 320°C e (c) 380°C (SON; KIM; KIM e YE, 2010).

Para as temperaturas de austêmpera mais baixas, tal como 260°C (figura 2.20), o superesfriamento é mais elevado, tendo como consequência um aumento na taxa de nucleação, sendo que em contrapartida, a taxa de difusão do carbono diminui. Portanto, nesta faixa de temperatura, o processo de nucleação da austenita para a ferrita é elevado, porém o mesmo não acontece com relação ao crescimento, visto que este é dependente do processo de difusão, o qual é reduzido. Como resultado, forma-se uma grande quantidade de plaquetas de ferrita fina.

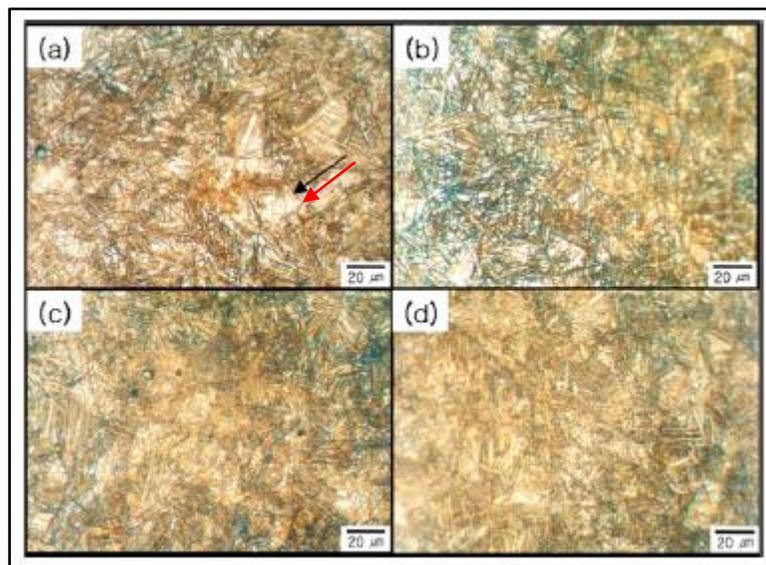


Figura 2.20 – Microestruturas obtidas através de uma mesma temperatura (260°C) nos diversos tempos (a) 30min; (b) 60min; (c) 120min e (d) 240min (SON; KIM; KIM e YE, 2010).

A situação inversa ocorre para temperaturas de austêmpera mais altas, como por exemplo, 380°C (figura 2.22), ou seja, diminuição da taxa de nucleação em virtude do superesfriamento ser menos intenso e aumento da taxa de difusão de carbono, tendo como resultado, uma microestrutura com menos quantidade de ferrita, entretanto com as formas da ferrita e austenita com aspecto mais grosseiro.

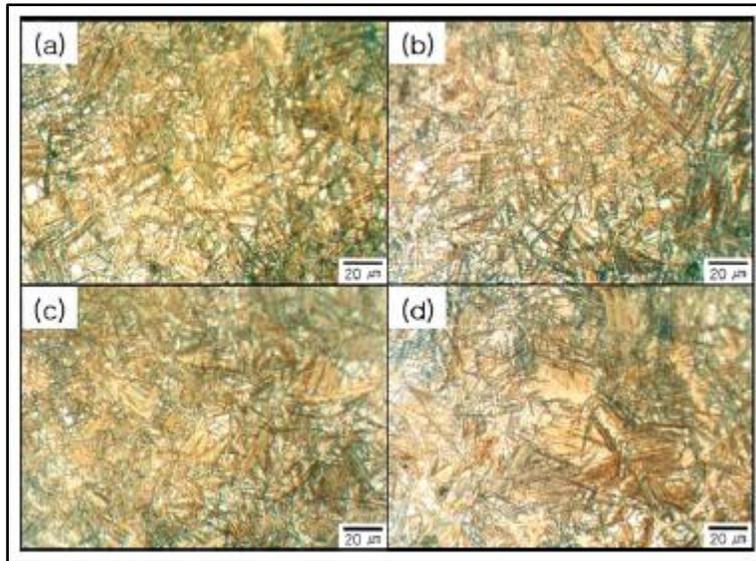


Figura 2.21 - Microestruturas obtidas através de uma mesma temperatura (320°C) nos diversos tempos (a) 30min; (b) 60min; (c) 120min e (d) 240min (SON; KIM; KIM e YE, 2010).

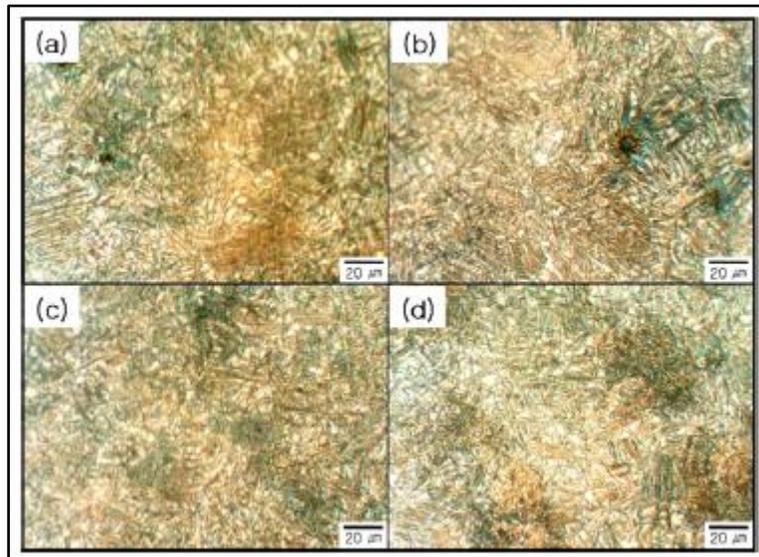


Figura 2.22 - Microestruturas obtidas através de uma mesma temperatura (380°C) nos diversos tempos (a) 30min; (b) 60min; (c) 120min e (d) 240min (SON; KIM; KIM e YE, 2010).

A figura 2.23 nos mostra a porcentagem de fração de volume de austenita retida com relação à temperatura de austêmpera e respectivo tempo de tratamento térmico, comprovando o exposto, ou seja, altas temperaturas de austêmpera correspondem a maiores frações de volume de austenita retida.

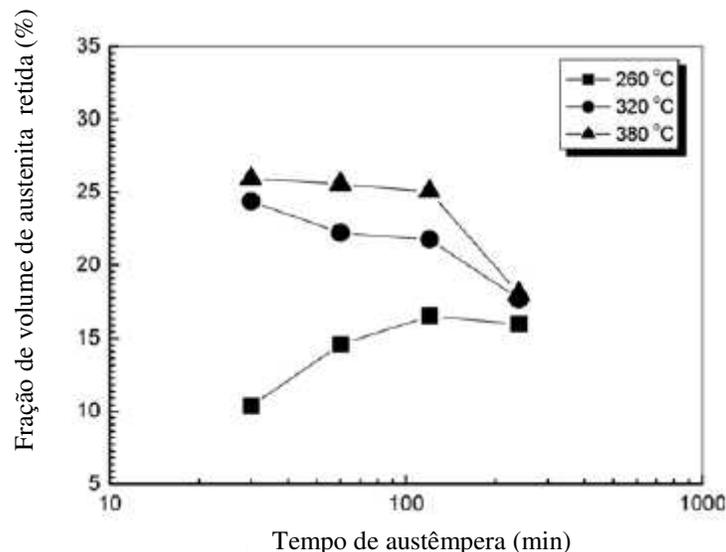


Figura 2.23 – Variação do volume de fração de austenita retida com as temperaturas de austêmpera e respectivos tempos (SON; KIM; KIM e YE, 2010).

Ainda segundo os mesmos autores, as propriedades mecânicas do aço fundido em questão dependem expressivamente da respectiva microestrutura. A figura 2.24 apresenta a variação da resistência à tração com as temperaturas e tempos de austêmpera, assim como a figura 2.25, a qual nos mostra como variou a dureza através dos mesmos parâmetros. Para temperaturas de austêmpera mais elevadas, ocorre uma queda nos valores de resistência e dureza, visto que a característica da ferrita e da austenita apresenta-se mais grosseira, conforme mencionado anteriormente. A quantidade de ripas de ferrita bainítica diminui, ocorre um aumento da largura das ripas e, também, da quantidade de austenita retida.

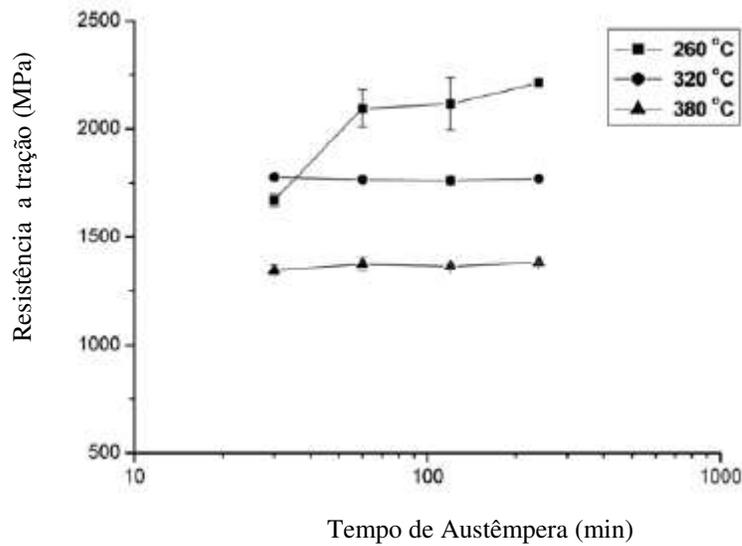


Figura 2.24 – Variação da resistência a tração com relação às temperaturas e tempos de tratamento térmico de austêmpera (SON; KIM; KIM e YE, 2010)

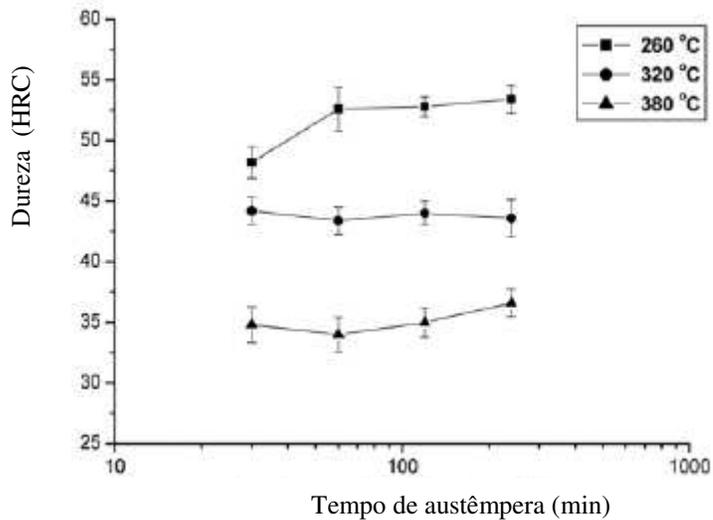


Figura 2.25 – Variação da dureza com relação às temperaturas e tempos de tratamento térmico de austêmpera (SON; KIM; KIM e YE, 2010)

A situação inversa ocorre no que diz respeito ao alongamento, ou seja, esta propriedade tem elevação considerável para temperaturas mais altas, conforme se pode verificar através da figura 2.26. Entretanto, para temperaturas de austêmpera mais baixas, as ripas de ferrita bainítica apresentam-se mais finas e a quantidade de austenita retida diminui, implicando em aumento da resistência a tração e da dureza, com conseqüente queda no alongamento.

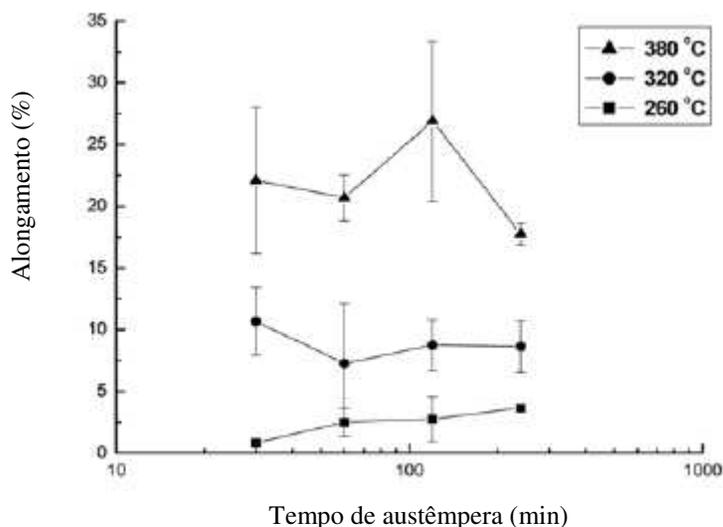


Figura 2.26 - Variação do alongamento com relação às temperaturas e tempos de tratamento térmico de austêmpera (SON; KIM; KIM e YE, 2010)

Através deste estudo inicial com o aço de alto teor de carbono e silício, concluiu-se que este material apresenta propriedades desejáveis quando aplicado em situação onde se requer resistência; tenacidade e alongamento. Este aço apresentou resultados de resistência a tração entre 1300 a 2200 MPa, com alongamento de até 25%, enquanto o material ADI (austempered ductile cast iron), desenvolvido através da norma ASTM A 897-90, tem resultado de resistência entre 850 a 1600 MPa e, aproximadamente, 13% de alongamento.

Ainda referindo-se aos resultados que a estrutura bainítica pode proporcionar, de acordo com Bhadeshia (2001), a resistência da bainita é caracterizada por diversos fatores, ou seja, resistência

intrínseca do ferro puro recozido; contribuição da solução sólida substitucional; reforço devido ao carbono na solução sólida e diversos componentes microestruturais, tais como, discordâncias; efeitos de partículas e tamanhos de grãos, conforme se pode verificar na figura 2.27.

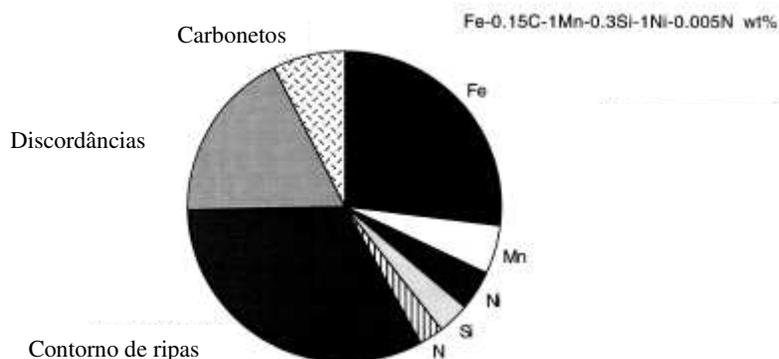


Figura 2.27 – Fatores que contribuem para a resistência de uma amostra com microestrutura bainítica completa (BHADESHIA, 2001)

Ainda segundo o mesmo autor, as placas de ferrita provenientes da transformação da austenita em bainita apresentam 10 micrometros de comprimento e 0,2 micrometros de espessura, aproximadamente. Estas placas cedem uma pequena trajetória livre para a discordância deslizar, visto que a probabilidade do deslizamento ocorrer paralelo às placas é pequena. O efetivo tamanho de grão da placa é cerca de duas vezes a sua espessura. Pode-se dizer que a principal contribuição microestrutural para a resistência da bainita advém de seu tamanho de grão fino.

Uma análise desta contribuição referente ao tamanho de grão pode ser baseada na relação de Hall-Petch, na qual uma discordância empilha-se, provocando uma grande concentração de tensão suficiente para estimular outra discordância originada do grão adjacente, transmitindo, desta maneira, uma deformação ao longo dos grãos. O tamanho de grão sendo grande permite que uma maior quantidade de discordâncias participe do empilhamento. A grande contribuição do campo de empilhamento torna fácil o estímulo a fontes distantes, provocando uma redução da tensão de escoamento.

Uma situação inversa ocorre quando o tamanho de grão é fino. Bhadeshia (2001) cita os autores Langford e Cohen (1969, 1970, 1975), os quais afirmam que a dimensão do plano de escorregamento começa a ficar muito pequena para permitir a ocorrência dos empilhamentos. Logo, o escoamento é determinado pela tensão necessária para ampliar a alça da discordância ao longo do plano de escorregamento. Nestas circunstâncias, a tensão de escoamento varia com o inverso do tamanho de grão, ou seja, quanto menor o tamanho de grão, maior será o limite de escoamento.

Bhadeshia (2001) também comenta que a **proporção (r1)** entre o limite de escoamento e o limite de resistência **aumenta** conforme o movimento das discordâncias começa a se tornar mais difícil em baixas temperaturas, variando de 0,67 a 0,80. Para aços de alta resistência, é desejável que esta proporção seja inferior a 0,80, visto que isto ajuda a assegurar que exista uma considerável deformação plástica antes que ocorra uma fratura dúctil.

Todos os artigos até aqui discutidos destacaram dois pontos principais, ou seja, estrutura bainítica e tratamento térmico de austêmpera. Portanto, um artigo que complementa os assuntos expostos é o relacionado ao cálculo empírico da temperatura isotérmica de início de transformação bainítica nos aços, de autoria de Y. -K. Lee (2002). De acordo com o autor, existem poucos artigos publicados que relacionam a composição química de um determinado aço e sua respectiva **Bs**, ou seja, temperatura de início de transformação isotérmica, e que representa o limite superior da transformação bainítica.

Este artigo cita três equações diferentes desenvolvidas pelos autores Steven e Haynes (1956); Kunitake e Okada (1998) e Kirkaldy e Venugopalan (1984), respectivamente, sendo que cada uma delas apresenta características positivas e negativas, o que não nos permite, até este ponto, determinar qual das fórmulas nos garante uma melhor previsão da temperatura **Bs** nos aços, sendo necessário comparar estes cálculos de **Bs** obtidos através das três fórmulas com muitas temperaturas experimentais de início de transformação bainítica.

No artigo em questão, foram coletadas sessenta e nove temperaturas experimentais **Bs**; suas respectivas composições químicas e os tamanhos de grãos austeníticos. Os sessenta e nove aços foram assim distribuídos: trinta e dois aços ingleses; vinte e três aços americanos; sete aços franceses e sete aços alemães, todos publicados por Vander Voort (1991), no **Atlas of Time** –

**Temperature Diagrams for Irons and Steels.** A faixa de composição química (expressa por % em peso); tamanho de grão austenítico e temperaturas **B<sub>s</sub>**, obtidas do referido Atlas, foram assim dispostas:

- Carbono = 0,10 – 0,80
- Manganês = 0,26 – 1,63
- Silício = 0,13 – 0,67
- Níquel = 0,00 – 4,34
- Cromo = 0,00 – 4,48
- Molibdênio = 0,00 – 1,96
- Tamanho de grão – ASTM = 3,5 – 12,0
- B<sub>s</sub> (°C) = 391 – 621

Com relação aos aços escolhidos, quando o diagrama de transformação isotérmica não apresentasse duas curvas distintas de separação entre as estruturas ferríticas ou perlíticas e a estrutura bainítica, a determinação da temperatura de início de transformação bainítica foi considerada como sendo no ponto de intersecção entre as curvas representativas das estruturas ferríticas ou perlíticas e o início da curva representativa da estrutura bainítica.

O objetivo deste artigo foi adequar às temperaturas de início de transformação bainítica dos sessenta e nove aços selecionados com as suas respectivas composições químicas, através da formulação de uma equação de regressão, ou seja:

$$B_s (\text{°C}) = 745 - 110C - 59Mn - 39Ni - 68Cr - 106Mo + 17MnNi + 6Cr^2 + 29Mo^2 \quad (2.4)$$

A figura 2.28 nos mostra a relação entre as temperaturas previstas **B<sub>s</sub>**, calculadas através da equação (2.4), e as temperaturas **B<sub>s</sub>** experimentais referentes aos sessenta e nove aços obtidos dos diagramas de transformação isotérmica pertencentes ao **Atlas Tempo-Temperatura**, já

mencionado anteriormente. Duas medidas de precisão foram utilizadas na referida figura, ou seja, o parâmetro **D**, que representa a distância média absoluta entre a linha localizada no meio da figura e os respectivos indicadores (aços selecionados), e o parâmetro **E**, o qual se refere à distância média indicada entre a mesma linha localizada no meio da figura e os respectivos indicadores (aços selecionados). As fórmulas para determinação dos respectivos parâmetros estão apresentadas a seguir, sendo que N representa o número de aços considerados em cada lote experimental (para o estudo em questão, N = 69) e a unidade, para ambos os parâmetros, é o °C.

$$Ei = \frac{1}{\sqrt{2}} (Bs^{cal} - Bs^{exp}) \quad (2.5)$$

$$E = \left( \frac{\sum_{i=1}^N Ei}{N} \right) \quad (2.6)$$

$$Di = |Ei| \quad (2.7)$$

$$D = \left( \frac{\sum_{i=1}^N Di}{N} \right) \quad (2.8)$$

Valores pequenos de **D** indicam um melhor resultado entre a temperatura calculada através da fórmula e a temperatura experimental, enquanto que o parâmetro **E** sugere se o modelo adotado está, na média, prevendo valores que são muito altos (valores positivos) ou muito baixos (valores negativos). Seguem os valores dos parâmetros D e E apresentados pelos respectivos autores já citados anteriormente e, também, os valores determinados pelo autor do artigo em questão:

- Steven e Haynes (1956) – **D** = 20,3°C e **E** = -12,2°C
- Kunitake e Okada (1998) – **D** = 18,2°C e **E** = 0,6°C
- Kirkaldy e Venugopalan (1984) – **D** = 20,0°C e **E** = -4,9°C
- **Y.-K.Lee (2002)** – **D** = 11,7°C e **E** = -0,3°C

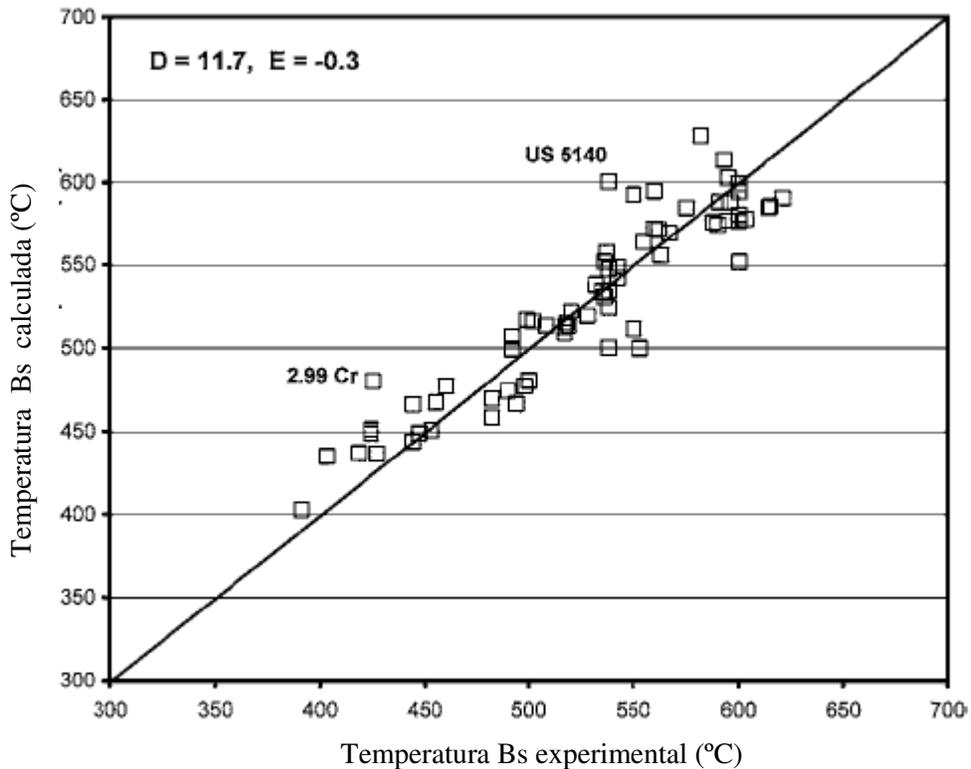


Figura 2.28 – Gráfico que representa a relação entre Bs calculado e Bs experimental (LEE, 2002)

Conforme se pode verificar, os valores dos parâmetros **D** e **E** obtidos através dos cálculos que utilizaram a equação (2.4) foram os que demonstraram melhores resultados, o que permitiu com que os pontos plotados no gráfico da figura 2.28 se apresentassem muito bem distribuídos ao longo da linha localizada no meio da figura. Portanto, o autor concluiu que esta equação é a que determina as melhores previsões para as temperaturas de início de transformação bainíticas, logicamente com referência aos aços comerciais de baixa liga mais importantes, os quais apresentam uma composição química dentro da faixa estabelecida pelo respectivo artigo.

## 3 MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 Materiais

O aço SAE 4140H utilizado neste trabalho foi produzido na empresa **Gerdau Açominas S.A.**, em uma usina integrada, a qual realiza as três etapas do processo produtivo do aço, ou seja, redução, refino e laminação. Este tipo de usina também se caracteriza por utilizar o minério de ferro como matéria-prima metálica. Outra característica importante é que este aço é proveniente de lingotamento convencional, onde o aço produzido na aciaria foi vertido em moldes metálicos (lingoteiras), permanecendo em repouso até a sua completa solidificação. Observa-se que grande parte das características estruturais dos produtos siderúrgicos está associada às transformações que acontecem durante a solidificação, tendo como principais fenômenos a contração de volume associada à mudança de estado físico e a redistribuição de solutos do aço (segregação). O ideal seria que este produto gerado no lingotamento convencional (lingote), ou até mesmo aquele proveniente do processo de lingotamento contínuo, apresentasse característica homogênea física e quimicamente, com estrutura fina, equiaxial, isenta de segregação e inclusão não-metálica, porém, tecnicamente o processo de solidificação não proporciona estes resultados (COLPAERT, 2008).

Ainda na aciaria, este lingote sofreu um processo de laminação a quente, onde o material é forçado a passar entre dois cilindros que giram em sentidos opostos, porém com praticamente a mesma velocidade superficial, provocando uma deformação plástica, resultando na diminuição da espessura com respectivo aumento do comprimento (RIZZO, 2005). Este laminado possui as seguintes características: desgaseificado a vácuo; isento de defeitos de superfície com profundidade maior ou igual a 0,5mm detectados através de inspeção por partículas magnéticas peça a peça; isento de defeitos internos detectados através de inspeção com ultra-som em uma face de todas as peças; seção de (140x140)mm +/- 3mm; tamanho de grão 6 a 7 (PROTOCOLO

TÉCNICO – Bardella e Gerdau, 2010). A respectiva composição química encontra-se na tabela 3.1:

Tabela 3.1 – Composição química (%) do aço SAE 4140H (PROTOCOLO TÉCNICO – Bardella e Gerdau, 2010)

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>
0,42	0,85	0,29	0,019	0,037	0,038	1,11	0,15

A rastreabilidade do material é garantida desde a sua produção na usina através de uma numeração, a qual é denominada **número de corrida**. Para o material utilizado neste trabalho, o número de corrida é **4128176**.

