

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Filipe Possamai de Souza

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA NAS  
PROPRIEDADES DE UM AÇO SAE 5160 UTILIZADO NA  
FABRICAÇÃO DE FIXADORES**

Florianópolis  
2016



Filipe Possamai de Souza

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA NAS  
PROPRIEDADES DE UM AÇO SAE 5160 UTILIZADO NA  
FABRICAÇÃO DE FIXADORES**

Dissertação submetida ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e  
Engenharia de Materiais da  
Universidade Federal de Santa Catarina  
para a obtenção do Grau de Mestre em  
Engenharia de Materiais  
Orientador: Prof. Dr. Carlos Enrique  
Niño Bohórquez

Florianópolis  
2016

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do  
Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Possamai de Souza, Filipe  
EFEITO DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA NAS PROPRIEDADES DE  
UM AÇO SAE 5160 UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE FIXADORES /  
Filipe Possamai de Souza ; orientador, Carlos Enrique Niño  
Bohóquez - Florianópolis, SC, 2016.  
118 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa  
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em  
Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Austêmpera. 3.  
Bainita. 4. Fixadores de Alta Resistência. I. Bohóquez,  
Carlos Enrique Niño. II. Universidade Federal de Santa  
Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia  
de Materiais. III. Título.

Filipe Possamai de Souza

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA NAS  
PROPRIEDADES DE UM AÇO SAE 5160 UTILIZADO NA  
FABRICAÇÃO DE FIXADORES**

Esta Dissertação foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais, e aprovado em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Florianópolis, 11 de outubro de 2016.

---

Prof. Dr. Guilherme Mariz de Oliveira Barra  
Coordenador do Curso

**Banca Examinadora:**

---

Prof. Dr. Carlos Enrique Niño Bohórquez  
Orientador  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. D.Sc. Carlos Augusto Silva de Oliveira  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Dr. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Dr. Cássio Aurélio Suski  
Instituto Federal de Santa Catarina



Este trabalho é dedicado à minha família, que sempre me apoiou em todos os momentos, e a todos os grandes amigos que sempre me incentivaram com o intuito de me tornar um profissional melhor, tanto no ambiente empresarial ou em sala de aula.





## AGRADECIMENTOS

Inicialmente agradeço ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Ciências e Engenharia de Materiais pela oportunidade de concluir mais uma etapa na minha formação acadêmica.

Agradeço meu orientador Prof. Dr. Carlos Enrique Niño Bohórquez, pelo auxílio e direcionamento prestado durante a realização deste trabalho. Meus agradecimentos também ao Prof. D.Sc. Carlos Augusto, do LABCONF, pela oportunidade de realizar os ensaios de caracterização, especialmente aos colegas Pedro Lamarão e Greice Scarduelli, pelo auxílio na preparação e realizados dos ensaios.

Agradeço à Metalúrgica Fey, pelo apoio na aquisição do material para a realização dos testes, assim como toda a disponibilização da estrutura.

Deixo aqui um agradecimento especial ao Sr. Durval Böge, da Tupytec/Joinville, que cordialmente disponibilizou a estrutura de tratamento térmico das amostras, além da atenção fornecida durante o processo.

Meus amigos e colegas de empresa que prestaram auxílio durante a realização do trabalho: Ricardo Faria, Gilberto Alves, Cristiano Bonetti e especialmente ao Engenheiro e futuro mestre Guilherme Zulian Perin.

Gostaria de agradecer também ao CERMAT, especialmente ao Prof. Dr. Ing. Márcio Celso Fredel e ao Eng. André Cabral pelo auxílio nos testes de Microscopia Eletrônica de Varredura.

Pelo auxílio no envio de amostras e pelos contatos realizados na UFSC, agradeço meu amigo Ricardo Bordingnon.

E por último, mas com maior importância, a ajuda, confiança, apoio e suporte prestado pelos meus pais: Celso Alves de Souza e Vergínia Possamai de Souza também a minha querida irmã Fernanda Possamai de Souza e a minha namorada Jeniffer Moreira por todo o carinho e atenção durante essa fase.

A todos meus sinceros agradecimentos!



Esclarecimento é a saída do homem de sua menoridade, da qual ele próprio é culpado. A menoridade é a incapacidade de fazer uso de seu entendimento sem a direção de outro indivíduo. O homem é o próprio culpado dessa menoridade se a causa dela não se encontra na falta de entendimento, mas na falta de decisão e coragem de servir-se de si mesmo sem a direção de outrem. “Tenha coragem de fazer uso de teu próprio entendimento”, este é o lema do esclarecimento.

Immanuel Kant



## RESUMO

Com o objetivo de contribuir para a nacionalização do desenvolvimento de fixadores de alta resistência, neste trabalho é apresentado um estudo realizado com um aço SAE 5160, submetido ao processo de austêmpera em banho de sal, para o atendimento das propriedades mecânicas necessárias para um fixador de alta resistência (>1600 MPa). Os ensaios realizados foram divididos em dois grupos: no primeiro, o material foi utilizado no estado fornecido, arame trefilado com uma redução na área transversal de 7,0%; no segundo grupo, o material sofreu um elevado grau de redução de área (65,1%) através de trefilação. As amostras produzidas foram austenitizadas a 850 °C e em seguida foi realizada a austêmpera, com temperaturas de patamar de 275 e 365 °C e tempos de 10, 20 e 30 minutos. Foram realizadas análises de caracterização microestrutural mediante microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Testes de tração uniaxial e perfis de microdureza foram realizados para avaliar os valores de resistência mecânica obtidos. Observou-se que nas amostras trefiladas e austemperadas a 275 °C o severo encruamento realizado antes da austêmpera favorece o processo de transformação bainítica, eleva e uniformiza os valores de resistência mecânica e de microdureza, sendo adequado para a obtenção de fixadores de alta resistência (>1600 MPa). Nas amostras austemperadas a 356 °C, que apresentaram menores valores de resistência (<1400 MPa) não foi observada a formação de estruturas bainíticas, mas uma microestrutura perlítica de maior ductilidade.

**Palavras-chave:** Austêmpera. Bainita. Fixadores de Alta Resistência.



## ABSTRACT

Aiming to contribute with the nationalization of the development of high strength fasteners, the present work shows a study performed with a SAE 5160 steel, that underwent austempering heat treatment in salt baths, to achieve the mechanical properties required for a fastener with a resistance ( $>1600$  MPa). The performed tests were divided in two groups: the first used the material in the as-received condition, wire rod presenting 7,0% of area reduction; in the second, the material underwent a high amount of cold drawing (65,1%). The samples were austenitized at  $850$  °C and then an austempering was performed, with temperatures of  $275$  and  $365$  °C and holding times of 10, 20 and 30 minutes. Optical Microscopy (OM) and Scan Electronic Microscopy (SEM) were performed to characterize the microstructures achieved. Uniaxial tensile tests and microhardness profiles were performed to evaluate the values of mechanical resistance obtained. The cold drawn samples austempered at  $275$  °C showed that a high strain hardening prior to the austempering favors the bainitic transformation, raises and stabilizes the mechanical properties and microhardness values, being suitable to the achievement of fasteners with a high resistance class ( $>1600$  MPa). In the austempered samples at  $365$  °C, that presented lower values of resistance ( $<1400$  MPa), it was not observed the formation of bainitic structures, but a pearlitic microstructure with higher ductility.

**Keywords:** Austempering. Bainite. High Strength Fasteners.





## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Comparação dos ciclos de tempo-temperatura-transformação (TTT) para a têmpera e revenido convencionais e para a austêmpera. (ASM INTERNATIONAL, 1991). .....	33
Figura 2 – Diagramas TTT para os aços 1080, 5140, 1034 e 9261, em relação as suas susceptibilidades para o processo de austêmpera (ASM INTERNATIONAL, 1991). .....	36
Figura 3 – Exemplo de interface entre a matriz e o núcleo da nova fase. $\gamma_{\alpha\alpha}$ representa a energia superficial do contorno de grão e $\gamma_{\alpha\beta}$ a energia de interface entre matriz e a nova fase criada (PORTER, 1987). .....	38
Figura 4 – O tamanho crítico para a formação de um núcleo estável pode ser reduzido ainda mais através da formação de uma interface coerente de baixa energia (PORTER, 1987). .....	38
Figura 5 – Ilustração de como uma placa de martensita continua microscopicamente coerente com a austenita que a cerca e mesmo quando ela intercepta a superfície (PORTER, 1987). .....	40
Figura 6 – Relação de Bain para a transformação $\alpha \rightarrow \alpha'$ . Possíveis sítios intersticiais são mostrados pelas letras “x”. Para obter $\alpha'$ a célula unitária de $\gamma$ é contraída em aproximadamente 20% no eixo “c” e expandida aproximadamente 12% nos eixos “a” (PORTER, 1987). .....	40
Figura 7 – Esboço correspondente às subunidades próximas à ponta do feixe (BHADESHIA, 2001). .....	41
Figura 8 – Diagrama esquemático mostrando as posições relativas das curvas de transformação para perlita e bainita em um aço-carbono eutetóide. (PORTER, 1981). .....	42
Figura 9 – Diagrama TTT de um aço contendo 0,8% Cr, 0,3% Mo e 1,8% Ni. Nota-se a presença de duas curvas distintas, uma para a formação da Perlita e outra para a formação da Bainita. (ASM INTERNATIONAL, 1997). .....	43
Figura 10 – Características microestruturais relevantes na cinética de formação de uma microestrutura bainítica. Ocorre o aumento do comprimento das subunidades e dos feixes, formação dos degraus causados pela nucleação repetida das subunidades, precipitação de carbonetos, e alteração na fração volumétrica que está relacionada com o tempo e temperatura (BHADESHIA, 2001). .....	44

Figura 11 – Representação Esquemática da transformação entre a Bainita Superior e a Bainita Inferior (TAKAHASHI; BHADESHIA, 1990)....	45
Figura 12 – a) Esquema do mecanismo de crescimento. Placas de ferrita crescem para dentro do grão austenítico $\gamma_2$ e placas de cementita crescem na região austenítica rica em carbono. b) Uma representação de uma “ripa” (PORTER; EASTERLING, 1981). .....	46
Figura 13 – Modelo tridimensional em que são mostradas as orientações de uma placa e das ripas (BHADESHIA, 2001). .....	46
Figura 14 – Aço hipoeutetóide (0,6% C) parcialmente transformado por 30 minutos a 710 °C. Nota-se transformação bainítica no grão inferior de austenita e crescimento perlítico no grão superior durante a têmpera (Aumento 1.800x). (PORTER; 1987). .....	48
Figura 15 – Micrografia através de MET (Microscópio Eletrônico de Transmissão) de uma região com bainita superior em uma liga Fe-0,43C-2Si-3Mn% em peso, parcialmente transformada. (a) Microscopia ótica; (b, c) Micrografia em campo claro e subsequente imagem em campo escuro da austenita retida entre as subunidades de Bainita; (d) Montagem mostrando a estrutura por completo (BHADESHIA, 2001). .....	48
Figura 16 – Micrografia através de microscopia eletrônica de transmissão mostrando a morfologia da Bainita. Um feixe de bainita passa da parte inferior esquerda até a parte superior direita, e consiste em partículas alongadas e em formato de agulha de $Fe_3C$ em uma matriz ferrítica. A fase ao redor da bainita é martensita (CALLISTER, 2001). .....	49
Figura 17 – a) Bainita inferior numa liga com 0,69%C (Aumento 1.000x). b) Um possível mecanismo de crescimento. A interface $\alpha/\gamma$ avança tão rápido quanto os carbonetos precipitam na interface desse modo removendo o excesso de carbono na frente da fase $\alpha$ (PORTER, 1987). .....	50
Figura 18 – Imagem de MEV de microestrutura que consiste em uma mistura entre martensita e bainita inferior (ABBASZADEH, <i>et al.</i> 2010) .....	50
Figura 19 – a) Uma micrografia ótica mostrando ripas de bainita inferior em uma liga Fe-0,3C-4Cr% em peso parcialmente transformada. A matriz em tom claro é martensita. b) A imagem através de MET ilustrando as subunidades da bainita inferior (BHADESHIA, 2001). .....	51

Figura 20 – Representação esquemática do mecanismo de precipitação de carbonetos (OHMORI, et al. 1971). .....	52
Figura 21 – Representação do mecanismo proposto para a formação da Bainita Inferior (SPANOS, et al. 1990) .....	52
Figura 22 – Efeito da temperatura de transformação nas propriedades mecânicas de um aço eutetóide (ASKELAND, 1989). .....	53
Figura 23 - a) Microestrutura inicial do aço AISI52100, Microestruturas do aço austemperado durante 30 min às temperaturas b) 250 °C, c) 275 °C, d) 300 °C (B: Bainita, $\alpha'$ : Martensita e $\gamma$ : Austenita Retida) (KILICLI, 2012). .....	54
Figura 24 – Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular (HAFIZ; 2003).....	55
Figura 25 – Porcentagem de carbono retido na austenita em diferentes temperaturas de austêmpera. a) Amostra aço baixo-carbono (PUTATUNDA, 2011). b) Um ferro fundido nodular (PUTATUNDA, 2001). .....	56
Figura 26 – Representação esquemática das rotas de tratamento térmico de austêmpera (KILICLI, 2012).....	57
Figura 27 – Variação de dureza com o tempo de transformação durante a austêmpera em um aço AISI 52100. (KILICLI, 2012).....	58
Figura 28 – Propriedades mecânicas de um aço TRIP com 0,23%C, 1,36%Si e 1,54%Mn de acordo com a variação do tempo de patamar na austêmpera (LI, 2006). .....	59
Figura 29 – Gráfico apresentando a significância de cada uma das variáveis que influem na espessura das placas de Bainita (BHADESHIA, 2001). .....	60
Figura 30 – Aço A: Bainita em um aço onde a nucleação é dispersa e o crescimento dos feixes é rápido. Aço B: Bainita num aço onde a taxa de crescimento é lenta. (BHADESHIA, 2001). .....	62
Figura 31 – Relação das propriedades mecânicas com o grau de deformação na laminação a 700 °C (LI, 2006).....	64
Figura 32 – Microscopia óptica de um aço TRIP multifásico após laminação à quente (700 °C) e subsequente austêmpera. (a) 30%, (b) 40% e (c) 50% de deformação, respectivamente. Nital 4%. PF: Ferrita Poligonal e GB Bainita Granular (LI, 2006). .....	64

Figura 33 – Efeito da espessura da seção sobre o perfil de dureza em aços-carbono e ligas ferrosas. (ASM INTERNATIONAL, 1991). .....	65
Figura 34 – Variação da dureza em função das temperaturas de transformação isotérmicas. Lyman e Troiano (1946). .....	67
Figura 35 – Microdurezas de aços ao carbono transformados isotermicamente em uma mistura de bainita e perlita (BHADESHIA, 2001). .....	68
Figura 36 – Micrografias do aço GCr18Mo austemperado durante diferentes períodos de tempo: (a) 38 min, (b) 60 min, (c) 90 min, (d) 240 min. Austenitização realizada a 870 °C (WEN, 2006). .....	69
Figura 37 – Variação das propriedades mecânicas com a variação da fração volumétrica de Bainita Inferior (ABBASZADEH, <i>et al.</i> 2010). 70	
Figura 38 – Efeito do tratamento térmico na aparência da fratura de um aço 10B53. a) fratura dúctil de uma amostra austemperada a 53 HRC. b) fratura com aspecto frágil de uma amostra temperada e revenida 53 HRC (ASM INTERNATIONAL, 1991). .....	71
Figura 39 – Diagrama TTT do aço 1080, com ciclos térmicos de uma austêmpera convencional e uma austêmpera modificada. Quando aplicada para fios ou cabos esse processo é conhecido como Patenteamento. (ASM INTERNATIONAL, 1991). .....	73
Figura 40 – Características de fratura retardada em vários tipos de materiais (TAKASHIMA, <i>et al.</i> 2003). .....	75
Figura 41 – Alterações na estrutura resultante da adição de Cr em fio-máquina com elevado teor de carbono (TAKASHIMA, <i>et al.</i> 2003). ..	76
Figura 42 – a) Perfil de temperatura para o experimento proposto de austêmpera para amostras em aço AISI 1080. b) Tempos para a completa transformação bainítica durante as austêmperas isotérmicas e cíclicas (NASH <i>et al.</i> 2007). .....	78
Figura 43 – Microestruturas do aço SAE 5160 utilizado para o processo de austêmpera, obtidas em seção longitudinal do fio-máquina: a) A esquerda: região do núcleo; b) A direita: superfície. ....	79
Figura 44 - Fluxograma com etapas de realização do trabalho. ....	80
Figura 45 – Amostras em aço SAE 5160, fixadas em arame para tratamento térmico de Austêmpera. ....	81

Figura 46 – Fornos utilizados no tratamento térmico: a) A esquerda, forno de austenitização; b) A direita, forno de austêmpera. ....	82
Figura 47 – Esquema das condições de ensaio referentes à deformação inicial, e tratamentos de austêmpera (temperatura e tempo de patamar). ....	84
Figura 48 – Diagrama TTT para o aço SAE 5160 (ASM INTERNATIONAL, 1995). ....	84
Figura 49 – Corpo de prova fixado na máquina universal de ensaios (para execução do teste de tração uniaxial), com o extensômetro instalado sobre ele. ....	88
Figura 50 – Metalografias ópticas obtidas para as amostras não-trefiladas austemperadas a 275 °C. ....	91
Figura 51 - Metalografias ópticas obtidas para as amostras trefiladas austemperadas a 275 °C. ....	92
Figura 52 - Metalografias ópticas obtidas para as amostras não-trefiladas austemperadas a 365 °C. ....	93
Figura 53 - Metalografias ópticas obtidas para as amostras trefiladas austemperadas a 365 °C. ....	94
Figura 54 – Microscopias eletrônicas de varreduras das amostras submetidas a um patamar de 30 minutos de austêmpera.....	95
Figura 55 – Perfis de microdurezas da matéria-prima no estado inicial e após a trefilação.....	97
Figura 56 – Efeitos dos mecanismos de endurecimento envolvidos no perfil inicial obtida da microestrutura trefilada. ....	98
Figura 57 – Micrografia em que são mostrados os valores locais de dureza, associados ao efeito de bandeamento na microestrutura. ....	99
Figura 58 - Perfil de microdureza obtido para amostras não-trefiladas (NT) e austemperadas a 275 °C.....	100
Figura 59 - Perfil de microdureza obtido para amostras trefiladas (T) e austemperadas a 275 °C. ....	101
Figura 60 - Perfil de microdureza obtido para amostras não-trefiladas (NT) e austemperadas a 365 °C.....	101
Figura 61 - Perfil de microdureza obtido para amostras trefiladas (T) e austemperadas a 365 °C. ....	102

Figura 62 –Valores de microdureza obtidos para as amostras austemperadas a 275 °C, com os diferentes tempos de patamar e os dois estados iniciais (trefilada e não trefilada).....	102
Figura 63 - Valores de microdureza obtidos para as amostras austemperadas a 365 °C, com os diferentes tempos de patamar e os dois estados iniciais (trefilada e não trefilada).....	103
Figura 64 – Efeito da segregação química nas curvas de transformação no diagrama TTT (BHADESHIA, 2001).....	104
Figura 65 – Valores de RT para as amostras austemperadas a 275 °C. ....	108
Figura 66 - Valores de RT para as amostras austemperadas a 365 °C.	108
Figura 67 - Valores de LE para as amostras austemperadas a 275 °C.	109
Figura 68 - Valores de LE para as amostras austemperadas a 365 °C.	109
Figura 69 – Valores de LE/RT para amostras austemperadas a 275 °C. ....	110
Figura 70 - Valores de LE/RT para amostras austemperadas a 365 °C. ....	110
Figura 71 – Imagens ao MEV e fotografias com lente macro das superfícies de fratura de corpos de prova ensaiados sob tração uniaxial, de material austemperado com patamar de 20 minutos. ....	111

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de aço SAE 1095 submetido a três tipos de tratamento térmico – (ASM INTERNATIONAL, 1991).....	34
Tabela 2 – Relação entre a fração volumétrica da quantidade de Bainita Inferior e a Dureza para um aço GCr18Mo (WEN, 2006). .....	69
Tabela 3 – Comparativo entre propriedades mecânicas de uma barra de aço-carbono de 5 mm de diâmetro contendo 0,85%C (ASM INTERNATIONAL, 1991). .....	72
Tabela 4 – Composição química utilizada para a obtenção de fixadores de elevada resistência (TAKASHIMA, et al. 2003).....	75
Tabela 5 – Comparativo de propriedades mecânicas entre os tratamentos térmicos de austêmpera e têmpera e revenimento para fabricação de fixadores de alta resistência (HU, et al. 2005).....	78
Tabela 6 – Composição química do aço SAE 5160 utilizado (conforme certificado de qualidade do fabricante). .....	79
Tabela 7 – Propriedades mecânicas do aço SAE 5160, no estado como-fornecido (conforme certificado de qualidade do fabricante). .....	80
Tabela 8 – Dimensões das feiras utilizadas e valores de redução de área transversal do arame.....	81
Tabela 9 – Dados dos fornos utilizados para a austêmpera do aço SAE 5160.....	82
Tabela 10 – Temperaturas e tempos de austêmpera aplicados nas amostras. ....	83
Tabela 11 – Técnicas utilizadas para a caracterização das amostras austemperadas. ....	85
Tabela 12 – Resultados obtidos nos ensaios de tração uniaxial nas amostras austemperadas. ....	107





## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- $\Delta G_{het}$  – Variação de energia livre na nucleação heterogênea  
 $\Delta G_{hom}$  – Variação de energia livre na nucleação homogênea  
 $\Delta G_d$  – Redução da energia livre referente a barreira de ativação  
 $\bar{L}$  – Número de interceptos lineares  
 $N_V^0$  – Densidade de pontos de nucleação  
 $V_{max}^s$  – Volume máximo de um feixe de bainita  
Af – Alongamento até a fratura  
AHSS – Advanced High Strength Steel  
AISI – American Iron and Steel Institute  
ASM – American Society for Metals  
 $A_\gamma$  – Energia de superfície na interface de formação de uma nova fase  
C – Região de fratura por clivagem  
CCC – Estrutura cúbica de corpo centrada  
CFC – Estrutura cúbica de face centrada  
d – Distância entre indentações de microdureza  
D – Região de fratura dúctil  
DP – Dual-Phase  
I – Região com presença de inclusões  
ISO – International Organization for Standardization  
LE – Limite de escoamento  
LE/RT – Relação entre limite de escoamento e resistência a tração  
 $M_s$  – temperatura de início de transformação martensítica  
P – Carga aplicada durante teste de microdureza  
p – colônia perlítica  
RA – Redução de área  
RT – Resistência à tração  
 $s(\theta)$  - fator de forma em relação ao ângulo de molhamento  $\theta$   
SAE – Society of Automotive Engineers  
 $S_v$  – Superfície de grão por unidade de volume  
TRIP – Transformation Induced Plasticity  
TTT – Tempo-Temperatura-Transformação  
TWIP – Twinning-Induced Plasticity  
ULSAB – Ultra Light Steel Autobody  
 $\alpha$  – fase ferrítica  
 $\alpha'$  – martensita  
 $\alpha_b$  – ferrita bainítica  
 $\alpha_c$  – ferrita acicular  
 $\alpha_f$  – ferrita primária  
 $\gamma$  – austenita



## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>29</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>30</b>
2.1	OBJETIVO GERAL.....	30
2.1.1	Objetivos Específicos.....	30
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>31</b>
3.1	ASPECTOS GERAIS SOBRE A MICROESTRUTURA BAINÍTICA E AUSTÊMPERA.....	31
3.1.1	Descoberta da bainita.....	31
3.1.2	Tratamentos térmicos de austêmpera e aplicações de aços austemperados .....	32
3.1.3	Meios para o tratamento de austêmpera .....	33
3.1.4	Aços para austêmpera .....	34
3.2	MECANISMOS DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA, POR DIFUSÃO E CISALHAMENTO, NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO.....	37
3.2.1	Princípios de Nucleação e Crescimento no Estado Sólido.....	37
3.2.2	Aspectos da Transformação Martensítica.....	39
3.2.3	Morfologia da Bainita .....	41
3.2.4	Transformação da Austenita para Bainita.....	42
3.2.5	Cinética de Formação.....	43
3.2.6	Bainita Superior e Inferior .....	44
3.2.7	Bainita Superior.....	46
3.2.8	Bainita inferior.....	49
3.3	INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSO (DEFORMAÇÃO, AUSTENITIZAÇÃO, RESFRIAMENTO) SOBRE A MICROESTRUTURA.....	52
3.3.1	Temperatura de Austenitização .....	52
3.3.2	Temperatura de Austêmpera .....	53
3.3.3	Tempo de Encharque na Temperatura de Austêmpera.....	57
3.3.4	Espessura das placas de Bainita .....	59
3.3.5	Efeito do Tamanho de Grão Austenítico .....	61
3.3.6	Efeito da Deformação.....	63
3.3.7	Efeito da Espessura do Material .....	64
3.4	CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AUSTEMPERADOS .....	66
3.4.1	Dureza.....	66
3.4.2	Resistência Mecânica.....	70

3.5	PROJETO DE AÇOS E DE CONDIÇÕES DE PROCESSO PARA APLICAÇÃO DE AUSTÊMPERA. ....	71
3.5.1	Aplicação.....	71
3.5.2	Últimos avanços e aplicações.....	73
3.5.3	Utilização da austêmpera na fabricação de fixadores.....	74
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	79
4.1	MATÉRIA-PRIMA.....	79
4.2	TREFILAÇÃO DO MATERIAL.....	81
4.2.1	Corpos de Prova.....	81
4.3	TRATAMENTO TÉRMICO.....	82
4.4	COLETA DE AMOSTRAS PARA ANÁLISE.....	85
4.5	ENSAIOS DE CARACTERIZAÇÃO.....	85
4.5.1	Preparação Metalográfica.....	85
4.5.2	Perfil de Microdureza.....	86
4.5.3	Microscopia Ótica.....	86
4.5.4	Ensaio de Tração.....	87
4.5.5	Microscopia Eletrônica.....	88
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	89
5.1	MICRODUREZA.....	97
5.2	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	104
5.3	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	89
5.4	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	95
5.5	MEV DA FRATURA.....	111
6	CONCLUSÕES E SUGESTÕES.....	113
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	115
	REFERÊNCIAS.....	117

---

## 1 INTRODUÇÃO

No decorrer das últimas décadas, as usinas siderúrgicas têm trabalhado no desenvolvimento de aços com uma maior resistência mecânica e uma melhor trabalhabilidade, visando atender os avanços tecnológicos da indústria automobilística, e suas demandas crescentes nas questões de redução de peso dos veículos e atendimento dos requisitos de segurança. Como resultado dos projetos criados (e.g. ULSAB - UltraLight Steel Auto Body) foram desenvolvidas novas famílias de aços, que levaram a novas aplicações para as mesmas. O uso desses novos desenvolvimentos metalúrgicos, (DP - Dual Phase, TRIP - Plasticidade Induzida por Transformação, Matensitic, Complex Phase, TWIP - Plasticidade Induzida por Maclação), permitiram grandes avanços no projeto estrutural dos veículos e trouxeram ganhos econômicos e ambientais.