Na seqüência, o material foi relaminado, ou seja, foi conformado mecanicamente a quente buscando-se alterar a forma, dimensões e estrutura da matéria-prima original, processo este realizado na empresa **Bardella S.A. Indústrias Mecânicas**. O principal fenômeno que ocorreu no trabalho a quente foi a recristalização, que proporcionou a eliminação do aumento de resistência associado ao encruamento; produção de novos grãos (alteração do tamanho de grão) e mudança de microestrutura. Portanto, o produto final sofreu transformação de forma, passando de perfil quadrado para redondo e, também, alteração de dimensão, ou seja, de 140x140mm para 41,27mm (nominal). Com relação às características estruturais, após o processo de conformação plástica e resfriamento ao tempo, a microestrutura final encontrada foi a martensita e bainita.

Sabemos que os processos de conformação a quente não visam atingir as propriedades mecânicas finais para determinadas aplicações industriais específicas, necessitando um tratamento térmico posterior. Portanto, a partir deste ponto, iniciamos nosso trabalho, realizando dois diferentes tipos de tratamentos térmicos.

## 3.2 Tratamentos térmicos

Foram executados os tratamentos térmicos de têmpera seguida de revenimento e austêmpera, ambos realizados pela empresa **Bodycote Brasimet Processamento Térmico S.A.** Foram selecionadas quinze amostras com comprimentos de 1,00 a 1,10 metros, identificadas com seus respectivos números de 0 a 14, conforme podemos observar na figura 3.1, identificação esta realizada em ambas as extremidades.



Figura 3.1 – Identificação das barras para rastreabilidade

### 3.2.1 Etapa de pré-aquecimento

Todas as amostras tratadas, independente do tipo de tratamento sofrido, receberam, no momento inicial do processo, um pré-aquecimento a 400°C durante uma hora, tendo como objetivo a homogeneização das amostras, preparando-as para a etapa de austenitização. O

equipamento utilizado foi um forno aberto, com cilindro interno apresentando diâmetro de 700 mm; altura de 1300 mm e aquecimento elétrico que atinge temperatura máxima de 550°C, sendo que se trata de um modelo **VK 70/130**, fabricado pela empresa **Brasimet Comércio e Indústria S.A.**

### **3.2.2 Etapa de austenitização**

Tanto as amostras que passaram pelo tratamento de austêmpera, como aquelas que sofreram têmpera/revenimento, foram austenitizadas a 850°C durante uma hora e quarenta e cinco minutos. Para esta etapa foi utilizado um forno com um cadinho de diâmetro com 700 mm; altura de 1300 mm e aquecimento elétrico que atinge temperatura máxima de 950°C, possuindo em seu interior um banho de sais neutro, que consiste de uma mistura do sal comercial Durferrit (GS 540) e do sal R3. A neutralidade deste banho é verificada via análise de fitas de carbono. O modelo do equipamento utilizado é do tipo **Toe 70/130**, fabricado pela empresa **Brasimet Comércio e Indústria S.A.**

### **3.2.3 Austêmpera e a etapa de revenimento**

As amostras que sofreram o processo de austêmpera, como também aquelas que foram revenidas durante o processo de têmpera e revenimento, foram tratadas utilizando-se um forno retangular, com uma cuba interna de 1000x1200x1500 mm, com aquecimento elétrico que pode atingir a temperatura máxima de 450°C, sendo que o resfriamento é realizado via injeção de ar. No interior do forno foi utilizado um sal Durferrit, comercialmente conhecido como AS140. O modelo do equipamento é do tipo **AWOe 100/120/150**, também fabricado pela empresa **Brasimet Comércio e Indústria S.A.** Tanto para a austêmpera como para a etapa do revenimento, foram utilizadas as temperaturas de 420; 360 e 340°C.

Na tabela 3.2 temos a distribuição das amostras e seus respectivos tratamentos e temperaturas, onde podemos observar que foram utilizados pares de amostras para cada etapa do processo.

Tabela 3.2 – Número da amostra e respectivos tratamentos e temperaturas

<b>Amostra</b>	<b>Tratamento</b>	<b>Temperatura</b>
zero	Sem tratamento	-----
1 e 2	Austêmpera	420°C
3 e 4	Austêmpera	360°C
5 e 6	Austêmpera	340°C
7 e 8	Têmpera	850°C (temp.de austenitização)
9 e 10	Têmpera e Revenimento	420°C (temp. de revenimento)
11 e 12	Têmpera e Revenimento	360°C (temp. de revenimento)
13 e 14	Têmpera e Revenimento	340°C (temp. de revenimento)

### 3.2.4 Etapa de martêmpera

As amostras que sofreram têmpera e revenimento, após serem austenitizadas, ao invés de iniciarem imediatamente o processo de têmpera, ou seja, resfriamento diretamente em água passaram por um processo intermediário de martêmpera, utilizando uma temperatura de 180°C durante dez minutos. Para isso, foi utilizado um forno retangular com uma cuba interna de 1000x1200x1500 mm, aquecimento elétrico que atinge temperatura máxima de 450°C, e com o resfriamento ocorrendo via serpentina de água. Foi utilizado um sal Durferrit de nome comercial AS140. O modelo do equipamento é do tipo **AWOe 100/120/150**, também fabricado pela empresa **Brasimet Comércio e Indústria S.A.**

Conforme podemos observar na figura 3.2, quando realizamos diretamente o processo de têmpera, a superfície e o centro da amostra atingirão a temperatura de início da transformação martensítica ( $M_s$ ) em momentos diferentes, podendo ocorrer trincas e as chamadas distorções de têmpera. Por isso utiliza-se a martêmpera, ou seja, um tratamento isotérmico intermediário em que, ainda durante a etapa de austenitização, ocorre a homogeneização da amostra por um período determinado, antes do início de  $M_s$ , reduzindo as tensões de têmpera (COLPAERT, 2008).

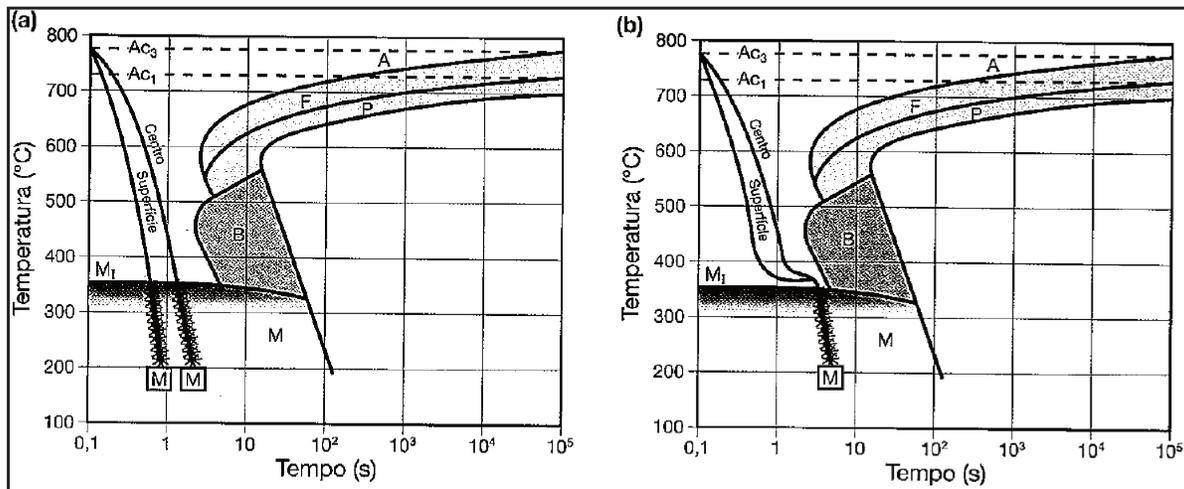


Figura 3.2 – Comportamento das curvas “centro e superfície” sem martêmpera (a) e o resultado destas curvas incluindo processo intermediário de martêmpera (b) (COLPAERT, 2008)

### 3.2.5 Procedimento prático

Conforme apresentado na tabela 3.2, as amostras foram trabalhadas aos pares, conforme descrito a seguir:

- As amostras 1 e 2 e as amostras 9 e 10 foram pré-aquecidas à temperatura de 400°C durante uma hora, utilizando forno elétrico de acordo com item 3.2.1.

- Imediatamente após o pré-aquecimento, os dois pares de amostras foram austenitizados à temperatura de 850°C durante uma hora e quarenta e cinco minutos, mergulhados em banho de sais neutro, conforme item 3.2.2. O tempo que se deve manter o material na temperatura escolhida de austenitização é vinculado ao seu diâmetro, tendo como regra prática, uma hora para um diâmetro de uma polegada (25,40mm). Como o nosso material apresenta 41,27mm, determinamos um tempo de austenitização de uma hora e quarenta e cinco minutos.
- Assim que terminado o período de austenitização, **as amostras 1 e 2** foram transferidas para o banho de sal AS140 (item 3.2.3), para a realização do tratamento isotérmico de austêmpera à temperatura de 420°C durante uma hora, com posterior resfriamento ao ar, e **as amostras 9 e 10** foram colocadas em outro forno (item 3.2.4) também em banho de sal AS140 para o tratamento intermediário de martêmpera à 180°C por dez minutos e posterior resfriamento via serpentina de água, para a efetivação da têmpera.
- Após resfriadas, as amostras 9 e 10 foram mergulhadas em banho de sal AS140, utilizando o mesmo equipamento que realizou a austêmpera (item 3.2.3), porém, desta vez para o processo de revenimento à temperatura de 420°C durante uma hora e trinta minutos, com resfriamento via injeção de ar. O tempo de encharque durante o revenimento seguiu o mesmo critério adotado na determinação do tempo de austenitização.

Este procedimento prático foi igualmente repetido para os demais pares de amostras, modificando-se apenas as temperaturas de austêmpera e revenimento, ou seja, para os pares **3 e 4 e 11 e 12** utilizou-se a temperatura de 360°C e, para os pares **5 e 6 e 13 e 14**, adotou-se a temperatura de 340°C. A amostra **zero** representa o laminado bruto e as amostras 7 e 8 foram processadas somente até a têmpera, não tendo sido revenidas na seqüência.

Tanto a temperatura de austenitização, como as temperaturas escolhidas para os três processos de austêmpera, foram determinadas através da análise do diagrama ITT (isothermal time transformation), apresentado na figura 2.1 referente ao capítulo da revisão da literatura. Também utilizamos a Equação de Andrews para o cálculo empírico da temperatura de início de transformação martensítica do aço SAE 4140H, para efeito de comparação com a temperatura

visualizada pelo diagrama e, principalmente, para definição da temperatura mais baixa escolhida para a austêmpera (340°C), ou seja:

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423x(\%C) - 30,4x(\%Mn) - 17,7x(\%Ni) - 12,1x(\%Cr) - 7,5x(\%Mo) \quad (3.1)$$

$$M_s (\text{°C}) = 539 - (423x0,42) - (30,4x0,85) - (17,7x0) - (12,1x1,11) - (7,5x0,15)$$

$$M_s (\text{°C}) = 320,94\text{°C}$$

### 3.3 Processo de conformação a frio

Realizamos o processo de conformação a frio somente nas barras 1; 3 e 6, ou seja, após terem recebido tratamento térmico de austêmpera, estas barras foram trefiladas (processo de compressão indireta), onde a deformação do metal ocorre sob efeito de um estado de tensões combinado, que inclui elevada compressão em pelo menos uma das direções principais.

A trefilação consiste no tracionamento da barra em uma matriz (fieira) com redução de seção, tendo como resultado uma barra com bitola inferior ao da matéria-prima, conferindo melhor acabamento superficial e precisão dimensional.

O processo foi realizado na empresa **Bardella S.A. Indústrias Mecânicas**, utilizando um banco de estiramento com potência do motor de 180 KW e força de tração de 60 toneladas. O laminado bruto apresentava diâmetro de 41,27mm e, utilizando-se fieira com diâmetro de calibração de 39,50mm, obteve-se, após a trefilação, uma barra com diâmetro final de 39,69mm característico de tolerância dimensional h11. Para este processo foi realizado apenas um passe de trefilação, com uma redução de área de 7,51%.

### 3.4 Análise metalográfica

A análise metalográfica para determinação da microestrutura foi realizada em todas as amostras apresentadas na tabela 3.2, através de um microscópio metalográfico Olympus BX60M com capacidade de aumento de 50 a 1000 vezes, conforme figura 3.3. Todas as análises foram realizadas na empresa **Bardella S.A. Indústrias Mecânicas**. Primeiramente, cada amostra foi cortada e preparada e, na seqüência, acrescida de resina com acelerador de cobalto e peroxol. Esta amostra com a resina foi levada à estufa por vinte minutos a uma temperatura de 50°C. Após resfriamento, foi realizado o lixamento, utilizando a seguinte seqüência de lixas d'água: 120; 150; 220; 320; 400 e 600. A próxima etapa foi o processo de polimento, através da utilização de alumina grossa e alumina fina vermelha sobre o disco de feltro. Para a interpetração da micrografia com ataque, foi necessário preparar uma solução de nital 3%, ou seja, 97% de álcool etílico PA (puro para análise) e 3% de ácido nítrico concentrado 65% PA, sendo que para a amostra referente à barra laminada bruta, o ataque foi realizado utilizando solução de nital 10%. As amostras foram retiradas das respectivas barras, proveniente de cada tratamento térmico e temperatura processada, de acordo com as etapas do Procedimento Prático (item 3.2.5).

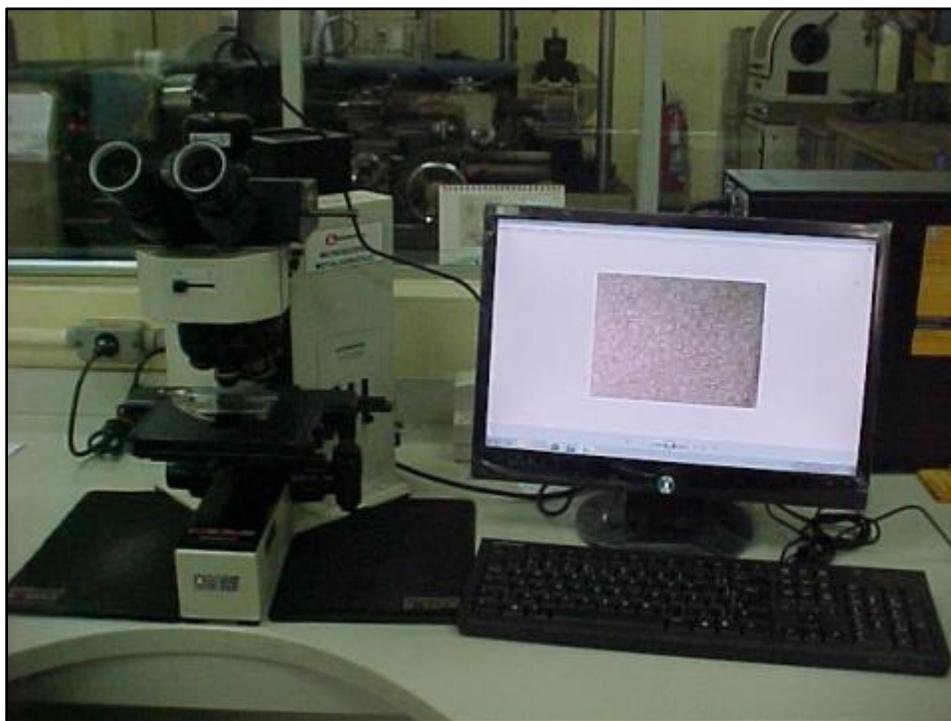


Figura 3.3 – Microscópio Metalográfico para análise de microestrutura

### 3.5 Ensaaios

Foram realizados ensaios para determinação das propriedades mecânicas para as três situações estudadas, ou seja, austêmpera; austêmpera seguida de conformação a frio e têmpera seguida de revenimento.

#### 3.5.1 Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios de dureza para todas as situações apresentadas na tabela 3.2, sendo que, para cada amostra, foi medida a dureza em três posições distintas: superfície; meio raio e centro da peça, utilizando a escala HRC. O equipamento utilizado para as medições foi um durômetro marca Otto Wolpert-Werke GMBH – tipo Testor HT1a Super, apresentado na figura 3.4. Foram realizados dois conjuntos completos de ensaios, todos na empresa **Bardella S.A. Indústrias Mecânicas**, seguindo os critérios estabelecidos pela norma ASTM A 370 03a (2003).

#### 3.5.2 Ensaio de tração

As amostras receberam o ensaio de tração para determinação dos respectivos limites de resistência e escoamento; alongamento e estrição, com exceção das amostras “7 e 8”, as quais apresentaram dureza muito alta, visto que foram apenas temperadas, não sofrendo o processo de revenimento. Todos os ensaios foram executados na empresa **Bardella S.A. Indústrias Mecânicas**, utilizando, como equipamento, uma máquina universal de ensaios de materiais marca Otto Wolpert-Werke GMBH – tipo Testor HT1a Super, com capacidade para 60 toneladas e software Panantec ATMI, conforme figura 3.5. Foram realizados dois conjuntos completos de ensaios, todos conforme norma ASTM A 370 – 03a (2003).



Figura 3.4 – Durômetro para medições de dureza

Os corpos de prova foram usinados de tal forma que o eixo longitudinal coincide com o eixo longitudinal da amostra, sendo adotados os seguintes critérios para a preparação dos mesmos:



Figura 3.5 – Máquina para ensaio de tração

- Para a amostra laminada (amostra zero) e para aquelas que sofreram austêmpera e austêmpera seguida de conformação, os corpos de prova foram preparados de acordo com a norma DIN 50 125 (1991) – item 3.2 – Tipo B, utilizando as seguintes dimensões:  $d_o = 10\text{mm}$ ;  $L_o = 50\text{mm}$ ;  $d_1 = \text{M16}$ ;  $h \text{ mín} = 12\text{mm}$ ;  $L_c \text{ mín} = 60\text{mm}$  e  $L_t \text{ mín} = 90\text{mm}$  (figura 3.6).
- Para as amostras que foram temperadas e revenidas, os corpos de prova também foram preparados conforme norma DIN 50 125 (1991) – item 3.2 – Tipo B, porém as dimensões foram as seguintes:  $d_o = 8\text{mm}$ ;  $L_o = 40\text{mm}$ ;  $d_1 = \text{M12}$ ;  $h \text{ mín} = 10\text{mm}$ ;  $L_c \text{ mín} = 48\text{mm}$ ;

$L_t$  mín = 75mm (figura 3.6). Estas amostras foram preparadas pela empresa **Labmat Análises e Ensaio de Materiais Ltda.**

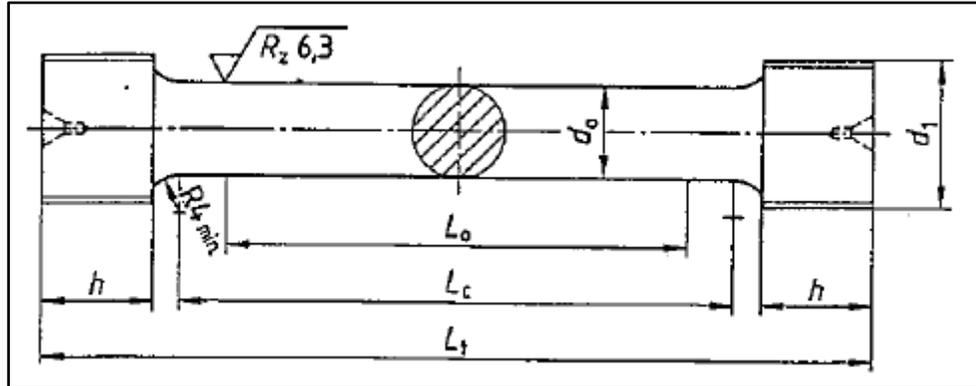


Figura 3.6 – Corpo de prova para ensaio de tração com ponta rosqueada

### 3.5.3 Ensaio de impacto

Foram realizados ensaios de impacto a temperatura ambiente para todas as amostras especificadas na tabela 3.2, com exceção, também para este caso, daquelas amostras que foram apenas temperadas e não passaram pela etapa de revenimento. Para cada amostra foi gerado um “set”, o qual é constituído por três corpos de prova. Tanto a preparação dos corpos de prova (figura 3.7) quanto a realização dos ensaios foram executados pela empresa **TORK Controle Tecnológico de Materiais Ltda**, que utilizou uma máquina de ensaio de impacto marca Shimadzu com escala de 30 Kgf.m e Termômetro Digital Watlow, seguindo os critérios de acordo com a norma ASTM E 23, ed. 07<sup>a</sup> (1998) e Procedimento TORK: P-104. Foram executados três conjuntos completos de ensaios.

O critério para obtenção do corpo de prova foi conforme figura 3.7, sendo que o comprimento do mesmo foi obtido de acordo com o eixo longitudinal da amostra.

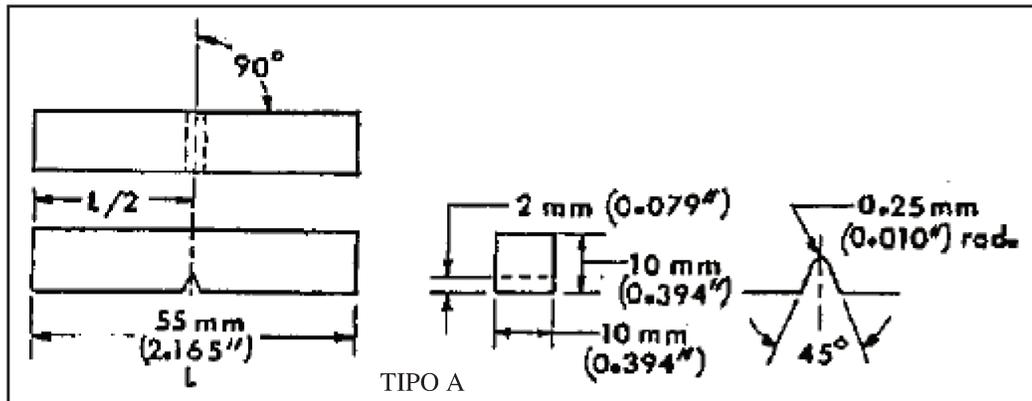


Figura 3.7 – Corpo de prova para ensaio de Impacto Charpy V-notch – tipo A

### 3.6 Análise em MEV (microscopia eletrônica de varredura)

Esta análise foi realizada no **Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica – UNICAMP**, sendo utilizado um microscópio eletrônico de varredura, marca JEOL – modelo JXA-840A.

As análises realizadas foram:

- Microestrutura, sendo utilizadas as amostras no tamanho de 10mm de diâmetro e 10mm de altura. A preparação e o ataque das amostras para realização das análises seguiram o mesmo procedimento apresentado no item 3.4 (análise metalográfica com microscópio óptico).
- Micromecanismo de fratura, onde foram utilizadas amostras semelhantes à análise de microestrutura, porém foi necessária somente a preservação da superfície de fratura, ou seja, sem ataque.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O objetivo principal deste capítulo é a apresentação dos resultados obtidos e respectivas análises e discussões referentes aos tratamentos térmicos executados, ou seja, austêmpera e têmpera seguida de revenimento, além do processo de conformação a frio, aplicado somente nas amostras austemperadas. Estes resultados estão expostos através de metalografias; ensaios de propriedades mecânicas; ensaios de impacto Charpy V-notch e micromecanismos de fratura.

### 4.1 Considerações iniciais

A origem do aço SAE 4140H utilizado neste experimento foi apresentado no capítulo 3, item 3.1, onde também se observou que o material sofreu processo de relaminação, ou seja, foi conformado plasticamente a quente e resfriado ao tempo em um leito de resfriamento, tendo como produto final uma barra redonda de diâmetro nominal igual a 41,27mm e comprimento de aproximadamente seis metros. As principais características desta barra laminada sem tratamento térmico são apresentadas através das figuras 4.1 e 4.2, além da tabela 4.1 referente às microinclusões.

A figura 4.1 apresenta a macroestrutura de uma amostra da barra laminada bruta, a qual se apresenta homogênea e sem a presença de segregação; porosidades; trincas; bolhas; vazios e rechupes.

A figura 4.2 mostra o tamanho de grão austenítico, revelado através do método da têmpera direta, conforme norma ASTM MB-1203 (1990). Foi obtido um tamanho de grão austenítico 7, conforme norma ASTM E 112 (1996), o que significa uma estrutura refinada.



Figura 4.1 – Macrografia da amostra laminada bruta L(0) (sem aumento)



Figura 4.2 – Tamanho de grão austenítico 7 (ASTM E 112, 1996)

A tabela 4.1 apresenta a classificação das microinclusões existentes, obtida através de análise em microscópio óptico com aumento de 100x e sem ataque.

Tabela 4.1 – Microinclusões existentes na barra laminada bruta

<b>Microinclusões</b>	<b>Tipo</b>	<b>Nível</b>	<b>Série</b>
sulfetos	A	3	fina
aluminas	B	3	fina
silicatos	C	1	fina
óxidos globulares	D	1	fina

A quantificação das inclusões não-metálicas, apresentada na tabela 4.1, foi obtida através do método de comparação com figuras padronizadas, conforme norma ASTM E45 (1997), sendo que os níveis de microinclusões encontrados são normais para o aço SAE 4140H desgaseificado a vácuo e desoxidado com alumínio, como é o caso do aço utilizado neste experimento, segundo essa norma.

Outro ponto a ser destacado neste item 4.1 é o cálculo empírico de **B<sub>s</sub>**, ou seja, temperatura isotérmica de início de transformação bainítica. De acordo com o artigo apresentado na revisão bibliográfica de autoria de Lee (2002), a equação (2.4) é a que mais se aproxima dos resultados de temperaturas experimentais de diversos aços comerciais de baixa liga, ou seja:

$$\mathbf{B_s (^{\circ}C)} = 745 - 110\mathbf{C} - 59\mathbf{Mn} - 39\mathbf{Ni} - 68\mathbf{Cr} - 106\mathbf{Mo} + 17\mathbf{MnNi} + 6\mathbf{Cr}^2 + 29\mathbf{Mo}^2$$

Portanto, para o aço SAE 4140H utilizado neste trabalho, cuja composição química está presente no capítulo 3 – item 3.1, o valor de **B<sub>s</sub>** é:

$$B_s (^{\circ}C) = 745 - 110(0,42) - 59(0,85) - 39(0) - 68(1,11) - 106(0,15) + 17(0,85)(0) + 6(1,11)^2 + 29(0,15)^2$$

$$B_s (^{\circ}C) = 565,32^{\circ}C$$

Logo, o limite superior da transformação bainítica para o aço em questão é aproximadamente 565°C, o que coincide com o patamar superior da curva representada por linha pontilhada do diagrama ITT apresentado no capítulo 2, figura 2.1 (austenitização a 843°C), sendo que a temperatura de austenitização adotada para o experimento foi de 850°C. Este resultado também confirma que a temperatura de 420°C adotada como inicial de acordo com o diagrama, com o objetivo de se obter estrutura bainítica, foi acertada, conforme será verificado no item a seguir.

## 4.2 Microestrutura

Neste item serão apresentadas e analisadas as principais microestruturas encontradas nos tratamentos térmicos realizados, além das amostras que foram conformadas a frio. As imagens foram obtidas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. A tabela 4.2 apresenta um resumo das estruturas encontradas através de microscopia óptica, em cada etapa do experimento. As amostras foram retiradas das suas respectivas barras, identificadas conforme descrito no item 3.2.