Entretanto, uma área essencial para a manufatura automotiva, que também está presente em diversos ramos de engenharia, é a dos fixadores. Durante muitos anos, a tecnologia em fixação ficou estagnada, em comparação com os avanços nos demais ramos automotivos. Apenas nos últimos anos, novas práticas e novos materiais têm sido empregados na fabricação de fixadores com melhores propriedades, pois, assim como os outros elementos estruturais, os fixadores utilizados na montagem de um veículo também possuem uma parcela significativa na massa total do conjunto. Dentre os novos estudos na área de fixação, está o uso de fixadores com microestrutura bainítica, que apresentam maior resistência mecânica superior (>1600 MPa) aliada a uma maior ductilidade, em comparação aos fixadores que são fabricados pelo processo convencional de têmpera e revenido (>1200 MPa).

A obtenção das propriedades mecânicas em fixadores ocorre através da combinação dos processos de conformação (em sua maioria a frio) e tratamento térmico subsequente. O alinhamento entre esses processos é necessário para o atendimento das normas vigentes, entretanto o conhecimento proveniente entre a relação desses dois processos se torna muito útil para fins de engenharia, pois ele pode impactar diretamente no custo de fabricação dos parafusos ou levar a uma especificação incorreta da junta aparafusada.

Esse estudo é parte integrante de um projeto que visa a fabricação de fixadores de elevada resistência no Brasil. Esta etapa caracteriza-se pelo estudo do efeito do encruamento prévio ao tratamento térmico de austêmpera, para a obtenção de uma estrutura bainítica, em um aço SAE

5160, e seus efeitos nas propriedades obtidas desejáveis a um fixador de elevada resistência, e entender a relação entre ambos os processos.

## **2 OBJETIVOS**

O presente trabalho propõe um novo conceito no ramo de fixação, já concebido e desenvolvido por empresas europeias. O estudo considera a utilização dos conhecimentos presentes no ramo de tratamento térmico, mais precisamente a austêmpera, para a obtenção de microestruturas bainíticas para aplicações na área de fixadores de elevada resistência.

### **2.1 OBJETIVO GERAL**

Investigar a resposta do aço SAE/AISI 5160 deformado previamente a frio (por trefilação) a diferentes tratamentos de austêmpera, feitos em diversas condições, para identificar sua potencial utilização na fabricação de fixadores de elevada resistência mecânica (Também chamada de Classe 16.8 - RT > 1600 MPa e LE > 1280 MPa).

#### **2.1.1 Objetivos Específicos**

1. Obter uma microestrutura bainítica no aço SAE/AISI 5160 com a utilização dos métodos de tratamentos propostos, e a influência das microestruturas presentes nas propriedades mecânicas do material austemperado (RT, LE, Af, LE/RT e microdureza), que regem a classificação do fixador.
2. Identificar a influência da trefilação prévia nas propriedades mecânicas e microestruturas obtidas, após os ciclos térmicos de austêmpera propostos, para identificar o melhor alinhamento entre os processos de fabricação envolvidos.
3. Estudar o efeito das temperaturas de austêmpera e tempos de transformação nas propriedades mecânicas e nos aspectos de fratura das amostras produzidas.

---

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 ASPECTOS GERAIS SOBRE A MICROESTRUTURA BAINÍTICA E AUSTÊMPERA

##### 3.1.1 Descoberta da bainita

Durante o final da década de 20, durante o desenvolvimento de estudos pioneiros sobre transformações isotérmicas da austenita em temperaturas acima das quais a estrutura martensítica se forma, mas abaixo da faixa de temperaturas em que se obtém perlita, Davenport e Bain descobriram uma nova microestrutura que consiste em um agregado acicular, revelando-se preto ao ser atacado quimicamente, e que se diferenciava de perlita ou martensita observadas no mesmo aço. Inicialmente essa microestrutura foi nomeada de “martensita-troostita” uma vez que eles acreditavam que ela se formava da mesma maneira que a martensita, mas é subsequentemente revenida e consegue precipitar carbono.

Foi observado que a estrutura era atacada quimicamente mais rapidamente que a martensita, mas mais lentamente do que a troostita (perlita fina). A aparência da estrutura martensita-troostita formada numa chamada “faixa inferior” (formada em temperaturas logo acima da faixa de formação de martensita  $M_s$ ) era de certa forma diferente da estrutura obtida na “faixa superior” formada em temperaturas elevadas. Estas microestruturas apresentavam propriedades promissoras e incomuns e foi observado que era mais resistente do que a martensita na mesma faixa de dureza (Bain, 1939), causando grande empolgação dos pesquisadores na época.

Durante o final da década de 20, houve outros trabalhos relevantes, tais como (LEWIS, 1929; ROBERTSON, 1929), que foram os primeiros a publicarem os resultados de experimentos com transformações isotérmicas em aços eutetóides. Mas os experimentos de Davenport e Bain (1930) foram únicos em mostrar com sucesso a natureza progressiva das transformações isotérmicas da austenita, usando técnicas de metalografia e dilatomia. Os métodos utilizados por eles na representação da cinética de transformação, na forma de curvas TTT (tempo-temperatura-transformação), se revelaram tão simples e elegantes, que seria inconcebível encontrar qualquer outro cientista de materiais na atualidade que não tenha sido treinado no uso ou construção de diagramas TTT.

Em 1934 o grupo que realizou a pesquisa nomeou a nova microestrutura de “Bainita” em homenagem ao colega E.C. Bain, que inspirou os estudos, e mostrou a primeira micrografia da microestrutura bainítica, tirada com uma ampliação de 1000 vezes. As variantes das microestruturas obtidas na faixa superior e faixa inferior receberam o nome de Bainita superior e Bainita inferior respectivamente (BHADESHIA, 2001).

### **3.1.2 Tratamentos térmicos de austêmpera e aplicações de aços austemperados**

Entende-se por austêmpera toda transformação isotérmica de uma liga ferrosa a uma temperatura abaixo da formação da fase perlítica e acima da transformação martensítica. (ASM INTERNATIONAL, 1991). A austêmpera dos aços fornece uma série de vantagens em potencial:

- Aumento da ductilidade, tenacidade e resistência que se podem conseguir com uma determinada dureza (Tabela 1).
- Diminuição das distorções e, como resultado, redução do tempo de uma usinagem subsequente, do desperdício de material, da necessidade de inspeção ou demais análises.
- Menor tempo de processo para a obtenção de uma dureza na faixa de 35 a 55 HRC, resultando na economia de energia e capital.

As etapas do tratamento de austêmpera são as seguintes:

- O material é aquecido dentro da faixa de temperaturas de austenitização, normalmente entre 790 e 915 °C.
- Depois é resfriado rapidamente em um banho mantido a uma temperatura constante, normalmente na faixa de 260 a 400 °C.
- É mantido no banho por tempo suficiente para que ocorra isotermicamente a transformação para a microestrutura bainítica.
- Por último, o material é resfriado até a temperatura ambiente.

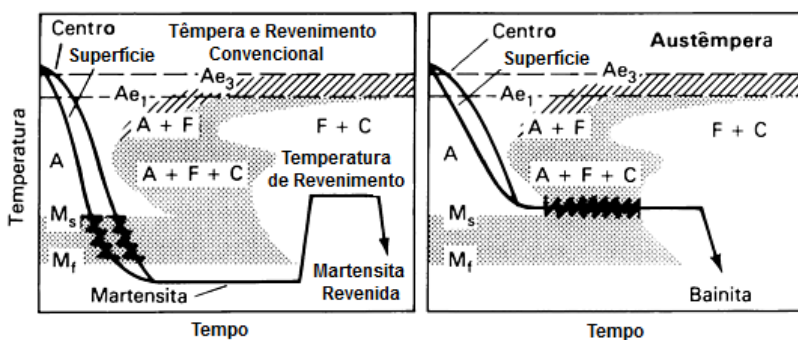
Este tratamento de austêmpera e seus resultados, que foram descritos em detalhes por Davenport e Bain (1930), apresentam diferenças fundamentais com a têmpera convencional seguida de revenido, de acordo com o que é mostrado esquematicamente na Figura 1. Para a realização de uma austêmpera, o metal deve ser resfriado rápido o suficiente, partindo da temperatura de austenitização até a temperatura do banho de austêmpera, para que não haja a transformação da austenita



durante o resfriamento, então deve ser mantido dentro do banho durante um tempo determinado que seja suficiente para garantir a transformação completa da austenita para bainita (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Uma das grandes vantagens da austêmpera sobre a têmpera e o revenimento comuns, reside no fato de que, devido à estrutura bainítica formar-se diretamente da austenita a temperaturas mais elevadas do que a martensita, as tensões internas resultantes são muito menores. Conseqüentemente, não há praticamente distorção ou empenamento e, do mesmo modo, a possibilidade de aparecimento de trincas durante a têmpera é quase que completamente eliminada (ASM INTERNACIONAL, 1991).

Figura 1 – Comparação dos ciclos de tempo-temperatura-transformação (TTT) para a têmpera e revenido convencionais e para a austêmpera. (ASM INTERNATIONAL, 1991).



### 3.1.3 Meios para o tratamento de austêmpera

Os banhos de sais fundidos são os meios mais comumente utilizados para a realização de um tratamento de austêmpera, devido aos seguintes fatos:

- Elevada taxa de transferência de calor.
- Não apresenta o problema da barreira isolante térmica formada pela fase de vapor durante o estágio inicial da têmpera.
- Sua viscosidade é uniforme para uma grande faixa de temperaturas.
- Sua viscosidade é baixa em temperaturas de realização da austêmpera (similar à da água em temperatura ambiente), além disso, reduz a quantidade de sal que é carregada com a peça entre os banhos.

- O banho se mantém estável em temperaturas de trabalho e é completamente solúvel em água, de modo que facilita as operações de limpeza subsequentes.
- O sal pode ser facilmente recuperado a partir da água de lavagem através de métodos de evaporação.

Entretanto o tratamento térmico em banho de sais apresenta desvantagens, tais como:

- Riscos à saúde e ao meio ambiente, sendo necessário um manuseio e descarte racionais, devido aos elementos químicos presentes nos sais.
- Local de utilização adequado, devendo-se evitar a proximidade com combustíveis ou elementos incompatíveis devido ao risco de reações violentas.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de aço SAE 1095 submetido a três tipos de tratamento térmico – (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Tratamento Térmico	Dureza (HRC)	Resistência ao Choque (J)	Alongamento em 25 mm (%)
Resfriado em água e revenido	53,0	16	*
Resfriado em água e revenido	52,5	19	*
Martemperado e Revenido	53,0	38	*
Martemperado e Revenido	52,8	33	*
Austemperado	52,0	61	11

\*Valores não mencionados

### 3.1.4 Aços para austêmpera

A seleção do aço para austêmpera deve ser baseada nas características da transformação como indicada nos diagramas TTT. Três pontos importantes devem ser considerados:

- A localização do nariz da curva TTT, de modo que a velocidade de resfriamento do meio de têmpera utilizada possa ser suficientemente alta para passar à esquerda desse nariz.

- O tempo necessário para conseguir uma transformação completa da austenita em bainita na temperatura de austêmpera.
- A temperatura de início da transformação martensítica ( $M_s$ ).

Alguns aços, embora possuam carbono ou elementos de liga em teor suficiente para endurecer, não são adequados para a realização da austêmpera, pois o nariz da curva TTT aparece em um tempo menor do que 1 segundo. Isto faz com que seja muito difícil resfriar suficientemente rápido, mesmo se tratando de seções finas em sal fundido, sem formar certa quantidade de perlita. Ou, então, são necessários tempos excessivamente longos para a transformação bainítica ocorrer.

Alguns aços para os quais o tratamento de austêmpera é viável apresentam as seguintes características (ASM INTERNATIONAL, 1991):

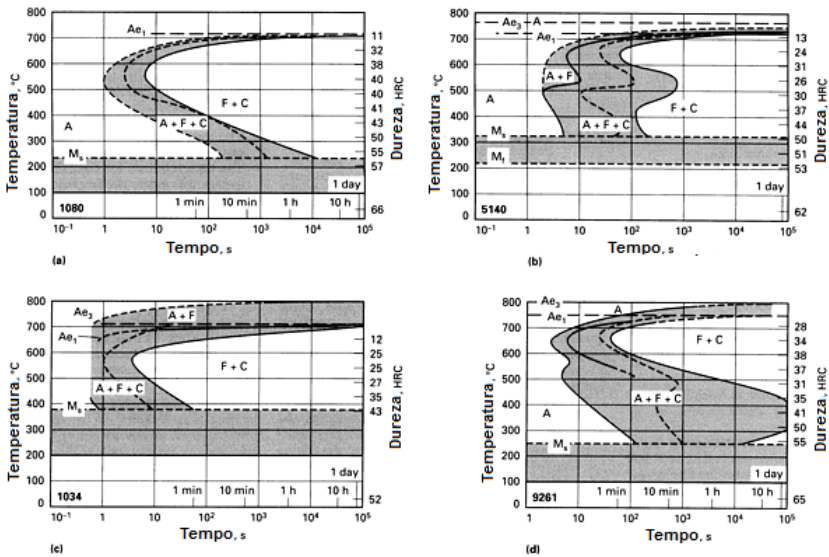
- Aços ao carbono contendo de 0,50 a 1,00%C e pelo menos 0,60%Mn.
- Aços de alto carbono contendo mais de 0,90%C e, possivelmente, um pouco menos de 0,60%Mn.
- Aços ao carbono com um teor de C inferior a 0,50%, mas com uma quantidade de Mn numa faixa entre 1,00 e 1,65%.
- Aços baixa liga, contendo mais de 0,30%C;
- Composição química de acordo com: SAE 13xx (ligados ao Mn); 23xx e 25xx (ligados ao Ni); 31xx, 32xx, 33xx e 34xx (ligados ao Ni e Cr); e 40xx e 44xx (ligados ao Cr e Mo); que apresentam uma quantidade superior a 0,40%C;
- Demais aços, tais como: SAE 4140, SAE 6145 e SAE 9440.

No diagrama TTT do aço 1080 (Figura 2a), pode-se observar que o mesmo possui características de transformação que o tornam pouco adequado para a austêmpera, porque o resfriamento a partir da temperatura de austenitização deve ser realizado em menos de 1 segundo para evitar o nariz da curva TTT, e assim evitar o surgimento de perlita durante o resfriamento. Devido à alta taxa de resfriamento necessária, a austêmpera do aço 1080 só pode ser realizada em seções finas, de aproximadamente 5 mm no máximo. Dependendo da temperatura de austêmpera, a transformação isotérmica no banho pode ser realizada dentro de uma faixa de tempo de alguns minutos até 1 hora.

O aço-baixa-liga 5140 é apropriado para a austêmpera, como pode ser inferido ao analisar a curva TTT (Figura 2b), onde é demonstrado que um tempo de aproximadamente 2 segundos é permitido antes do início de

transformação no nariz da curva TTT. Peças confeccionadas em aço 5140 ou outros aços com características de transformação semelhantes podem ser austemperados em seções com tamanhos maiores do que o aço 1080, por causa do tempo maior de passagem pelo nariz da curva durante o resfriamento. Além disso, a transformação para a fase bainítica pode ser completada dentro de um período de 1 a 10 minutos a temperatura entre 315 e 400 °C. (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Figura 2 – Diagramas TTT para os aços 1080, 5140, 1034 e 9261, em relação as suas susceptibilidades para o processo de austêmpera (ASM INTERNATIONAL, 1991).



## 3.2 MECANISMOS DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA, POR DIFUSÃO E CISALHAMENTO, NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO

### 3.2.1 Princípios de Nucleação e Crescimento no Estado Sólido

Uma partícula de uma nova fase pode nuclear de dois modos básicos, por *nucleação homogênea* ou *heterogênea*. A nucleação heterogênea consiste na nucleação em defeitos cristalinos, tais como: discordâncias, interseções de discordâncias, partículas de impurezas ou descontinuidades nos contornos de grão. Essa é a forma mais fácil de nuclear uma nova fase. Por outro lado, a nucleação homogênea é a formação espontânea do núcleo, através de flutuações de composição de soluto. Nela, os átomos de soluto se agrupam no reticulado cristalino da matriz e iniciam o crescimento da partícula da segunda fase (REED-HILL, 1973).

A nucleação em sólidos, assim como em líquidos, é quase sempre heterogênea. Sítios para a nucleação são defeitos com “falta de equilíbrio”, por exemplo: falhas de empilhamento, inclusões e superfícies livres. Se a criação de um núcleo resulta na destruição de um defeito haverá certa quantidade de redução da energia livre ( $\Delta G_d$ ), o qual permitirá vencer a barreira de energia de ativação (PORTER, 1987). A equação para a nucleação heterogênea em sólidos é:

$$\Delta G_{het} = -V(\Delta G_v - \Delta G_s) + A\gamma - \Delta G_d \quad (1)$$

Onde:

- $-V(\Delta G_v - \Delta G_s)$  é equivalente a redução de energia livre em relação ao volume das fases criadas por serem mais estáveis a uma determinada temperatura.
- $A\gamma$  é referente à energia de superfície da interface que é criada com a formação de uma nova fase.
- $-\Delta G_d$  é referente à energia livre liberada durante a formação de um novo núcleo.

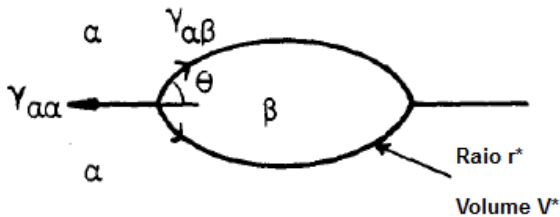
A forma de um embrião de uma nova fase deve ser a que reduza o total da energia livre na interface, favorecendo assim a reação. Por exemplo: o núcleo formado num contorno de grão pode possuir duas características de interface; coerente ou incoerente. No caso de uma interface incoerente, a forma que o embrião tomará será a de duas calotas esféricas (Figura 3).

A relação entre as energias de ativação para a nova fase formada ( $\Delta G_{het}/\Delta G_{hom}$ ), sabendo que a energia de ativação para a nucleação homogênea é sempre superior, será proporcional ao ângulo formado entre o contorno de grão e as interfaces entre a matriz e o novo núcleo formado.

$$\frac{\Delta G_{het}}{\Delta G_{hom}} = S(\theta) \quad (2)$$

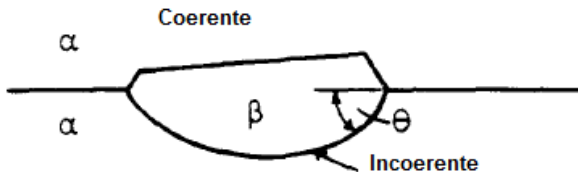
Onde  $S(\theta)$  é denominado fator de forma, pois depende do ângulo de molhamento  $\theta$  (ângulo entre o contorno de grão e a interface contorno-núcleo), representado na Figura 3. Esse ângulo será maior para interfaces incoerentes do que para interfaces coerentes.

Figura 3 – Exemplo de interface entre a matriz e o núcleo da nova fase.  $\gamma_{\alpha\alpha}$  representa a energia superficial do contorno de grão e  $\gamma_{\alpha\beta}$  a energia de interface entre matriz e a nova fase criada (PORTER, 1987).



Na Figura 4 é possível observar que numa interface que apresenta compatibilidade entre a matriz e a nova fase, é possível reduzir a energia mínima de formação para o crescimento do núcleo e o valor de  $\Delta G_{het}$  pode ser reduzido ainda mais. O núcleo formado terá então uma relação de orientação com um dos grãos (PORTER, 1987).

Figura 4 – O tamanho crítico para a formação de um núcleo estável pode ser reduzido ainda mais através da formação de uma interface coerente de baixa energia (PORTER, 1987).



### 3.2.2 Aspectos da Transformação Martensítica

A princípio, todos os metais e ligas podem sofrer transformações sem difusão, denominadas transformações martensíticas. Com uma determinada taxa de resfriamento ou taxa de aquecimento que seja rápida o suficiente para evitar que as transformações envolvam o movimento de átomos através de difusão. As transformações martensíticas podem, entretanto, ocorrer em muitos tipos de cristais metálicos e não metálicos, ou minerais e componentes. No caso de um aço martensítico, a taxa de resfriamento necessária para ocorrer a transformação é tal, que a maioria dos átomos de carbono em solução na estrutura CFC da austenita continua em solução sólida na estrutura CCC da ferrita. A martensita pode ser considerada simplesmente, então uma solução sólida supersaturada de carbono na fase  $\alpha$  do ferro (PORTER, 1987).

A geometria da martensita (também denominada de  $\alpha'$ ) é geralmente no formato de lentes ou placas, inicialmente com o tamanho do grão austenítico. A densidade de placas não parece ter uma relação com o tamanho de grão austenítico inicial. Por exemplo, é observado que ela se forma aleatoriamente ao longo de uma amostra com uma densidade de placas que não possui relação com tamanho de grão (PORTER, 1987).

Em uma amostra previamente polida e na qual se formou posteriormente martensita, onde a martensita intercepta a sua superfície surge uma deformação elástica, de modo que a superfície fica inclinada como mostra a Figura 5. É possível observar que, ao menos microscopicamente, as regiões que sofreram a transformação parecem ser coerentes com a austenita ao redor.

Uma vez que a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (cúbica de face centrada para uma estrutura tetragonal, em função do teor de carbono) é associada com aproximadamente 4% de expansão, isto implica que uma dilatação ocorra no sentido normal às placas de martensita. Em 1924, Bain mostrou como a estrutura cristalina tetragonal poderia ser obtida a partir de uma estrutura cúbica de face centrada com o mínimo possível de deformação na estrutura da fase mãe (Figura 6). Explicando as respectivas deformações na estrutura e os respectivos níveis de deformação através dos mecanismos de maclação e cisalhamento, Bain obteve um grande êxito na previsão da estrutura resultante muito antes de ela ser realmente observada através de microscopia eletrônica (PORTER, 1987).

Figura 5 – Ilustração de como uma placa de martensita continua microscopicamente coerente com a austenita que a cerca e mesmo quando ela intercepta a superfície (PORTER, 1987).

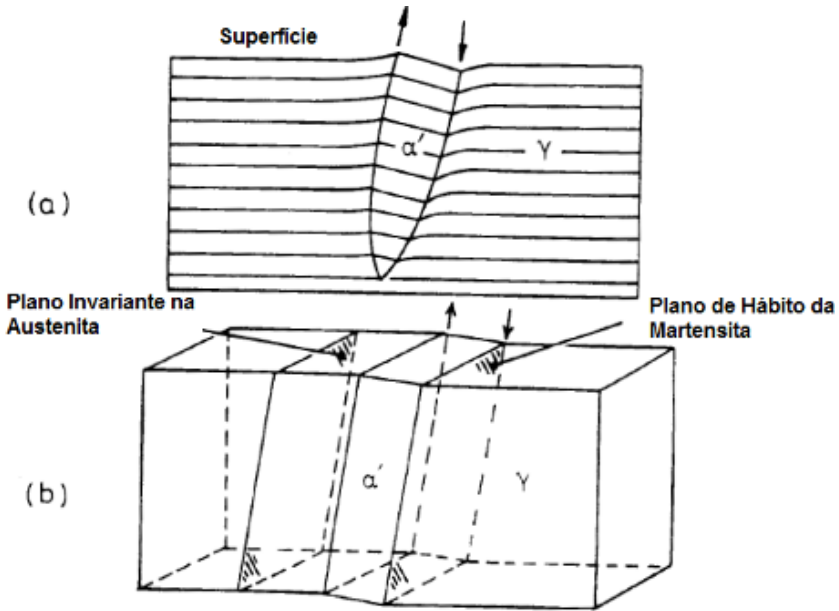
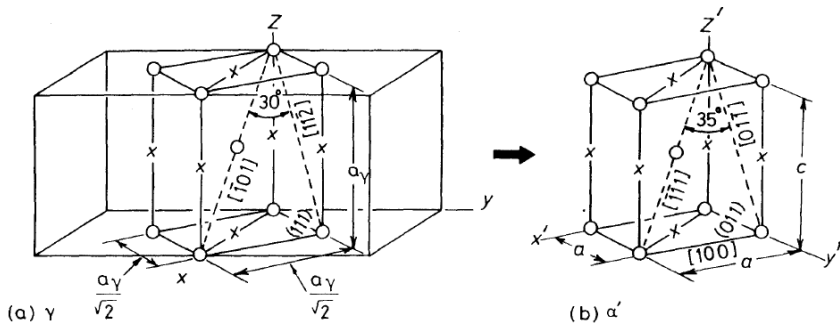


Figura 6 – Relação de Bain para a transformação  $\alpha \rightarrow \alpha'$ . Possíveis sítios intersticiais são mostrados pelas letras "x". Para obter  $\alpha'$  a célula unitária de  $\gamma$  é contraída em aproximadamente 20% no eixo "c" e expandida aproximadamente 12% nos eixos "a" (PORTER, 1987).





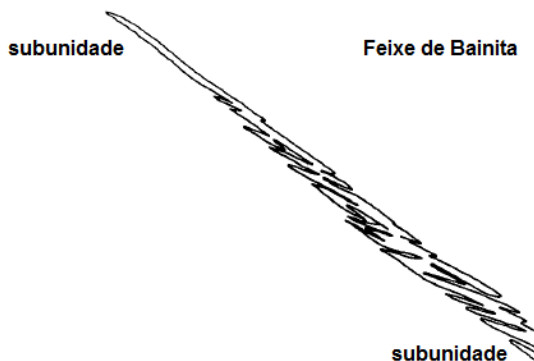
### 3.2.3 Morfologia da Bainita

A bainita pode ser identificada de diferentes formas: bainita granular, colunar, inversa ou de resfriamento contínuo. Entretanto as bainitas compartilham de duas classificações básicas, superior e inferior, que consistem em placas agregadas de ferrita, separadas por austenita não transformada, martensita ou cementita. O agregado de placas é chamado de feixe e as placas dentro de cada feixe são chamadas de *subunidades*. As subunidades não são isoladas uma das outras, mas são conectadas em três dimensões e compartilham da mesma orientação cristalográfica (BHADESHIA, 2001).