### 4.2.1 Barra laminada bruta

A microestrutura encontrada na barra laminada bruta L(0), após relaminação, é constituída por martensita e bainita, conforme figura 4.3. Para efeito de comparação, a figura 4.4 nos mostra uma estrutura do aço laminado AISI S4 (aço ferramenta ligado), também contendo martensita e bainita (ASM HANDBOOK, 2004).

Tabela 4.2 – Microestruturas encontradas através de microscopia óptica. L = laminado bruto; A = austêmpera; A+C = austêmpera seguida de conformação a frio; T = somente temperada e T+R = têmpera e revenimento. O número entre parênteses representa a amostra

<b>Amostra</b>	<b>Microestrutura</b>
L (0)	martensita e bainita
A 420°C (2)	bainita
A 360°C (4)	bainita
A 340°C (5)	bainita
A+C 420°C (1)	bainita
A+C 360°C (3)	bainita
A+C 340°C (6)	bainita
T (8)	martensita bruta
T+R 420°C (10)	martensita revenida
T+R 360°C (12)	martensita revenida
T+R 340°C (13)	martensita revenida

Cabe ressaltar que durante o processo de relaminação, o material chega ao leito de resfriamento com uma temperatura de, aproximadamente, 1000°C. A primeira microestrutura formada na superfície é a martensita, devido ao resfriamento ocasionado pelas condições ambientais no leito de laminação, porém o calor ainda permanece na barra fazendo com que parte da austenita se transforme em bainita.

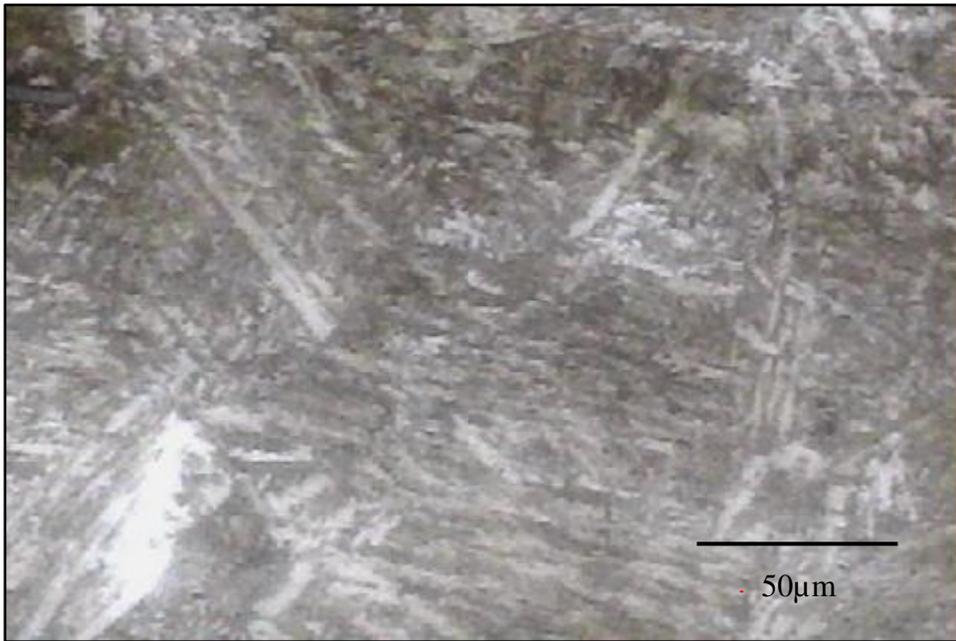


Figura 4.3 – Barra laminada bruta – amostra L(0), sem tratamento térmico



Figura 4.4 – Aço AISI S4 martensita e bainita 4% picral (500x) (ASM HANDBOOK, 2004)

#### 4.2.2 Amostras com tratamento térmico de austêmpera

Neste item serão apresentadas figuras referentes às três temperaturas de austêmpera utilizadas no desenvolvimento do trabalho, ou seja, 420; 360 e 340°C, amostras A(2); A(4) e A(5), respectivamente.

A figura 4.5, a qual se refere à temperatura de 420°C, mostra uma estrutura bainítica, semelhante aquelas apresentadas nas figuras 2.22 (b) e (c), as quais representavam os resultados dos tratamentos de austêmpera de um aço fundido com alto teor de carbono e silício, na temperatura de 380°C por 60 e 120 minutos, respectivamente.

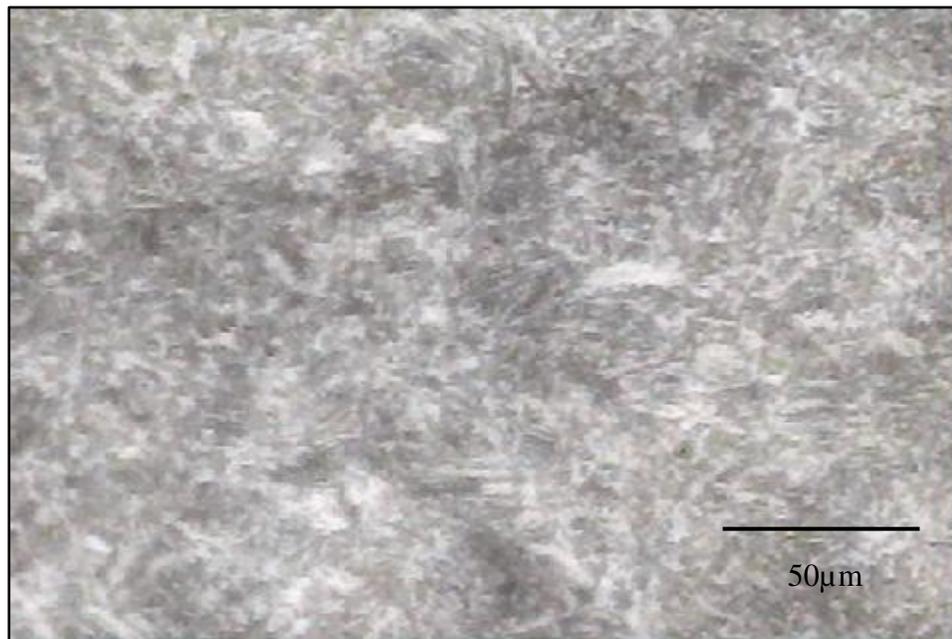


Figura 4.5 – Microestrutura bainítica - amostra A(2), austêmpera a 420°C

A figura 4.5, cuja imagem foi obtida através de microscópio óptico, não nos permite afirmar que a microestrutura bainítica é constituída por bainita superior ou inferior. De acordo com o ASM Handbook (2004), a morfologia clássica da bainita superior ocorre nas temperaturas mais

altas, dentro dos limites da transformação bainítica, sendo constituída de finas placas de ferrita (também chamadas de subunidades) que crescem em grupos chamados de feixes. As placas, em cada feixe, são separadas por contornos de baixo ângulo ou partículas de cementita, conforme figura 4.6, extraída da mesma fonte. Estas estruturas ferríticas são paralelas entre si e tem idêntica orientação cristalográfica. A adição de elementos de liga tais como silício ou alumínio, pode retardar ou suspender completamente a nucleação da cementita, resultando na estabilização da austenita enriquecida de carbono, a qual circunda as placas transformadas de ferrita bainítica.

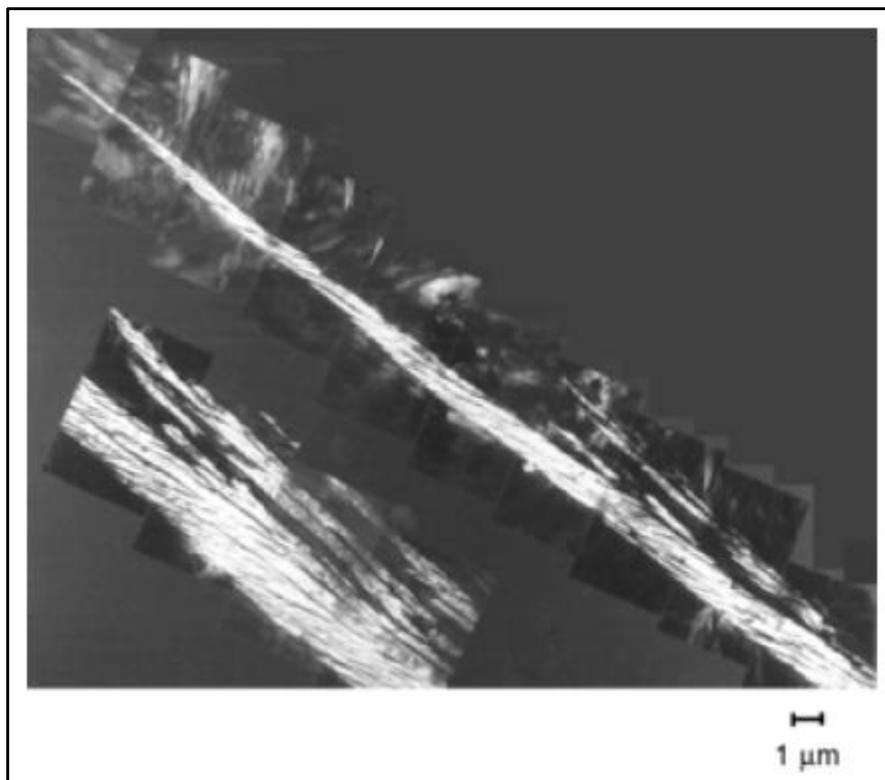


Figura 4.6 – Micrografia eletrônica de transmissão de um feixe de bainita superior, parcialmente transformada – liga Fe – 0,43C – 2Si – 3Mn (ASM HANDBOOK, 2004)

As figuras 4.7 e 4.8 também se referem à temperatura de 420°C, porém obtidas através de microscopia eletrônica de varredura, onde se destacam, através de setas, pontos similares àquela

imagem apresentada na figura 4.6. A temperatura de 420°C pode ser considerada como “alta”, dentro dos limites de ocorrência da transformação bainítica, quando comparada com a temperatura  $B_s = 565^\circ\text{C}$  calculada no item 4.1. Portanto, conclui-se que a microestrutura encontrada à 420°C é predominantemente constituída de **bainita superior**.

Todas as figuras obtidas através de MEV apresentam acima de cada imagem uma escala de contraste, sendo que quanto maior a profundidade alcançada, mais escura será esta escala.

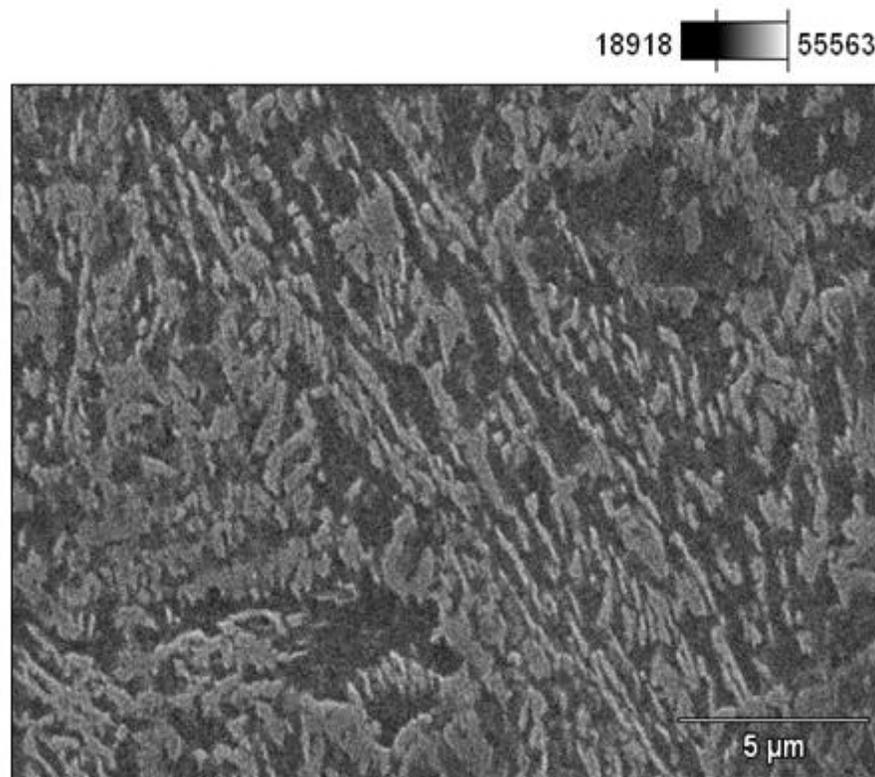


Figura 4.7 - Amostra A(2), austêmpera a 420°C (MEV 5.000x)

Na figura 4.8, as setas em azul indicam microestrutura constituída de ferrita bainítica da bainita superior, enquanto as setas em vermelho indicam placas de cementita entre as placas de ferrita bainítica.

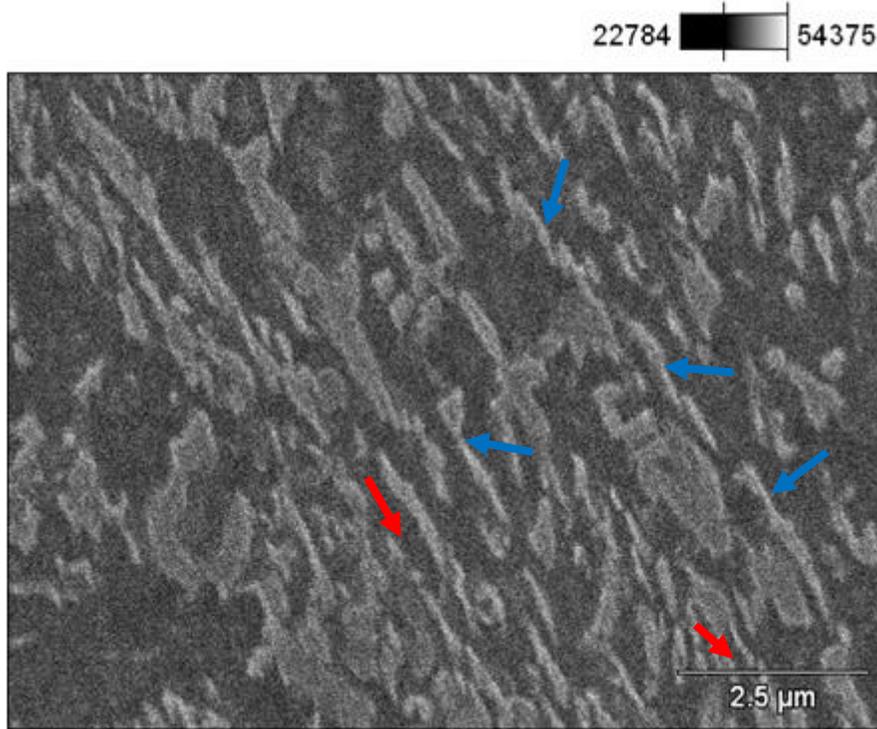


Figura 4.8 – Amostra A(2), austêmpera a 420°C – seta azul = estrutura bainítica superior e seta vermelha = placa de cementita (MEV 10.000x)

Antes que sejam analisadas as imagens referentes à temperatura de 360°C - A(4) - considerada, a princípio, como intermediária, vamos analisar a temperatura de 340°C - A(5), que pode ser considerada como “baixa” dentro dos limites de ocorrência da transformação bainítica, visto que, conforme cálculo teórico de  $M_s$ , ou seja, temperatura de início da transformação martensítica apresentada em 3.2.5, esta microestrutura iniciar-se-ia em  $M_s = 321^\circ\text{C}$ .

As figuras 4.9 e 4.10 se referem ao tratamento térmico de austêmpera à temperatura de 340°C, sendo esta a temperatura mais baixa utilizada no experimento. Estas imagens foram obtidas através de microscopia óptica e tiveram como resultado uma microestrutura bainítica.

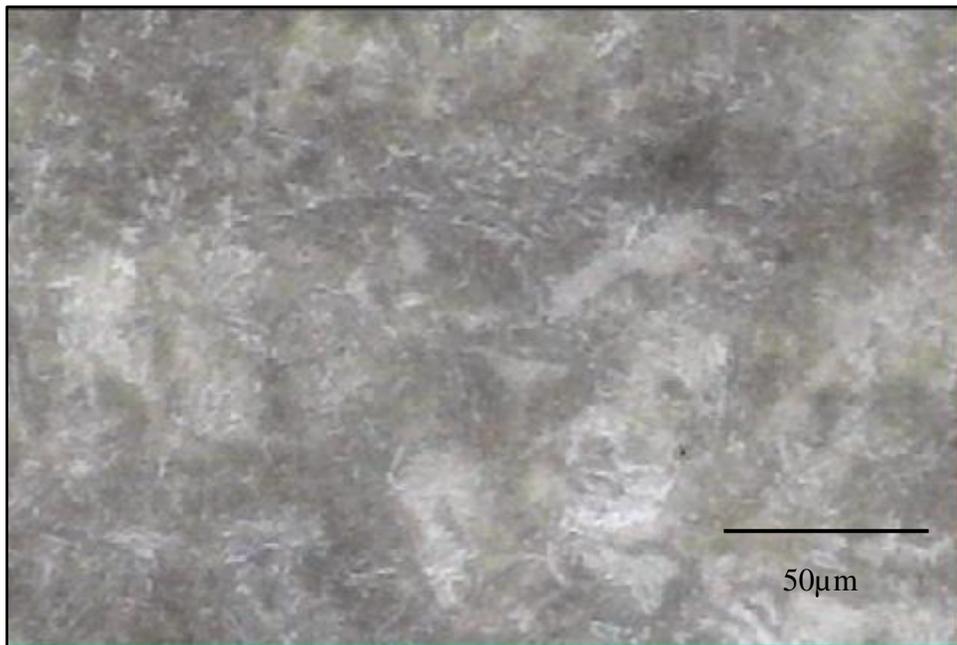


Figura 4.9 – Microestrutura bainítica – amostra A(5), austêmperada a 340°C

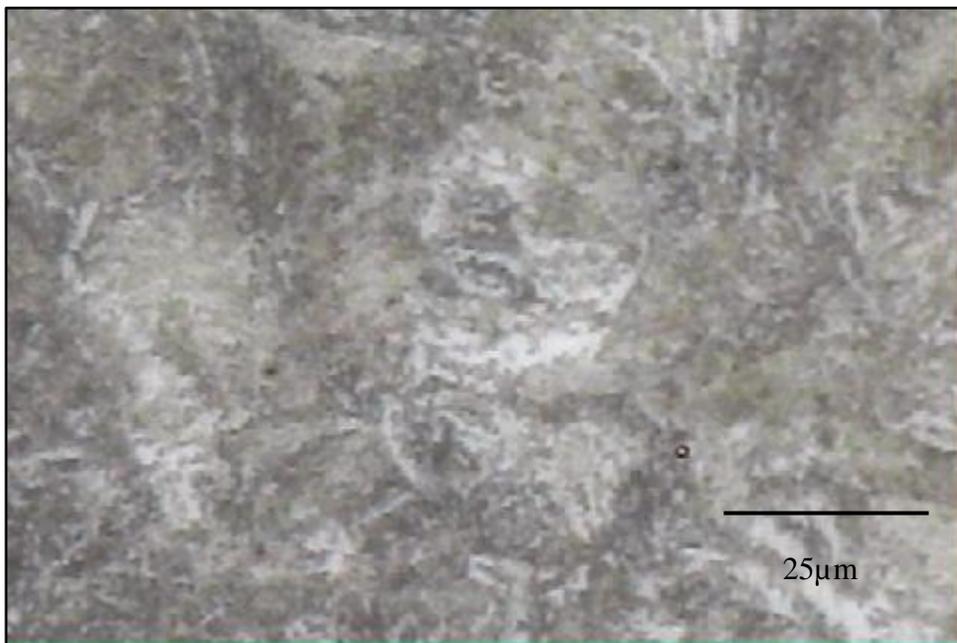


Figura 4.10 - Microestrutura bainítica – amostra A(5), austêmperada a 340°C

As imagens apresentadas nas figuras 4.9 e 4.10 assemelham-se com as figuras 2.10 (b); e 2.20 (c) pertencentes ao capítulo dois referente à revisão da literatura, porém, novamente, não se pode concluir com precisão qual é o tipo de estrutura bainítica.

De acordo como descrito no ASM Handbook (2004), a bainita inferior difere da bainita superior, principalmente, na localização da precipitação da cementita, ou seja, para o caso da bainita inferior, esta precipitação ocorre não somente nas regiões entre ripas na austenita enriquecida de carbono, mas também dentro das placas de ferrita, conforme demonstrado na figura 2.3 do capítulo da revisão da literatura, assim como, também, na figura 4.11. A cementita que precipita no interior dos grãos da ferrita exibe uma relação de orientação também observada na estrutura martensítica revenida, de acordo com a relação de orientação proposta por Y.A.Bagaryatski (1950) ou I.V.Isaichev (1947).

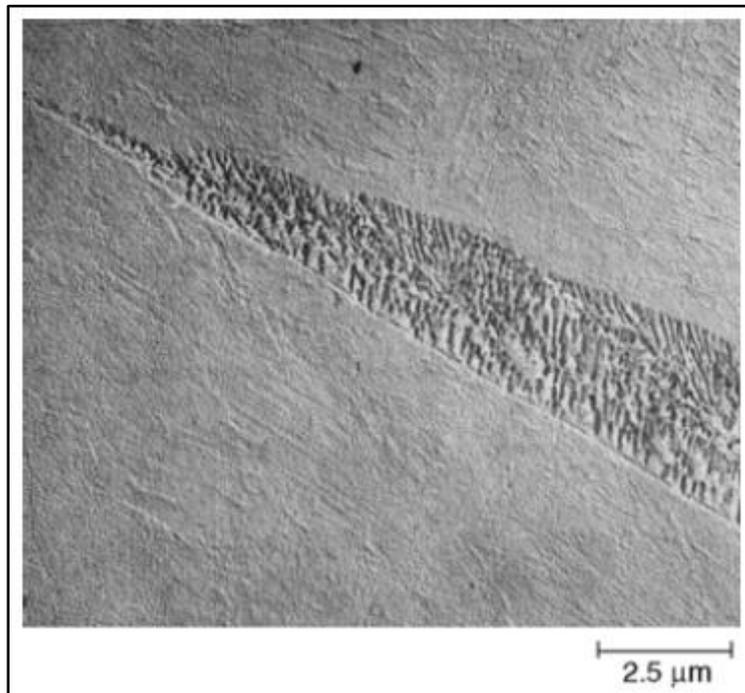


Figura 4.11 – Bainita inferior formada a 345°C no aço 4360 (8000x) (ASM HANDBOOK, 2004)

Dependendo da temperatura de transformação e da composição química do aço, os carbonetos que precipitam podem não ser de cementita, mas, sim, do **carboneto épsilon**. Este tipo de carboneto pode ocorrer em aços de alto teor de carbono e com mais de 1% de silício (Silva e Mei, 2006) e, apresentar uma relação de orientação muito próxima da proposta por K.H.Jack (1951).

Ambos os carbonetos freqüentemente adotam uma única variante no interior do grão de ferrita, ou seja, orientados através de um ângulo de 60 graus ao longo do eixo da placa de ferrita bainítica, característica esta muito diferente do que ocorre na martensita revenida, onde mais de uma variante é sempre observada.

Ainda de acordo com a mesma fonte, pesquisas têm mostrado que a bainita inferior pode regularmente evoluir, nos aços ligados, através de uma estrutura não homogênea que evidencia um midrib do tipo de uma placa fina de martensita, conforme mostrado na figura 4.12, sendo que esta figura é similar àquela apresentada na figura 2.9 pertencente ao capítulo da revisão da literatura.

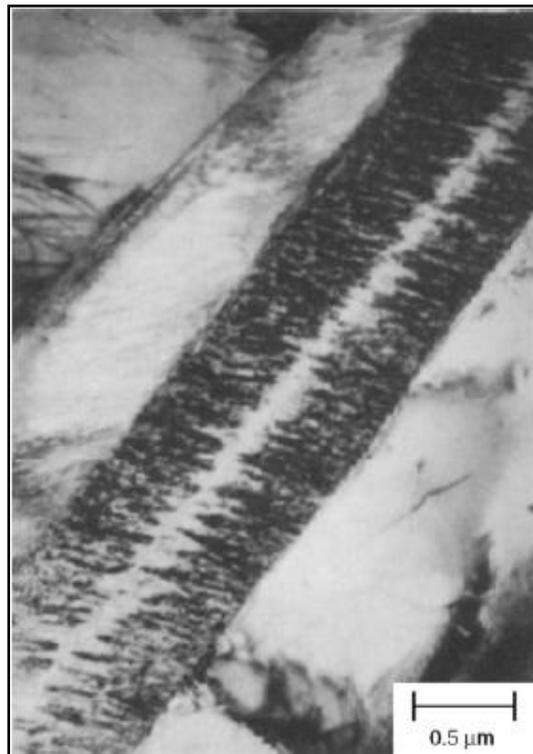


Figura 4.12 – Micrografia eletrônica de transmissão de um “**midrib**” associado com bainita inferior de um aço carbono comum (ASM HANDBOOK, 2004)

De acordo com H. Goldenstein (2002), existem evidências conclusivas obtidas através de microscopia eletrônica de transmissão de que a bainita inferior forma-se pelo crescimento de plaquetas secundárias de ferrita a partir de uma espinha comum de ferrita, com os carbonetos precipitando na interface entre as plaquetas secundárias e a austenita, o que justifica tanto a morfologia alinhada a 55/60 graus, quanto o fato de que a cementita apresenta uma única variante das relações de orientação cristalográfica, como já descrito anteriormente. A figura 4.13 apresenta um esquema da precipitação de carbonetos na interface entre a ferrita e a austenita ocorrida na bainita inferior.

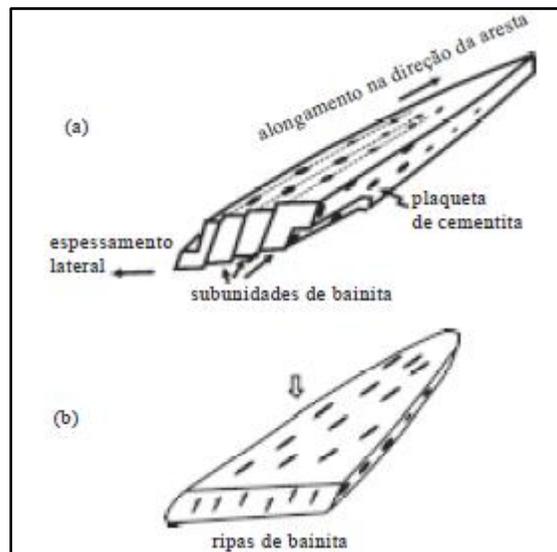


Figura 4.13 – Subunidades de bainita; plaquetas de cementita e esquema de uma ripa de bainita, características da microestrutura de bainita inferior (GOLDENSTEIN, 2002)

As figuras 4.14 e 4.15 mostram imagens obtidas através de microscopia eletrônica de varredura correspondente a temperatura de austêmpera de 340°C onde, especificamente na figura 4.15, se destacam setas azuis que se referem às subunidades de bainita inferior (similar ao esquema apresentado na figura 4.13) e setas vermelhas, as quais se referem a carbonetos em ângulo de aproximadamente 60 graus no interior da ferrita bainítica (similar as figuras 2.3 e 4.11).

Podemos concluir, levando-se em consideração o exposto, que a microestrutura que predomina na temperatura de 340°C é a **bainita inferior**.

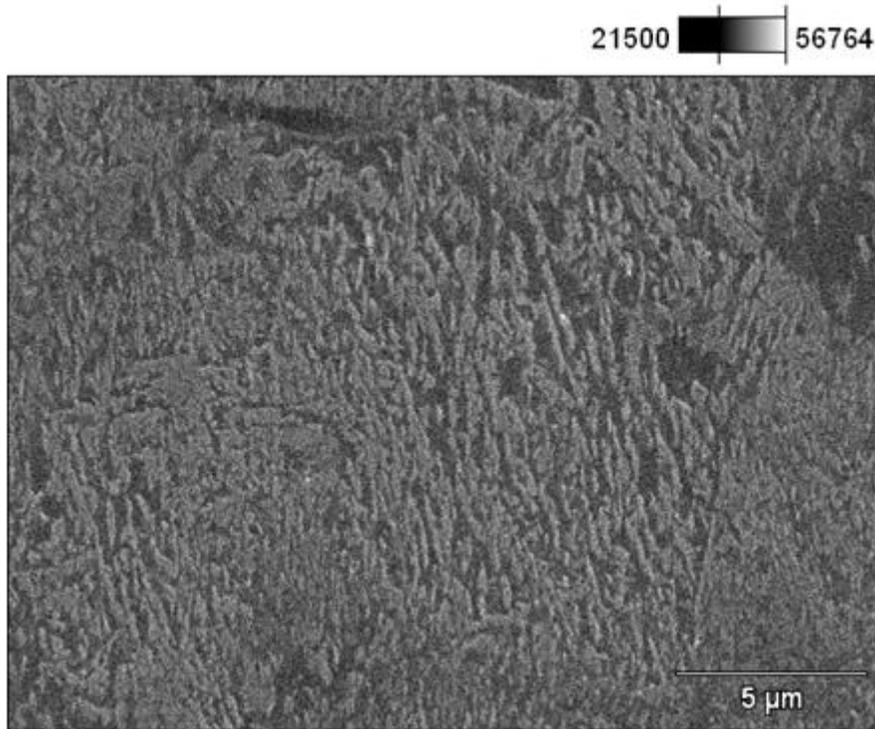


Figura 4.14 - Amostra A(5), austêmpera a 340°C (MEV 5.000x)

A figura 4.16 se refere a uma amostra austêmperada à 360°C, cuja imagem se aproxima àquela apresentada na figura 4.9, visto que as respectivas temperaturas podem ser consideradas próximas.

As figuras 4.17 e 4.18 apresentam imagens referentes à microscopia eletrônica de varredura de uma amostra austêmperada a 360°C. Esta temperatura está próxima da menor temperatura realizada no experimento, ou seja, 340°C, porém pode-se considerar que a sua microestrutura é mista, constituída de **bainita superior e inferior**. Na figura 4.18, destacam-se as setas azuis que representam microestrutura constituída de placas finas de ferrita, característica da bainita superior e as setas vermelhas, as quais representam as subunidades de ferrita bainítica, característica da bainita inferior.

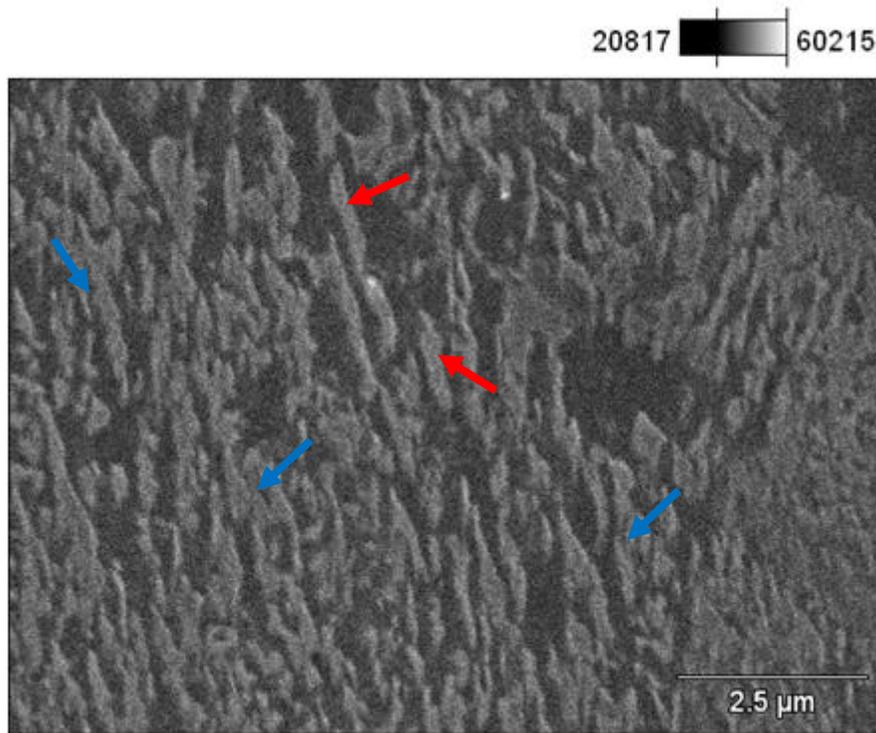


Figura 4.15 - Amostra A(5), austêmpera a 340°C – seta azul = bainita inferior e seta vermelha = carbonetos em 60° (MEV 10.000x)

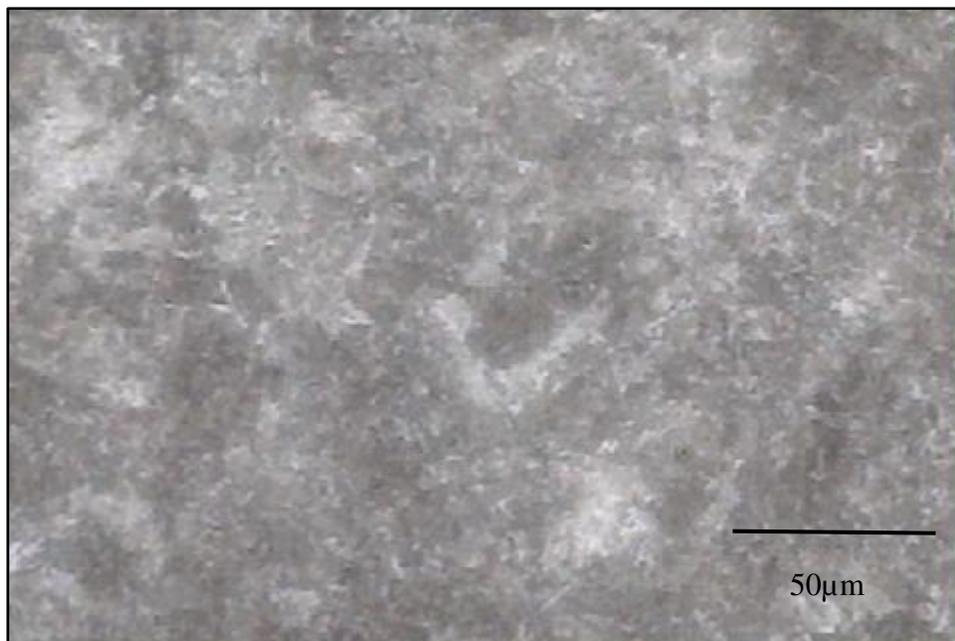


Figura 4.16 – Microestrutura bainítica – amostra A(4), austêmperada a 360°C

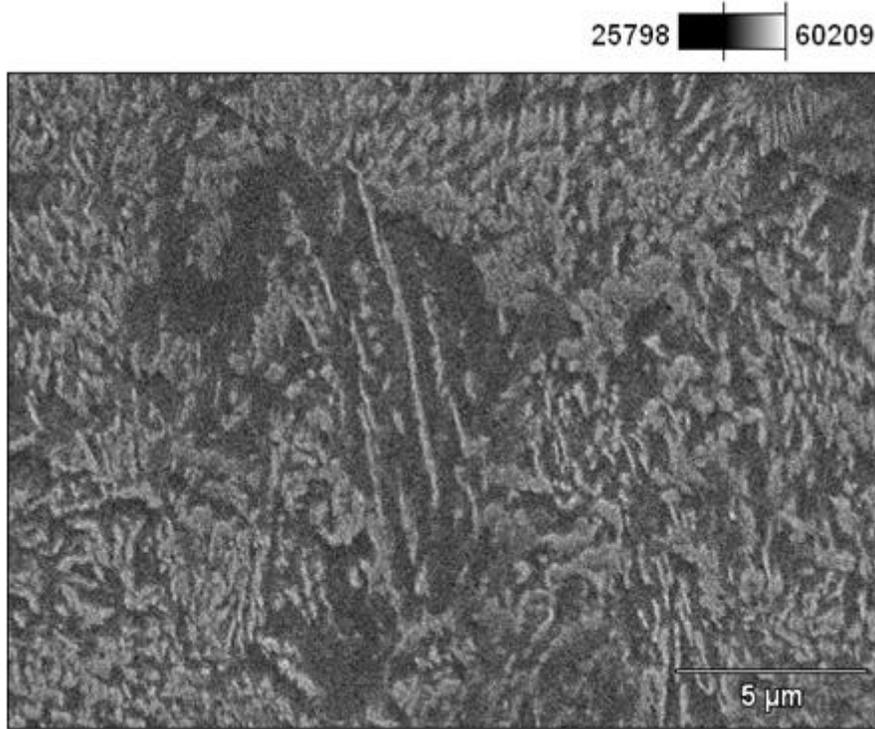


Figura 4.17 - Amostra A(4), austêmpera a 360°C (MEV 5.000x)

#### 4.2.3 Amostras com austêmpera e conformação a frio (A+C)

O objetivo principal da realização do processo de conformação a frio somente nas amostras austêmperadas é verificar a ocorrência de mudanças nas respectivas microestruturas; nos resultados das propriedades mecânicas; nos ensaios de impacto e nos micromecanismos de fratura.

As figuras 4.19; 4.20 e 4.21 se referem às imagens obtidas através de microscopia óptica das amostras austêmperadas seguidas de conformação a frio (trefilação) nas temperaturas de 420; 360 e 340°C, respectivamente.

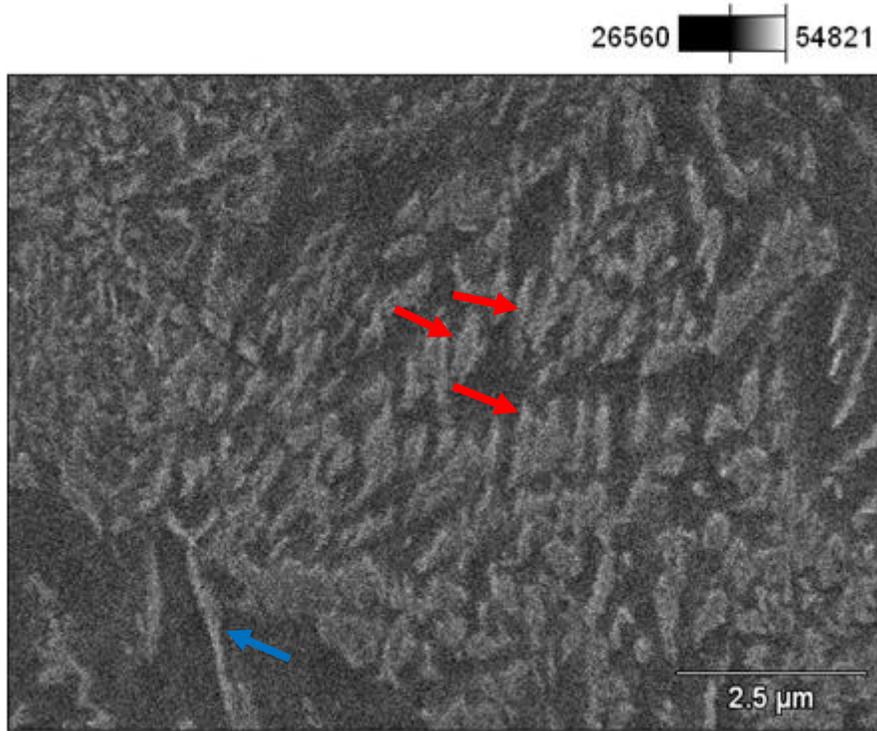


Figura 4.18 - Amostra A(4), austêmpera a 360°C – seta azul = bainita superior e seta vermelho = bainita inferior (MEV 10.000x)

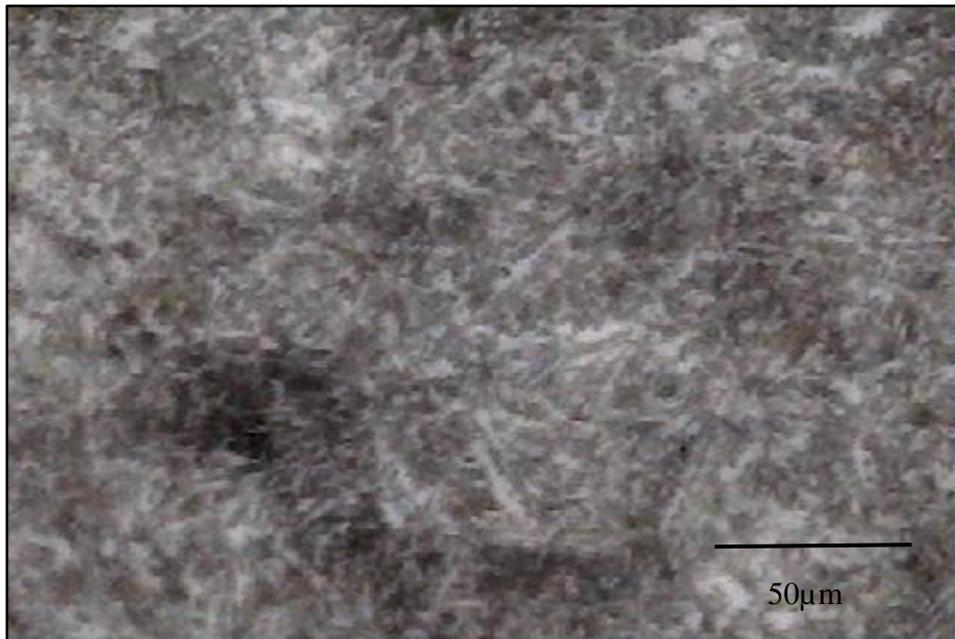


Figura 4.19 – Amostra A+C(1), austemperada a 420°C e conformada a frio

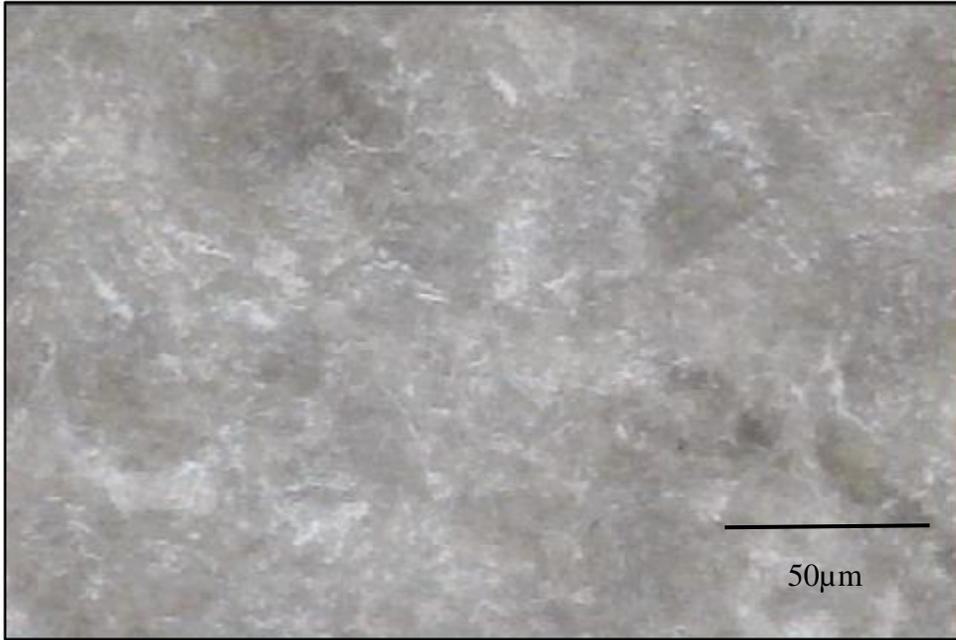


Figura 4.20 - Amostra A+C(3), austêmperada a 360°C e conformada a frio

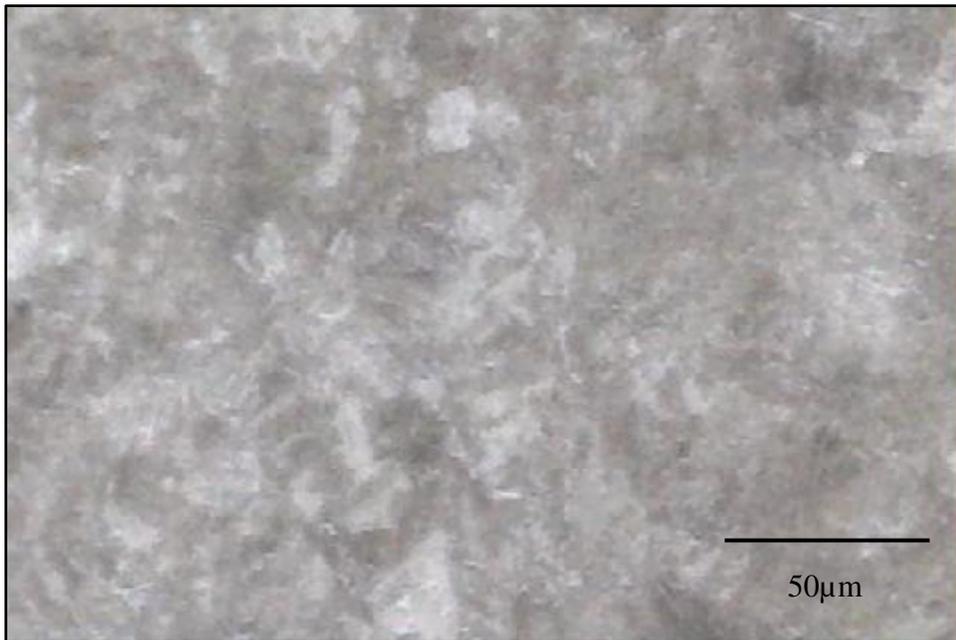


Figura 4.21 - Amostra A+C(6), austêmperada a 340°C e conformada a frio

As imagens apresentadas nas três figuras anteriores não diferem, em uma análise visual, das imagens correspondentes às mesmas temperaturas, porém somente com o processo de austêmpera, ou seja, figuras 4.5; 4.16 e 4.9, respectivamente. Portanto, será importante a análise das figuras apresentadas a seguir, as quais foram obtidas através de microscopia eletrônica de varredura.

As figuras 4.22 e 4.23 mostram imagens de uma amostra austêmperada à 420°C e conformada a frio, onde a predominância da microestrutura **bainítica superior** é preservada, conforme se podem notar os destaques na figura 4.23, onde setas azuis correspondem a placas de ferrita bainíticas e as setas vermelhas se referem a placas de cementita.

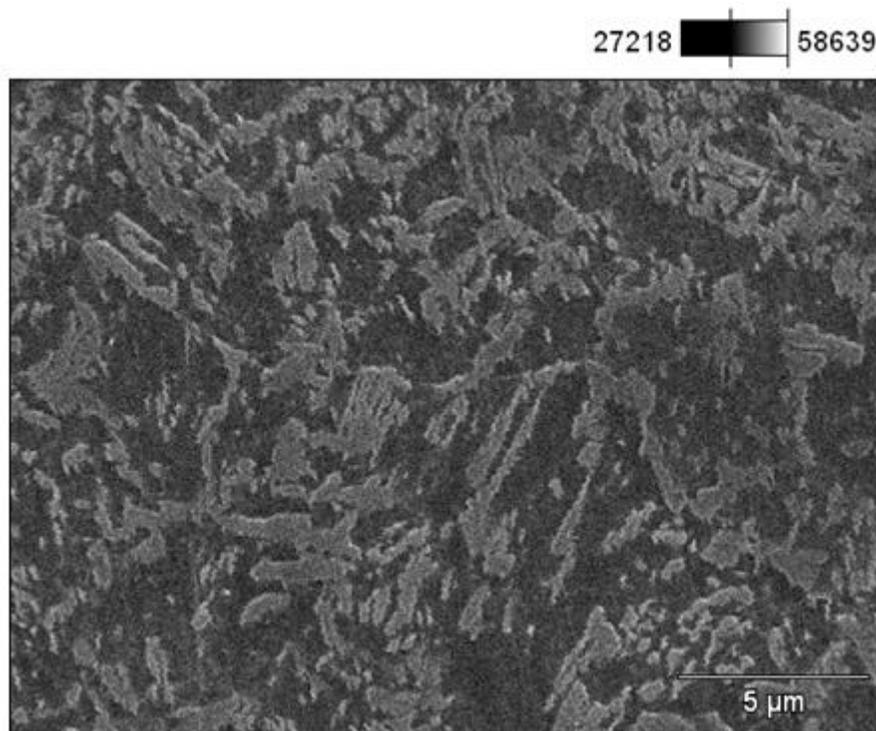


Figura 4.22 – Amostra A+C(1), austêmperada a 420°C e conformada a frio (MEV 5.000x)

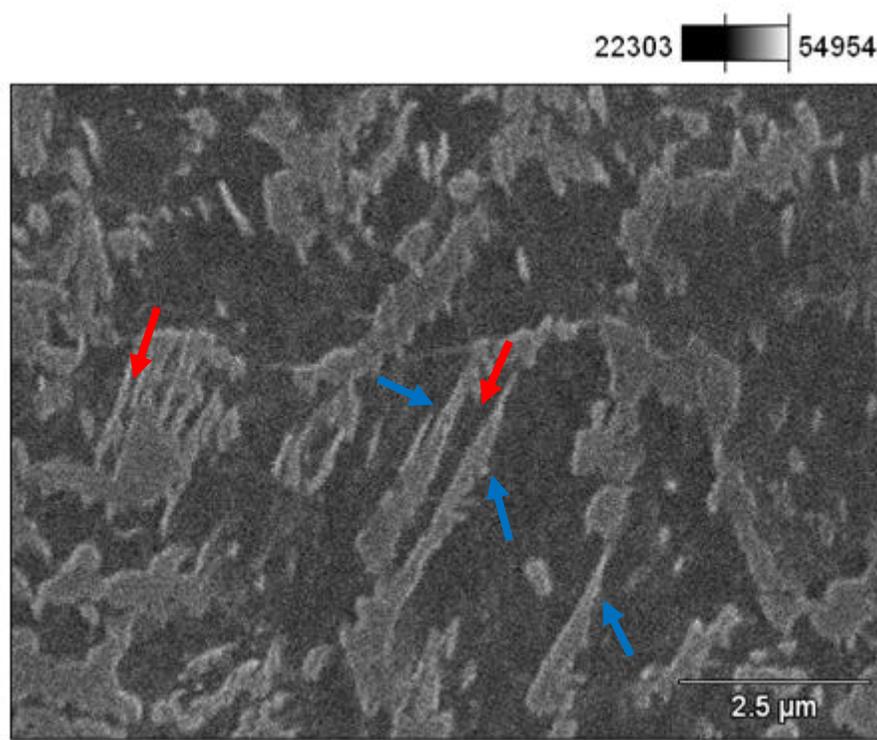


Figura 4.23 – Amostra A+C(1), austêmperada a 420°C e conformada a frio – seta azul = placas de ferrita bainítica e seta vermelha = placas de cementita (MEV 10.000x)

As figuras 4.24 e 4.25 apresentam imagens de uma amostra austêmperada à 360°C, seguida de conformação a frio, onde se pode perceber uma similaridade com a amostra somente austêmperada, ou seja, ocorrência de **microestrutura mista**. Na figura 4.25, as setas azuis nos apontam placas finas de ferrita (morfologia típica de estrutura bainítica superior) e as setas vermelhas referem-se às subunidades de bainita inferior.

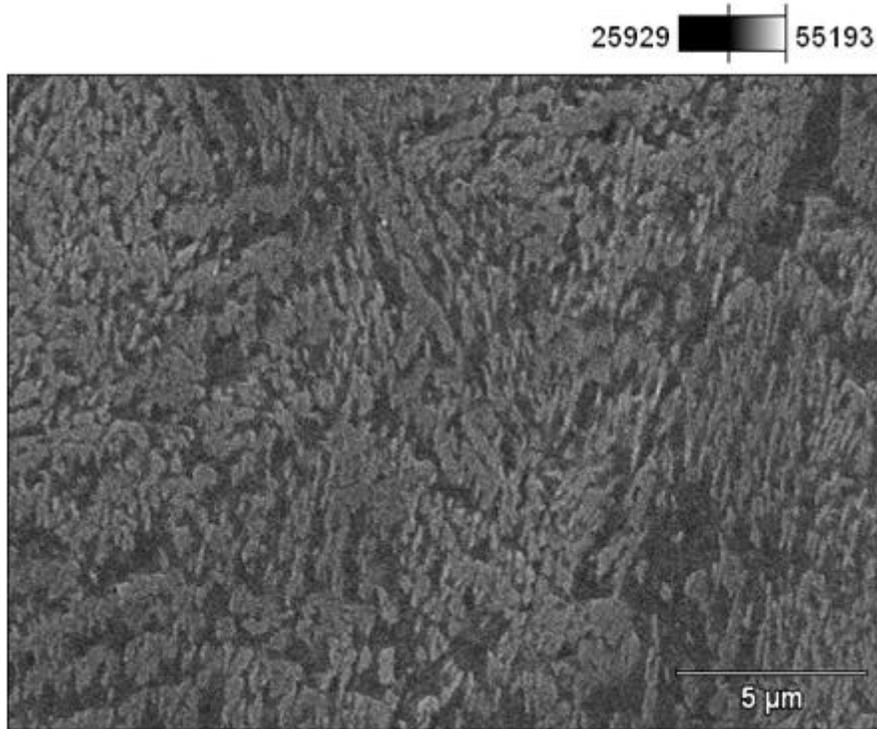


Figura 4.24 – Amostra A+C(3), austemperada a 360°C e conformada a frio (MEV 5.000x)

As figuras 4.26 e 4.27 apresentam imagens de uma amostra austêmperada à 340°C, com posterior conformação a frio, onde é nítido o predomínio de microestruturas constituídas de **bainita inferior**, visto que não se verificam as placas finas de ferrita. A figura 4.27 destaca, através de setas azuis, as placas secundárias de ferrita, as quais formam as subunidades de bainita inferior.