Diversos estudos (OBLAK, *et al.* 1964; SRINIVASAN, WAYMAN, 1968) mostram que o feixe tem um formato de placa cuneiforme. O extremo de maior espessura da cunha fica no local da nucleação, que normalmente é o contorno de grão da austenita. As subunidades que constroem o feixe possuem uma morfologia de ripa ou placa lenticular, cuja forma é mais acentuada próxima à ponta ou extremidade do feixe,

A morfologia do feixe é mais bem visualizada em amostras parcialmente transformadas. As dimensões de uma subunidade são uniformes dentro de um feixe porque cada subunidade cresce até um tamanho limite. As novas subunidades nucleiam mais frequentemente perto das pontas de uma subunidade já existente do que nas suas laterais (BHADESHIA, 2001). A morfologia de um feixe de bainita é mostrada na Figura 7.

Figura 7 – Esboço correspondente às subunidades próximas à ponta do feixe (BHADESHIA, 2001).



### 3.2.4 Transformação da Austenita para Bainita

Quando a austenita é resfriada abaixo do nariz da curva de transformação da perlita no diagrama TTT a Bainita é formada. Assim como a perlita, a bainita é normalmente uma mistura de ferrita e carbonetos (podendo também conter austenita não transformada ou martensita), mas é microestruturalmente diferente da perlita e possui sua própria curva em formato de “C” no diagrama TTT. Em aço ao carbono esta curva se sobrepõe com a curva de formação da perlita, de acordo com a Figura 8, de tal forma que aproximadamente em 500 °C ambos microconstituintes se formam de maneira competitiva. Entretanto, em algumas ligas, as duas curvas são separadas, como mostrado na Figura 9 (PORTER,1987).

Outro aspecto interessante em relação ao mecanismo de transformação bainítica é o seu mecanismo de transformação. Alguns autores acreditam que a transformação é displaciva enquanto outros acreditam que a difusão tem uma importância maior nessa transformação (FIELDING, 2013).

O primeiro mecanismo implica a existência de uma relação no ordenamento dos átomos ao longo da interface de transformação enquanto que o segundo é associado com um movimento desordenado de átomos (difusão), que destrói qualquer tipo de relação. Segundo Podder (2011), dado o grande número de observações reportadas na literatura e inúmeras revisões, a primeira teoria é um pouco mais plausível para a explicação do crescimento da bainita.

Figura 8 – Diagrama esquemático mostrando as posições relativas das curvas de transformação para perlita e bainita em um aço-carbono eutetóide. (PORTER, 1981).

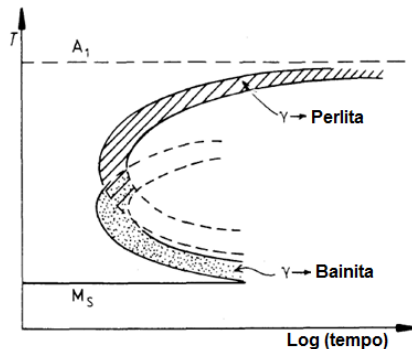
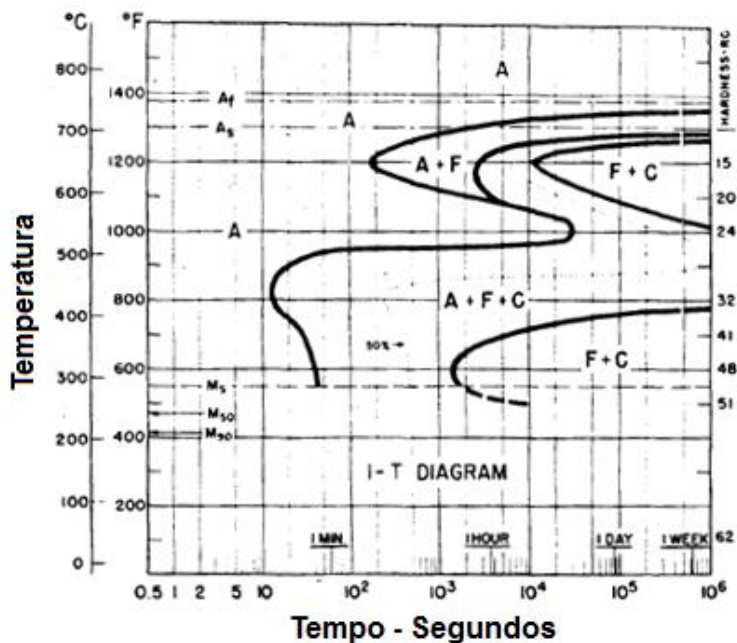


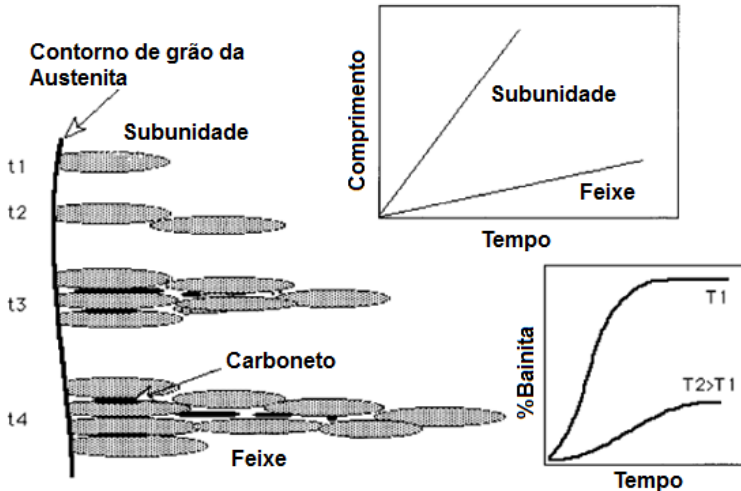
Figura 9 – Diagrama TTT de um aço contendo 0,8% Cr, 0,3% Mo e 1,8% Ni. Nota-se a presença de duas curvas distintas, uma para a formação da Perlita e outra para a formação da Bainita. (ASM INTERNATIONAL, 1997).



### 3.2.5 Cinética de Formação

Existem quatro eventos distintos na evolução e crescimento da microestrutura bainítica, ilustrados na Figura 10. Uma subunidade nucleia no contorno de grão austenítico e cresce, até o seu crescimento ser impedido pela deformação plástica dentro da austenita. Novas subunidades então nucleiam na ponta da subunidade inicial, e a estrutura em feixe se desenvolve enquanto esse processo prossegue. A taxa média de alongamento do feixe é menor do que a da subunidade, devido ao intervalo que existe entre o alongamento das subunidades. A fração volumétrica da bainita depende do total de feixes que crescem a partir de diferentes regiões na amostra. A precipitação de carbonetos influi na taxa de reação através da difusão de carbono tanto da austenita residual quanto da ferrita supersaturada (BHADESHIA, 2001).

Figura 10 – Características microestruturais relevantes na cinética de formação de uma microestrutura bainítica. Ocorre o aumento do comprimento das subunidades e dos feixes, formação dos degraus causados pela nucleação repetida das subunidades, precipitação de carbonetos, e alteração na fração volumétrica que está relacionada com o tempo e temperatura (BHADESHIA, 2001).

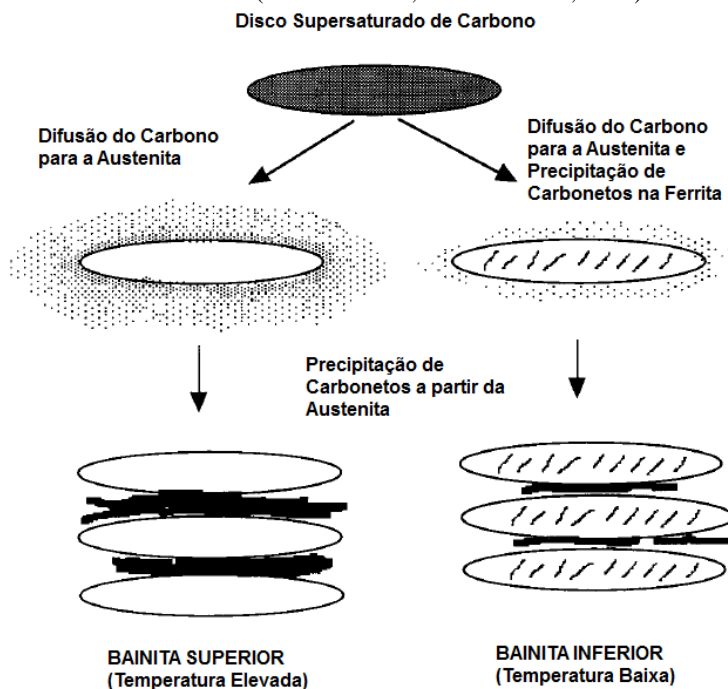


### 3.2.6 Bainita Superior e Inferior

Segundo Bhadeshia (2001), entre as tentativas de criar uma definição geral para a microestrutura da Bainita, a descrição mais apropriada é que a bainita consiste numa mistura não lamelar entre Ferrita e Carbonetos, que pode ser classificada como Bainita Superior e Inferior. Esta distinção é importante, pois existem diferenças evidentes nas propriedades mecânicas dessas duas microestruturas. As duas microestruturas são facilmente diferenciáveis usando microscopia eletrônica, conforme mostra a Figura 11, e, além disso, apresentam diferenças nos mecanismos de crescimento.

A transformação de austenita em bainita possui uma natureza aparentemente dupla. Ela possui algumas características de nucleação e crescimento similares às da transformação da austenita em perlita, enquanto que, por outro lado, ela também mostra características da transformação da austenita em martensita. A sua microestrutura depende da temperatura em que ela se forma. A Bainita superior é formada numa faixa entre 350 até 550 °C e a Bainita inferior é formada entre 250 a 350 °C (PORTER; 1981; BHADESHIA; 2006).

Figura 11 – Representação Esquemática da transformação entre a Bainita Superior e a Bainita Inferior (TAKAHASHI; BHADESHIA, 1990).



A diferença entre as microestruturas superior e inferior é atribuída a uma diferença na difusividade do carbono nas duas faixas de temperaturas de transformação. Através de uma análise ao microscópio eletrônico é possível ver que a fase  $\alpha$  na subunidade da bainita superior assemelha-se à subunidade de um material inteiramente martensítico em aços baixo-carbono (BHADESHIA, 2001).

Na bainita superior, as partículas de carboneto precipitam nas laterais das ripas, e não em seu interior. Isso sugere que neste caso os carbonetos precipitam diretamente da austenita. Na bainita inferior, os carbonetos são encontrados dentro da fase  $\alpha$ . Isto significa que o carboneto é formado ao precipitar o carbono que está em solução sólida supersaturada na fase  $\alpha$ . Ambos os tipos de bainita apresentam uma elevada densidade de discordâncias dentro da fase  $\alpha$  (TOTTEN, 2006).

### 3.2.7 Bainita Superior

A bainita formada em altas temperaturas (350 a 550 °C) consiste de agulhas ou placas de ferrita com precipitados de cementita entre as placas. Esta estrutura é conhecida como bainita superior. A Figura 12 apresenta as placas crescendo para o interior da austenita parcialmente transformada. O contraste mais escuro na imagem representa a presença de cementita. A Figura 12 também mostra esquematicamente como se acredita que esta microestrutura se desenvolve. As ripas de ferrita crescem para dentro da austenita de um jeito similar ao de placas laterais de Widmanstätten, ou seja, com morfologia acicular. A Figura 13 mostra as geometrias para ripas e placas (PORTER, 1987).

Figura 12 – a) Esquema do mecanismo de crescimento. Placas de ferrita crescem para dentro do grão austenítico  $\gamma_2$  e placas de cementita crescem na região austenítica rica em carbono. b) Uma representação de uma “ripa” (PORTER; EASTERLING, 1981).

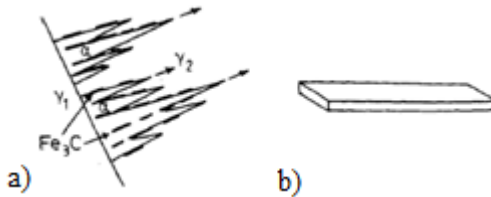
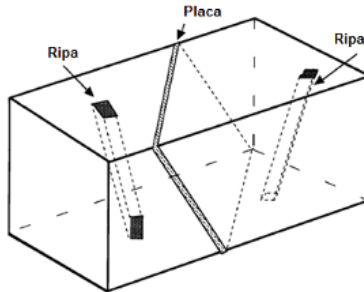


Figura 13 – Modelo tridimensional em que são mostradas as orientações de uma placa e das ripas (BHADESHIA, 2001).



A ferrita nucleia no contorno de grão da austenita com uma orientação de Kurdjumov-Sachs em relação à matriz. Uma vez que o

super-resfriamento é muito grande, o núcleo formado cresce rapidamente para dentro do grão da austenita, formando placas de ferrita com interfaces semicoerentes de baixa energia. Isto ocorre em diversos lugares ao longo do contorno de grão, de tal forma que um grupo de placas devidamente espaçadas se forma. Enquanto estas placas aumentam em espessura, a quantidade de carbono da austenita aumenta e finalmente atinge um nível que permite a nucleação e crescimento da cementita (PORTER, 1987).

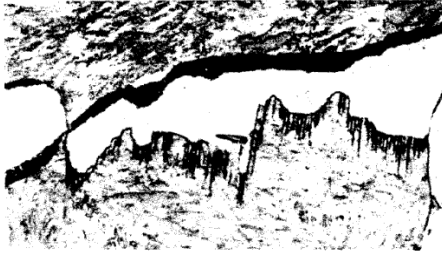
Em temperaturas mais altas a formação da Bainita Superior se assemelha com placas de Widmanstätten finamente espaçadas. Com a redução da temperatura de formação, as placas de Bainita se tornam mais próximas umas das outras de tal forma que somente pode ser distinguível com a utilização de um microscópio eletrônico (PORTER, 1987).

Em temperaturas elevadas, em que a perlita e a bainita crescem de maneira competitiva, pode ser difícil distinguir as colônias de perlita das colônias de bainita superior, pois ambas aparecem como camadas alternadas de cementita na ferrita. A natureza descontínua dos carbonetos na bainita pode não ser suficiente para diferenciar ambas microconstituintes, pois a cementita existente na perlita também pode aparecer como lamelas quebradas ou não uniformes.

Entretanto, as duas microestruturas se formaram de maneiras bem distintas. A grande diferença entre os dois constituintes está na sua cristalografia. No caso da perlita, a cementita e a ferrita não possuem uma relação de orientação com o grão austenítico a partir do qual elas se formaram, enquanto que a cementita e ferrita na bainita possuem uma orientação relacionada com o grão em que crescem. (PORTER; 1987).

Esse efeito pode ser observado na Figura 14. A micrografia mostra um aço hipoeutetóide (0,6% C) que foi parcialmente transformado a 710 °C e então temperado até a temperatura ambiente, de modo que a austenita ainda não totalmente transformada, na qual foi convertido em martensita. O resfriamento para a têmpera, entretanto, não foi rápido o suficiente para evitar a transformação na interface  $\gamma/\alpha$ . O constituinte preto corresponde a uma perlita bem fina que nucleou na interface incoerente  $\alpha/\gamma$ , na qual não há uma relação de orientação. Entretanto a ferrita e o grão de austenita que aparecem na parte inferior da Figura 14, possuem orientações que indicam à formação de bainita. (PORTER; 1987).

Figura 14 – Aço hipoeutetóide (0,6% C) parcialmente transformado por 30 minutos a 710 °C. Nota-se transformação bainítica no grão inferior de austenita e crescimento perlítico no grão superior durante a têmpera (Aumento 1.800x). (PORTER; 1987).



A Figura 15 e Figura 16 mostram a morfologia da bainita superior, que é mais bem observada em estruturas parcialmente transformadas. As dimensões de uma subunidade são uniformes dentro de um feixe, pois cada subunidade cresce até um tamanho limite. Novas subunidades nucleiam preferencialmente próximas as extremidades das subunidades já existentes, ao invés de suas laterais.

Figura 15 – Micrografia através de MET (Microscópio Eletrônico de Transmissão) de uma região com bainita superior em uma liga Fe-0,43C-2Si-3Mn% em peso, parcialmente transformada. (a) Microscopia ótica; (b, c) Micrografia em campo claro e subseqüente imagem em campo escuro da austenita retida entre as subunidades de Bainita; (d) Montagem mostrando a estrutura por completo (BHADESHIA, 2001).

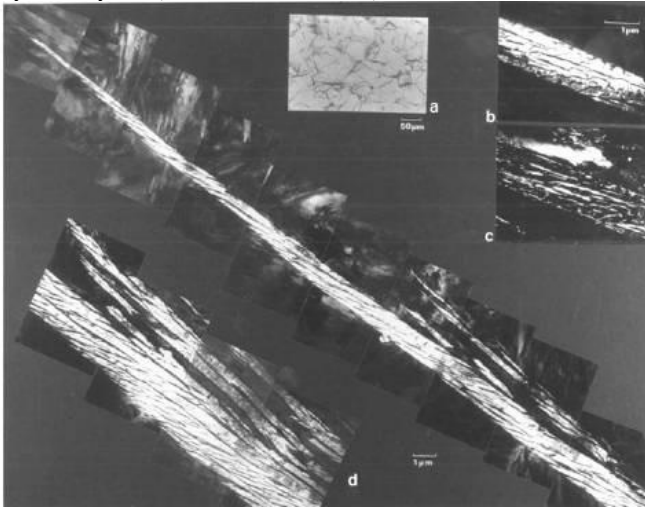
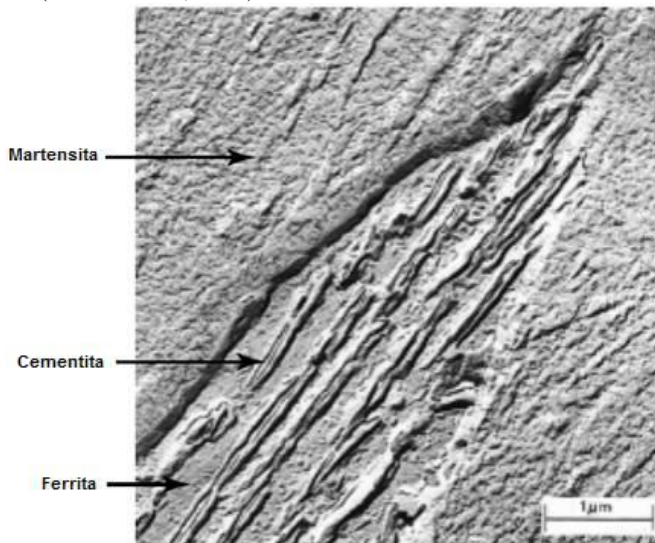




Figura 16 – Micrografia através de microscopia eletrônica de transmissão mostrando a morfologia da Bainita. Um feixe de bainita passa da parte inferior esquerda até a parte superior direita, e consiste em partículas alongadas e em formato de agulha de  $\text{Fe}_3\text{C}$  em uma matriz ferrítica. A fase ao redor da bainita é martensita (CALLISTER, 2001).



### 3.2.8 Bainita inferior

Em temperaturas suficientemente baixas a morfologia da ferrita muda de ripas para placas e a dispersão dos carbonetos se torna muito mais fina, mais do que em uma martensita revenida. As temperaturas na qual a transição para bainita inferior ocorre depende do teor de carbono. Para níveis de carbono abaixo de 0,5% a temperatura de transição aumenta com o aumento da quantidade de carbono, para a faixa de 0,5 a 0,7% de carbono, ela diminui, e para valores maiores que 0,7% de carbono ela se mantém constante, próximo a 350 °C. Nas temperaturas onde a bainita inferior se forma, a difusão do carbono é lenta, especialmente na austenita, e os carbonetos precipitam na ferrita com uma orientação em relação ao grão austenítico. A Figura 17, Figura 18 e Figura 19 mostram as morfologias e microestruturas características da bainita inferior.

Os carbonetos podem ser cementita quanto carbeto de transição metaestáveis, e eles são alinhados aproximadamente com o mesmo ângulo dos planos das placas de ferrita (PORTER, 1987).

Figura 17 – a) Bainita inferior numa liga com 0,69%C (Aumento 1.000x). b) Um possível mecanismo de crescimento. A interface  $\alpha/\gamma$  avança tão rápido quanto os carbonetos precipitam na interface desse modo removendo o excesso de carbono na frente da fase  $\alpha$  (PORTER, 1987).

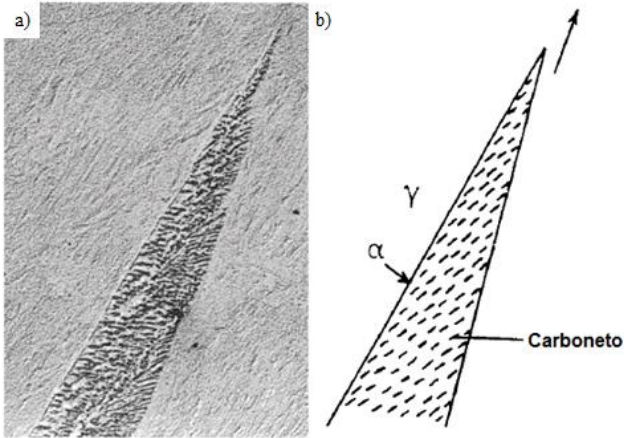


Figura 18 – Imagem de MEV de microestrutura que consiste em uma mistura entre martensita e bainita inferior (ABBASZADEH, *et al.* 2010)

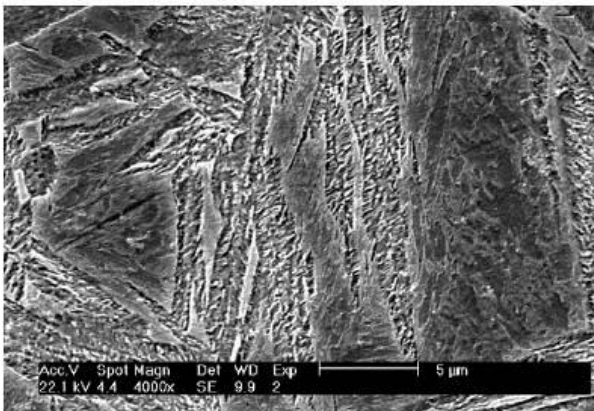
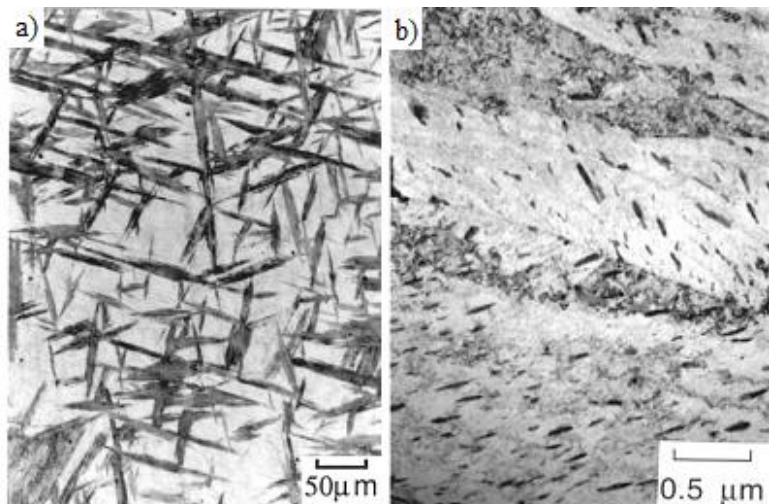


Figura 19 – a) Uma micrografia ótica mostrando ripas de bainita inferior em uma liga Fe-0,3C-4Cr% em peso parcialmente transformada. A matriz em tom claro é martensita. b) A imagem através de MET ilustrando as subunidades da bainita inferior (BHADESHIA, 2001).



De acordo com Spanos, *et al.* (1990), que realizaram estudos sobre os mecanismos difusionais de formação de bainita inferior baseados em observações de microscopia eletrônica de transmissão, em uma liga Fe-C com aproximadamente 2% de carbono, é possível resumir o mecanismo de formação da bainita em quatro etapas:

- Precipitação de uma ferrita quase sem carbono.
- Precipitação de placas secundárias de ferrita, normalmente em um dos lados do precipitado inicial com um ângulo de 55 a 60 graus.
- Precipitação de carbonetos na austenita, junto às interfaces  $\alpha$ - $\gamma$ , formando espaços entre as placas formadas de ferrita.
- Preenchimento dos espaços entre as placas através de um crescimento contínuo de ferrita e uma precipitação de carbonetos adicionais, fazendo com que o feixe perca a sua aparência serrilhada inicial.

A Figura 20 e a Figura 21 mostram esquematicamente o mecanismo de crescimento da Bainita Inferior.

Figura 20 – Representação esquemática do mecanismo de precipitação de carbonetos (OHMORI, et al. 1971).

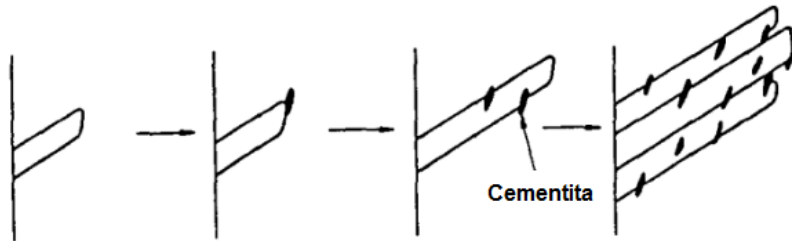
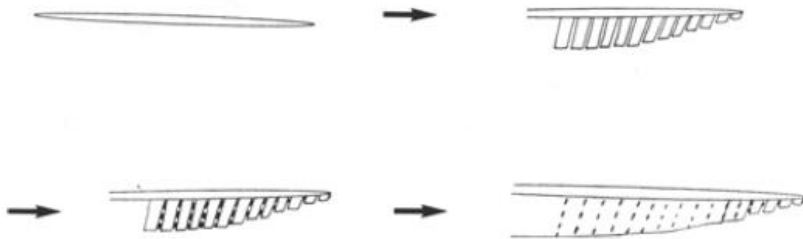


Figura 21 – Representação do mecanismo proposto para a formação da Bainita Inferior (SPANOS, et al. 1990)



### 3.3 INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSO (DEFORMAÇÃO, AUSTENITIZAÇÃO, RESFRIAMENTO) SOBRE A MICROESTRUTURA.