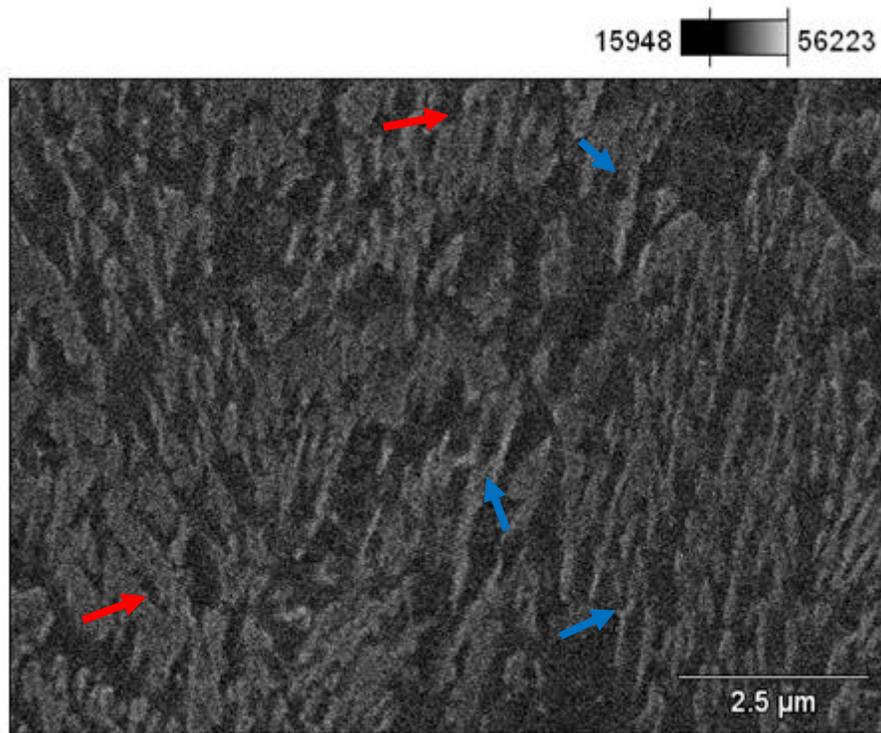


Figura 4.25 – Amostra A+C(3), austemperada a 360°C e conformada a frio – seta azul = placas finas de ferrita e seta vermelha = subunidades de bainita inferior (MEV 10.000x)

#### 4.2.4 Amostras com têmpera e revenimento (T+R)

As figuras 4.28 e 4.29 se referem às imagens obtidas através de microscópio óptico da amostra T(8) somente temperada, a qual sofreu o resfriamento brusco após ter sido austenitizada, porém sem passar pelo processo de revenimento. A microestrutura encontrada é de martensita bruta. A etapa de têmpera, apesar de ser obrigatória, pode ser considerada uma etapa intermediária do processo de têmpera e revenimento, por isso não será detalhada neste capítulo.

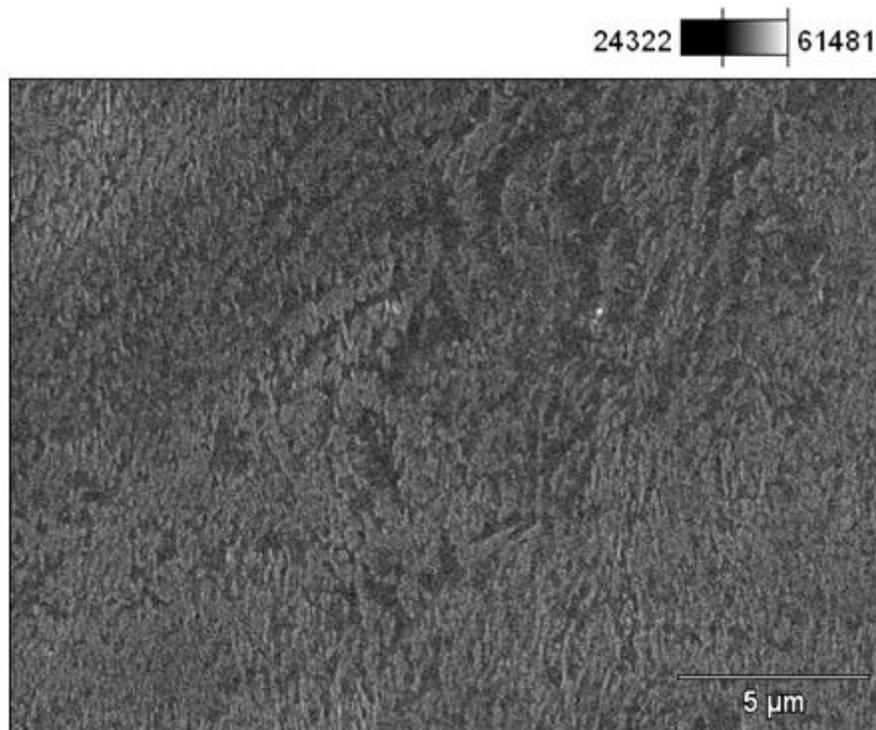


Figura 4.26 – Amostra A+C(6), austemperada a 340°C e conformada a frio (MEV 5.000x)

As figuras 4.30; 4.31 e 4.32 se referem às amostras que, após a têmpera, passaram pelo processo de revenimento. Cabe lembrar que as temperaturas utilizadas para o revenimento foram as mesmas adotadas durante a etapa de austêmpera. Portanto, a figura 4.30 se refere à amostra T+R(10), revenida à 420°C; a figura 4.31 se refere à amostra T+R(12), revenida à 360°C e a figura 4.32 se refere à amostra T+R(13), revenida à 340°C.

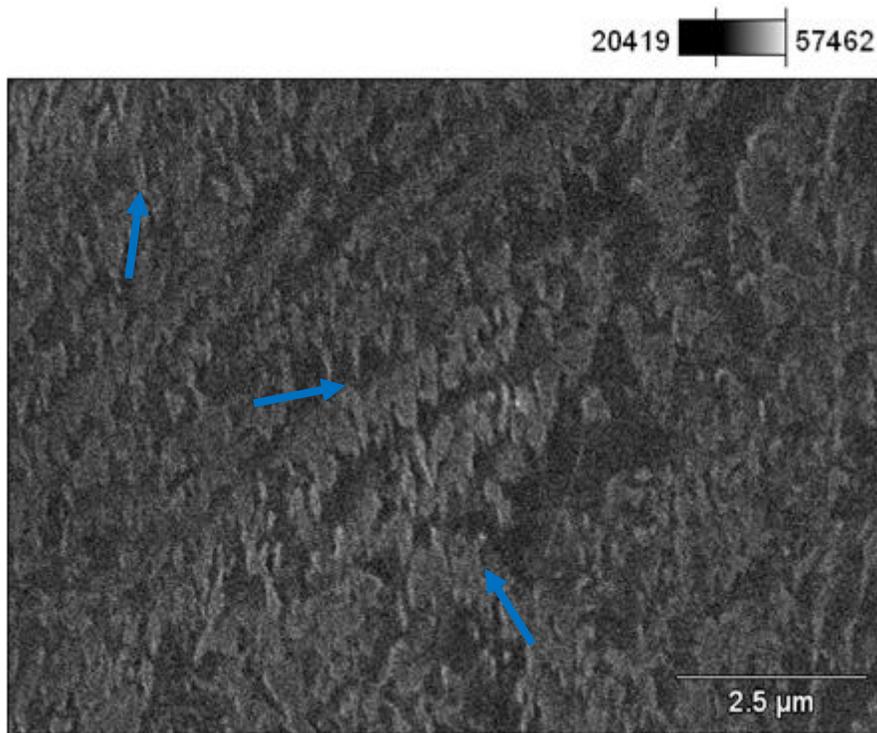


Figura 4.27 – Amostra A+C(6), austemperada a 340°C e conformada a frio, sem a presença de placas finas de ferrita e seta azul = subunidades de bainita inferior (MEV 10.000x)

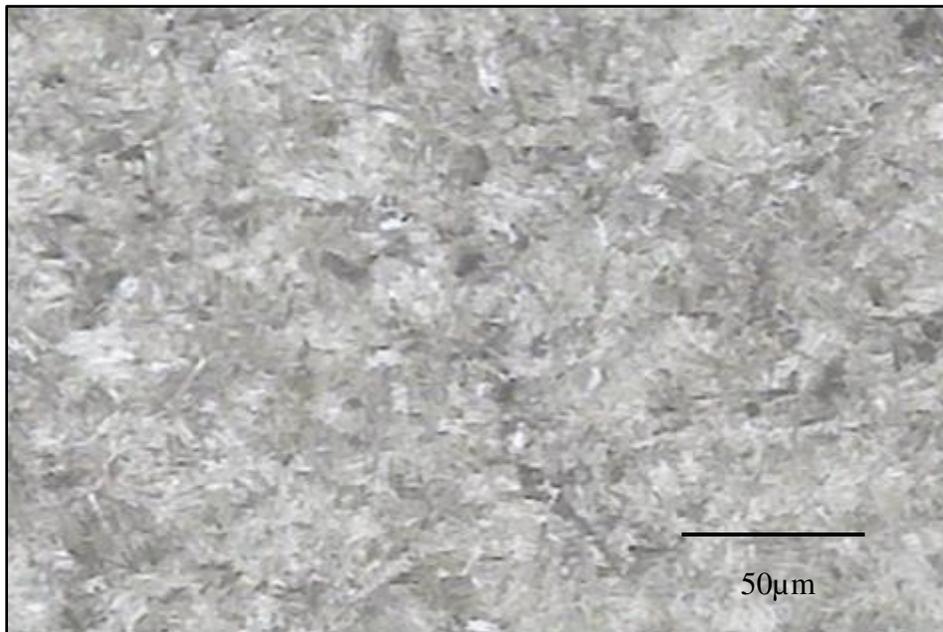


Figura 4.28 – Amostra T(8) – núcleo – somente têmpera

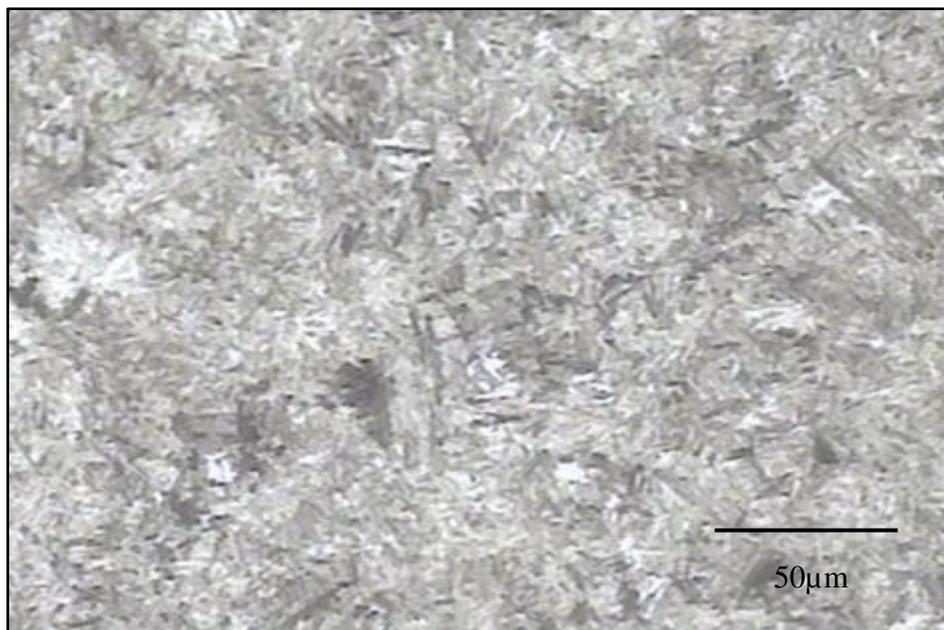


Figura 4.29 – Amostra T(8) – meio raio – somente têmpera

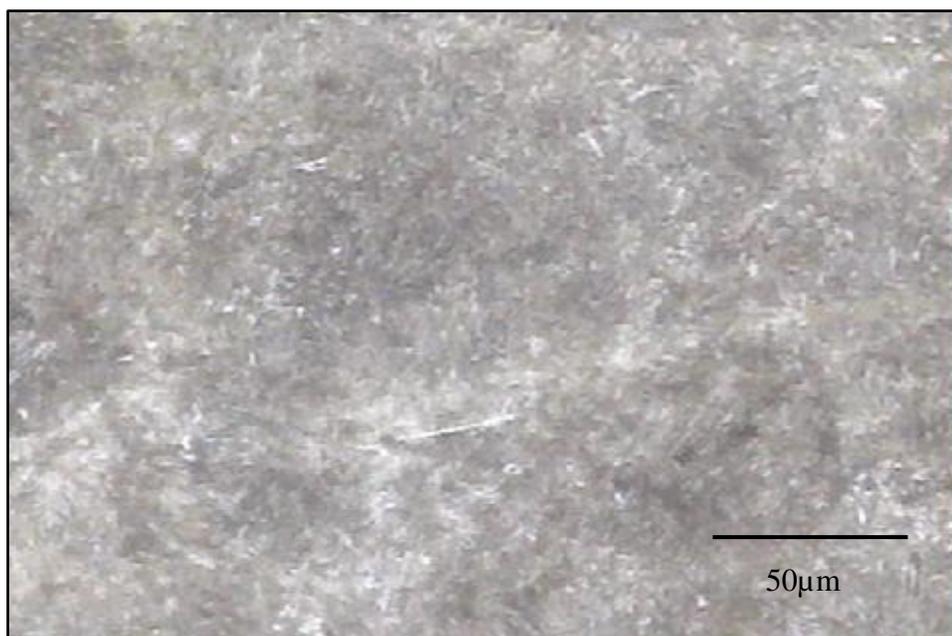


Figura 4.30 – Amostra T+R(10), temperada e revenida à 420°C

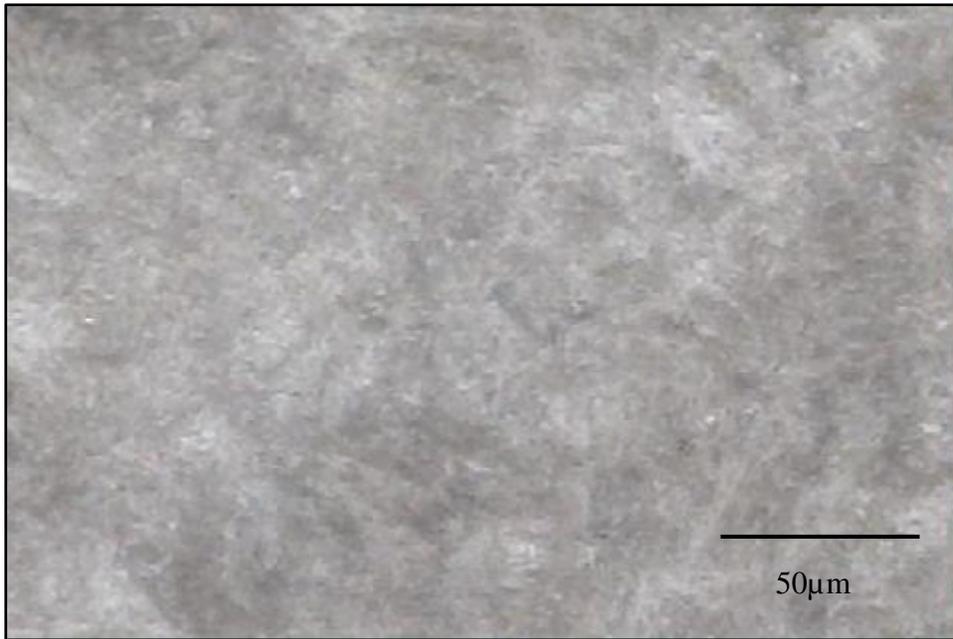


Figura 4.31 – Amostra T+R(12), temperada e revenida à 360°C

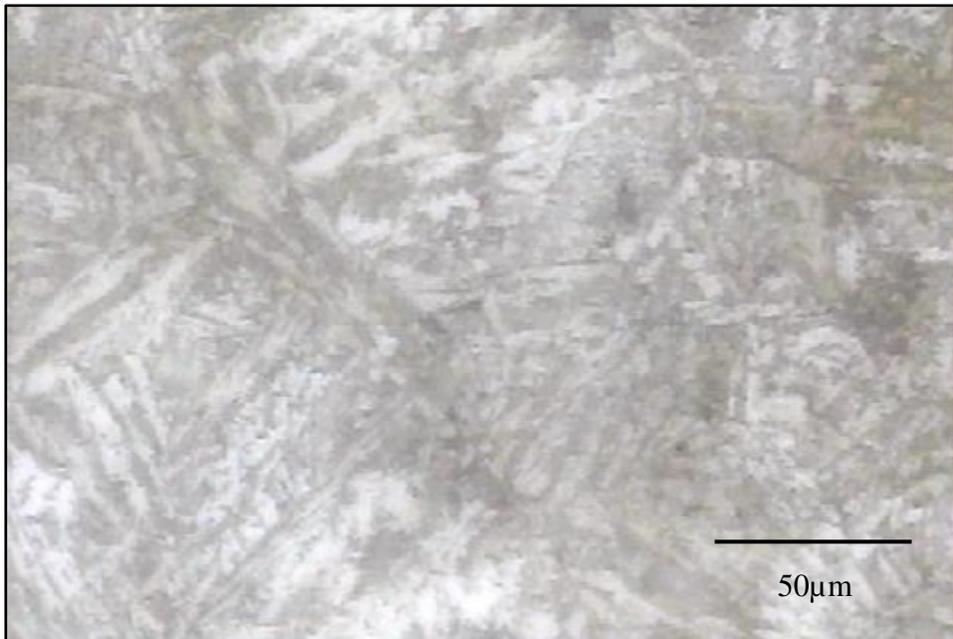


Figura 4.32 – Amostra T+R(13), temperada e revenida à 340°C

Antes da apresentação das imagens obtidas através do microscópio eletrônico de varredura, as quais se referem ao processo de têmpera e revenimento, cabe um breve relato sobre a morfologia da estrutura martensítica.

De acordo com o ASM Handbook (2004), a microestrutura martensítica pode se apresentar através de **placas de martensita** ou **ripas de martensita**, conforme esquema apresentado na figura 4.33. Uma característica da **placa de martensita** é seu formato em **zig-zag** no interior das placas menores, as quais foram formadas mais recentemente durante a transformação, sendo que estas placas menores são contornadas por placas maiores que se formaram no início da transformação. Entre as placas de martensita existem regiões que apresentam “sobras” da fase matriz e que não sofreram o processo de transformação, as quais são chamadas de **austenita retida**.

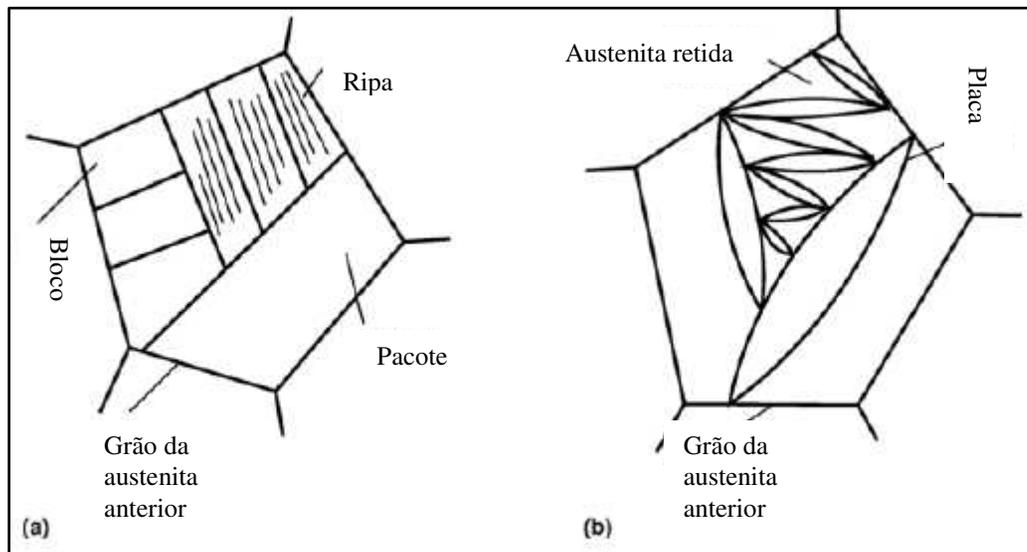


Figura 4.33 – Tipos de martensita – ripas (a) e placas (b) (ASM HANDBOOK, 2004)

O segundo tipo de morfologia são as chamadas **ripas de martensita**. A figura 4.34 apresenta linhas tracejadas, as quais representam os contornos de grãos austeníticos anteriores, e os pontos A; B e C referem-se às ripas de martensita. Estas ripas tendem a se alinhar em grupos com a

mesma orientação, os quais são chamados de pacotes. A figura 4.35 se refere a uma micrografia de um material onde se destaca um pacote de martensita. Geralmente, a maioria dos aços constituídos de baixo teor de carbono forma martensita em ripas, enquanto que os aços com alto teor de carbono formam martensita em placas, porém é possível se obter uma estrutura mista, sendo que para isso a porcentagem de carbono deve variar de 0,6 a 1,0%.

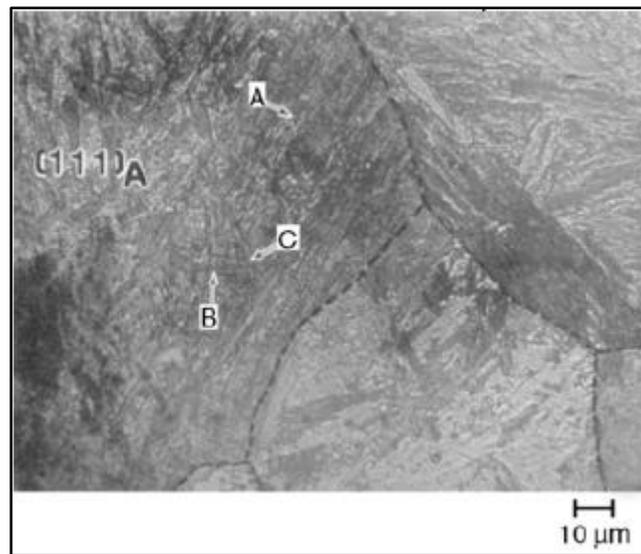


Figura 4.34 – Micrografia óptica de um aço ligado com 0,2%C, com destaque para os antigos contornos de grãos austeníticos e ripas de martensita (pontos A; B e C) (ASM HANDBOOK, 2004)

Após o revenimento, diferentes morfologias da martensita podem se formar, sendo que isto depende do tipo de revenimento aplicado e da microestrutura martensítica original. As estruturas martensíticas provenientes de aço com baixo teor de carbono, as quais são constituídas de pacotes de ripas alinhadas, conforme figura 4.36, são transformadas em grãos com tamanhos maiores e formato acicular. Em contrapartida, as estruturas martensíticas em placas, conforme figura 4.37, provenientes de aço com alto teor de carbono, se transformam em grãos equiaxiais.

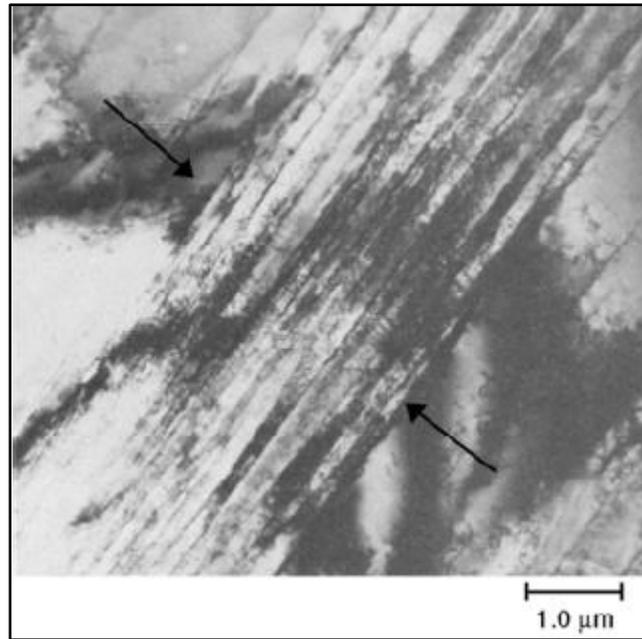


Figura 4.35 – Micrografia eletrônica de transmissão de um material ligado (Fe – 21Ni – 4Mn), com destaque para um pacote de ripas de martensita (ASM HANDBOOK, 2004)

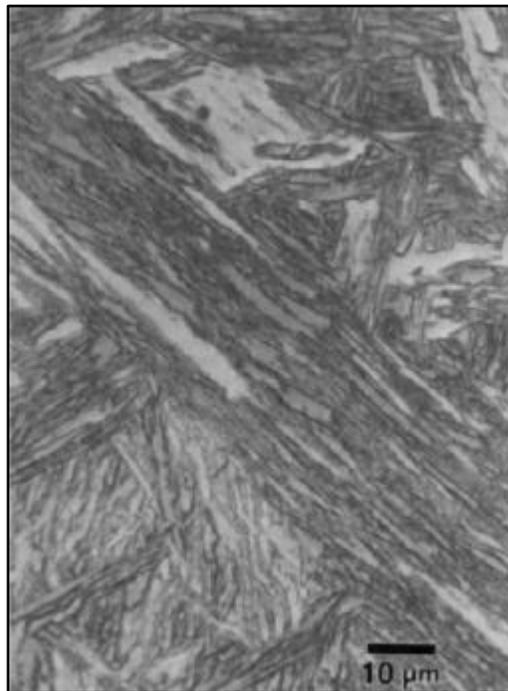


Figura 4.36 – Aço ligado com 0,2%C, temperado em água (ASM HANDBOOK, 2004)

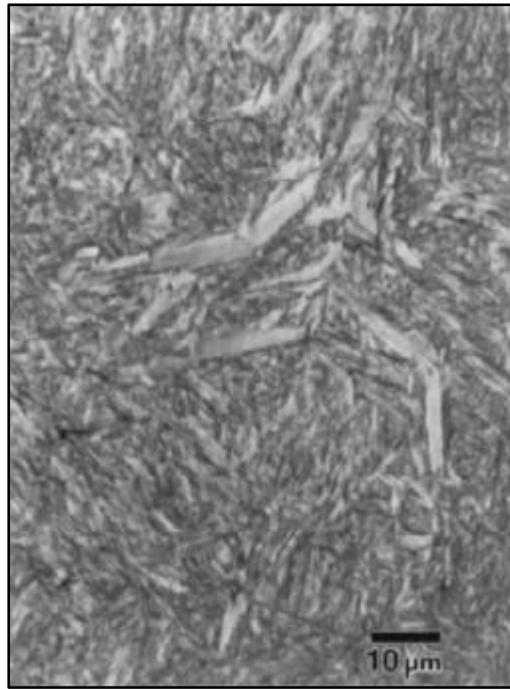


Figura 4.37 - Aço ligado com 1,2%C, temperado em água (ASM HANDBOOK, 2004)

A figura 4.32 se refere a uma temperatura de revenimento de 340°C, sendo esta a temperatura mais baixa do experimento, onde se pode verificar uma imagem diferente das figuras 4.30 e 4.31, ou seja, a estrutura martensítica original formada por ripas de martensita está mais presente, sendo que esta figura 4.32 assemelha-se às figuras 4.34 e 4.36.

As imagens obtidas através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitem determinar detalhes importantes, os quais nos auxiliam na constatação das respectivas características das microestruturas. Para o caso do tratamento térmico de têmpera e revenimento, foi utilizado este tipo de imagem somente para a temperatura de 340°C, tendo como objetivo comparar e diferenciar as respectivas microestruturas encontradas nos dois processos de tratamento, sendo que foi nesta temperatura que se obteve uma predominância da estrutura bainítica inferior no processo de austêmpera, a qual é a microestrutura preferencial para este trabalho.

Portanto, as figuras 4.38 e 4.39 se referem às imagens obtidas através de microscópio eletrônico de varredura para o processo de têmpera e revenimento à 340°C, com destaque para a figura 4.39, onde se confirma aquilo observado na figura 4.32, obtida através do microscópio óptico, ou seja, uma estrutura de martensita revenida, sendo que a demarcação em azul representa um bloco de ripas de martensita e as setas em vermelho se referem às ripas de martensita propriamente ditas, conforme esquema apresentado na figura 4.33 (a).

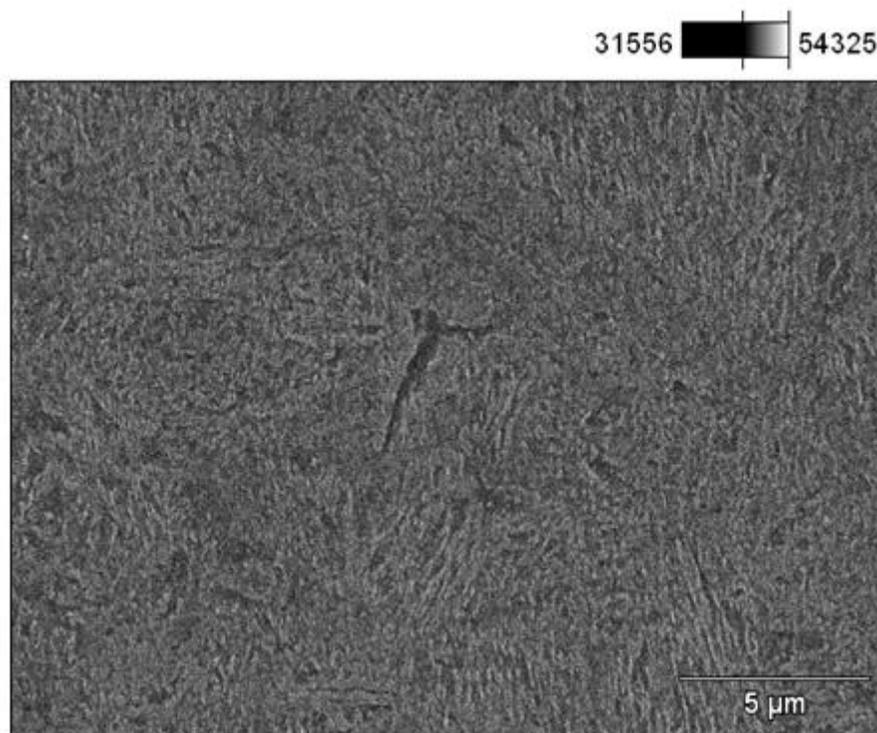


Figura 4.38 – Amostra T+R(13), têmpera e revenimento à 340°C (MEV 5.000x)

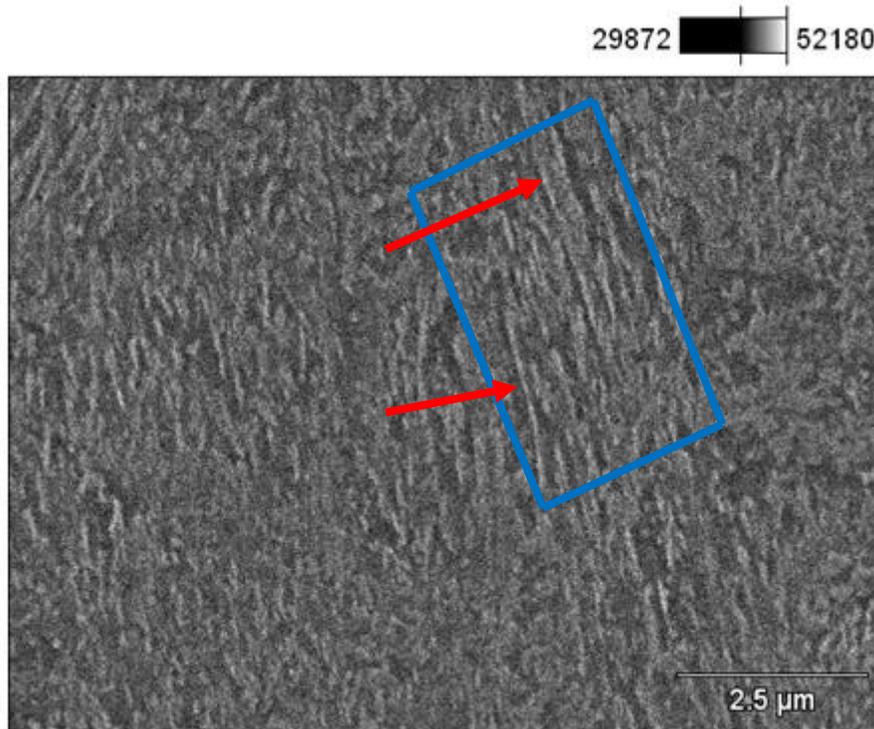


Figura 4.39 – Amostra T+R(13), têmpera e revenimento à 340°C – demarcação azul = bloco de ripas de martensita e seta vermelha = ripas de martensita (MEV 10.000x)

### 4.3 Propriedades Mecânicas

Após a definição das microestruturas referentes a cada temperatura adotada nos dois processos utilizados, ou seja, austêmpera e têmpera seguida de revenimento, neste item 4.3 serão apresentados e discutidos os resultados relativos às propriedades mecânicas, representadas principalmente pelos ensaios de dureza e tração.

#### 4.3.1 Ensaios de dureza

O ensaio de dureza foi realizado em três posições diferentes em cada amostra, ou seja, na superfície; no meio raio e no núcleo. Como se pode observar através da tabela 4.3, os resultados

de dureza tiveram pouca variação para cada condição de tratamento, por isso foi adotada a **dureza a meio raio** para a construção do gráfico referente à figura 4.40.

Pode-se observar que os resultados de dureza referentes ao processo de têmpera e revenimento são superiores, tanto com relação às amostras somente austêmperadas, com também com relação às amostras austêmperadas seguidas de conformação, sendo que isto se deve, principalmente, à estrutura martensítica, a qual confere ao aço características de alta dureza e resistência a tração.

Quando se compara os resultados referentes às amostras austemperadas com àquelas que foram conformadas após a austêmpera, pode-se observar que, normalmente, o processo de conformação a frio (especificamente, para este caso, trefilação) provoca um aumento significativo de dureza, porém não foi o que ocorreu neste experimento. Os resultados ficaram muito próximos entre as respectivas temperaturas de tratamento. Isto se deve principalmente ao tipo de microestrutura obtida, ou seja, bainita inferior e, além disso, os resultados de dureza estão intimamente ligados aos resultados dos ensaios de tração, os quais serão comentados no próximo item.

Os resultados de dureza serão apresentados através da tabela 4.3 e o respectivo gráfico (figura 4.40), onde se observa a variação da dureza em função do tipo de tratamento térmico e, também, com relação às temperaturas adotadas.

Os resultados da tabela 4.3 apresentam tolerância de 1,8 HRC nas respectivas medições.

### **4.3.2 Ensaios de tração**

Através dos ensaios de tração, foram obtidos os resultados apresentados na tabela 4.4, ou seja, limite de resistência; limite de escoamento; alongamento e estrição, os quais permitiram a construção dos gráficos referentes às figuras 4.41; 4.42 e 4.43.

Tabela 4.3 – Resultados dos ensaios de dureza – unidade: HRC

<b>Amostra</b>	<b>Dureza superfície</b>	<b>Dureza meio raio</b>	<b>Dureza núcleo</b>
L (0)	32	<b>32</b>	34
A 420°C (2)	27	<b>30</b>	31
A 360°C (4)	32	<b>33</b>	35
A 340°C (5)	37	<b>37</b>	38
A+C 420°C (1)	33	<b>33</b>	33
A+C 360°C (3)	33	<b>34</b>	36
A+C 340°C (6)	37	<b>35</b>	36
T (8)	56	<b>56</b>	-----
T+R 420°C (10)	46	<b>46</b>	46
T+R 360°C (12)	49	<b>49</b>	49
T+R 340°C (14)	49	<b>49</b>	49

Os resultados apresentados na tabela 4.4 apresentam incerteza de medição de 0,73%.

Os resultados referentes ao processo de têmpera e revenimento estão de acordo com o esperado, ou seja:

- limites de resistência e escoamento altos
- valores de alongamento e estrição baixos
- a queda da temperatura de revenimento provoca aumento dos limites de resistência e escoamento, com conseqüente diminuição dos valores de alongamento e estrição.

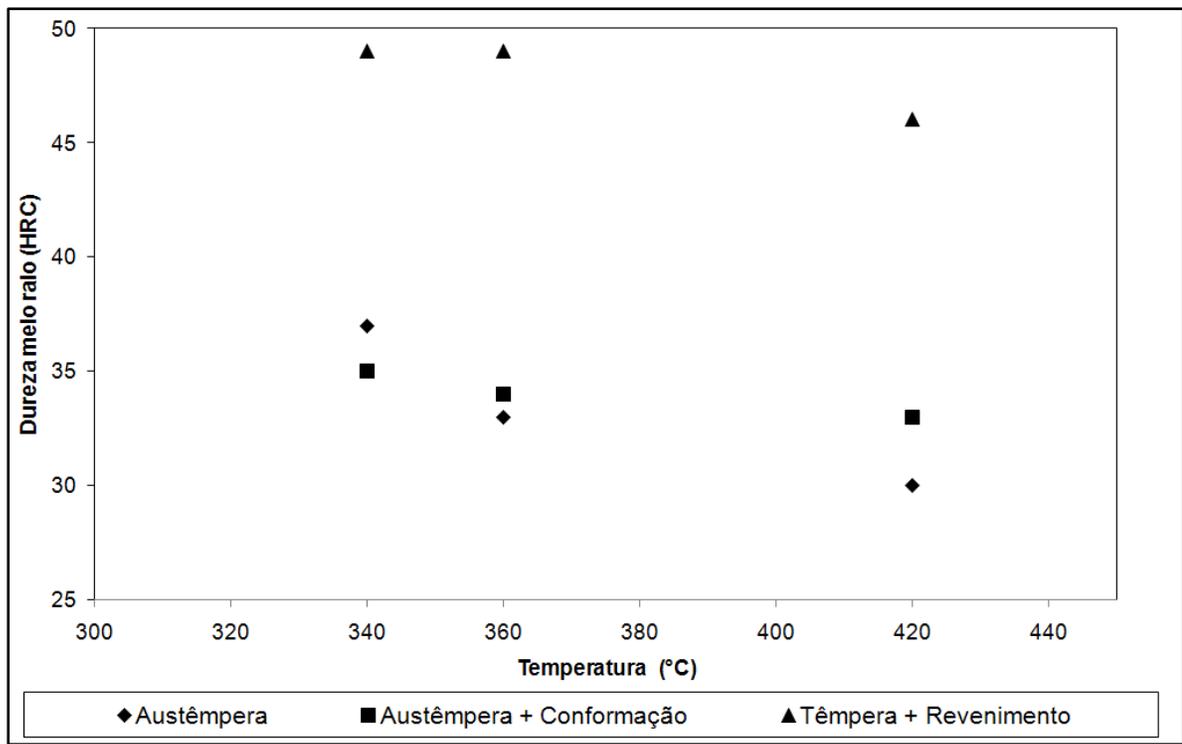


Figura 4.40 – Variação da dureza em função do tipo de tratamento térmico realizado

Com relação aos resultados referentes aos processos de austêmpera e austêmpera seguida de conformação, pode-se afirmar que estão intimamente ligados às respectivas microestruturas.

O tratamento térmico de austêmpera apresenta resultados de  $r_1$  mais significativos do que aqueles referentes à têmpera e revenimento, porém, quando aplicamos uma conformação nas amostras austêmperadas, esta proporção se torna consideravelmente alta, conforme se pode observar na tabela 4.5.

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de tração. Unidades: limites de resistência e escoamento (N/mm<sup>2</sup>) – alongamento e estrição (%). Legenda: laminado (L) – austêmpera (A) – austêmpera e conformação (A+C) – têmpera (T) - têmpera e revenimento (T+R)

<b>Amostra</b>	<b>Lim. Resistência</b>	<b>Lim. Escoamento</b>	<b>Alongamento</b>	<b>Estricção</b>
L(0)	<b>1079</b>	<b>742</b>	<b>13,80</b>	36,00
A 420°C (2)	<b>1022</b>	<b>770</b>	<b>10,80</b>	41,43
A 360°C (4)	<b>1089</b>	<b>832</b>	<b>11,80</b>	54,64
A 340°C (5)	<b>1150</b>	<b>855</b>	<b>12,30</b>	60,31
A+C 420°C (1)	<b>1135</b>	<b>1114</b>	<b>6,80</b>	32,37
A+C 360°C (3)	<b>1266</b>	<b>1246</b>	<b>7,00</b>	47,14
A+C 340°C (6)	<b>1297</b>	<b>1275</b>	<b>8,70</b>	48,16
T (8)	-----	-----	-----	-----
T+R 420°C (10)	<b>1503</b>	<b>1353</b>	<b>8,30</b>	37,91
T+R 360°C (12)	<b>1682</b>	<b>1499</b>	<b>7,90</b>	33,45
T+R 340°C (14)	<b>1720</b>	<b>1523</b>	<b>7,70</b>	33,16

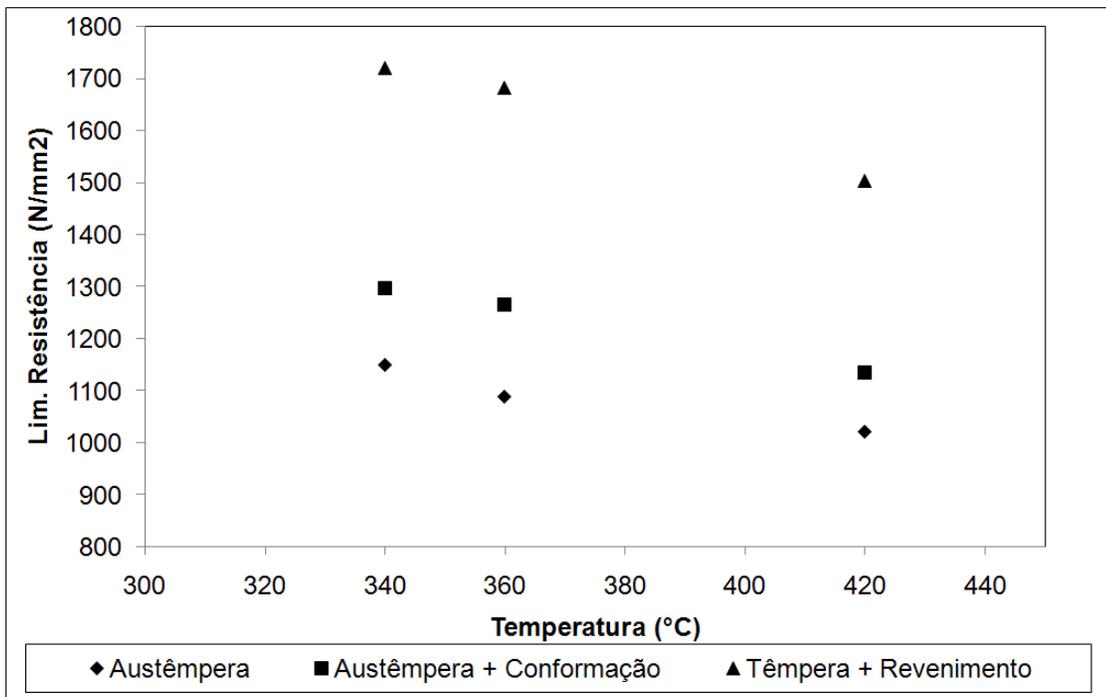


Figura 4.41 – Variação do Limite de Resistência em função da temperatura

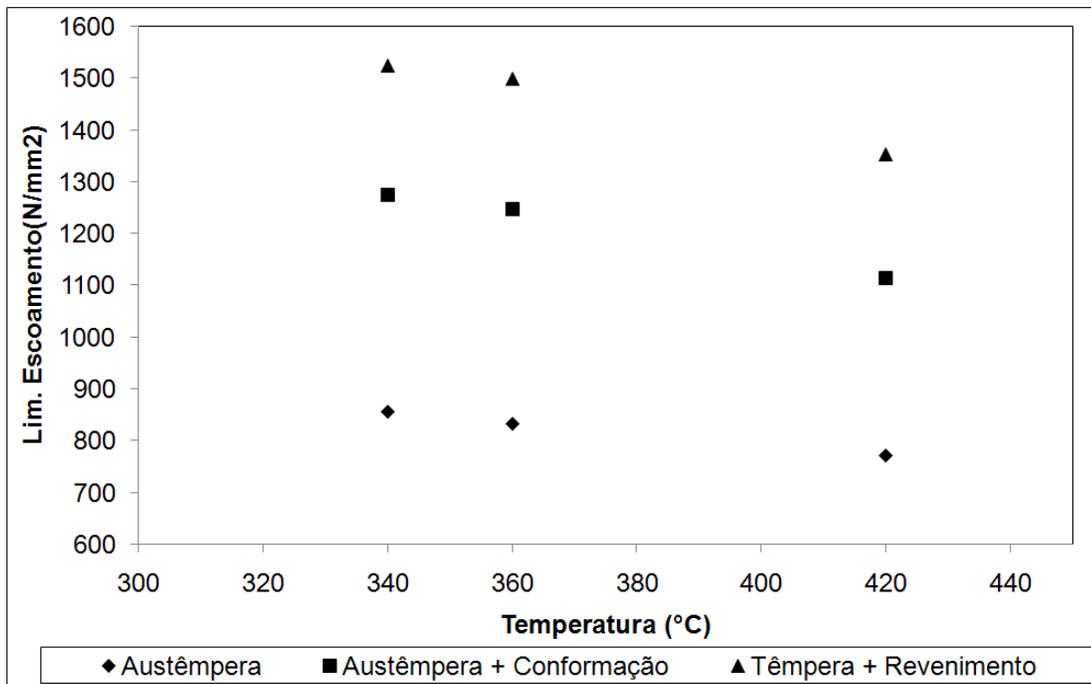


Figura 4.42 – Variação do Lim. Escoamento em função da temperatura.

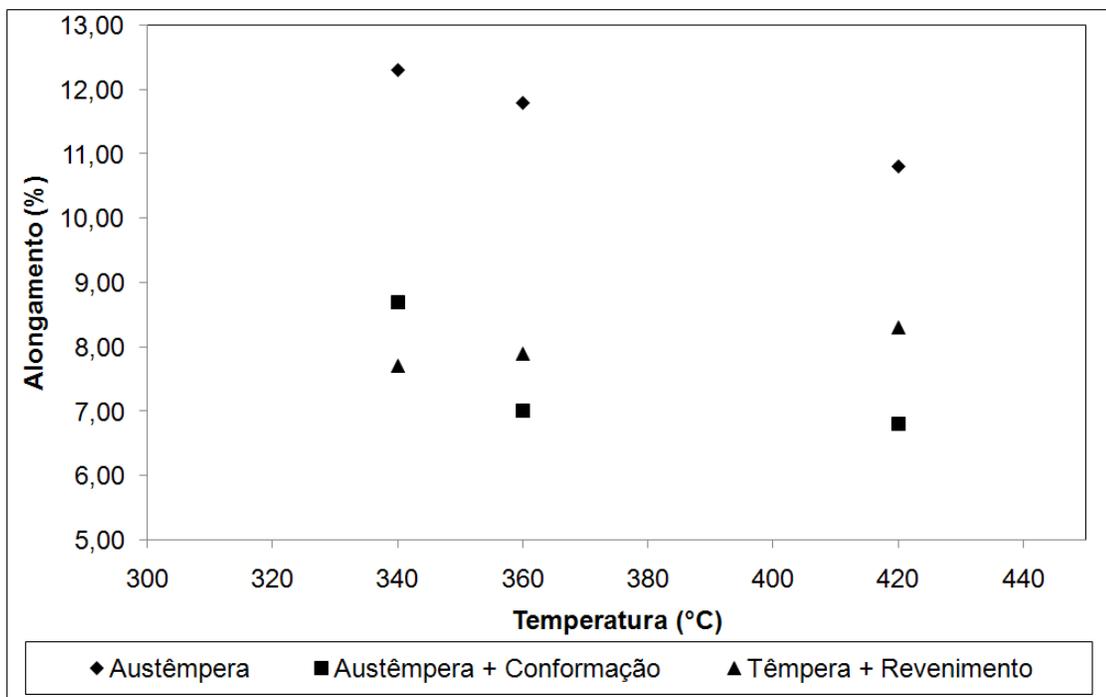


Figura 4.43 – Variação do alongamento em função da temperatura

A tabela 4.6 apresenta os resultados de tenacidade ( $Ut1$  e  $Ut2$ ) e resiliência ( $Ur$ ), calculados a partir das equações referentes ao artigo de Tartaglia; Lazzari; Hui e Hayrynen (2008), o qual faz parte da revisão da literatura. As equações utilizadas foram as (2.1); (2.2) e (2.3), as quais estão novamente descritas abaixo:

$$Ut1 = LRT \times \text{Alongamento}$$

$$Ut2 = \frac{(\text{Alongamento} \times (LCE + LRT))}{2}$$

$$Ur = \frac{LCE^2}{2 \times E}$$

Sendo que:

LRT = Limite de Resistência a tração

LCE = Limite Convencional de Elasticidade (para o nosso experimento é o Limite de Escoamento)

E = módulo de Elasticidade (adotado valor de 207 GPa)

Tabela 4.5 – Proporção **r(1)** entre o limite de escoamento e o limite de resistência em função do tipo de tratamento térmico e respectivas temperaturas. Legenda: austêmpera (A) – austêmpera e conformação (A+C) – têmpera e revenimento (T+R)

<b>Amostra</b>	<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Proporção (r1)</b>
A (2)	420	0,75
A (4)	360	0,76
A (5)	340	0,74
A+C (1)	420	0,98
A+C (3)	360	0,98
A+C (6)	340	0,98
T+R (10)	420	0,90
T+R (12)	360	0,89
T+R (14)	340	0,88

De acordo com Callister (2008), a **tenacidade** é um termo mecânico e, de uma maneira geral, é a medida da habilidade de um material em absorver energia até sua fratura. Para que um material seja tenaz, ele deve apresentar tanto resistência como ductilidade e, geralmente, os materiais dúcteis são mais tenazes do que os materiais frágeis. Ainda segundo o mesmo autor, a **resiliência** é a capacidade de um material absorver energia quando deformado elasticamente e, com a remoção da carga, permitir a recuperação dessa energia. Ela é calculada através do módulo de resiliência ( $U_r$ ), o qual significa a energia de deformação por unidade de volume necessária para submeter um material à tensão, desde um estado com ausência de carga até o ponto de escoamento.

Tabela 4.6 – Resultados de tenacidade ( $U_{t1}$  e  $U_{t2}$ ) e resiliência ( $U_r$ ) para todos os processos do experimento. Legenda: austêmpera (A) – austêmpera e conformação (A+C) – têmpera e revenimento (T+R)

<b>Amostra</b>	<b><math>U_{t1}</math> (J/m<sup>3</sup>)</b>	<b><math>U_{t2}</math> (J/m<sup>3</sup>)</b>	<b><math>U_r</math> (J/m<sup>3</sup>)</b>
A (2)	110,38	96,77	1,43
A (4)	128,50	113,34	1,67
A (5)	141,45	123,31	1,77
A+C (1)	77,18	76,47	2,99
A+C (3)	88,62	87,92	3,75
A+C (6)	112,84	111,88	3,93
T+R (10)	124,75	118,52	4,42
T+R (12)	132,88	125,65	5,43
T+R (14)	132,44	124,86	5,60

Observa-se que o conjunto formado pelas amostras somente austemperadas, ou seja, A(2) = 420°C; A(4) = 360°C e A(5) = 340°C, apresentam bons resultados tanto para o limite de resistência à tração, como para o alongamento e estrição, além do que os valores de alongamento aumentaram, mesmo quando as temperaturas de transformação diminuíram. Estas amostras também apresentaram ótimos valores de **r1**, ou seja, a proporção entre o limite de escoamento e o limite de resistência a tração, valores estes que ficaram entre 0,67 a 0,80. O conjunto somente austemperado também obteve bons resultados de **Ut1** e **Ut2** (tenacidade), ou seja, nesta situação, o material em questão apresenta boa absorção de energia até sua fratura. O conjunto constituído pelas amostras austemperadas com posterior conformação a frio apresentam alta resiliência (**Ur**) devido, principalmente, ao aumento substancial ocorrido com os respectivos limites de escoamento. Esta característica deve ser avaliada com relação à aplicação do material, visto que pode proporcionar a não ocorrência de deformação plástica antes da fratura.

#### **4.4 Ensaios de impacto e micromecanismos de fratura**

A tabela 4.7 apresenta os resultados dos **ensaios de impacto** para cada condição, realizado em três amostras (Impactos A; B e C); a respectiva **energia absorvida média**, calculada pela média simples dos três corpos de prova e a porcentagem de **fratura dúctil**, calculada de acordo com a norma.

Conforme se pode observar na figura 4.44, as amostras temperadas e revenidas apresentam baixos resultados de energia absorvida através do ensaio de impacto, sendo que quanto menor a temperatura de revenimento, menor a energia absorvida. Pela tabela 4.7, os valores de porcentagem de fratura dúctil também se encontram baixos. Com relação aos resultados referentes aos processos de austêmpera e austêmpera seguida de conformação, podem-se destacar as amostras que foram tratadas à 360°C, ou seja, A (4) e A+C (3) e as amostras que foram tratadas à 340°C, ou seja, A (5) e A+C (6), as quais proporcionaram maior energia absorvida e porcentagem de fratura dúctil, sendo que estes resultados estão ligados diretamente ao tipo de

microestrutura predominante para estas amostras, ou seja, bainita inferior, além das características observadas no item 4.3 (Propriedades Mecânicas).