#### 3.3.1 Temperatura de Austenitização

A temperatura de austenitização possui um efeito significativo na cinética de transformação bainítica. Quando a temperatura de austenitização é aumentada além da recomendada em um determinado, o nariz da curva TTT se desloca para a direita, devido ao aumento do tamanho de grão austenítico. Como mostrado na Figura 2, por exemplo, um tempo de resfriamento de aproximadamente 0,75 s é o máximo para a têmpera do aço 1080 com o objetivo de evitar o nariz da curva TTT. Entretanto, esse diagrama TTT é válido para uma temperatura de austenitização de 790 °C. Temperaturas de austenitização maiores deslocam a curva TTT para a direita, permitindo mais tempo para que a transformação ocorra.

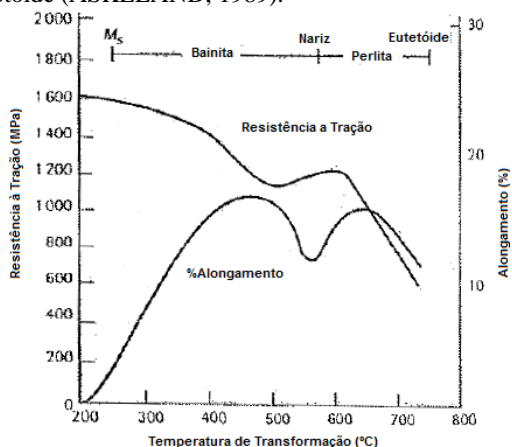
Na prática, às vezes esse fenômeno é utilizado com o objetivo de processar aços com composições ou seções que não seriam viáveis para austêmpera. Entretanto, o aumento do tamanho de grão proveniente de um aumento na temperatura de austenitização pode ser deletério para algumas propriedades desejadas. Todavia, é recomendado que temperaturas de austenitização padronizadas sejam utilizadas nestes processos. Se for observado na prática que em composições ou peças específicas o aumento da temperatura de austenitização não interfira as propriedades desejadas, tal temperatura pode ser utilizada.

Em aços de alto carbono, o aumento da temperatura de austenitização causa uma redução da temperatura  $M_s$ , devido à maior solubilidade do soluto na austenita. Esse efeito na temperatura  $M_s$ , entretanto, é pequeno quando comparado aos efeitos da composição química. (ASM INTERNATIONAL, 1991).

### 3.3.2 Temperatura de Austêmpera

A temperatura de austêmpera é uma das variáveis que mais influem nas propriedades finais do material austemperado, além de possuir grande influência na microestrutura resultante. Durante o resfriamento, a partir da fase austenítica, a temperatura envolvida no processamento da austêmpera pode levar a diferentes propriedades finais, como mostra a Figura 22.

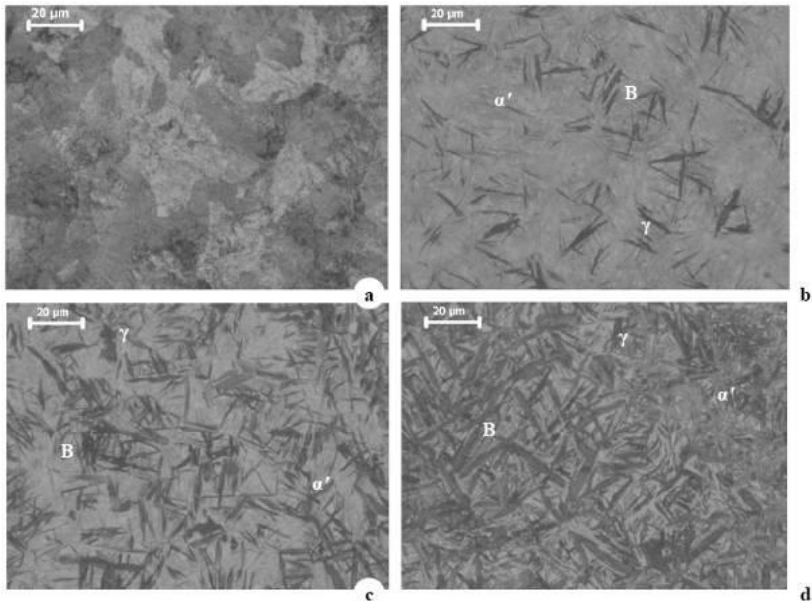
Figura 22 – Efeito da temperatura de transformação nas propriedades mecânicas de um aço eutetóide (ASKELAND, 1989).



Em estudos mais recentes, como no realizado por Kilicli (2012), em que foi estudada a influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas do aço para a fabricação de molas AISI 52100, foi observado que o aumento da temperatura de austêmpera melhora a resistência ao impacto para todas as amostras que foram processadas com um mesmo tempo de austêmpera.

Foi observado também que os valores de resistência ao impacto em amostras austemperadas a 250 °C e 275 °C foram menores do que os valores das amostras austemperadas a 300 °C. Isto pode ser explicado pelas frações volumétricas de bainita e martensita. Em um tempo de transformação constante quanto maior as temperaturas de austêmpera, maior será a fração volumétrica de bainita no aço, como apresentado na Figura 23.

Figura 23 - a) Microestrutura inicial do aço AISI52100, Microestruturas do aço austemperado durante 30 min às temperaturas b) 250 °C, c) 275 °C, d) 300 °C (B: Bainita,  $\alpha'$ : Martensita e  $\gamma$ : Austenita Retida) (KILICLI, 2012).



Krishna, *et al.* (2013) também realizaram estudos sobre as propriedades do aço AISI 52100 em comparação com os tratamentos térmicos de recozimento pleno a 950 °C por 1 hora, martêmpera em banho

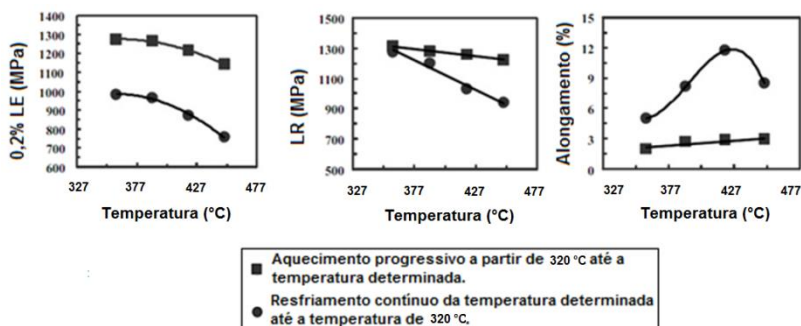
de sal a 160 °C por 15 minutos e austêmpera a 350 °C em banho de sal com tempos de transformação de 10, 20 e 30 minutos.

Nele ficou evidente a melhor relação entre dureza e resistência ao impacto entre as microestruturas testadas que apresentam maior fração volumétrica de bainita, sendo esta proporcional ao tempo de transformação durante a austêmpera. Por outro lado, observou-se a redução da dureza em relação ao aumento do tempo de transformação durante a austêmpera.

Outros estudos realizados por Hafiz (2003) também mostram o efeito da temperatura de austêmpera sobre as propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular. Através da combinação de duas rotas de processamento, sendo o primeiro a austenitização do material a uma temperatura 910 °C durante 1 hora, e resfriamento em banho de sal a 320°C, seguido de aquecimento progressivo até as temperaturas de 360, 390, 420 e 450 °C. A segunda rota consiste no resfriamento em banho de sal partindo da temperatura de austenitização de 910 °C até valores de 360, 390, 420 e 450 °C, e então as amostras foram resfriadas lentamente até 320 °C. Todas as amostras tiveram um tempo de transformação de 15 minutos.

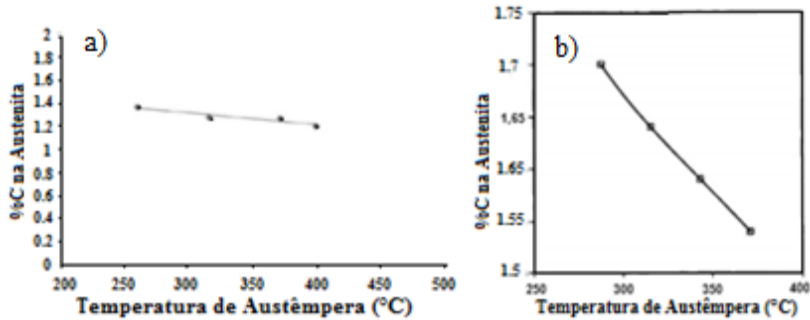
A Figura 24 mostra a influência da temperatura e das características de tratamento sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Com o aumento da temperatura é notável uma queda das propriedades de resistência, entretanto observa-se um ganho na ductilidade das amostras em temperaturas próximas a 700 °C.

Figura 24 – Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular (HAFIZ; 2003).



Em outros estudos, também realizados com ferros fundidos nodulares (PUTATUNDA, 2001) e em aços baixo-carbono (PUTATUNDA, 2011), observam-se a influência da temperatura de austêmpera na quantidade de carbono na austenita retida que está presente na microestrutura. Esse fato é importante, pois com o aumento da quantidade de carbono na austenita, ela se torna cada vez mais resistente devido à interação entre a movimentação de discordâncias e os átomos de carbono em solução sólida causando assim uma maior dificuldade para a movimentação das discordâncias. Este efeito aumenta a tensão de escoamento do material e também aumenta o coeficiente de encruamento.

Figura 25 – Porcentagem de carbono retido na austenita em diferentes temperaturas de austêmpera. a) Amostra aço baixo-carbono (PUTATUNDA, 2011). b) Um ferro fundido nodular (PUTATUNDA, 2001).



Ainda de acordo com observações de Putatunda (2011), outro efeito da temperatura de austêmpera é sobre a taxa de nucleação da ferrita. Durante a austêmpera, a ferrita nucleia inicialmente a partir da austenita através de uma nucleação heterogênea e então cresce para dentro do grão de austenita. Com o aumento da temperatura de austêmpera, esta ferrita aumenta o seu tamanho. O processo de nucleação depende do super-resfriamento e é quase instantâneo. Em temperaturas de austêmpera maiores, a taxa de nucleação da ferrita nos grãos austeníticos iniciais é baixa devido a um menor super-resfriamento. Ao mesmo tempo, a temperaturas mais elevadas de austêmpera, o crescimento dos grãos de ferrita é maior no material. Por outro lado, em temperaturas de austêmpera inferiores, o super-resfriamento é elevado, mas ao mesmo tempo, a taxa de crescimento das agulhas ferríticas é pequena. Isto resulta numa fração volumétrica grande e refinada de ferrita.

Outro efeito que pode ser visualizado no material em relação à temperatura de austêmpera é a quantidade de austenita retida. Segundo o



estudo de Martis, *et al.* (2014), que analisaram em seu trabalho a quantidade de austenita retida em relação a temperatura de austêmpera num aço baixo carbono (0,30%C e 2,00%Si), a quantidade de austenita retida se mostrou mais elevada na amostra com uma temperatura de austêmpera mais elevada.

### 3.3.3 Tempo de Encharque na Temperatura de Austêmpera

O tempo de manutenção no patamar isotérmico da austêmpera possui grande influência sobre a microestrutura e as propriedades finais das ligas processadas. A esse respeito, Kilicli (2012) analisou os efeitos da temperatura e do tempo de transformação nas propriedades finais de um aço AISI 52100, conforme mostram as Figura 26 e Figura 27.

Figura 26 – Representação esquemática das rotas de tratamento térmico de austêmpera (KILICLI, 2012).

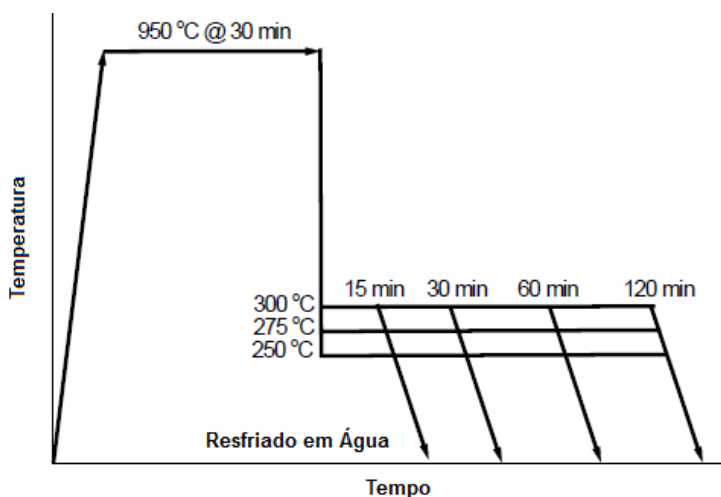
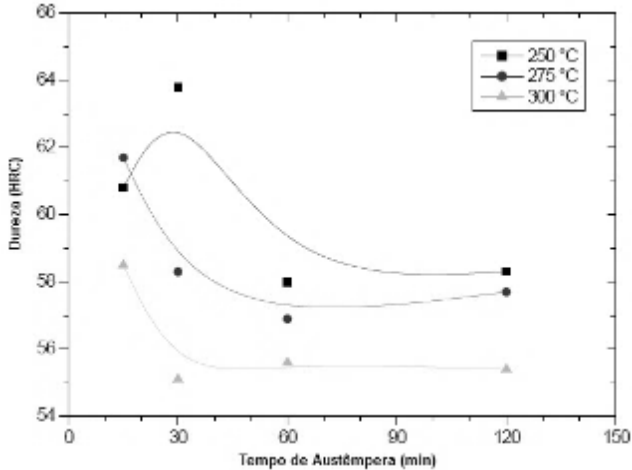


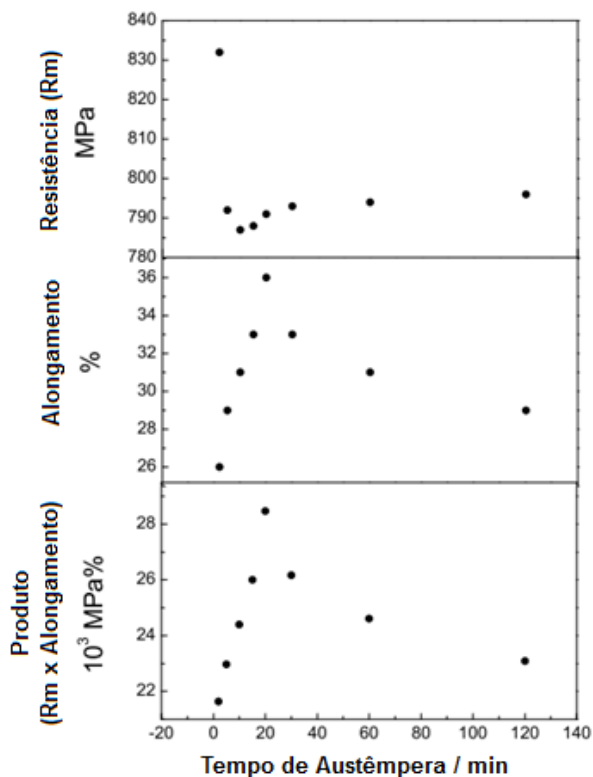
Figura 27 – Variação de dureza com o tempo de transformação durante a austêmpera em um aço AISI 52100. (KILICLI, 2012).



Os resultados mostraram para o respectivo aço que ao aumentar o tempo de transformação ocorre uma redução de dureza (como mostrado na Figura 27). Por outro lado, ao reduzir o tempo de transformação é possível se obter uma estrutura dupla (martensita e bainita). O controle mais efetivo da fração volumétrica de bainita pode ser conseguido mediante a definição da temperatura de austêmpera do que do tempo de transformação.

De acordo com outros estudos de Li e Wu (2006), realizados para um aço TRIP com 0,23% C, 1,36% Si e 1,54% Mn austemperado a 400 °C durante 2, 5 10, 15, 20, 30, 60 e 120 minutos, utilizando uma temperatura de austentização de 1020 °C durante 300 segundos, o alongamento total do aço atinge um pico com um tempo de transformação de 20 minutos, como mostrado na Figura 28.

Figura 28 – Propriedades mecânicas de um aço TRIP com 0,23%C, 1,36%Si e 1,54%Mn de acordo com a variação do tempo de patamar na austêmpera (LI, 2006).



### 3.3.4 Espessura das placas de Bainita

Se durante a formação das placas de bainita a deformação causada for acomodada elasticamente, então as placas podem a princípio, manter um equilíbrio elástico com a matriz que as cerca. Elas podem continuar crescendo isotermicamente até a energia de deformação equilibrar a energia livre disponível. Então, se as placas podem crescer livremente, elas deveriam ser mais espessas em temperaturas onde a força motriz é maior. Isto contradiz os resultados experimentais, pois a bainita nunca é acomodada elasticamente na matriz. Estudos (SWALLOW, 1996)

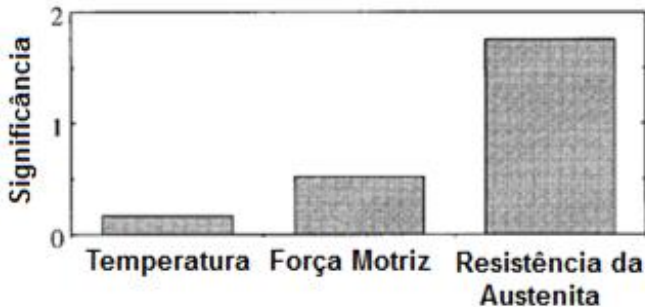
mostraram que existe um considerável relaxamento plástico na austenita adjacente às placas de bainita. As discordâncias residuais geradas neste processo impedem o avanço da interface bainita/austenita, sendo essa resistência maior quanto mais resistente for a austenita. O limite elástico da austenita pode ser avaliado através da análise do tamanho da placa de bainita gerada.

Baseado nestes resultados, é esperado que os tamanhos das placas sejam maiores em temperaturas elevadas, pois a tensão de escoamento da austenita será menor. Mecanismos de recuperação em temperaturas mais elevadas podem diminuir ainda mais a resistência da austenita e levar à formação de placas de bainita ainda maiores. Na verdade, a bainita formada em elevadas temperaturas geralmente contem subgrãos mais finos para temperaturas de transformação menores. Estes limites se formam através do mecanismo de recuperação da estrutura de discordâncias durante a transformação.

A espessura também deve ser influenciada pelo choque entre placas adjacentes. Assim como em todas as transformações, uma taxa de nucleação maior leva a uma microestrutura mais fina.

O efeito observado da temperatura pode ser indireto, uma vez que a resistência e a taxa de nucleação são dependentes da temperatura. Uma análise quantitativa mostra que a temperatura possui uma influência pequena na espessura das placas de bainita em comparação com a resistência da fase austenítica, como mostra a Figura 29. A principal conclusão é que a austenita com maior resistência leva a uma microestrutura mais refinada. (BHADESHIA, 2001).

Figura 29 – Gráfico apresentando a significância de cada uma das variáveis que influem na espessura das placas de Bainita (BHADESHIA, 2001).



### 3.3.5 Efeito do Tamanho de Grão Austenítico

A transformação Bainítica é muito menos influenciada pelo tamanho de grão austenítico do que a transformação perlítica. Além disso, elementos como o boro, que aumentam a temperabilidade através da segregação nos contornos de grão, possuem um efeito muito menor na bainita do que na ferrita.

Segundo Barford e Owen (1961), a redução no tamanho de grão austenítico deve, apesar disso, causar um aumento na taxa de transformação devido a uma maior densidade de sítios para a nucleação nos contornos de grão. Entretanto alguns autores (DAVENPORT, 1941) disseram que o tamanho de grão não possui efeito perceptível na cinética de transformação, enquanto que Graham e Axon (1959) sugeriram que devido ao crescimento da bainita ser dificultado pela matriz, um tamanho de grão menor retarda o crescimento.

O efeito do tamanho de grão austenítico neste caso pode ser mais bem definido em termos do número de interceptos lineares,  $\bar{L}$  porque a densidade de pontos de nucleação,  $N_V^0$  é inversamente proporcional a  $\bar{L}$ .

$$N_V^0 \propto \frac{1}{\bar{L}} \quad (3)$$

Onde o número  $\bar{L}$  é inversamente proporcional à superfície de grão por unidade de volume,  $S_V$ :

$$S_V = \frac{2}{\bar{L}} \quad (4)$$

Logo, a taxa de nucleação aumenta quando o tamanho de grão austenítico diminui. Se este fosse o único efeito, então a taxa de transformação geral deveria aumentar ao diminuir  $\bar{L}$ .

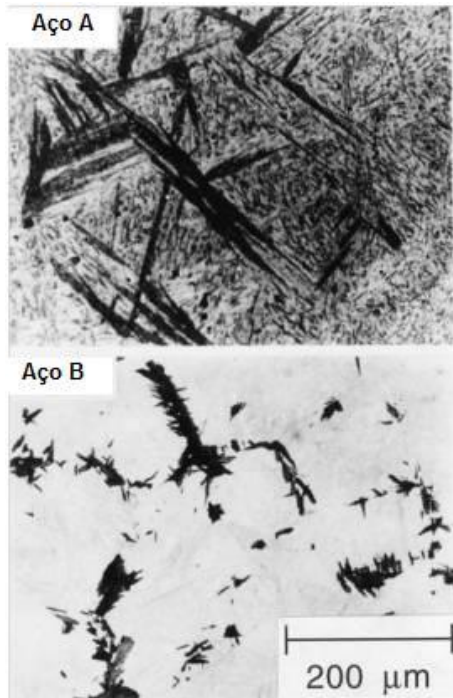
Existe, entretanto, outro efeito, uma vez que o volume máximo de um feixe de bainita,  $V_{max}^S$ , que se forma a partir da nucleação em cada contorno de grão deve ser restringido pelo tamanho de grão. Dessa forma tem-se:

$$V_{max}^S \propto \bar{L}^3 \quad (5)$$

Se esse efeito é dominante, então a taxa geral de transformação cairá quando o tamanho de grão austenítico for reduzido. Assim, foi mostrado experimentalmente que existe uma aceleração na taxa de

transformação enquanto  $\bar{L}$  é reduzido quando a reação global tem como limitação uma lenta taxa de crescimento. Por exemplo, quando o volume dos feixes permanece menor do que  $V_{max}^S$ , seu crescimento não é restringido pelo tamanho de grão. Pelo contrário, quando há um número limitado de sítios de nucleação e o crescimento é rápido, a redução no tamanho de grão austenítico produz uma redução do volume total transformado por núcleos e, por isso, retarda a taxa de reação global. As duas circunstâncias são ilustradas na Figura 30. No aço A Os grãos austeníticos restringem o total de transformação que cada núcleo formado pode causar. A redução do tamanho de grão austenítico causa uma redução na taxa de transformação total. No aço B o efeito da redução do tamanho de grão é simplesmente a de aumentar a taxa de nucleação.

Figura 30 – Aço A: Bainita em um aço onde a nucleação é dispersa e o crescimento dos feixes é rápido. Aço B: Bainita num aço onde a taxa de crescimento é lenta. (BHADESHIA, 2001).



### 3.3.6 Efeito da Deformação

A deformação plástica de um cristal pode ocorrer de quatro maneiras diferentes: através dos deslizamentos de planos cristalinos causado por movimentação das discordâncias, maclação mecânica, difusão e transformações de fases acompanhadas de grande variação de volume. A deformação plástica de agregados policristalinos ocorre sem que cristais ou grãos vizinhos se separem. Para que sejam dúcteis, os policristais devem apresentar pelo menos cinco sistemas independentes de deslizamento, o que não é crítico para os metais cúbicos, que apresenta alta simetria e numerosos sistemas de deslizamento.

Durante a deformação plástica de um policristal ocorrem alguns eventos importantes: os grãos mudam de forma, a orientação dos grãos muda (eles geralmente adquirem uma orientação preferencial, chamada de textura cristalográfica), a área de contorno de grão por unidade de volume aumenta e a quantidade de defeitos pontuais e discordâncias por unidade de volume aumenta em várias ordens de grandeza (PADILHA, 2005).

A energia armazenada na deformação é um fator que depende da temperatura na qual o material foi deformado e pode ser responsável por mudanças das propriedades finais do material. Li e Wu (2006) estudaram o efeito de um processo de austêmpera em banho de sal após a laminação a quente de um aço multifásico TRIP com baixo teor de carbono (de 0,23%C). As amostras foram submetidas a uma deformação de aproximadamente 40% numa faixa de temperatura entre 700 a 970 °C e submetidas a diferentes condições de tratamento de austêmpera. Eles observaram uma forte influência da quantidade de deformação sobre as propriedades mecânicas.

Nas amostras laminadas a 700 °C, com o aumento da deformação imposta na laminação foi observado um aumento das propriedades mecânicas de resistência e ductilidade (Figura 31), uma redução no tamanho de grão ferrítico e um aumento da quantidade de bainita granular (Figura 32). Esse aumento de resistência está relacionado com a estabilização da austenita.

Figura 31 – Relação das propriedades mecânicas com o grau de deformação na laminação a 700 °C (LI, 2006).

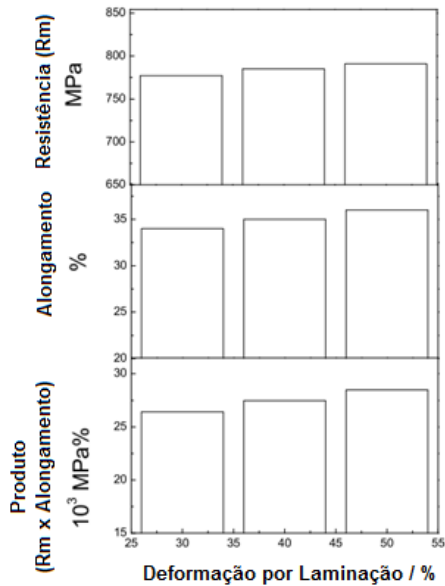
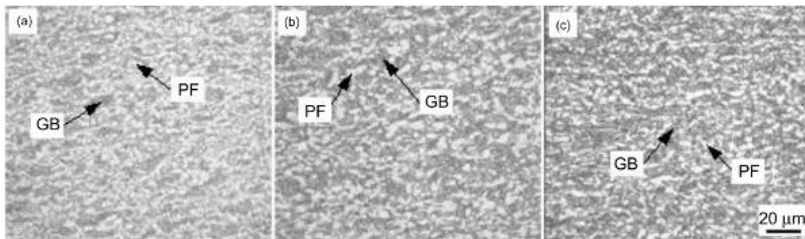


Figura 32 – Microscopia óptica de um aço TRIP multifásico após laminação à quente (700 °C) e subsequente austêmpera. (a) 30%, (b) 40% e (c) 50% de deformação, respectivamente. Nital 4%. PF: Ferrita Poligonal e GB Bainita Granular (LI, 2006).



### 3.3.7 Efeito da Espessura do Material

A espessura da peça a ser austemperada é importante na determinação da espessura máxima em que se possa conseguir uma austêmpera em toda a espessura. Por exemplo, em um aço 1080 a seção máxima em que pode ser conseguida uma estrutura totalmente bainítica é

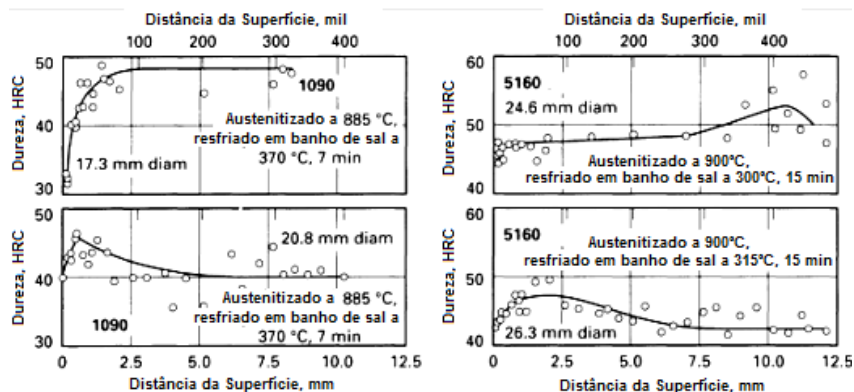


de 5 mm. Para aços ao carbono, com um menor teor de carbono, a espessura limite para obter uma estrutura totalmente bainítica é menor.

Por outro lado, aços baixo-carbono contendo Boro podem ser austemperados com êxito em seções maiores. Em algumas ligas contendo Boro é possível obter mediante austêmpera microestruturas inteiramente bainíticas em peças com espessuras de até 25 mm.

Como mostrado na Figura 33, a espessura no processo de austêmpera para os aços 1090 e 5160 possui influência nos valores obtidos. As menores durezas superficiais para ambos os materiais foram resultado de uma descarbonetação superficial. A maior dureza no núcleo na amostra com 24,6 mm de diâmetro no aço 5160 é atribuída à segregação no centro da amostra associado com a ausência de refino de grão. O aço 5160 foi temperado em sal com constante agitação, além de certa adição de água. Os valores de dureza em HRC foram convertidos a partir de medidos em medições de microdureza com leituras feitas com uma carga de 100 g. Os valores mais baixos próximos à superfície resultam de descarbonetação. Para valores mais elevados próximos ao centro (24,6 mm de diâmetro) no aço 5160 é devido ao efeito da segregação (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Figura 33 – Efeito da espessura da seção sobre o perfil de dureza em aços-carbono e ligas ferrosas. (ASM INTERNATIONAL, 1991).



### 3.4 CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AUSTEMPERADOS

Muitos anos se passaram desde os primeiros trabalhos e descobertas sobre os aços bainíticos. No entanto, houve dificuldades em obter microestruturas completamente bainíticas em amostras de tamanho consideráveis de aço. As transformações isotérmicas para bainita foram consideradas impraticáveis em nível comercial, sendo o resfriamento contínuo o meio preferido de tratamento térmico. Além disso, acreditava-se que o resfriamento contínuo em taxas superiores a aproximadamente 50 °C/s durante a transformação também eram impraticáveis. A exploração comercial se tornou uma realidade somente a partir do surgimento de aços baixa liga contendo pequenas quantidades de boro e molibdênio. Muitos dos que realizaram estudos sobre as propriedades mecânicas falharam em reconhecer que as microestruturas observadas não eram totalmente bainíticas (BHADESHIA, 2001).

Para os diversos aços e condições de austêmpera, as microestruturas obtidas consistem em uma mistura de diferentes microestruturas, tais como: bainita superior ou inferior, martensita, ferrita ou austenita retida. A fração volumétrica dessas fases é determinante nas propriedades do material obtido.

#### 3.4.1 Dureza

A dureza da bainita aumenta linearmente com a concentração de carbono, aproximadamente 190 HV por cada 1%C em peso. Esse incremento é muito menor que os aproximadamente 950 HV por cada aumento de 1%C no caso de uma martensita supersaturada de carbono. A temperatura de austenitização não influi na dureza, a menos que a temperatura não seja alta suficiente para dissolver todos os carbonetos (IRVINE, 1965).

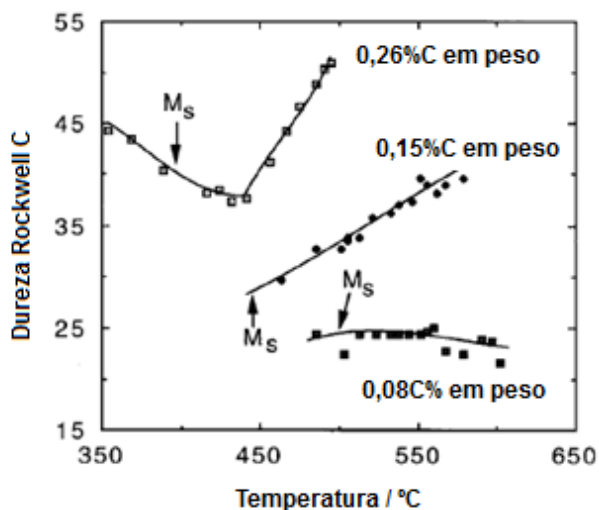
Para microestruturas mistas, a dureza depende da temperatura de austenitização e da composição química. Isto se deve ao fato de que a estabilidade da austenita residual e, portanto, a possibilidade de transformar-se em martensita, muda com a concentração de carbono na austenita. Este valor limite de concentração depende da temperatura de austenitização. (BHADESHIA, 2001).

Transformações reconstrutivas, ou seja, que envolvem difusão, se tornam incrivelmente lentas abaixo da temperatura  $B_S$  em aços alta-liga. Portanto, qualquer austenita que não é transformada durante a reação bainítica se decompõe em martensita não revenida com alto teor de

carbono ou fica retida em temperatura ambiente. Em aços baixa liga, a austenita residual pode se transformar em algumas formas de perlita. Estas reações secundárias são conhecidas há muito tempo por influenciar a microestrutura e, portanto, a dureza.

Alguns estudos realizados por Lyman e Troiano (1946) em uma série de ligas Fe-Cr-C mostraram que a dureza para uma liga com 0,08% C não varia com as temperaturas de austêmpera utilizada (Figura 34).

Figura 34 – Variação da dureza em função das temperaturas de transformação isotérmicas. Lyman e Troiano (1946).



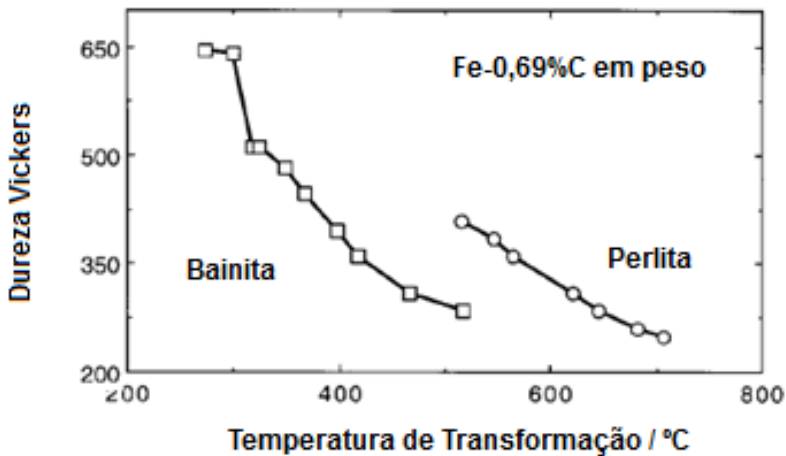
A baixa concentração de carbono garante que a microestrutura é quase totalmente bainítica para todas as temperaturas de austêmpera estudadas. Isto entra em contraste com ligas com maior quantidade de carbono, onde a dureza primeiramente cai enquanto a temperatura de transformação é reduzida. Isto se deve ao fato de que a fração de bainita aumenta à custa das fases residuais, tais como martensita e perlita.

Em microestruturas que consistem numa mistura entre perlita e bainita obtidas por transformação isotérmica, a microdureza da bainita é inferior à da perlita, de acordo com a Figura 35. Isto também é observado no caso em que a perlita e a bainita foram geradas a mesma temperatura. Este comportamento possui uma fácil explicação, já que a perlita se forma

a partir de uma austenita rica em carbono e, portanto, contém uma fração muito maior de cementita do que a bainita.

A dureza da bainita não depende do tamanho de grão austenítico, mesmo que este tenha influência na espessura dos feixes de bainita (KAMADA, *et al.* 1976). Isto é esperado, já que a subunidade de bainita é dificilmente influenciada pelo tamanho de grão austenítico. Uma vez que as subunidades são muito menores, elas exercem uma influência muito grande na resistência mecânica. Por essa mesma razão, a dureza de uma estrutura completamente bainítica não é sensível à temperatura de austenitização. (IRVINE, 1965), (KAMADA, *et al.* 1976).

Figura 35 – Microdurezas de aços ao carbono transformados isotericamente em uma mistura de bainita e perlita (BHADESHIA, 2001).



Em um trabalho realizado com um aço para rolamentos com 0,95% C (WEN, *et al.* 2006) foram relacionados os valores de dureza com a fração volumétrica de bainita inferior observada nas amostras, como mostram a Figura 36 e a Tabela 2. Observa-se que com o aumento do tempo de austêmpera e, portanto, o aumento da fração volumétrica de bainita, a dureza diminui.

Figura 36 – Micrografias do aço GCr18Mo austemperado durante diferentes períodos de tempo: (a) 38 min, (b) 60 min, (c) 90 min, (d) 240 min. Austenitização realizada a 870 °C (WEN, 2006).

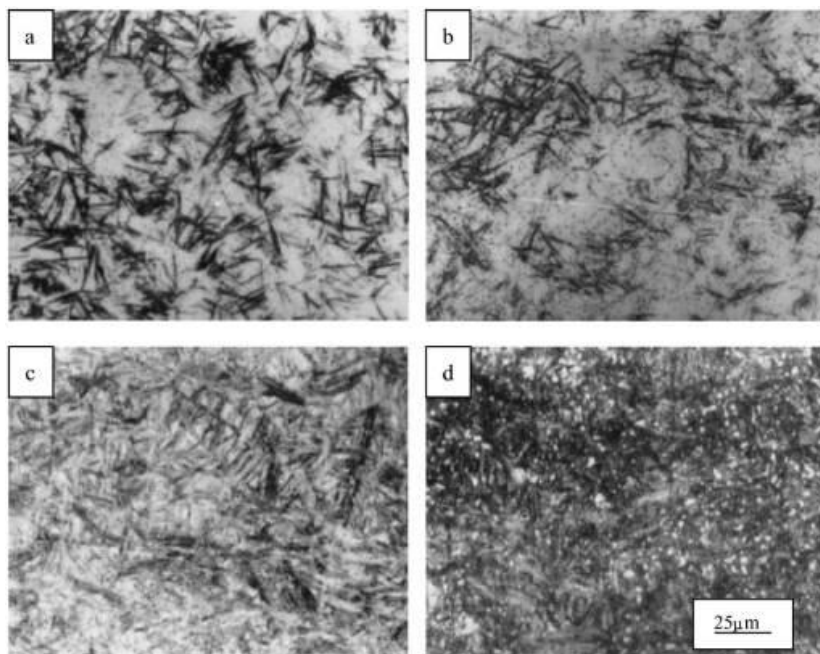


Tabela 2 – Relação entre a fração volumétrica da quantidade de Bainita Inferior e a Dureza para um aço GCr18Mo (WEN, 2006).

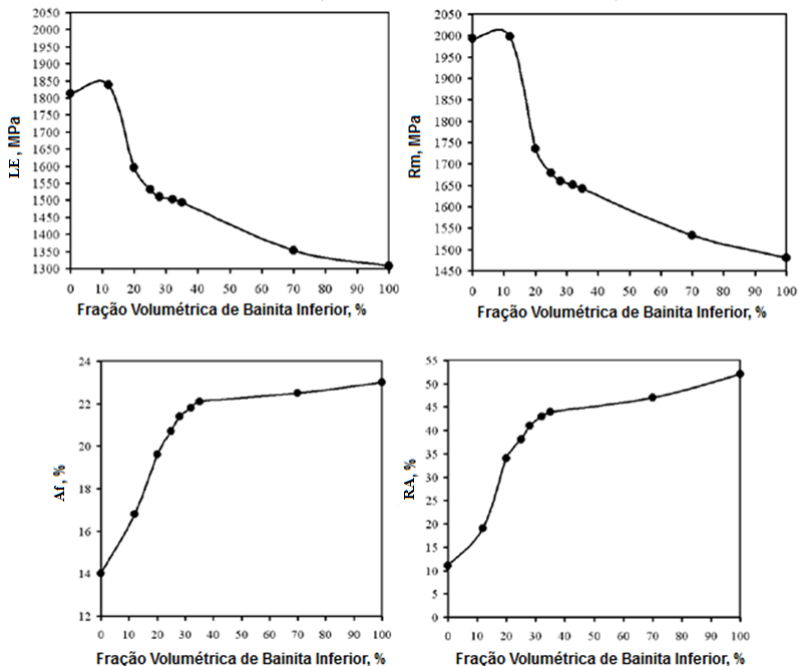
Tempo de Austêmpera (min)	0	15	20	25	30	38	45	60	90	240
Fração Vol. de Bainita Inf. (%)	0,0	0,5	1,0	4,5	10,2	29,4	32,7	37,5	73,3	100
Dureza Austemperado (HRC)	66,8	66,4	66,4	66,1	65,4	63,4	64,6	63,2	60,2	61,2
Dureza após revenimento (HRC)	61,1	60,9	60,6	61,7	60,6	59,9	61,0	59,2	58,6	-

### 3.4.2 Resistência Mecânica

De acordo com a variação da fração volumétrica de uma determinada fase num material, as suas propriedades mecânicas também são alteradas. Ao longo de anos de estudos, foi observado que a utilização de uma microestrutura variada, apresentando diferentes constituintes, leva a melhores resultados apresentando ao mesmo tempo elevada resistência e ductilidade, como é, por exemplo, o caso dos aços DP, TRIP e TWIP.

Em um estudo realizado por Abbaszadeh, *et al* (2010), observou-se o efeito da fração volumétrica de bainita inferior nas propriedades mecânicas de um aço D6AC. Nele ficou evidente que com o aumento da fração volumétrica da bainita inferior, partindo de uma microestrutura predominantemente martensítica, houve a redução da resistência mecânica (limite de escoamento e resistência à tração), mas um aumento da ductilidade (medida pelo alongamento e a redução de área), conforme pode ser visto na Figura 37.

Figura 37 – Variação das propriedades mecânicas com a variação da fração volumétrica de Bainita Inferior (ABBASZADEH, *et al.* 2010).

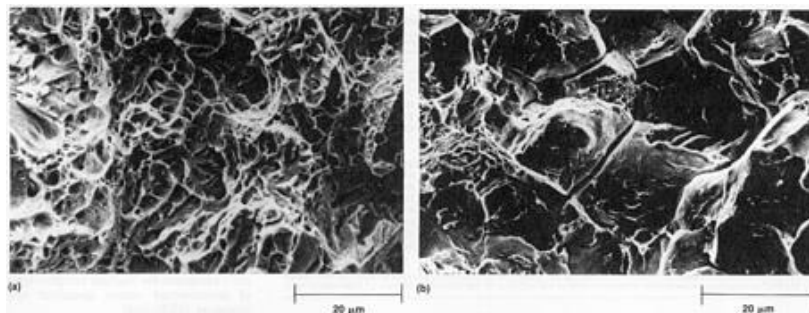


### 3.5 PROJETO DE AÇOS E DE CONDIÇÕES DE PROCESSO PARA APLICAÇÃO DE AUSTÊMPERA.

#### 3.5.1 Aplicação

A austêmpera é normalmente utilizada para substituir os processos convencionais de têmpera e revenido, devido ao fato de permitir obter melhores propriedades mecânicas (particularmente uma maior ductilidade ou maior resistência ao entalhe para uma dureza específica), reduzir a probabilidade de trincas e a distorção, aumentar a resistência ao desgaste e melhorar a resistência caso haja mecanismos de fragilização atuantes, como mostrado na Figura 38.

Figura 38 – Efeito do tratamento térmico na aparência da fratura de um aço 10B53. a) fratura dúctil de uma amostra austemperada a 53 HRC. b) fratura com aspecto frágil de uma amostra temperada e revenida 53 HRC (ASM INTERNATIONAL, 1991).



Em determinadas aplicações, o tratamento de austêmpera é menos oneroso que a têmpera convencional. Geralmente isto é mais provável quando pequenas peças são tratadas de forma automática: enquanto o processo convencional requer três operações (austenitização, têmpera e revenido) a austêmpera, por outro lado, necessita de apenas duas etapas: (austenitização e transformação isotérmica no banho de austêmpera).

A gama de aplicações para a austêmpera normalmente abrange peças fabricadas a partir de barras de pequeno diâmetro ou até mesmo chapas ou tiras de pequenas seções. A austêmpera é particularmente aplicada para peças em aços-carbono de pequenas seções que necessitam de uma elevada resistência e dureza na faixa de 40 a 50 HRC.

Em peças de aço austemperadas, a ductilidade (avaliada pela redução de área) é normalmente muito maior do que nas peças temperadas e revenidas, como indicado na Tabela 3.

Tabela 3 – Comparativo entre propriedades mecânicas de uma barra de aço-carbono de 5 mm de diâmetro contendo 0,85%C (ASM INTERNATIONAL, 1991).

<b>Propriedades Mecânicas da Austêmpera</b>	
Resistência à Tração (MPa)	1780
Limite de Escoamento (MPa)	1450
Redução de Área (%)	45
Dureza (HRC)	50
<b>Propriedades Mecânicas da Têmpera e Revenimento</b>	
Resistência à Tração (MPa)	1795
Limite de Escoamento (MPa)	1550
Redução de Área (%)	28
Dureza (HRC)	50

Em produtos austemperados é mais importante que esses apresentem as propriedades mecânicas desejadas do que apresentar uma estrutura 100% bainítica. Com a variação de microdureza existente é evidente que os aços austemperados possuem microestruturas diversas. Uma dureza acima do especificado indica que uma maior quantidade de martensita foi formada, enquanto que uma dureza abaixo do especificado indica que uma maior fração de perlita formada. A formação de perlita é mais comum e resulta de uma taxa de resfriamento que não foi alta o suficiente para evitar totalmente o nariz da curva TTT do respectivo material.

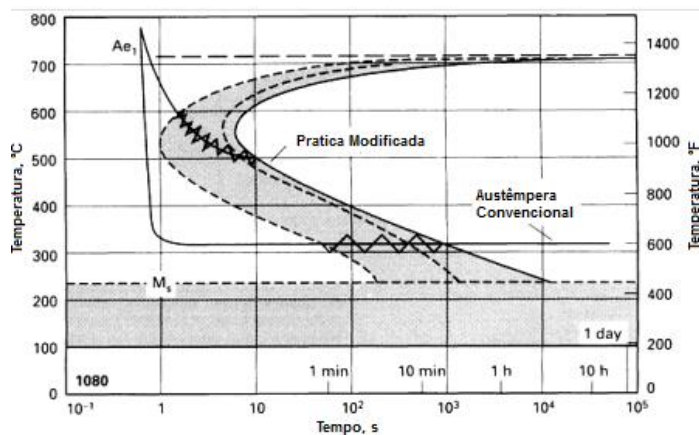
Na prática industrial, uma porcentagem considerável de aplicações pode ser realizada com menos de 100% de Bainita. Na verdade, um percentual de 85% de bainita pode ser satisfatório para algumas aplicações. Obviamente, a austêmpera é geralmente modificada para adequar-se à aplicação comercial, sendo que, se o produto obteve as propriedades metalúrgicas desejadas com uma prática modificada, os parâmetros de processo aplicados serão novamente utilizados, pois eles atenderam as necessidades da aplicação.

Algumas alterações nas práticas de austêmpera, que aumentam a presença de microestruturas de perlita e bainita, são comuns no meio industrial. A quantidade de perlita e bainita pode ter grande variação em diferentes condições do processo.



O processo de *Patenteamento*, um tratamento usado nas indústrias de fios e cabos de aço, é um exemplo importante e útil de um processo de austêmpera modificada, na qual o fio ou cabo austenitizado é resfriado de maneira contínua em um banho mantido entre 510 a 540 °C e mantido no banho por um período de aproximadamente 10 segundos (para fios) até 90 segundos (para cabos). O patenteamento fornece uma combinação moderadamente elevada de resistência e ductilidade. Como indicado na Figura 39, pela linha designada como “prática de austêmpera modificada”, o processo difere de um tratamento de austêmpera, mostrando uma taxa inicial de resfriamento elevada (para evitar o nariz da curva TTT) a um tratamento lento o suficiente para cruzar o nariz, de modo a formar perlita fina (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Figura 39 – Diagrama TTT do aço 1080, com ciclos térmicos de uma austêmpera convencional e uma austêmpera modificada. Quando aplicada para fios ou cabos esse processo é conhecido como Patenteamento. (ASM INTERNATIONAL, 1991).



### 3.5.2 Últimos avanços e aplicações

Recentemente novos materiais metálicos, também chamados de aços da terceira geração, estão surgindo como uma nova geração de materiais para diversas aplicações. Esses aços avançados de alta resistência (AHSSs) vão contribuir significativamente com a redução de peso no ramo automotivo e em outros componentes estruturais. Por

exemplo, estima-se que uma resistência mecânica de 1300 MPa pode levar a uma redução de 30% de peso dos componentes.

As microestruturas desses aços de terceira geração consistem de fases duras, como martensita e ferrita bainítica superfina, junto com uma austenita macia. As fases duras eram os constituintes majoritários dos aços de elevada resistência da primeira geração. Entretanto, a combinação de resistência e dureza nesses aços não é a melhor para uma redução de peso significativa e economia de combustível para os futuros veículos. Aços da segunda geração possuem uma microestrutura contendo uma fase de austenita, que concede resistência através dos mecanismos de encruamento e do efeito TWIP. A terceira geração é projetada para possuir ambas as fases e quantidades adequadas para obter as propriedades mecânicas desejadas.

De acordo com o estudo de Martis, *et al.* (2014), esses aços de elevada resistência possuem um excelente potencial de aplicação no revestimento de veículos militares. Os resultados mostram que em testes de impacto, simulando projeteis, esses aços se mostraram superiores aos aços-carbono utilizados atualmente,

Em outro estudo (CABALLERO, 2004), envolvendo o processamento e aplicação de uma microestrutura de elevada resistência em testes balísticos e altas taxas de deformação, mostra que é possível obter a austenita em temperaturas inferiores de austêmpera. A uma temperatura inferior não há possibilidade de ocorrer difusão de solutos substitucionais ou do próprio ferro. Logo é visualizada a formação de placas de bainita extremamente finas, com 20 a 40 nm de espessura. Fazendo com que o material seja muito resistente. Como esse trabalho apresentou bons resultados com ligas que são comuns no meio fabril, o potencial de desenvolvimento de pesquisas sobre o processamento de tais ligas é grande.

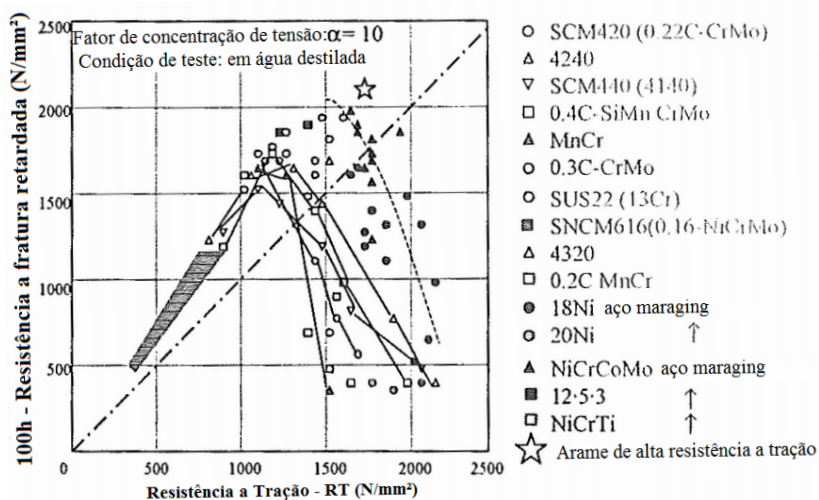
### **3.5.3 Utilização da austêmpera na fabricação de fixadores**

O aumento de resistência de um fixador tem efeitos benéficos na redução do dimensional das peças onde ele é aplicado, através da redução do diâmetro e do número total de fixadores utilizados devido a uma maior força axial. O resultado na economia energética dos automóveis, devido à redução de massa é notável.

Enquanto a redução de massa se torna cada vez mais importante nos automóveis, a conversão para fixadores de alta resistência também aumenta a incidência de fraturas retardadas durante o uso. Esse tipo de fratura se caracteriza por uma falha repentina de um fixador, ou aço

estrutural, pré-tensionado após algum tempo de aplicação, induzida pela fragilização por hidrogênio. Na Figura 40 pode ser observado o impacto do aumento de resistência dos fixadores sobre a resistência à fraturas retardadas. Assim sendo, é possível evitar esse tipo de fratura mediante o uso de aços mais nobres (e.g. aço Maraging), mas isso torna o custo de fabricação demasiadamente alto, sendo utilizado apenas em aplicações especiais, tais como: aplicações aeronáuticas e espaciais. (TAKASHIMA, *et al.* 2003).

Figura 40 – Características de fratura retardada em vários tipos de materiais (TAKASHIMA, *et al.* 2003).