Tabela 4.7 – Resultados dos ensaios de energia absorvida (Joules) e fratura dúctil (%). Legenda: laminado (L) – austêmpera (A) – austêmpera e conformação (A+C) – têmpera (T) – têmpera e revenimento (T+R)

<b>Amostra</b>	<b>Energia absorvida A</b>	<b>Energia absorvida B</b>	<b>Energia absorvida C</b>	<b>Energia absorvida média</b>	<b>Fratura Dúctil (%)</b>
L (0)	10	8	12	<b>10</b>	10
A 420°C (2)	12	10	12	<b>11</b>	17
A 360°C (4)	26	20	33	<b>26</b>	45
A 340°C (5)	30	28	26	<b>28</b>	50
A+C420°C (1)	4	4	8	<b>5</b>	5
A+C360°C (3)	24	24	28	<b>25</b>	43
A+C340°C (6)	22	26	26	<b>25</b>	38
T (8)	-----	-----	-----	-----	-----
T+R420°C(10)	12	16	20	<b>16</b>	27
T+R360°C(11)	12	12	10	<b>11</b>	17
T+R340°C(13)	10	10	10	<b>10</b>	17

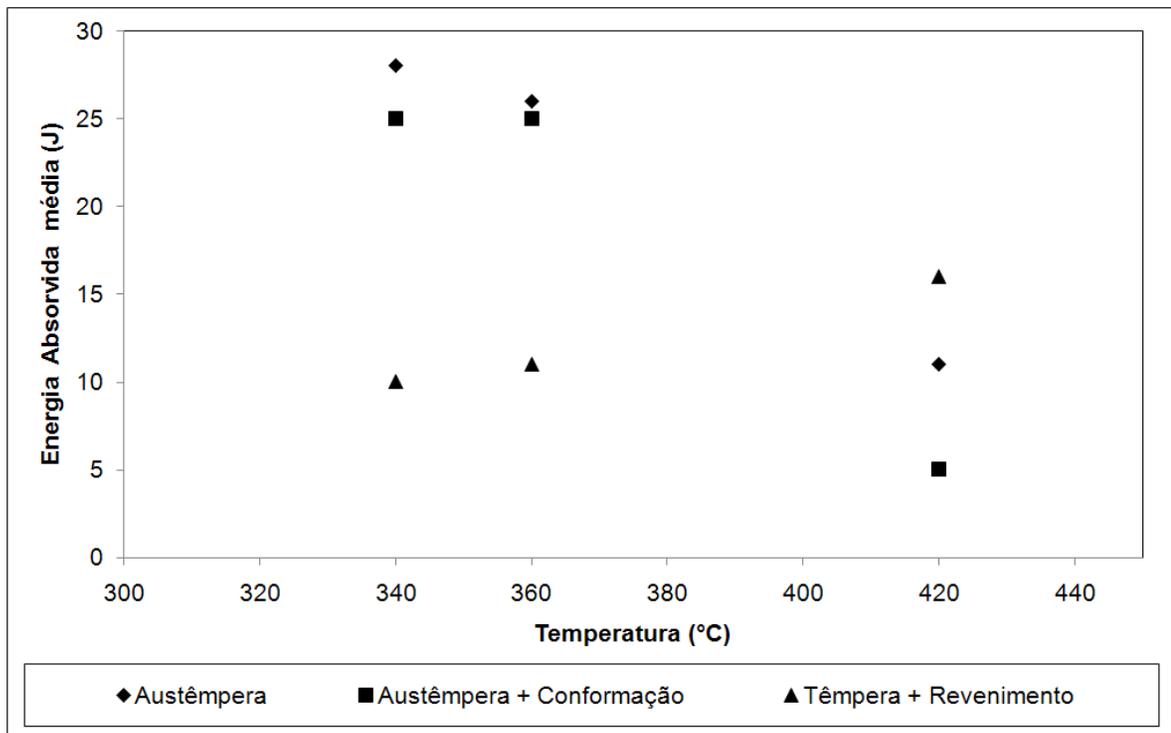


Figura 4.44 – Variação da Energia absorvida média em função da temperatura

De acordo com Callister (2008), um exame microscópico realizado através da utilização de um microscópio eletrônico de varredura permite uma informação mais detalhada relacionada ao micromecanismo de fratura. Este tipo de microscópio é preferido para realizar os chamados estudos fractográficos, visto que possui resolução e profundidade de campo muito superior ao microscópio óptico, tornando possível a revelação dos detalhes topográficos das superfícies das fraturas. As figuras 4.45 a 4.50 se referem às fractografias das amostras somente austemperadas, as quais foram geradas por elétron secundário no MEV.

As figuras 4.45 e 4.46, as quais se referem à amostra A(2), austemperada à 420°C, apresentam micromecanismos de fratura transgranulares, sendo constituídos por fratura **alveolar (dimples)** porém, com predomínio de fratura do tipo **quase clivagem**. Esta amostra possui

energia absorvida de 11 Joules; porcentagem de fratura dúctil de 17% e expansão lateral de 0,05mm, sendo que, do ponto de vista macroscópico, a fratura pode ser considerada **frágil**.

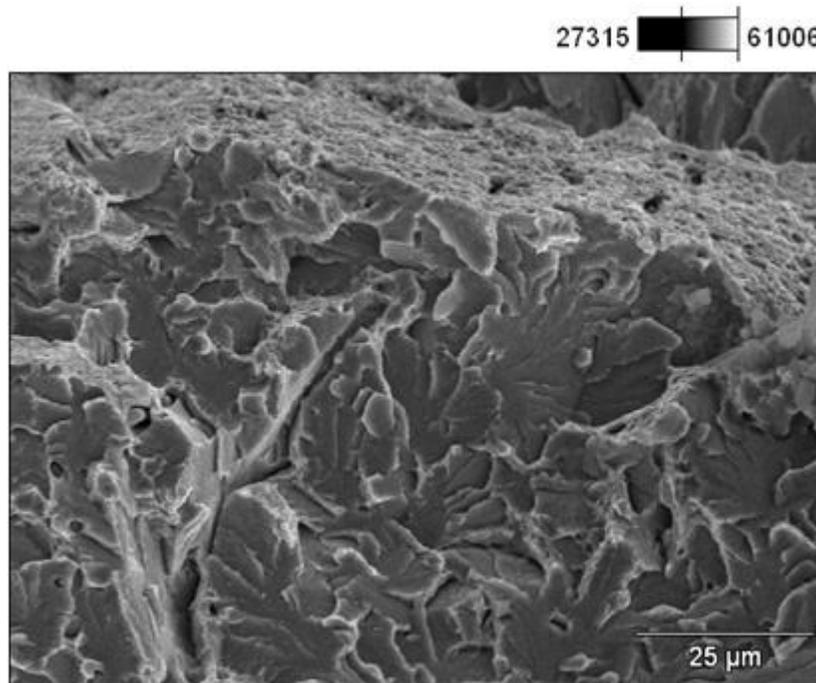


Figura 4.45– Fractografia da amostra A(2) - austêmpera à 420°C – micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples (MEV 1.000x)

As figuras 4.47 e 4.48, as quais se referem à amostra A(4), austemperada à 360°C, mostram micromecanismos de fratura transgranulares do tipo **quase clivagem**, porém com bons resultados no ensaio de impacto, ou seja, energia absorvida média de 26 Joules; porcentagem de fratura dúctil de 45% e expansão lateral igual a 0,19mm, o que caracteriza, do ponto de vista macroscópico, uma fratura **dúctil**.

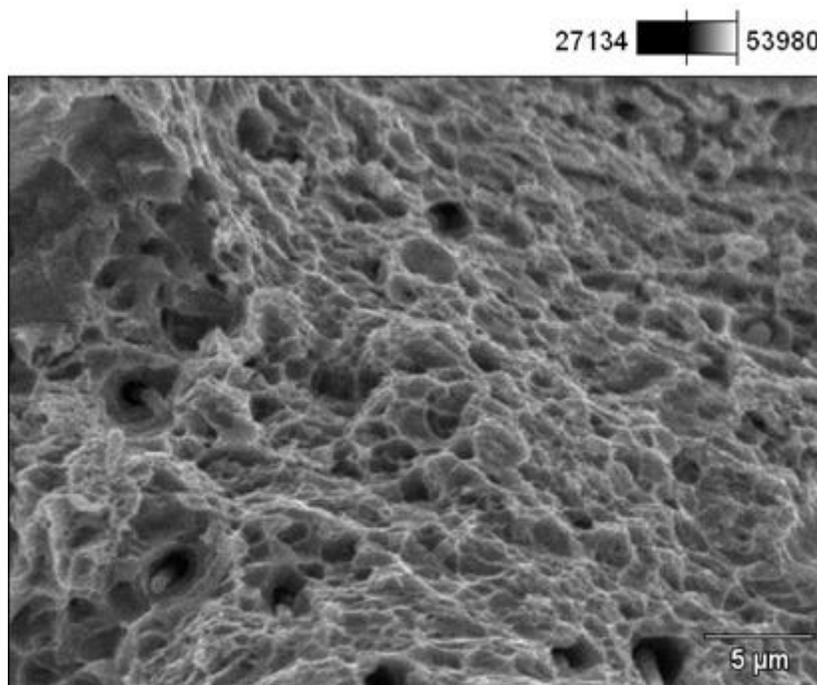


Figura 4.46- Fractografia da amostra A(2) - austêmpera à 420°C – detalhe do micromecanismo por dimples, apresentando sulfetos em alguns alvéolos (MEV 3.000x)

As figuras 4.49 e 4.50, que se referem à amostra A(5), austemperada à 340°C, apresentam predomínio do micromecanismo de fratura do tipo **quase clivagem**, porém com resultados referentes ao ensaio de impacto ainda melhores, ou seja, energia absorvida igual a 28 Joules; porcentagem de fratura dúctil de 50% e expansão lateral igual a 0,29mm, o que também demonstra, com relação ao aspecto macroscópico, uma fratura do tipo **dúctil**. Cabe ressaltar que, com a diminuição da temperatura de tratamento, apesar de ocorrer um predomínio do micromecanismo de fratura de quase clivagem, os resultados referentes ao ensaio de impacto demonstram um aumento da tenacidade do material.

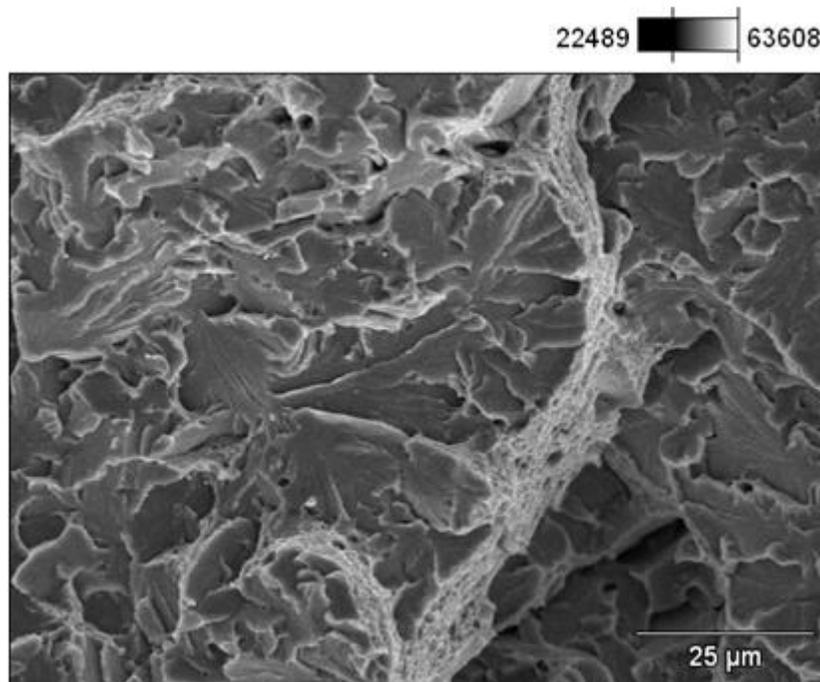


Figura 4.47- Fractografia da amostra A(4) - austêmpera à 360°C – micromecanismo transgranular – quase clivagem (MEV 1.000x)

As figuras 4.51 a 4.57 se referem às amostras austemperadas, seguidas de conformação a frio, as quais também foram geradas por elétron secundário.

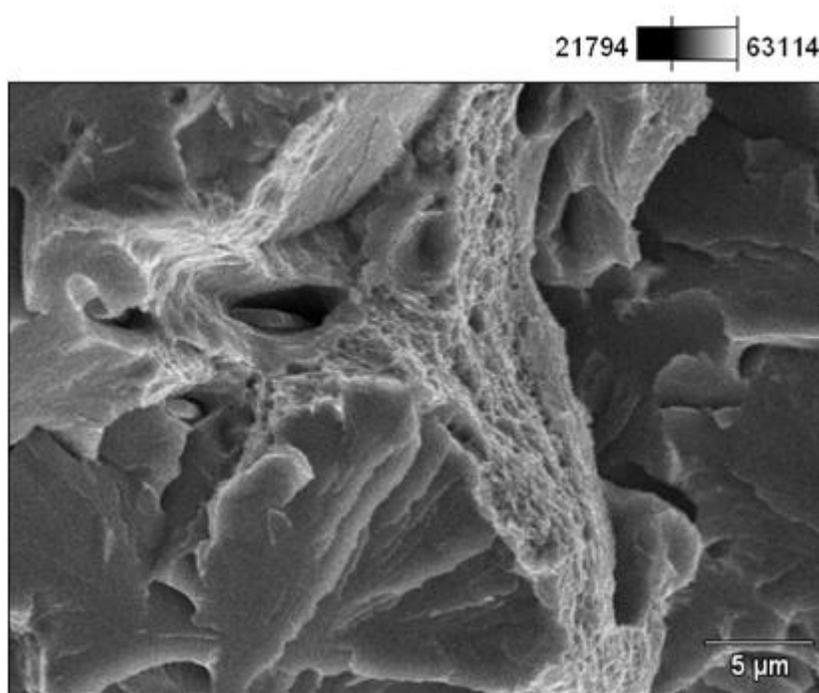


Figura 4.48- Fractografia da amostra A(4) - austêmpera à 360°C – detalhe do mecanismo de quase clivagem (MEV 3.000x)

As figuras 4.51 e 4.52, as quais se referem à amostra A+C (1), austemperada à 420°C e conformada a frio, apresentam fractografias com aspecto de micromecanismo de fratura transgranular do tipo **quase clivagem**. Esta amostra possui energia absorvida e porcentagem de fratura dúctil baixas, ou seja, 5 Joules e 5%, respectivamente, além de expansão lateral igual a 0,00mm. Portanto, pode-se considerar que esta amostra apresenta do ponto de vista macroscópico, uma **fratura frágil**.

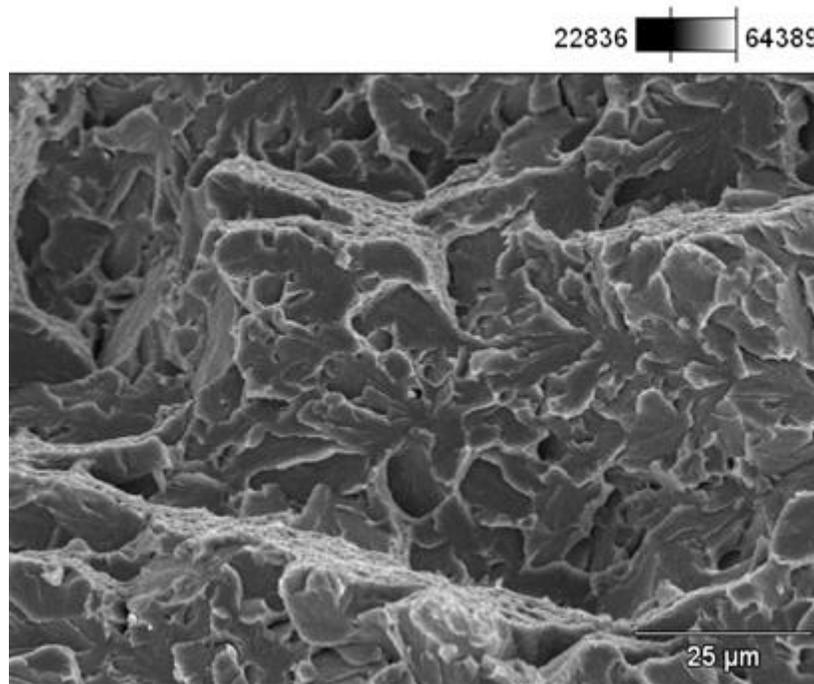


Figura 4.49- Fractografia da amostra A(5) - austêmpera à 340°C – predomínio do micromecanismo de quase clivagem (MEV 1.000x)

As figuras 4.53 à 4.55, as quais se referem à amostra A+C (3), austemperada à 360°C e conformada a frio, apresentam fractografias que mostram micromecanismos de fratura transgranulares, do tipo **quase clivagem** e pequena quantidade do tipo **dimples**. Esta amostra possui valor de energia absorvida igual a 25 Joules; porcentagem de fratura dúctil igual a 43% e expansão lateral de 0,24mm, onde se pode concluir que a fratura, do ponto de vista macroscópico, é do tipo **dúctil**.

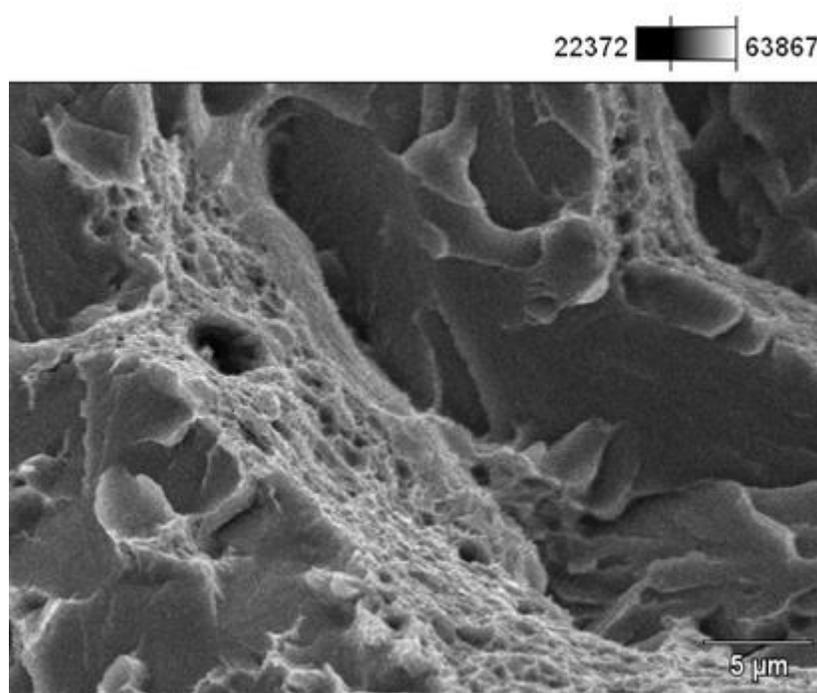


Figura 4.50- Fractografia da amostra A(5) - austêmpera à 340°C – detalhe do mecanismo de quase clivagem (MEV 3.000x)

As figuras 4.56 e 4.57, as quais se referem à amostra A+C (6), austemperada à 340°C e conformada a frio, apresentam fractografias que mostram predomínio de micromecanismos de fratura trangranulares do tipo **quase clivagem** e aumento na quantidade do tipo **dimples**. Esta amostra possui valor de energia absorvida igual a 25 Joules e valor de porcentagem de fratura dúctil igual a 38%, além de expansão lateral com valor igual a 0,17 mm, o que leva a concluir que, do ponto de vista macroscópico, a fratura é do tipo **dúctil**.

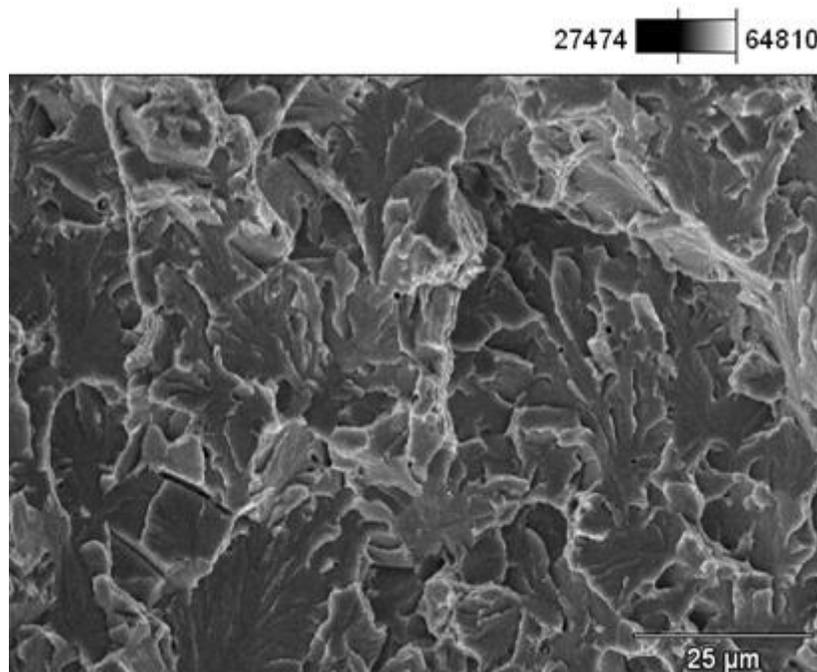


Figura 4.51 - Fractografia da amostra A+C(1) – austêmpera a 420°C com conformação a frio - micromecanismo transgranular – quase clivagem (MEV 1.000x)

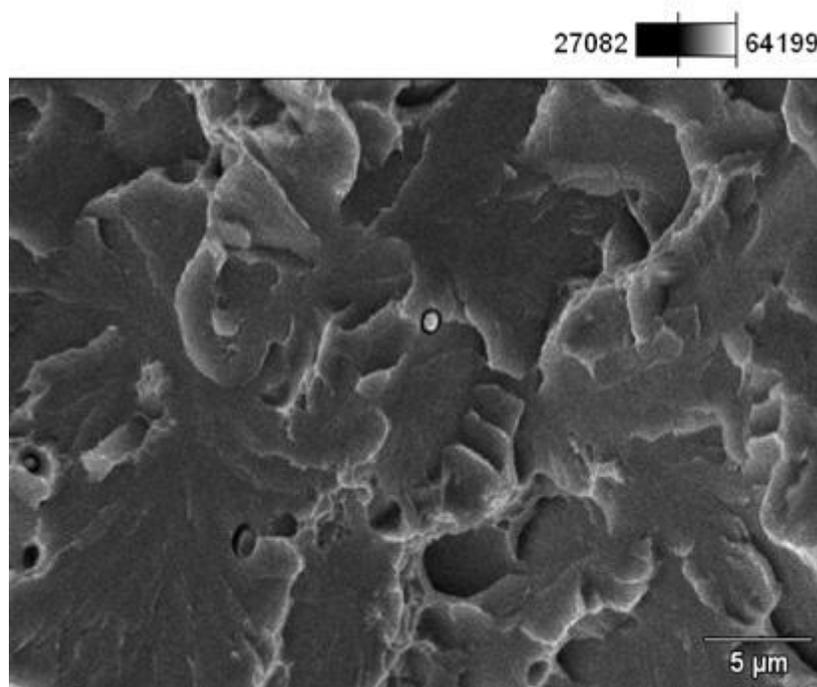


Figura 4.52 - Fractografia da amostra A+C(1) – austêmpera a 420°C com conformação a frio – detalhe do micromecanismo de quase clivagem (MEV 3.000x)

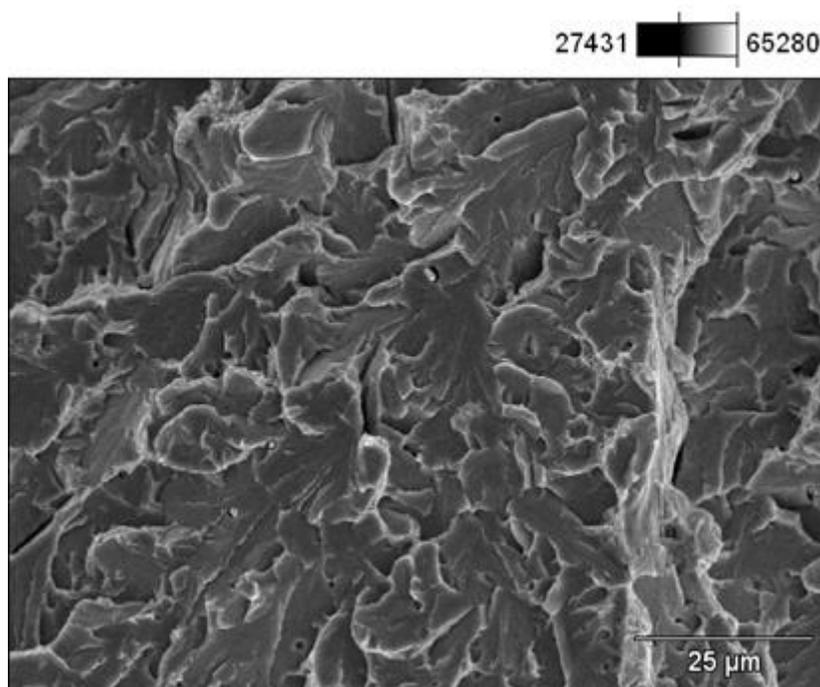


Figura 4.53 - Fractografia da amostra A+C(3) – austêmpera a 360°C com conformação a frio – micromec. transgranular – quase clivagem e pequena quantidade de dimples (MEV 1.000x)

As figuras 4.58 a 4.60 se referem à amostra T+R (13), a qual sofreu têmpera e revenimento à temperatura de 340°C. Estas fractografias apresentam micromecanismos de fratura transgranulares do tipo **quase-clivagem** e **dimples**, porém com predomínio do micromecanismo de fratura do tipo **intergranular**. A amostra obteve energia absorvida baixa (10 joules), além de valores de porcentagem de fratura dúctil (17%) e expansão lateral (0,06 mm) também baixos, o que pode representar, do ponto de vista macroscópico, uma fratura do tipo **frágil**.

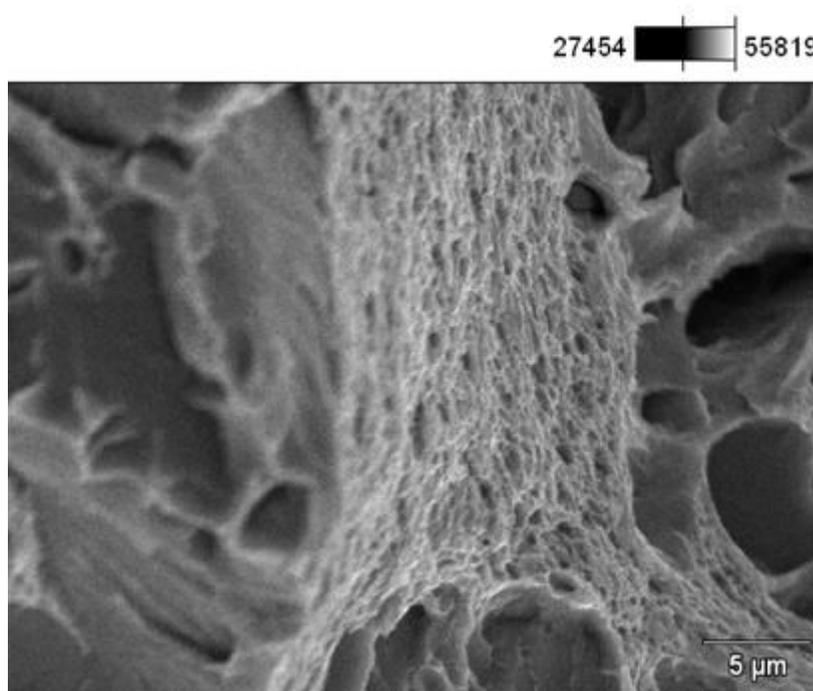


Figura 4.54 - Fractografia da amostra A+C(3) – austêmpera a 360°C com conformação a frio - micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples (MEV 3.000x)

#### 4.5 Considerações finais

A tabela 4.8 apresenta os resultados das microestruturas e principais propriedades dos três processos realizados, ou seja, austêmpera; austêmpera seguida de conformação a frio e têmpera seguida de revenimento. Esta tabela tem como objetivo visualizar todos os resultados, os quais estão agrupados por temperatura aplicada em cada tratamento térmico, ou seja, 420; 360 e 340°C, respectivamente.