Takashima, *et al.* (2003) mostraram em seu estudo o desenvolvimento do primeiro fixador com elevada resistência mecânica (1600 N/mm<sup>2</sup>) com aplicação automotiva, através de um correto alinhamento entre a composição química da matéria-prima, projeto de forjamento e tratamento térmico, obtendo uma estrutura perlítica. Em seu estudo foi utilizado um fio-máquina em aço de alta resistência, com composição química descrita na Tabela 4:

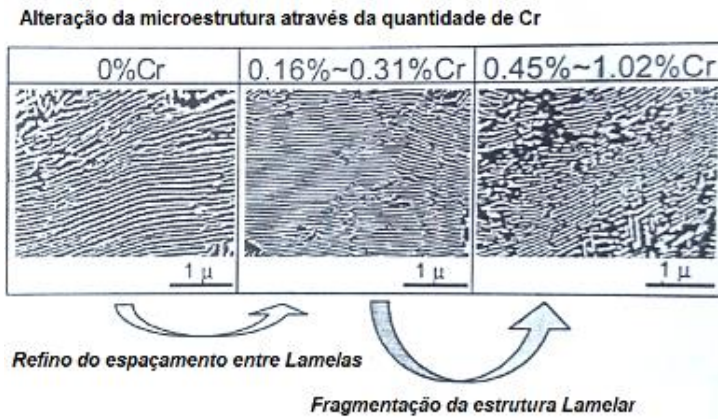
Tabela 4 – Composição química utilizada para a obtenção de fixadores de elevada resistência (TAKASHIMA, *et al.* 2003).

C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%
0,80-0,85	0,12-0,32	0,60-0,90	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,020

Fios máquina de elevada resistência são produzidos tendo como principais elementos de liga C, Si e Mn, na qual os elementos Si e Mn possuem suas quantidades aumentadas para melhorar a dureza do material. O método convencional de aumento de dureza, por outro lado, possui um efeito negativo na conformabilidade da cabeça do fixador. Com isso, a atenção especial foi dada ao elemento Cr, que auxilia no aumento de resistência da liga e ao mesmo tempo favorece a redução de área durante a conformação. Enquanto o Si e Mn melhoram a dureza através do aumento de resistência por solução sólida na ferrita, o Cr aumenta a dureza através da formação de uma microestrutura mais refinada e mantendo a conformabilidade, como mostrado na Figura 41.

Fixadores descritos pela norma ISO 898-1 (2013), com classe de resistência 12.9 (fixadores que possuem um limite de escoamento mínimo de 1080 N/mm<sup>2</sup>, e resistência mecânica mínima de 1200 N/mm<sup>2</sup> e são fabricados através do método convencional de tempera e revenimento), não são suficientes para evitar frequentes fraturas durante aplicações devido às elevadas solicitações mecânicas durante a aplicação e sua baixa ductilidade.

Figura 41 – Alterações na estrutura resultante da adição de Cr em fio-máquina com elevado teor de carbono (TAKASHIMA, *et al.* 2003).



Logo, para alcançar valores de resistência superiores, novos tratamentos térmicos e ligas devem ser utilizados, sendo considerados os efeitos de seus respectivos elementos de liga.

---

De acordo com Hu, *et al.* (2005), esses elementos levam a ganhos específicos, que alinhados podem auxiliar no aumento de resistência mecânica e ductilidade do fixador, tais como:

- Carbono: aumenta o limite de escoamento e de resistência e reduz a ductilidade do material. Proporciona o aumento de dureza, logo melhorando a resistência ao desgaste.
- Manganês: contribui com o aumento de resistência e melhora moderadamente a temperabilidade da liga.
- Cromo: melhora a temperabilidade, auxilia no aumento da resistência ao desgaste e abrasão, e auxilia a manter a dureza em temperaturas elevadas.
- Molibdênio: auxilia no controle da temperabilidade, reduz a susceptibilidade do aço à fragilização no revenimento.
- Boro: aumenta a temperabilidade do aço, logo sendo importante no tratamento térmico de aços baixo carbono.
- Cobre: auxilia na resistência à corrosão atmosférica, quando presente em quantidades superiores a 0,20% em peso na liga.

Hu, *et al.* (2005) obtiveram bons resultados com a utilização de uma liga 0,74%C, 0,37%Mn, 0,14%Si austemperada em comparação com o processo convencional de têmpera e revenimento descritos na Tabela 5, obtendo uma microestrutura bainítica.

Além disso, com o objetivo de ganho de produtividade no processo de austêmpera, Nash, *et al.* (2007) mostraram que com a aplicação de um ciclo térmico de têmpera anteriormente ao tratamento de austêmpera em um aço AISI 1080, pode-se reduzir o tempo de processamento para a obtenção de uma microestrutura bainítica.

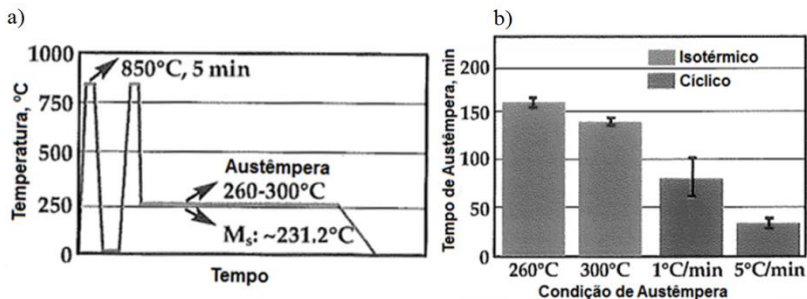
Foi observado o tempo e cinética de transformação em dois grupos de amostras, ambos com a mesma microestrutura martensítica inicial, sendo utilizado no primeiro grupo um processo de austêmpera isotérmica e no segundo um ciclo com taxas de resfriamento de 1, 5 e 10 °C/s, evitando o bico da curva de transformação do diagrama TTT.

Tabela 5 – Comparativo de propriedades mecânicas entre os tratamentos térmicos de austêmpera e têmpera e revenimento para fabricação de fixadores de alta resistência (HU, *et al.* 2005).

Novo método, a partir da fase austenítica		Método têmpera e revenido	
Aquecimento: 5 min a 790 °C Resfriado em liga de Chumbo até 365 °C Tempo de Austêmpera: 15 min Seguido de resfriamento em água		Aquecimento: 5 min a 790 °C Resfriado em óleo a 21 °C Revenimento em banho de chumbo: 30 min a 315 °C Seguido de resfriamento em água	
Propriedades mecânicas (Média de 6 amostras)		Propriedades mecânicas (Média de 6 amostras)	
Dureza Rockwell C	50,4	Dureza Rockwell C	50,2
Resistência Mecânica (MPa)	1944,3	Resistência Mecânica (MPa)	1696,1
Tensão de Escoamento (MPa)	1041,1	Tensão de Escoamento (MPa)	834,2
Alongamento (%)	1,9	Alongamento (%)	0,3
Redução de área (%)	34,5	Redução de área (%)	0,7
Absorção de Impacto (J)	47,8	Absorção de Impacto (J)	3,9

Foi observado que os ciclos de resfriamento podem reduzir em até 80% o tempo de transformação completa da bainita em comparação com os processos isotérmicos convencionais, como mostrado na Figura 42. Isso possui impacto direto na produtividade nas aplicações industriais de austêmpera.

Figura 42 – a) Perfil de temperatura para o experimento proposto de austêmpera para amostras em aço AISI 1080. b) Tempos para a completa transformação bainítica durante as austêmperas isotérmicas e cíclicas (NASH *et al.* 2007).



## 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 4.1 MATÉRIA-PRIMA

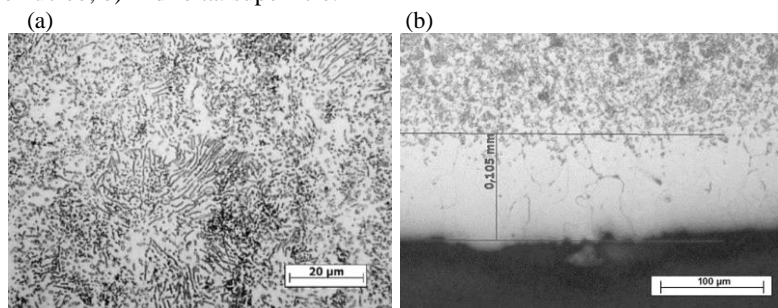
Para a realização do trabalho foi utilizado o aço SAE/AISI 5160, com composição química descrita na Tabela 6. O material foi fornecido com recozimento de esferoidização e posterior trefilação (com redução de área de 7,0%), em formato de fio-máquina bobinado (carretel), com superfície fosfatizada, com bitola circular, possuindo 12.61 mm de diâmetro.

Tabela 6 – Composição química do aço SAE 5160 utilizado (conforme certificado de qualidade do fabricante).

C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Mo%	Al%	Ni%
0,599	0,252	0,813	0,015	0,010	0,721	0,003	0,021	0,026

Na Figura 43 há duas micrografias do material, obtidas em seção longitudinal do fio-máquina: a) é possível observar o aspecto microestrutural da região do núcleo, com colônias de perlita grosseira e perlita parcialmente esferoidizada. Na micrografia b) realizada na superfície do fio-máquina, é possível identificar descarbonetação superficial, em uma camada com profundidade de aproximadamente 0,1 mm, a qual é constituída quase totalmente de ferrita.

Figura 43 – Microestruturas do aço SAE 5160 utilizado para o processo de austêmpera, obtidas em seção longitudinal do fio-máquina: a) A esquerda: região do núcleo; b) A direita: superfície.



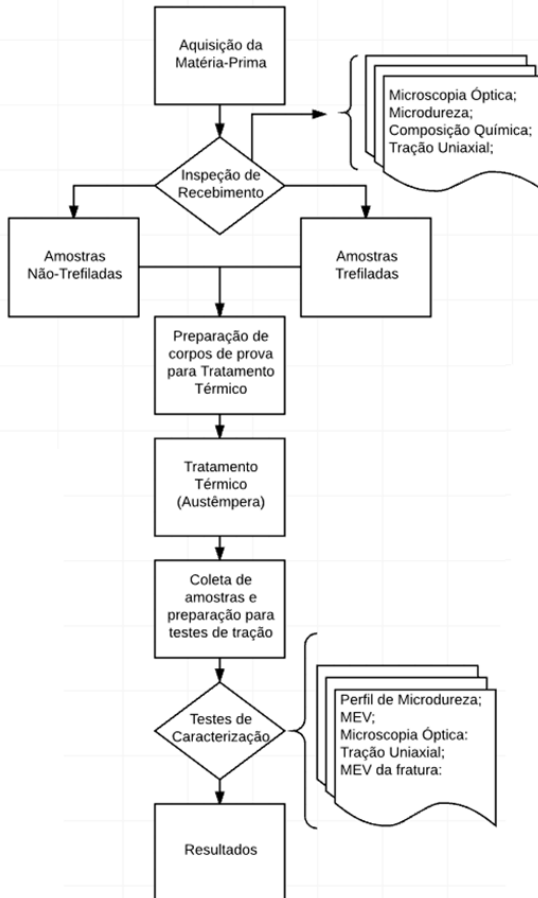
As propriedades mecânicas do material no estado como-fornecido (isto é, com recozimento de esferoidização seguido de redução de 7,0% por trefilação) são apresentadas na Tabela 7.

A seqüência de preparação do material para os testes e posterior realização do estudo foi esquematizada de acordo com o fluxograma da Figura 44.

Tabela 7 – Propriedades mecânicas do aço SAE 5160, no estado como-fornecido (conforme certificado de qualidade do fabricante).

RT - Resistência à tração (MPa)	804
RA - Redução de área após tração (%)	49
Tamanho de Grão ASTM	7
Dureza Vickers no núcleo (HV1)	248

Figura 44 - Fluxograma com etapas de realização do trabalho.





## 4.2 TREFILAÇÃO DO MATERIAL

Metade da amostra de material disponível para os ensaios foi separada e submetida a trefilação, de modo a produzir um aumento significativo de deformação. As amostras no estado fornecido são identificadas como (NT), e as amostras trefiladas como (T).

Para atingir o alto grau de deformação final, além da deformação realizada pelo fabricante (correspondente a uma redução de área (RA) de 7,0%), o material foi submetido a uma alta redução por trefilação, de modo a dar um valor total de 65,1% de RA. Essa trefilação foi feita em três etapas, para evitar a ruptura do material. Os valores dimensionais das feiras e os graus de redução atingidos são apresentados na Tabela 8.

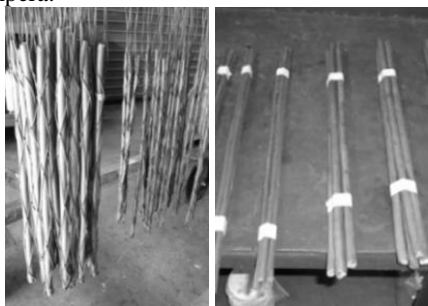
Tabela 8 – Dimensões das feiras utilizadas e valores de redução de área transversal do arame.

Etapa de Trefila	Redução do Diâmetro (mm)	Grau de Redução da Etapa	Grau de Redução Total
Usina	13,07 → 12,61	7,0%	7,0%
1	12,61 → 10,18	34,8%	39,4%
2	10,18 → 9,27	17,1%	49,7%
3	9,27 → 7,72	30,6%	65,1%

### 4.2.1 Corpos de Prova

Após a trefilação, as amostras foram endireitadas e seccionadas em pedaços menores, com um comprimento de 500 mm para o processo de austêmpera, como mostrado na Figura 45. As amostras foram amarradas com arame para facilitar o manuseio e inserção nos banhos de sais fundidos.

Figura 45 – Amostras em aço SAE 5160, fixadas em arame para tratamento térmico de Austêmpera.



### 4.3 TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico de austêmpera consistiu em duas etapas, austenitização seguida de austêmpera propriamente dita, sendo realizado em banhos de sais fundidos. As características dos banhos e dos fornos aplicados nos testes estão descritas na Tabela 9.

Os fornos utilizados são do tipo estacionário (batelada), com dimensões suficientes para tratar as amostras com os comprimentos de 500 mm. Na Figura 46 podem ser observadas as peças imersas nos banhos de austenitização e de austêmpera.

Tabela 9 – Dados dos fornos utilizados para a austêmpera do aço SAE 5160.

Características	Forno Austenitização	Forno Martêmpera
Sal utilizado	Tecfar 750 (base BaCl)	Tecfar 140 (base nitritos)
Aquecimento	Gás Natural	Elétrico (40 kW)
Dimensões	Ø 600 mm x H 900 mm	650 x 850x 650 (HxCxL mm)
Controle de temperatura	Termopares no centro e perímetro do forno	Termopares no centro e laterais do forno

Figura 46 – Fornos utilizados no tratamento térmico: a) A esquerda, forno de austenitização; b) A direita, forno de austêmpera.



Os ciclos térmicos propostos foram definidos a partir de tempos de processos comerciais, visando que os procedimentos propostos possam ser aplicados no futuro. Os parâmetros utilizados estão descritos na Tabela 10.

Embora todas as amostras tenham sofrido trefilação, para simplificar a nomenclatura aquelas tratadas termicamente a partir do estado “como-fornecido” vão ser denominadas de amostras “não trefiladas”, NT, e as trefiladas, T.

A temperatura de austenitização foi de 850 °C, baseada nas boas práticas descritas para austêmpera descritas pela ASM International

(1995). As amostras trefiladas com RA de 65,1%, devido ao seu menor diâmetro, tiveram o tempo de austenitização reduzido de 30 para 20 minutos. O padrão para o tempo de encharque foi de 1 h por plegada. Duas temperaturas de austêmpera foram utilizadas, com o objetivo de obter estruturas bainíticas superiores e inferiores. Essa escolha foi realizada de acordo com trabalhos prévios (BHADESHIA, 2001), evitando a temperatura de início de formação martensítica ( $M_s$ ), de acordo com as equações 6 a 8 para aços médio carbono (0,3%C a 0,6%C em peso):

$$M_s (^{\circ}C): 520 - 320C - 50Mn - 30Cr - 20(Ni+Mo) - 5(Cu+Si) \quad (6)$$

**Ms: 265 °C** (TOTTEN, 2006).

$$M_s (^{\circ}C): 498,9 - 316,7C - 33,3Mn - 27,8Cr - 16Ni - 11,1(Si+Mo+W) \quad (7)$$

**Ms: 258 °C** (PAYSON E SACAGE, 1944).

$$M_s (^{\circ}C): 512 - 453C - 16,9Ni + 15Cr - 9,5Mo + 217C - 71,5(Mn^*C) - 67,6(Cr^*C) \quad (8)$$

**Ms: 264 °C** (ANDREWS, 1956)

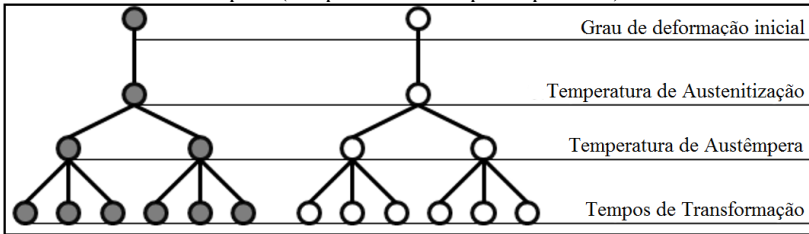
O conjunto de testes é mostrado de forma esquemática na Figura 47, onde é possível observar as condições experimentais utilizadas.

Tabela 10 – Temperaturas e tempos de austêmpera aplicados nas amostras.

Condição do Aço	Temperatura de Austenitização	Tempo de Austenitização	Temperatura de Austêmpera	Tempo de Transformação
NT*	850 °C	30 min	275 °C	10 min
				20 min
				30 min
			365 °C	10 min
				20 min
				30 min
T*	850 °C	20 min	275 °C	10 min
				20 min
				30 min
			365 °C	10 min
				20 min
				30 min

\* Por amostras não trefiladas (NT) entende-se aquelas com redução de 7,0%. Amostras trefiladas (T), aquelas com redução de 65,1%.

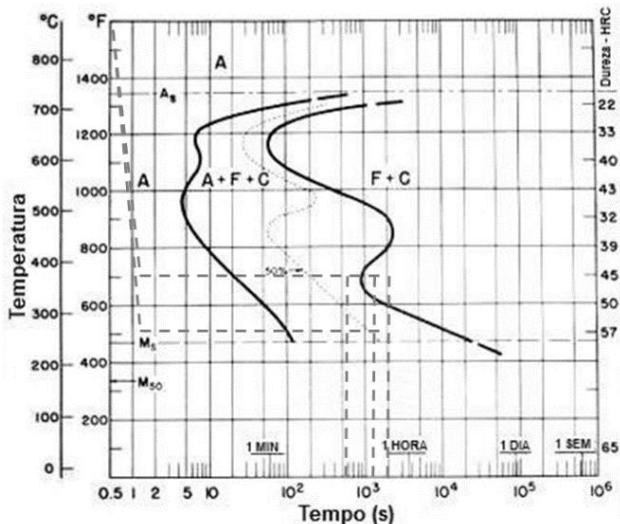
Figura 47 – Esquema das condições de ensaio referentes à deformação inicial, e tratamentos de austêmpera (temperatura e tempo de patamar).



Antes de austenitizar, as mesmas foram pré-aquecidas a 450 °C por 20 minutos, com a finalidade de remover os contaminantes líquidos da superfície e reduzir o risco de empenamento das barras em função das tensões térmicas desenvolvidas.

Na Figura 48 é mostrado o diagrama de transformação para o aço SAE 5160. As linhas pontilhadas representam as curvas de austêmpera propostas, com o objetivo de simular ciclos térmicos comerciais. No resfriamento a partir da temperatura de austenitização, procurou-se evitar o nariz da curva de transformação TTT do material, de modo que a austenita não se transforme em constituintes de alta temperatura (ferrita e perlita), mas pudesse formar estruturas bainíticas.

Figura 48 – Diagrama TTT para o aço SAE 5160 (ASM INTERNATIONAL, 1995).



Após a realização do ciclo proposto, as amostras foram lavadas em água quente, a uma temperatura de 80 °C, decapadas em solução de ácido clorídrico, neutralizadas, e imersas em óleo protetivo para evitar a oxidação até a realização dos ensaios de caracterização.

#### 4.4 COLETA DE AMOSTRAS PARA ANÁLISE.

As amostras para análise, após tratamento térmico, foram seccionadas ao meio, com um comprimento de 250 mm cada, para testes de tração uniaxial, sendo removidas pequenas seções transversais do centro das amostras para embutimento e subsequente análise metalográfica (ao microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura) e medição de microdureza.

#### 4.5 ENSAIOS DE CARACTERIZAÇÃO

As amostras foram analisadas de acordo com o descrito na Tabela 11, que mostra o conjunto de testes realizados com o objetivo de caracterizar os grupos austemperados.

Tabela 11 – Técnicas utilizadas para a caracterização das amostras austemperadas.

<b>Técnica</b>	<b>Equipamento</b>	<b>Amostras analisadas</b>	<b>Característica analisada</b>
Perfil de Microdureza	Microdurômetro Shimadzu HMV-2T	1 amostra de cada ciclo térmico	Perfil de microdureza;
Tração Uniaxial	M.U.E. Instrom UTM-HYD	Todas	RT, LE, Af, LE/RT
Microscopia Óptica	Microscópio Carl Zeiss VERT.A1	1 amostra de cada ciclo térmico	Microestruturas obtidas;
MEV microestrutura	Microscópio Eletrônico HITACHI TM3030	1 amostra com patamar de austêmpera de 30 min.	Microestruturas obtidas;
MEV fratura	Microscópio Eletrônico HITACHI TM3030	1 amostra com patamar de austêmpera de 20 min.	Aspecto da fratura;

##### 4.5.1 Preparação Metalográfica

Amostras seccionadas para a elaboração do perfil de microdureza e microscopia óptica nas seções longitudinais foram preparadas metalograficamente, através do processo de embutimento em resina

acrílica, lixamento utilizando lixas de granas 120, 600 e 1200. Por último, foi realizado o polimento com Alumina 1  $\mu\text{m}$ .

Em seguida, para a observação em microscópio óptico, as amostras foram atacadas quimicamente com Nital 5%, durante 5 s, para a revelação da microestrutura.

#### 4.5.2 Perfil de Microdureza

O perfil de microdureza foi realizado nas amostras embutidas em um micrômetro modelo Shimadzu HMV-2T. O perfil de microdureza foi realizado em dois estágios: o primeiro, iniciado a partir de 0,1 mm da superfície da amostra, com uma carga relativamente baixa (300 g), de modo a poder utilizar uma pequena distância entre indentações, de 0,1 mm, respeitando a distância mínima que pode ser estimada através da Equação 9, sendo  $P$  e  $d$ , a carga de indentação e o tamanho da diagonal formada, respectivamente. O segundo trecho, com carga maior (1 kg), foi realizado desde a profundidade de 1,25 mm até o núcleo da amostra, com distância entre endentações de 0,25 mm.

O objetivo da realização desse perfil de dureza completo, da superfície até o núcleo do arame, é identificar a heterogeneidade no efeito de encruamento produzido pela trefilação do material no estado fornecido, no encruamento produzido nas etapas de trefilação realizadas e as heterogeneidades na microestrutura após tratamento térmico, decorrentes do estado inicial do material.

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (9)$$

Embora, em função das características do ensaio Vickers, deve-se, teoricamente, esperar valores de dureza iguais quando medida com cargas diferentes (sempre quando a amostra for homogênea), devido aos possíveis erros na medição, decorrentes dos erros no valor da carga aplicada e na medição das diagonais da indentação, foi realizada a correção dos valores medidos com os dois valores propostos de carga (300 g e 1 kg). Utilizando equações lineares para o ajuste dos dados obtidos mediante a calibração do durômetro, a calibração foi feita utilizando dois blocos padrão de dureza, com valores de 225 HV e 700 HV.

#### 4.5.3 Microscopia Ótica

As análises por microscópio óptico foram realizadas em seções longitudinais da amostra, na região do núcleo. Em todas as imagens manteve-se o sentido de laminação e trefilação na direção vertical (isto é, perpendicular à escala gráfica inserida).

#### **4.5.4 Ensaio de Tração**

As amostras foram submetidas a ensaio de tração uniaxial, com o auxílio de uma máquina de ensaios universal, marca INSTRON, modelo UTM-HYD com 300 kN de capacidade.

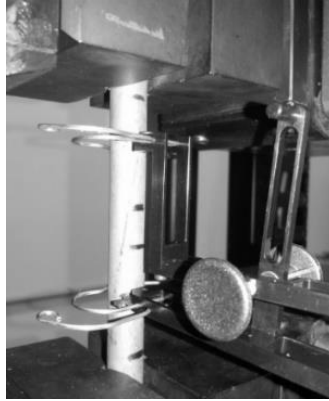
Devido ao fato dos corpos de prova serem barras lisas, sem rosca, a fixação dos mesmos foi realizada com o auxílio de mordentes, como mostrado na Figura 49. A medição do alongamento na fratura não foi realizada segundo a Lei de Barba, mas sim utilizando-se marcações de 50 mm nas amostras. Após o término dos ensaios o comprimento na região de fratura foi medido utilizando como referência as mesmas marcações.

Durante os ensaios, a velocidade de deslocamento da garra superior (que é a móvel), foi de 10 mm/min, que é o valor estipulado pela norma DIN EN ISO 898-1 e comumente utilizadas em laboratórios de ensaios mecânicos em empresas.

A deformação do corpo de prova na direção longitudinal foi medida utilizando um extensômetro, com abertura inicial de 50 mm. Logo após atingido o valor de resistência à tração, o extensômetro era removido, para evitar que sofresse dano ao ocorrer a fratura do corpo de prova. A partir desse momento a deformação passava a ser medida com base no deslocamento da garra superior. Antes do ensaio, foram feitas marcações nos corpos de prova a cada 10 mm, para poder medir o alongamento total na fratura, haja vista que a estrição poderia ocorrer em qualquer lugar ao longo do corpo de prova.

As superfícies de fratura das amostras submetidas a austêmpera com patamar de 20 min foram protegidas com óleo, para evitar a oxidação e, como resultado, a alteração da topografia da superfície. Antes de levar a amostra ao Microscópio Eletrônica de Varredura (para realizar a análise fractográfica) o óleo era removido da superfície mediante imersão em solvente agitado utilizando equipamento de limpeza ultrassônica.

Figura 49 – Corpo de prova fixado na máquina universal de ensaios (para execução do teste de tração uniaxial), com o extensômetro instalado sobre ele.



#### 4.5.5 Microscopia Eletrônica

Microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para a obtenção de imagens para as amostras submetidas a um tempo de ciclo de 30 minutos de austêmpera. As imagens adquiridas foram retiradas do centro das amostras, seguindo o mesmo padrão aplicado para a microscopia óptica. A análise de fratura das amostras foi realizada para as amostras submetidas ao teste de tração e que foram submetidas a tempo de austêmpera de 20 minutos.



## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os testes realizados visam caracterizar o material em relação ao seu potencial de aplicação na indústria de fixadores. Portanto, as análises de resistência mecânica, dureza e metalografia são de grande importância para o presente trabalho, pois ditam quais foram os resultados no processo de fabricação proposto, além de poder evidenciar a aplicabilidade do material.

Os resultados obtidos nos diferentes tratamentos foram dispostos visando facilitar a visualização, objetivando uma melhor interpretação e entendimento dos fenômenos envolvidos.

As análises de MEV, tanto para a microestrutura obtida, quando para a fratura, foram realizadas para auxiliar na caracterização dos microconstituintes, e também corroborar com os dados obtidos na caracterização mecânica.

### 5.1 MICROSCOPIA ÓPTICA

Os tratamentos térmicos utilizados resultaram em microestruturas variadas nas diferentes condições de tratamento. As imagens obtidas através de microscopia óptica são mostradas na Figura 50 até a Figura 53.

Foi observado que a distinção entre a microestrutura perlítica e bainíticas se torna dificultosa, uma vez que as colônias de perlita e de bainita superior crescem de maneira competitiva em temperaturas elevadas, assim como descrito por Porter (1987). Ambas colônias aparecem como camadas alternadas de cementita na ferrita. A natureza descontínua dos carbonetos na bainita dificulta a identificação de ambos microconstituintes, pois a cementita existente na perlita também pode aparecer como lamelas quebradas ou não uniformes.

As amostras não-trefiladas e austemperadas a 275 °C (Figura 50) apresentaram microestruturas mistas nas amostras processadas com tempos de patamar de 10 e 30 minutos. Essas amostras evidenciaram a formação de feixes bainíticos, identificados como bainita superior, próximos aos contornos de grão ferríticos e martensíticos, caracterizado através da morfologia acicular. Nas demais regiões também é possível observar a presença de colônias de perlita nucleadas próximos a esses mesmos contornos.

Dentro desse grupo de amostras, destaca-se a amostra com tempo de patamar de 20 minutos, uma vez que foi evidenciado uma microestrutura completamente bainítica e martensítica, e apresentando

valores de microdureza mais elevados. Pode ser observado a formação de regiões com presença de bainita inferior. Esse efeito pode estar relacionado com uma leve mudança de composição química da amostra ou a variações ocorridas durante o processo de austêmpera, tais como: posicionamento dentro do banho de sal, oscilações de temperaturas, ou deslocamento entre os fornos, que tenham causado um maior super-resfriamento levando à formação da estrutura bainítica observada.

Dentre as amostras austemperadas a 275 °C (Figura 51), as trefiladas apresentaram uma quantidade de bainítica mais acentuada, em comparação com as amostras não-trefiladas. Nas imagens é possível observar a natureza acicular dos constituintes obtidos, inerentes ao processo de transformação displaciva, apresentando uma microestrutura mista, com a presença de bainita, martensita, ferrita acicular e ferrita poligonal. Devido ao fato da bainita precipitar carbonetos ao longo de sua matriz ferrítica, após o ataque químico com Nital é possível identificar os feixes bainíticos com uma coloração mais escura, proveniente da precipitação de carbonetos em seu interior. Nessas amostras, apesar de se tratar de uma microestrutura mista, foi possível identificar a formação de bainita inferior, identificado através dos feixes com coloração escura, como mostrado na Figura 51.

O processo de encruamento do material, associado com o super-resfriamento causado pelo patamar de austêmpera de 275 °C melhorou a obtenção da fase bainítica desejada. Esse efeito pode estar associado com uma redução da energia necessária para nucleação da nova fase bainítica, devido aos efeitos inerentes ao ganho de resistência do material.

Todas as amostras austemperadas a 365 °C (Figura 52 e Figura 53), tanto as trefiladas como as não-trefiladas, apresentaram microestrutura predominantemente perlítica, com pouca quantidade de martensita, sendo mais evidente a presença de ferrita primária, nucleada ao longo dos contornos de grão, e ferrita acicular intragranular. O método proposto com a temperatura de 365 °C não gerou um super-resfriamento suficiente para o início da transformação bainítica, levando à nucleação e crescimento de colônias perlíticas nos contornos de grão da fase austenítica, ao longo de toda a seção transversal da amostra.

Figura 50 – Metalografias ópticas obtidas para as amostras não-trefiladas austemperadas a 275 °C.

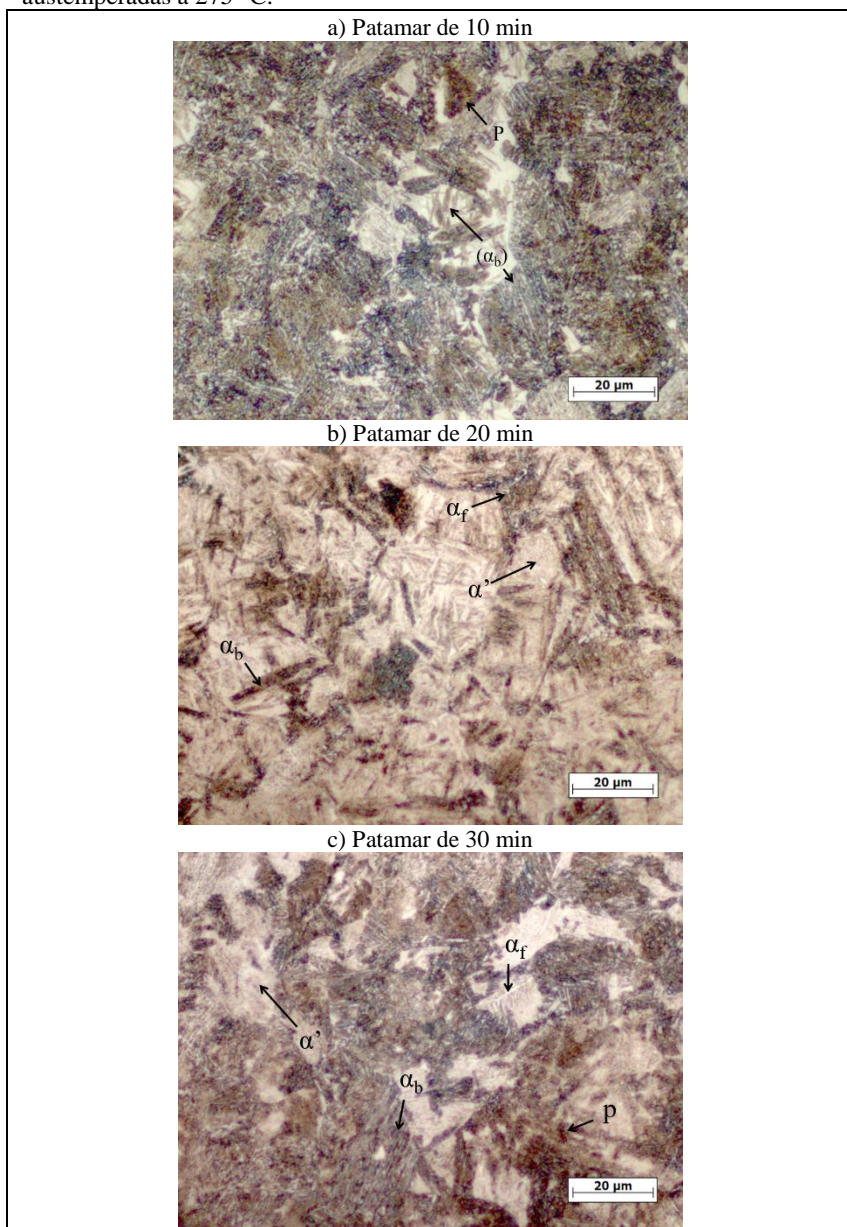


Figura 51 - Metalografias ópticas obtidas para as amostras trefiladas austemperadas a 275 °C.

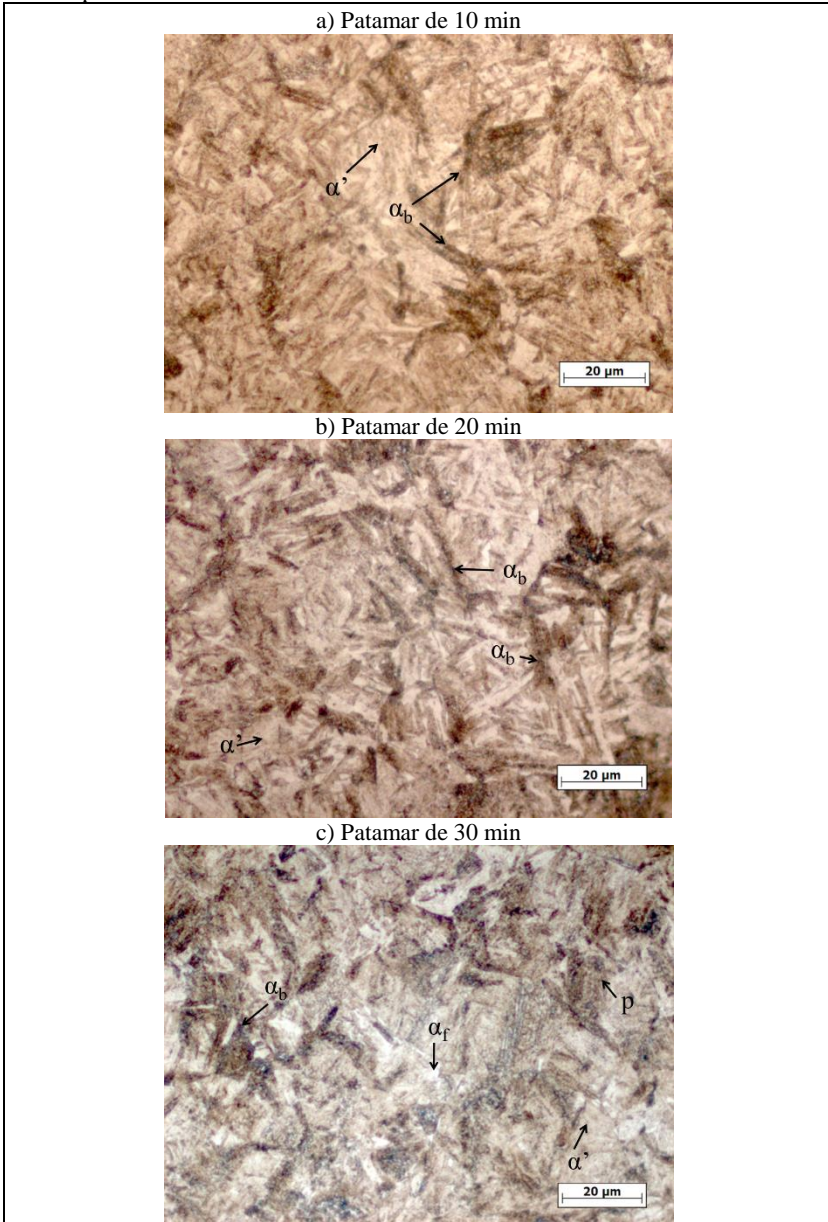


Figura 52 - Metalografias ópticas obtidas para as amostras não-trefiladas austemperadas a 365 °C.

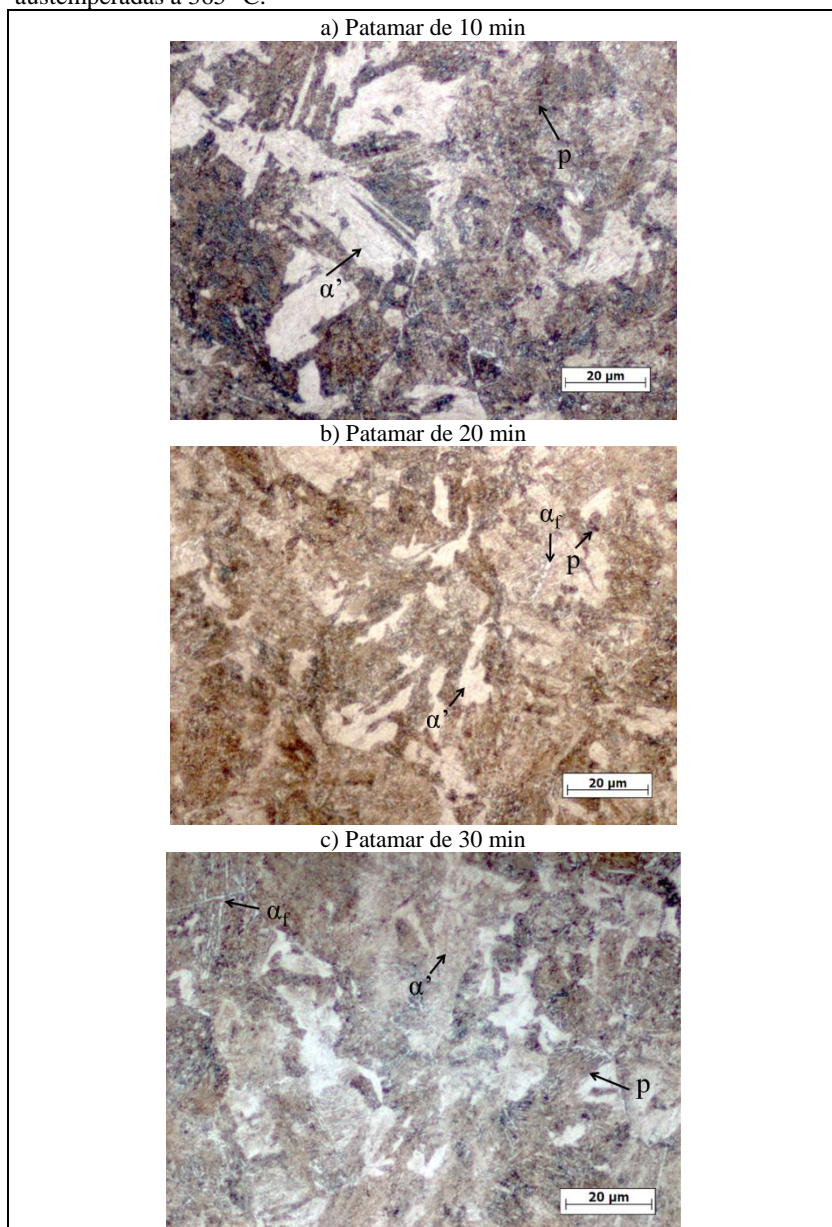
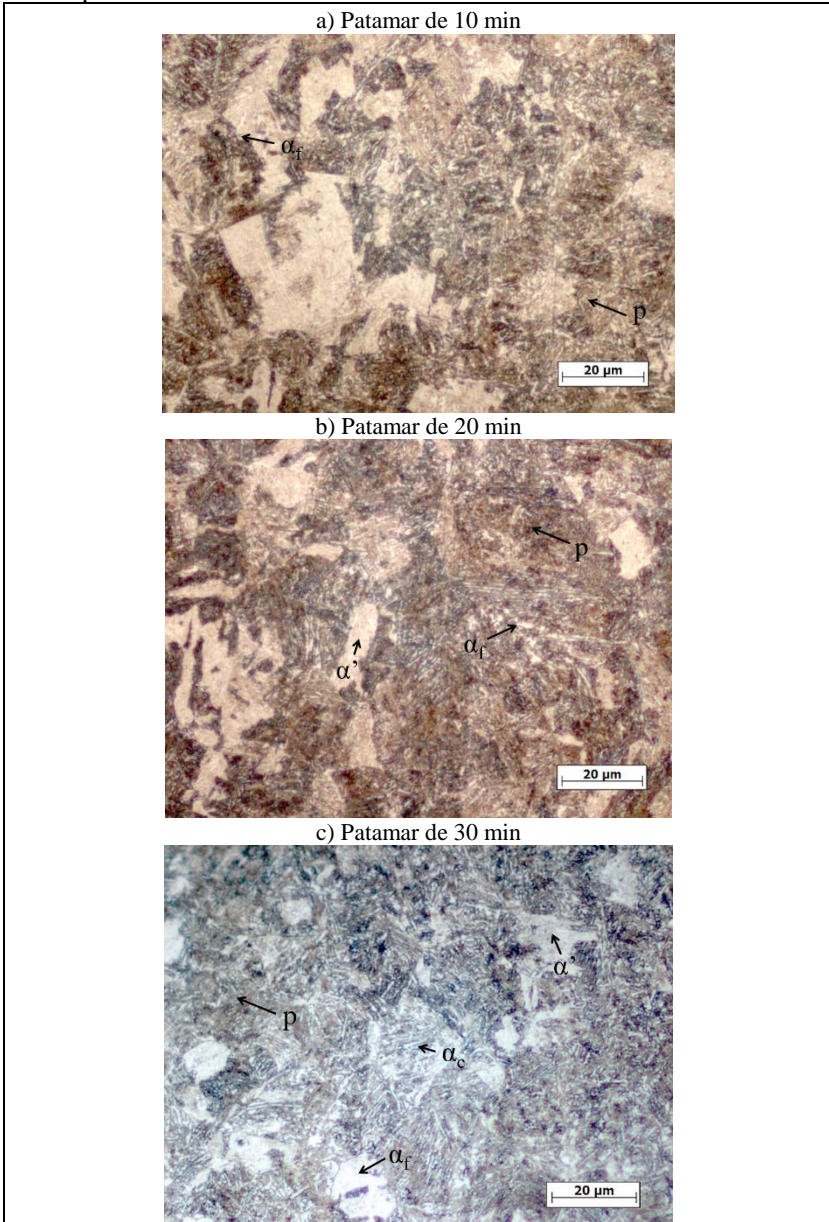


Figura 53 - Metalografias ópticas obtidas para as amostras trefiladas austemperadas a 365 °C.



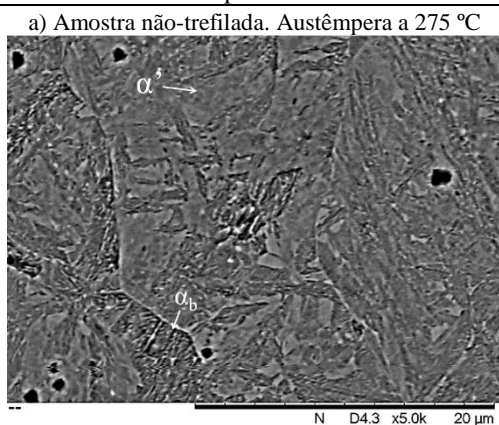
## 5.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As imagens obtidas no MEV das amostras com tempo de patamar de 30 minutos confirmaram as análises microestruturais realizadas ao microscópio óptico, como é exemplificado na Figura 54.

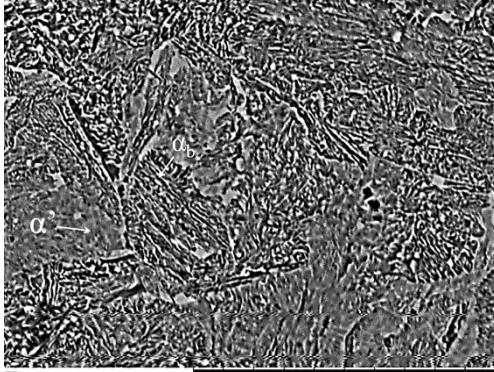
Entretanto, com o auxílio das análises metalográficas, foi possível identificar as microestruturas presentes nas imagens, pois a sua caracterização individual se torna muito difícil, uma vez que as microestruturas são muito semelhantes.

Para a identificação dos microconstituintes na imagem foram utilizados os seguintes símbolos:  $\alpha_b$  – Bainita;  $\alpha'$  – Martensita; e p – Perlita.

Figura 54 – Microscopias eletrônicas de varreduras das amostras submetidas a um patamar de 30 minutos de austêmpera.

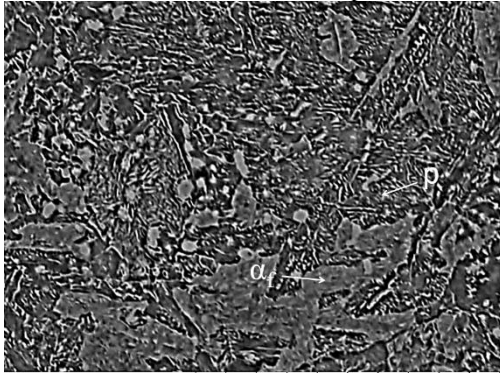


b) Amostra trefilada. Austêmpera a 275 °C



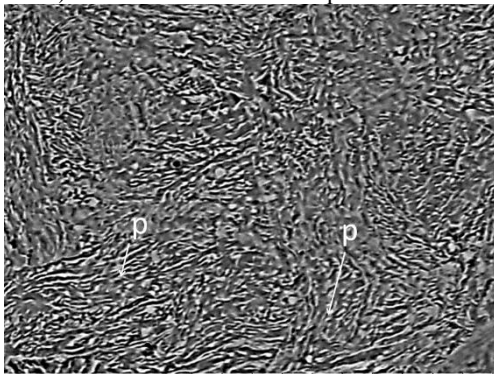
A D4.4 x5.0k 20 μm

c) Amostra não-trefilada. Austêmpera a 365 °C



A D4.7 x5.0k 20 μm

d) Amostra trefilada. Austêmpera a 365 °C



A D6.9 x5.0k 20 μm



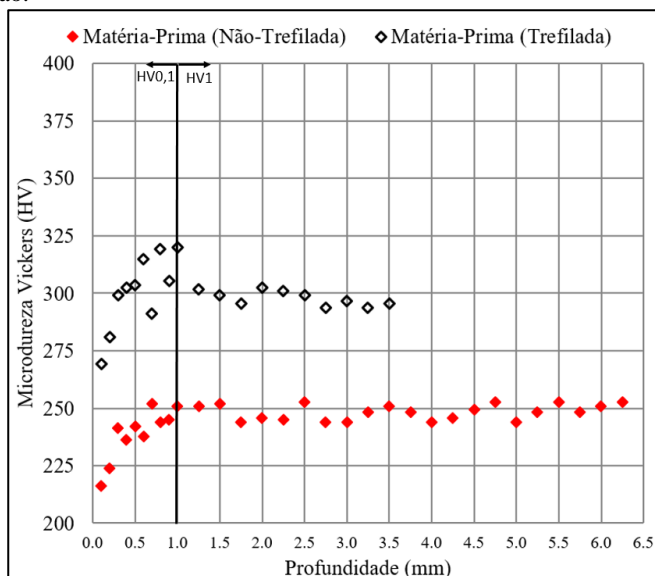
### 5.3 MICRODUREZA

Os perfis de microdureza das amostras quantificam o encruamento sofrido pelo material como resultado da trefilação (no material como-fornecido e após uma redução adicional significativa) e a influência do encruamento (associado a um aumento da densidade de discordâncias) sobre as propriedades do material austemperado.

A Figura 55 apresenta o perfil de microdureza obtido no material antes do tratamento de austêmpera, nos estados como-fornecido (NT) e após trefilação com redução final de 65,1% (T).

Nas amostras trefiladas antes do tratamento de austêmpera foi possível evidenciar um pico de dureza numa profundidade de aproximadamente 1 mm da superfície. Esse efeito está relacionado com a associação de dois mecanismos de aumento de resistência, como apresentado na Figura 56. O primeiro mecanismo está relacionado ao encruamento produzido pelo processo de trefilação, que ocorre em intensidade decrescente a partir da superfície até o centro da amostra.

Figura 55 – Perfis de microdurezas da matéria-prima no estado inicial e após a trefilação.

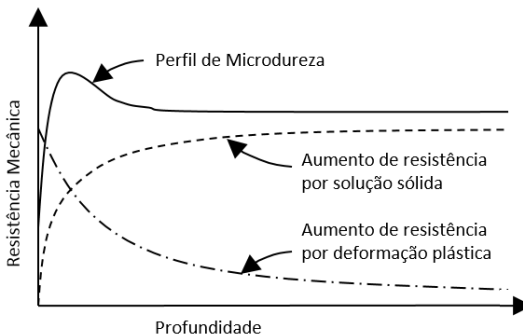


O segundo mecanismo está atrelado ao endurecimento por solução sólida, que depende da presença de elementos de soluto, especialmente os intersticiais como o carbono, cujo teor é menor junto à superfície, haja vista que ocorreu descarbonetação até uma profundidade de aproximadamente 0,1 mm, conforme foi mostrado anteriormente na Figura 43b.

Os perfis obtidos para microdureza nas amostras austemperadas estão apresentados nas Figura 58 até Figura 61.

A descarbonetação superficial apresentou influência direta nos resultados obtidos de microdureza em todas as amostras austemperadas, reduzindo os valores de microdureza superficiais até uma distância de 0,1 mm da superfície.

Figura 56 – Efeitos dos mecanismos de endurecimento envolvidos no perfil inicial obtida da microestrutura trefilada.



Em profundidades de medição superiores a 1 mm de profundidade, onde uma carga de HV1 foi utilizada, observou-se uma maior dispersão dos valores medidos ao longo do perfil. Isso se deve à presença de faixas de bandeamento, provenientes da segregação ocorrida durante a fabricação do aço por fundição. Em regiões próximas ao centro das amostras foi possível observar faixas longitudinais com microestrutura martensítica, como evidenciado na Figura 57, que justifica os maiores valores de microdureza local obtidos.

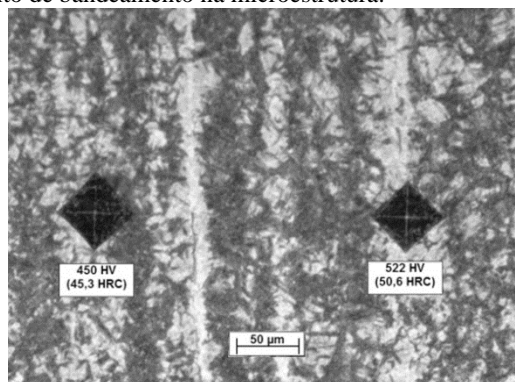
O efeito de aumento de resistência mecânica foi fortemente evidenciado nos perfis de dureza das amostras trefiladas e austemperadas a 275 °C, enquanto que o mesmo efeito não foi evidenciado no tratamento a 365 °C, para esse mesmo grupo.

Em comparação com as amostras não-trefiladas e austemperadas a 275 °C, as amostras trefiladas apresentaram uma formação de fase

bainítica em grande quantidade e em forma mais dispersa. Estima-se que o processo de encruamento proposto conduza a uma redução da energia livre de ativação, criando sítios mais propícios para a formação da nova fase bainítica.