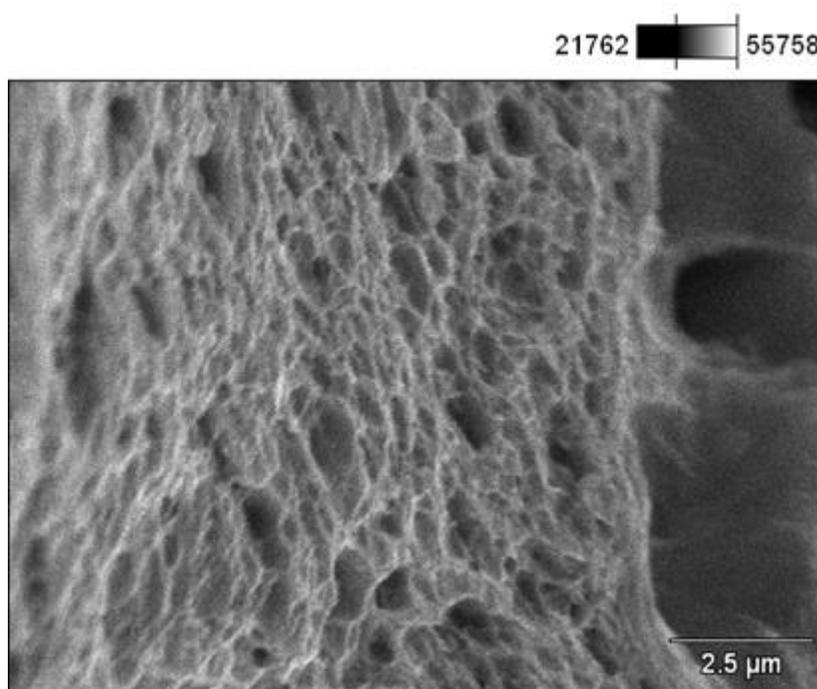


Figura 4.55 - Fractografia da amostra A+C(3) – austêmpera a 360°C com conformação a frio – detalhe do micromecanismo por dimples (MEV 8.000x)

Conforme se pode verificar na tabela 4.8, com relação ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, à medida que se aumenta a temperatura do processo de revenimento ocorre uma diminuição nos valores dos limites de resistência e escoamento; dureza; tenacidade e resiliência e, em contrapartida, se observa um aumento nos valores do alongamento e energia absorvida, sendo que este conjunto de resultados era o esperado e, na prática, dependendo da aplicação que se deseja para este material, devem-se utilizar temperaturas mais altas de revenimento. Outro ponto importante com relação à etapa de revenimento refere-se aos baixos resultados obtidos de energia absorvida nas temperaturas de 360 e 340°C, o que sugere a influência do fenômeno de fragilização da martensita revenida.

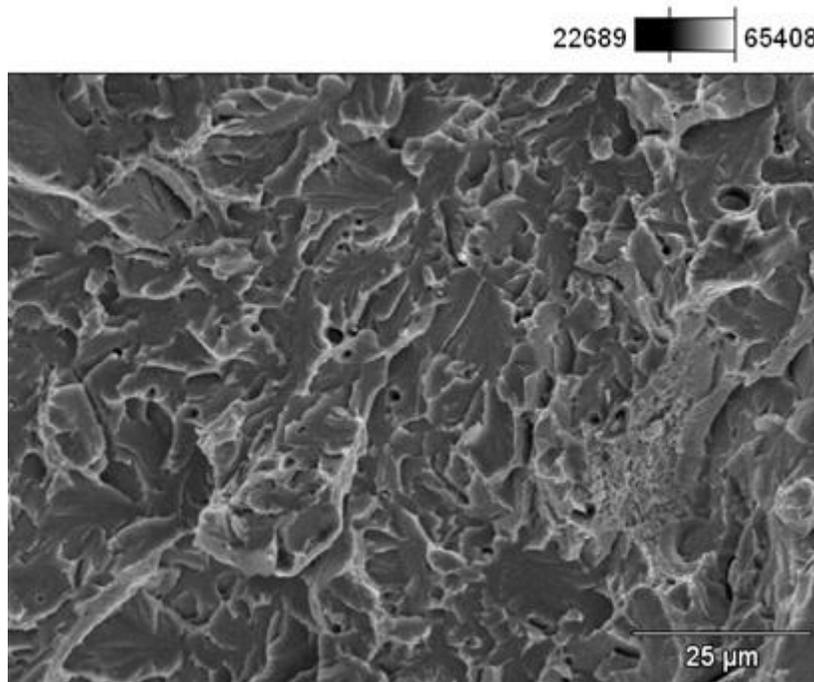


Figura 4.56 - Fractografia da amostra A+C(6) – austêmpera a 340°C com conformação a frio - micromec. transgranular – quase clivagem com aumento do tipo dimples (MEV 1.000x)

Com relação ao tratamento térmico de austêmpera e, também, austêmpera seguida do processo de conformação a frio, uma observação importante é que na medida em que se diminuiu a temperatura do tratamento, houve um aumento nos valores dos limites de resistência e escoamento, porém ocorreu, também, um aumento nos valores do alongamento, o que determinou uma melhoria nos resultados de tenacidade.

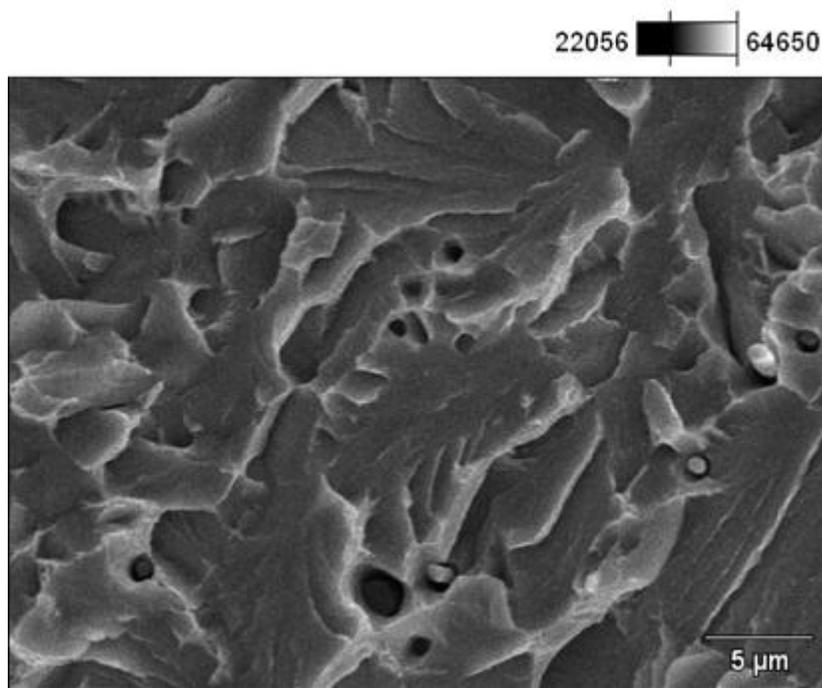


Figura 4.57 - Fractografia da amostra A+C(6) – austêmpera a 340°C com conformação a frio – detalhe do micromecanismo por dimples (MEV 3.000x)

O processo de conformação a frio provoca o fenômeno de encruamento no material, sendo que o destaque foi o aumento substancial que ocorreu nos valores do limite de escoamento, tendo como consequência um aumento nos valores de resiliência. Esta situação deve ser avaliada no que diz respeito à aplicação do material, visto que os resultados dos respectivos limites de resistência e escoamento estão muito próximos, o que não permite uma considerável deformação plástica antes da ocorrência de uma fratura.

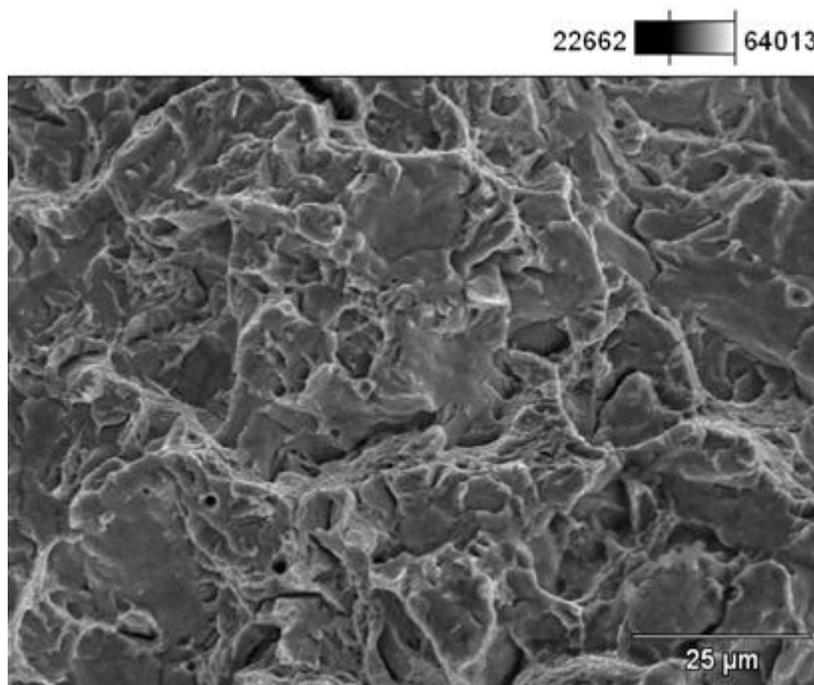


Figura 4.58 – Fractografia da amostra T+R(13) – têmpera e revenimento à 340°C – micromecanismo transgranular – quase clivagem e dimples e micromecanismo intergranular (MEV 1.000x)

No que se refere às amostras somente austêmperadas, cabe ressaltar que, na temperatura de 420°C obteve-se um valor de energia absorvida baixo (11 Joules) além de uma fratura do tipo frágil, sendo que, na medida em que se diminuiu a temperatura de tratamento, houve uma melhoria significativa nos valores da energia absorvida e o tipo de fratura passou a ser dúctil. Portanto, pode-se concluir que existe uma grande influência da mudança de microestrutura nos resultados obtidos, ou seja, na transição entre a microestrutura constituída de **bainita superior** para a constituída de **bainita inferior**. Pode-se afirmar, também, que a amostra somente austêmperada à 340°C foi aquela que apresentou o melhor conjunto de resultados, conforme se pode observar através da tabela 4.9.

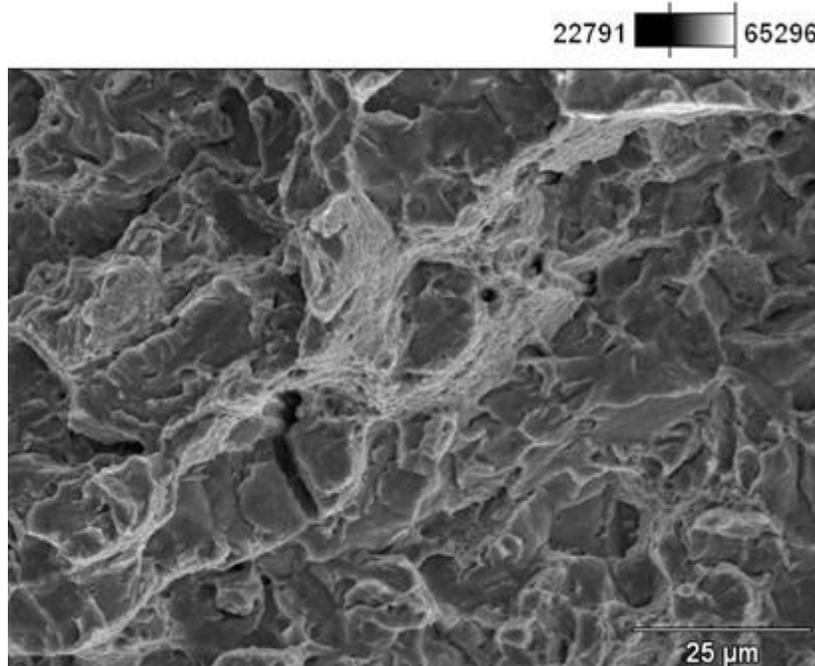


Figura 4.59 - Fractografia da amostra T+R(13) – têmpera e revenimento à 340°C – quase clivagem e dimples - predomínio de micromecanismo do tipo intergranular (MEV 1.000x)

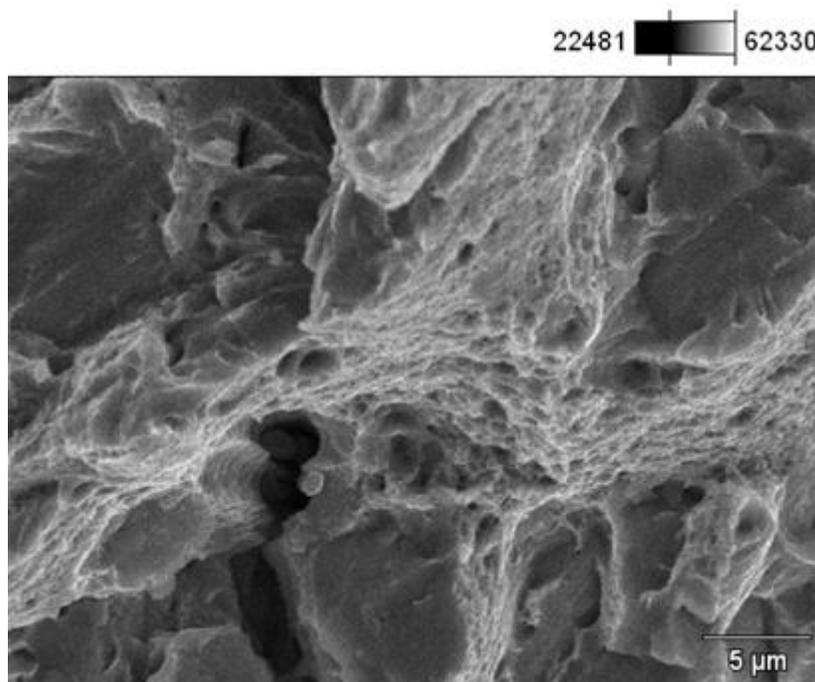


Figura 4.60 - Fractografia da amostra T+R(13) – têmpera e revenimento à 340°C – detalhe do micromecanismo por dimples (MEV 3.000x)

Tabela 4.8 – Principais resultados encontrados durante austêmpera (A); austêmpera com conformação a frio (A+C) e têmpera seguida de revenimento (T+R), agrupados por temperatura aplicada, sendo que BS = bainita superior e BI = bainita inferior. Unidades: Dureza = HRC – Limites de Resistência e Escoamento = N/mm<sup>2</sup> – Alongamento = % - Tenacidade = J/m<sup>3</sup> – Resiliência = J/m<sup>3</sup> – Energia Absorvida = J

Propriedades e Microestruturas	420°C			360°C			340°C		
	A	A+C	T+R	A	A+C	T+R	A	A+C	T+R
Dureza	30	33	46	33	34	49	37	35	49
Lim. Resistência	1022	1135	1503	1089	1266	1682	1150	1297	1720
Lim. Escoamento	770	1114	1353	832	1246	1499	855	1275	1523
Alongamento	10,80	6,80	8,30	11,80	7,00	7,90	12,30	8,70	7,70
Tenacidade (Ut1)	110,38	77,18	124,75	128,50	88,62	132,88	141,45	112,84	132,44
Resiliência (Ur)	1,43	2,99	4,42	1,67	3,75	5,43	1,77	3,93	5,60
Energia absorvida	11	5	16	26	25	11	28	25	10
Tipo de fratura	frágil	frágil	-----	dúctil	dúctil	-----	dúctil	dúctil	frágil
Microestrutura	BS	BS	-----	BS+BI	BS+BI	-----	BI	BI	MR

Tabela 4.9 – Conjunto de resultados referentes à amostra **somente austemperada a 340°C**, sendo que **r1** = proporção entre limite de escoamento e o limite de resistência

Características	Austêmpera (340°C)
Dureza	37 HRC
Lim. Resistência	1150 N/mm <sup>2</sup>
Lim. Escoamento	855 N/mm <sup>2</sup>
Alongamento	12,30 %
Estricção	60,31 %
Tenacidade (Ut1)	141,45 J/m <sup>3</sup>
Resiliência (Ur)	1,77 J/m <sup>3</sup>
Proporção (r1)	0,74
Energia Absorvida	28 Joules
% Fratura dúctil	50 %
Expansão lateral	0,29 mm
Tipo de fratura	dúctil
Microestrutura	bainita inferior

Um ponto importante deve ser comentado com relação aos resultados da amostra somente austemperada à 340°C, ou seja, conforme apresentado nas figuras 4.49 e 4.50, o micromecanismo de fratura é transgranular, com predomínio do tipo **quase clivagem**, o que pode representar uma característica de fratura frágil, porém os valores da tabela 4.9 referentes à **energia absorvida; porcentagem de fratura dúctil e expansão lateral** conferem a esta amostra, com relação ao aspecto macroscópico, uma fratura do tipo **dúctil**, o que sugere a necessidade de uma análise ainda mais detalhada, a qual poderia ser realizada através de microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Os resultados obtidos através da amostra somente austemperada à 340°C, como também, em um segundo plano, aquela tratada à 360°C, permitem concluir que seria possível implementar o tratamento térmico de austêmpera em um processo contínuo de fabricação do aço SAE 4140H, o qual poderia ser aplicado, por exemplo, na fabricação de peças para os setores automobilístico e de equipamentos. Para obter propriedades equivalentes no tratamento convencional de têmpera e revenimento, seriam necessárias temperaturas de revenimento mais altas, com conseqüente aumento no gasto de energia para aquecimento.

Outra indicação de aplicação seria na fabricação de roletes e eixos de pontes rolantes utilizadas em regiões de baixa temperatura, onde é necessário limite de escoamento mínimo de 700 MPa e energia absorvida no impacto de 25 Joules. O aço SAE 4140H austemperado atinge estas propriedades em substituição ao aço DIN 50Cr4 temperado e revenido, o qual apresenta dificuldade de garantia com relação à energia absorvida.

## 5 CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos neste trabalho, foram extraídas as conclusões apresentadas a seguir.

Do ponto de vista microestrutural, para as amostras austemperadas, as imagens provenientes de microscopia óptica e, principalmente, as imagens obtidas através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), comprovaram que as temperaturas escolhidas através da análise do diagrama de fase e cálculos empíricos foram corretas, ou seja, a temperatura de 420°C proporcionou o surgimento da microestrutura de bainita superior, enquanto que, para a temperatura de 340°C se obteve predomínio de bainita inferior. A temperatura intermediária de 360°C apresentou microestrutura mista, ou seja, bainita superior e inferior, porém com predomínio desta última. As amostras austemperadas seguidas de conformação a frio mantiveram as mesmas microestruturas das amostras somente austemperadas a 420; 360 e 340°C, respectivamente.

De acordo com os resultados referentes às propriedades mecânicas verificou-se que:

- As amostras austemperadas com posterior trefilação não apresentaram aumento significativo de dureza quando comparadas com as amostras somente austemperadas, principalmente com relação àquelas amostras tratadas a 360 e 340°C, o que sugere a influência do tipo de microestrutura presente, ou seja, bainita inferior.
- A microestrutura de bainita inferior também foi responsável pelo aumento dos valores de alongamento e estrição para as temperaturas de 360 e 340°C, em relação à temperatura de 420°C, tanto para as amostras austemperadas como para àquelas com posterior conformação a frio.
- O processo de conformação a frio proporcionou aumento significativo nos valores do limite de escoamento nas três temperaturas adotadas, com proporcional queda nos respectivos valores de alongamento e estrição, o que pode eventualmente impor limitações à utilização deste material em aplicações que exijam deformação plástica significativa antes da ruptura.

Os resultados provenientes dos ensaios de impacto e a análise das imagens referentes aos micromecanismos de fratura obtidas através do MEV demonstraram que:

- As amostras revenidas a 360 e 340°C apresentaram queda nos valores de energia absorvida até a fratura, quando comparadas à amostra revenida a 420°C, inclusive com a presença do micromecanismo de fratura intergranular na amostra revenida a 340°C, o que sugere uma possível influência do fenômeno da fragilização da martensita revenida.

- As amostras somente austemperadas a 360 e 340°C apresentaram aumento nos valores de energia absorvida; porcentagem de fratura dúctil e expansão lateral, quando comparadas com a amostra austemperada a 420°C.

- A amostra tratada por austêmpera a 420°C e conformada a frio apresentou queda substancial nos valores de energia absorvida; porcentagem de fratura dúctil e expansão lateral, quando comparada com a amostra somente austemperada na mesma temperatura.

- As amostras que sofreram o tratamento térmico de austêmpera nas temperaturas de 360 e 340°C e foram conformadas a frio através do processo de trefilação, praticamente mantiveram os valores de energia absorvida; porcentagem de fratura dúctil e expansão lateral, quando comparadas com as amostras somente austemperadas nas mesmas temperaturas.

- O ótimo conjunto de resultados provenientes das amostras somente austemperadas a 340°C (conforme apresentado na tabela 4.9), sugere forte influência da microestrutura característica desta temperatura, ou seja, bainita inferior.

- Os resultados de energia absorvida; porcentagem de fratura dúctil e expansão lateral conferem à amostra austemperada a 340°C (sem conformação a frio), com relação ao aspecto macroscópico, uma fratura do tipo **dúctil**, porém a fractografia revelou um predomínio do micromecanismo de fratura do tipo **quase clivagem**, o qual poderia levar a uma fratura do tipo **frágil**. Esta controvérsia sugere uma análise ainda mais detalhada, a qual poderia ser realizada através da microscopia eletrônica de transmissão (MET).

O presente trabalho permitiu concluir que o processo de têmpera e revenimento pode ser substituído pelo tratamento térmico de austêmpera realizado a 340°C, sem posterior conformação

a frio, na fabricação de barras laminadas do aço SAE 4140H, principalmente para aplicações onde a tenacidade à fratura é mais importante que a dureza, tais como roletes e eixos de pontes rolantes utilizadas em regiões de baixa temperatura, que requerem limite de escoamento mínimo de 700 MPa e energia absorvida no impacto de 25 J. Essas propriedades seriam atingidas com o aço SAE 4140H austemperado, o que permite a substituição do material utilizado atualmente, DIN 50Cr4, que apresenta grande dificuldade na garantia das propriedades de impacto, no estado temperado e revenido.

De acordo com os resultados apresentados, torna-se possível viabilizar a implantação de tratamento térmico em linha, no processo de laminação, o que implicaria em otimização em termos de tempo e logística, em relação ao atual tratamento térmico de têmpera e revenimento.

### **Sugestões para futuros trabalhos**

1. Investigação da estrutura bainítica por MEV-FEG (Field Emission Gun) e MET, incluindo o estudo da estrutura cristalina dos carbonetos da ferrita bainítica por difração de elétrons.
2. Analisar comparativamente o comportamento em relação à fadiga entre os aços temperados e revenidos e somente austemperados.

## Referências bibliográficas

AÇOS PARA CONSTRUÇÃO MECÂNICA. Catálogo de apresentação dos produtos da unidade de aços da empresa Bardella S.A. Indústrias Mecânicas. Setembro. 2007. 66p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 112**. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 1996. 57p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 45**. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. West Conshohocken, 1997. 45p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 1998. 25p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370 – 03a**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2003. 47p.

ASM HANDBOOK. **VOL 9**: Metallography and Microstructures. USA, 2004.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT MB-1203**: Aço –Revelação do grão austenítico. Rio de Janeiro, 1990. 5p.

ATKINS, M. **Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels**. ASM. Ohio, 1980

BAGARYATSKI, Y. A. Dokl. Akad. Nauk. SSSR: 1950. vol 73, p.1161-1164

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels – Transformations, Microstructure and Properties**. London: IOM Communications Ltd, 2001 (second edition). 454p.

BORGENSTAM, A.; HILLERT, M.; AGREN, J. Metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite. **ScienceDirect – Acta Materialia**, 57, p.3242 – 3252, 2009.

CALLISTER, William D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Tradução de: Materials science and engineering: an introduction, 7th ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços-carbono e Aços-liga**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1965 (2ª edição). 456p.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo: Edgard Blucher, 2008 (4ª edição). 652p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN 50 125**: Test pieces for the tensile testing of metallic materials. Abril. 1991. 8p.

DIETER, George E. **Metalurgia Mecânica**. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Koogan S.A., 1981 (2ª edição). 653p.

GOLDENSTEIN, Hélio. Bainita nos Aços. In: BOTT, I.; RIOS, P.; PARANHOS, R. **Aços: perspectivas para os próximos 10 anos**. Rio de Janeiro: ISBN, 2002. p.77-88.

INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA – IBS. **Mercado Brasileiro do Aço** – análise setorial e regional, séries históricas até 2008 e projeções de consumo aparente. Maio. 2009. 146p.

ISAICHEV, I. V. Zh. Tekh. Fiz. 1947. vol. 17, p. 835-838

JACK, K. H. J. Iron Steel Inst. 1951. vol. 169, p. 26-36

KANG, M.; ZHANG, M-X.; ZHU, M. In situ observation of bainite growth during isothermal holding. **ScienceDirect – Acta Materialia**, 54, p.2121 – 2129, 2006.

KIRKALDY, J.S.; VENUGOPALAN, D. **Phase Transformations in Ferrous Alloys**. Warrendale, PA. 1984. p.125

KUNITAKE, T.; OKADA, J. **Iron and Steel Inst. Japan**, 84, 137p. 1998.

MODIN, H.; MODIN, S. Jernkont Ann, 1955; 139:481.

MODIN, S. Jernkont Ann, 1958; 142:37.

MODIN, H.; MODIN, S. Microstructures in three isothermally transformed carbon steels with high carbon content. Stockholm: Mertiförlaget, 2000.

OBLAK, J.M.;HEHEMANN, R.F. **Transformation and hardenability in steels**. Ann Arbor, MI. 1967. p.15

PROTOCOLO TÉCNICO PARA FORNECIMENTO DE BARRAS DE AÇO. Bardella S.A. Indústrias Mecânicas e Gerdau-Açominas Ltda. 12/94 Revisão 26, Julho. 2010. 22p.

REED-HILL, Robert E. **Princípios de Metalurgia Física**. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois S.A, 1982 (2ª edição). 776p.

RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Introdução aos processos siderúrgicos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 150p.

SILVA, André Luiz V. da Costa.; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. São Paulo: Edgard Blucher, 2006 (2ª edição). 646p.

SISTA, V.; NASH, P.; SAHAY, S.S. Accelerated bainitic transformation during cyclic austempering. **J Mater Sci**, 42, p. 9112 – 9115, 2007.

SON, J-Y.; KIM, J-H.; KIM, W-B.; YE, B-J. Effects of austempering conditions on the microstructures and mechanical properties in Fe - 0,9%C - 2,3%Si - 0,3%Mn steel. **Met. Mater. Int**, vol. 16, 3, p. 357 – 361, 2010.

SPANOS, G.; FANG, H.S.; AARONSON, H.I. **Metall Trans**, 21A: 1381, 1990.

STEVEN, W.; HAYNES A.G. **JISI**, 183, 349p. 1956.

TARTAGLIA, J.M.; LAZZARI, K.A.; HUI, G.P.; HAYRYNEN, K.L. A comparison of mechanical properties and hydrogen embrittlement resistance of ustempered VS quenched and tempered 4340 steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 39, p. 559 – 576, 2008.

VANDER VOORT, G.F. Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels. **ASM International, Metals Park**. OH, 1991.