No campo de medição com perfil de dureza HV1, observa-se uma diferença significativa entre as amostras em relação ao valor médio de dureza. Essa diferença está relacionada com a fração das fases formadas.

Figura 57 – Micrografia em que são mostrados os valores locais de dureza, associados ao efeito de bandeamento na microestrutura.



Para as amostras não-trefiladas e austemperadas a 275 °C durante 20 minutos, evidenciou-se valores de dureza mais elevados em comparação com as amostras com patamar de 10 e 30 minutos. Esse resultado obtido não foi coerente com os tempos de austêmpera aplicados para a mesma condição, podendo estar vinculado um desvio no processo ou amostragem. Além disso, esse mesmo efeito não foi observado nas amostras trefiladas tratadas na temperatura, de 275 °C.

Observando os Diagramas de Caixa (*Box Plot*) apresentados nas Figura 62 e Figura 63, em que são mostrados os quartis referentes aos dados apresentados e também os valores de média e mediana, nota-se que os tratamentos não causaram uma grande diferença nos valores de dureza para as amostras trefiladas, uma vez que os valores tendem a ser mais homogêneos, devido ao ciclo térmico, em comparação com aqueles para o material não-trefilado.

Os valores discrepantes apresentados são referentes a pontos de dureza analisados na microestrutura do material que apresentaram valores muito distintos entre os quartis das distribuições dos valores de

microdureza, tendo como causa principal o bandeamento de composição química.

Figura 58 - Perfil de microdureza obtido para amostras não-trefiladas (NT) e austemperadas a 275 °C.

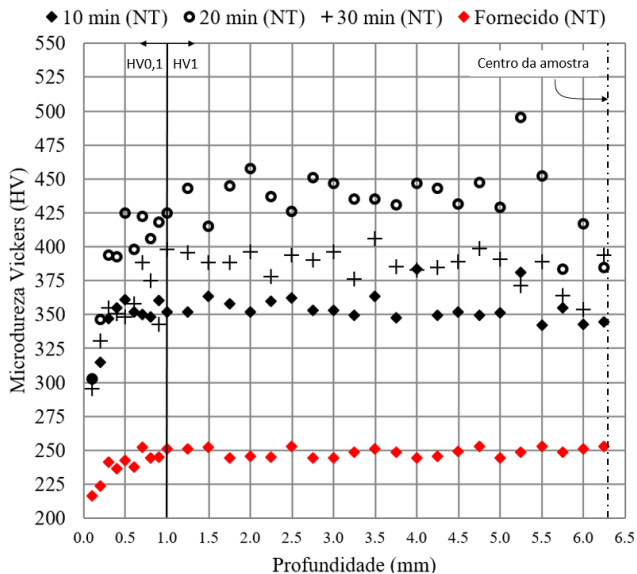


Figura 59 - Perfil de microdureza obtido para amostras trefiladas (T) e austemperadas a 275 °C.

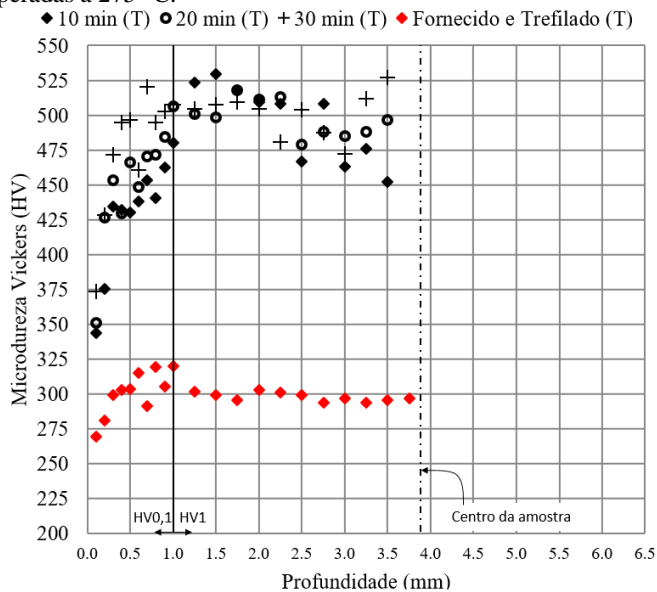


Figura 60 - Perfil de microdureza obtido para amostras não-trefiladas (NT) e austemperadas a 365 °C.

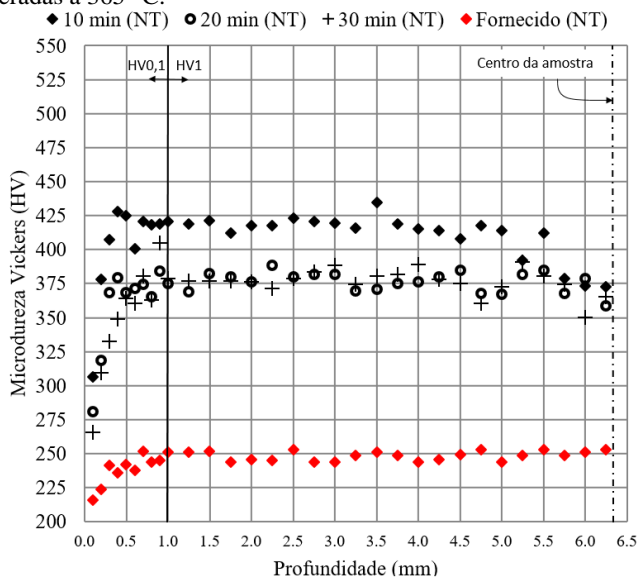


Figura 61 - Perfil de microdureza obtido para amostras trefiladas (T) e austemperadas a 365 °C.

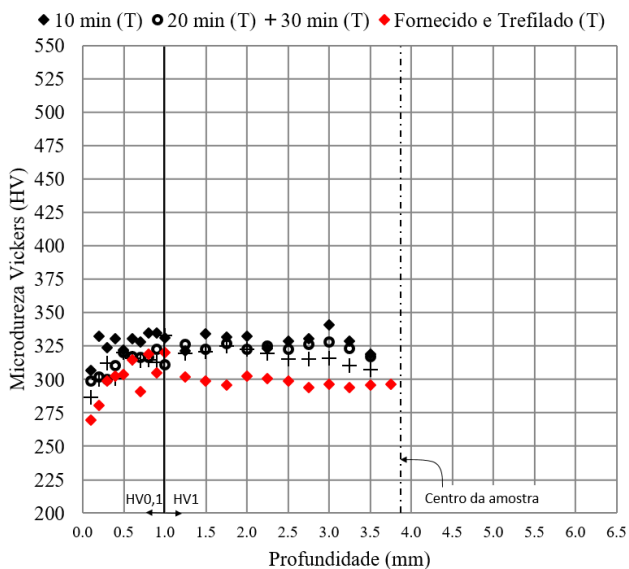


Figura 62 –Valores de microdureza obtidos para as amostras austemperadas a 275 °C, com os diferentes tempos de patamar e os dois estados iniciais (trefilada e não trefilada).

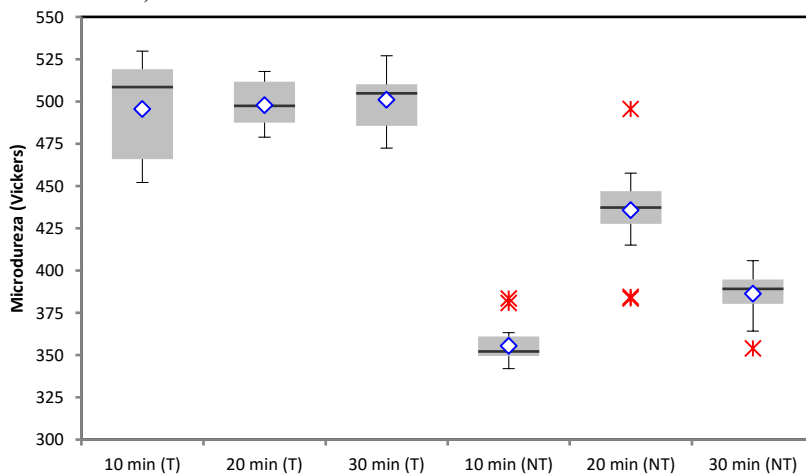
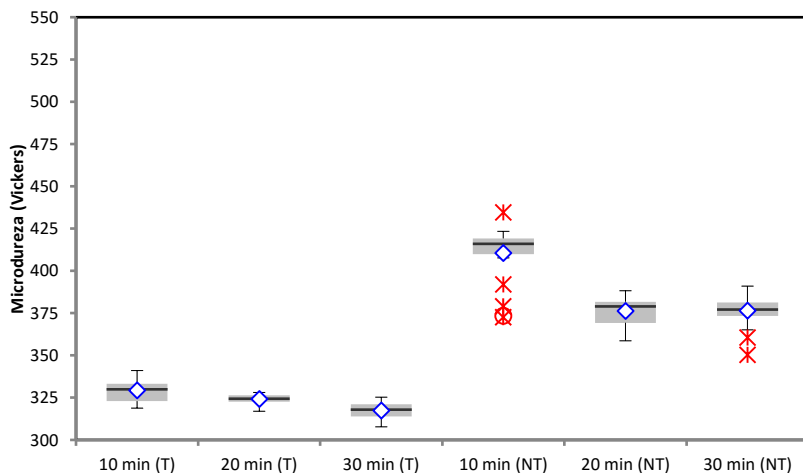


Figura 63 - Valores de microdureza obtidos para as amostras austemperadas a 365 °C, com os diferentes tempos de patamar e os dois estados iniciais (trefilada e não trefilada).



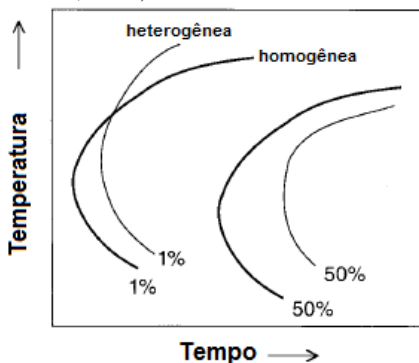
Aços comerciais não apresentam uma composição química uniforme, possuindo uma estrutura heterogênea ao final do processo. Como evidenciado na Figura 57, o material do estudo apresentou uma microestrutura com bandejamento, que está associado a segregação de soluto. As regiões segregadas ficam alinhadas em forma paralela ao sentido de laminação e trefilação do material, que são os processos de conformação mecânica utilizados para a fabricação do fio-máquina. A formação de faixas com diferentes microestruturas segue o mesmo padrão, pois é a composição química local que determina o padrão de transformação. Os picos de dureza evidenciados no perfil de microdureza são referentes às endentações realizadas nestas regiões de maior dureza, geradas pela segregação de soluto.

Embora o carbono seja homogêneamente distribuído na austenita, a formação preferencial de ferrita, que ocorre nas regiões empobrecidas de solutos substitucionais, leva a uma partição de carbono para regiões ricas em solutos substitucionais. Essas regiões ricas em carbono possuem uma grande influência no desenvolvimento da microestrutura. Essa redistribuição é consequência da transformação no estado sólido e é indiretamente influenciada pelo processo de solidificação.

Como mostrado na Figura 64, estudos realizados por Davenport (1939) e Grange (1971) (*apud* Bhadeshia, 2001) demonstraram que a

transformação de fase dos produtos de maior temperatura é mais rápida em amostras heterogêneas, mas quando o super-resfriamento é mais elevado, ou seja, abaixo da linha de formação bainítica, a transformação é mais tardia para um material heterogêneo.

Figura 64 – Efeito da segregação química nas curvas de transformação no diagrama TTT (BHADESHIA, 2001)



Logo, quando tenta-se obter bainita no resfriamento, a transformação de fase que ocorre em temperaturas superiores pode começar antecipadamente para aços que apresentam segregação.

#### 5.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os resultados obtidos nos ensaios de tração uniaxial são mostrados na Tabela 12 e nas Figura 65 até Figura 70.

As amostras foram ensaiadas na forma de barras lisas (sem rosca) e por isso foram utilizados mordentes com tamanhos adequados para as duas bitolas testadas. Por causa de erros de alinhamento entre os corpos de prova e o eixo da máquina, algumas amostras romperam na região de fixação do mordente, devido a um mau alinhamento entre o material e os mordentes, apresentando valores incompatíveis com o tratamento realizado.

Com a realização dos testes de tração uniaxial foi possível evidenciar o efeito dos diferentes tratamentos e também, em alguns casos, correlacionar o que foi evidenciado nos perfis de microdureza. As amostras submetidas a trefilação apresentaram valores de resistência maiores em relação às não trefiladas.

Os dois grupos de amostras trefiladas que foram submetidas a diferentes temperaturas de austêmpera apresentaram resultados



semelhantes. Os resultados apontam que o grupo trefilado e austemperado a 275 °C mostrou valores de resistência maiores em relação à matéria-prima inicial, enquanto o grupo austemperado a 365 °C também mostrou um aumento dos valores de limite de escoamento e resistência à tração.

Para as amostras austemperadas a 275 °C tornou-se evidente o efeito do tempo de transformação sobre as propriedades mecânicas analisadas. Quanto menor o tempo de transformação utilizado para esse grupo de amostra, maior foi o valor de resistência à tração (RT) obtido. Provavelmente, esse efeito está relacionado ao fato de uma maior presença de microestrutura martensítica, haja vista que a austenita que não transforma em bainita durante o tempo de patamar de temperatura, ao ser finalmente resfriada transforma em martensita. Em contrapartida, os valores de limite de escoamento (LE) apresentaram um aumento com o aumento do tempo de transformação. O aumento do tempo de transformação favorece a formação de bainita, que possui um maior limite elástico (BHADESHIA, 2001).

As amostras que foram processadas a 365 °C, apresentaram valores inferiores de resistência devido à uma maior formação de microestrutura perlítica. Provavelmente o super-resfriamento realizado durante o processo não foi suficiente para evitar o nariz da curva de transformação TTT (Figura 48), ocasionando a nucleação e crescimento de microestrutura perlítica.

A resistência apresentada pelas amostras trefiladas, para esse valor de temperatura, reflete o mesmo comportamento das amostras 275 °C, evidenciando maior resistência, entretanto, não sendo o suficiente para a utilização em fixadores com classe 16.8, uma vez que os valores obtidos se assemelham a valores obtidos em fixadores com classe de resistência convencional, i.e., ~1200 MPa.

Em fixadores é desejável que o material apresente uma relação LE/RT menor do que 80%, para assegurar que os mesmos possam sofrer elevada deformação plástica (quando feito o aperto) sem que ocorra ruptura e haja a possibilidade de identificar o escoamento do parafuso. Em fixadores de elevada resistência produzidos pelo processo convencional de têmpera e revenimento, esta relação é elevada e chega a atingir valores maiores do que 90%, ou seja, o limite de escoamento está bastante próximo da resistência à tração.

Dos resultados que constam na Tabela 12 é possível verificar que as amostras com maior relação LE/RT foram aquelas trefiladas e austemperadas a 365°C, com valores superiores a 80%. Outro efeito evidenciado foi que o aumento do tempo de patamar resultou em aumento

da relação. Esse fato pode estar relacionado com a redução da fração de fase martensítica, uma vez que os valores de RT também são reduzidos com o tempo de transformação.

O alongamento a fratura ( $A_f$ ) foi bastante influenciada pelas condições de tratamento propostas, sendo maior quanto maior o tempo de austêmpera e menor nas amostras trefiladas. As amostras austemperadas a 365 °C apresentaram os maiores valores de ductilidade devido a uma maior presença de perlita. As Figuras 65 até 70 apresentam os diagramas de caixa para os valores obtidos.

Tabela 12 – Resultados obtidos nos ensaios de tração uniaxial nas amostras austemperadas.

Condição	Temperatura Austêmpera	Tempo de Transformação	N° de Amostras	LE (MPa)		RT (MPa)		A <sub>f</sub> (%)		LE/RT (%)	
				$\bar{X}$	s	$\bar{X}$	s	$\bar{X}$	s	$\bar{X}$	s
NT	275 °C	10 min	6	1189,1	52,7	1654,8	52,8	9,2	1,1	72,5	5,6
		20 min	6	1207,0	75,1	1672,6	75,1	10,1	1,1	72,2	1,8
		30 min	8	1294,7	77,0	1693,4	102,2	11,3	3,5	80,3	7,8
	365 °C	10 min	8	973,2	38,3	1228,0	28,4	13,4	3,3	79,2	2,0
		20 min	8	961,0	40,6	1210,4	25,4	15,0	0,9	79,4	2,3
		30 min	8	952,3	25,8	1205,8	25,1	14,6	1,0	79,0	1,2
T	275 °C	10 min	6	1405,9	19,0	2079,7	83,3	8,1	1,2	67,7	2,2
		20 min	6	1534,9	35,6	1927,2	170,7	8,9	0,7	76,8	4,0
		30 min	8	1522,1	31,9	1894,9	80,3	8,4	1,0	80,4	2,3
	365 °C	10 min	8	1108,0	38,3	1354,8	32,1	10,8	1,0	81,8	1,0
		20 min	8	1130,4	40,6	1364,4	32,0	12,4	1,2	82,9	0,6
		30 min	8	1143,2	25,8	1339,5	41,0	11,4	2,1	86,6	6,3

Figura 65 – Valores de RT para as amostras austemperadas a 275 °C.

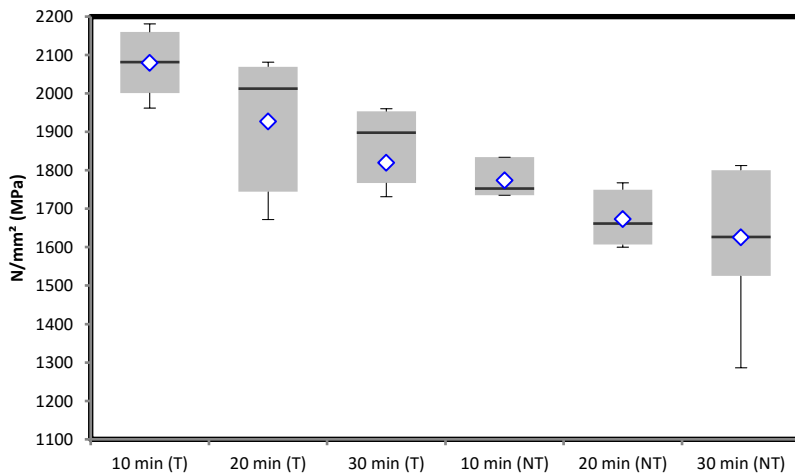


Figura 66 - Valores de RT para as amostras austemperadas a 365 °C.

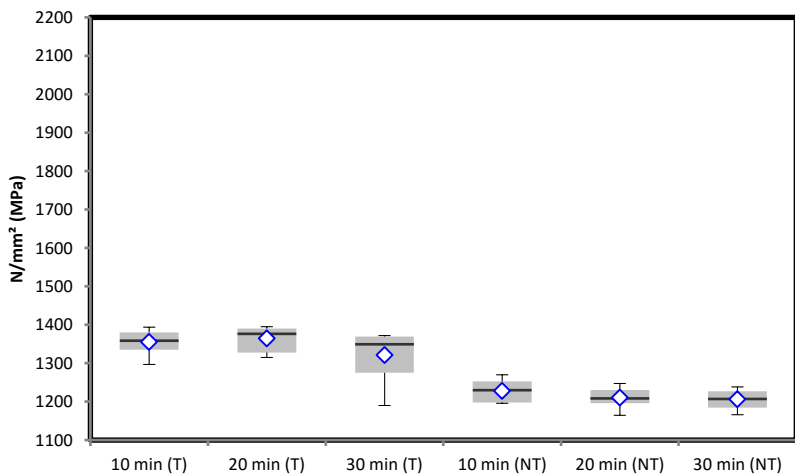


Figura 67 - Valores de LE para as amostras austemperadas a 275 °C.

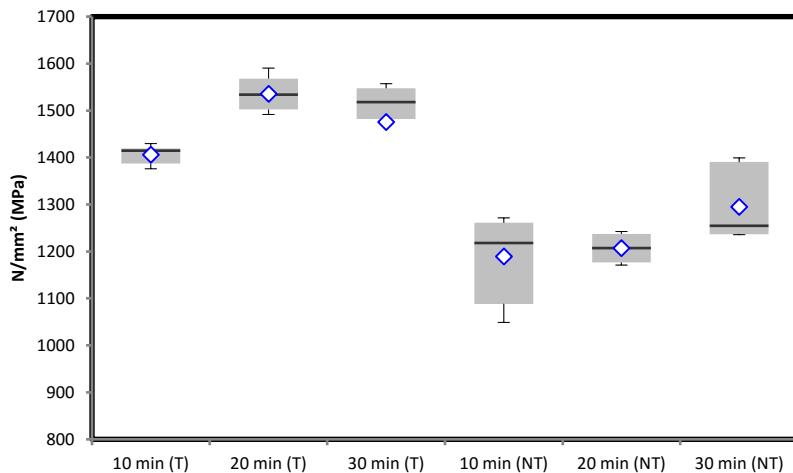


Figura 68 - Valores de LE para as amostras austemperadas a 365 °C.

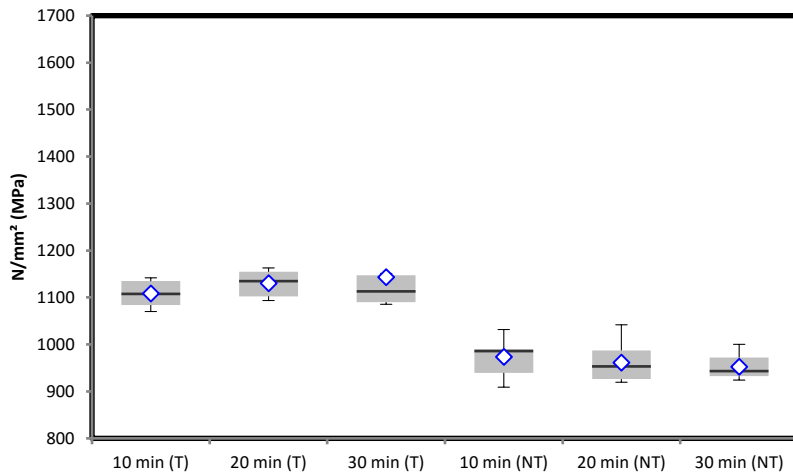


Figura 69 – Valores de LE/RT para amostras austemperadas a 275 °C.

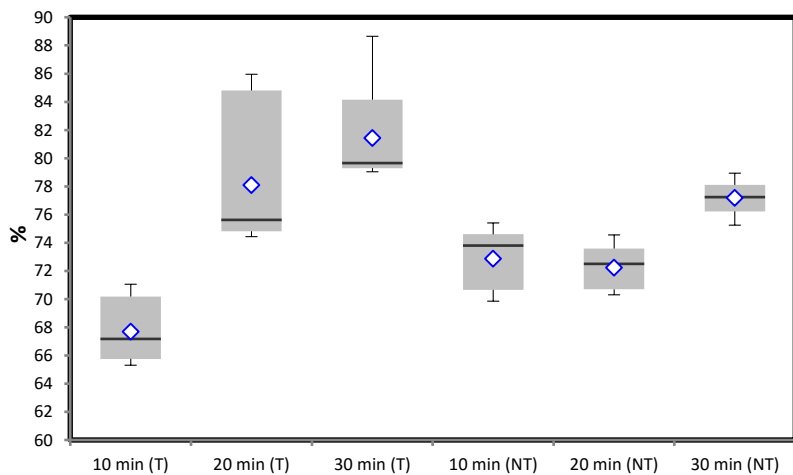
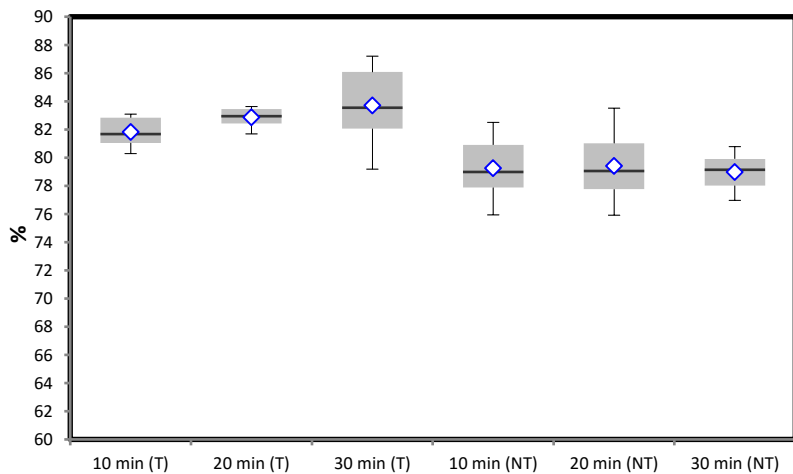


Figura 70 - Valores de LE/RT para amostras austemperadas a 365 °C.



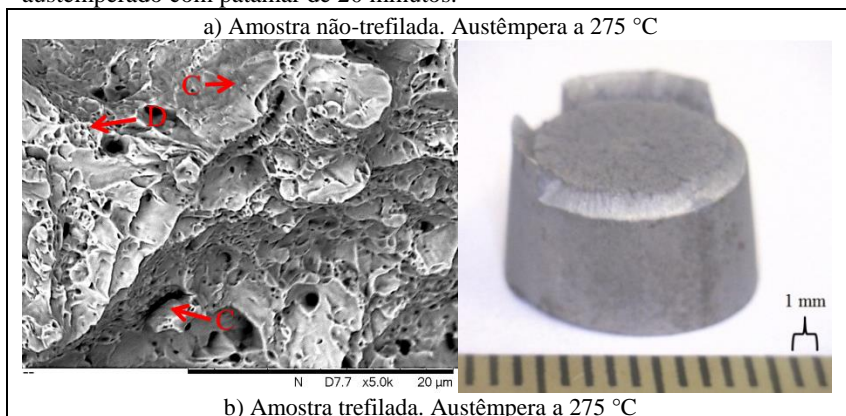
## 5.5 MEV DA FRATURA

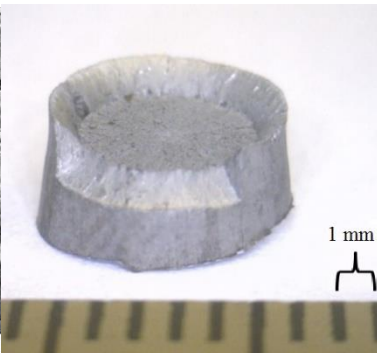
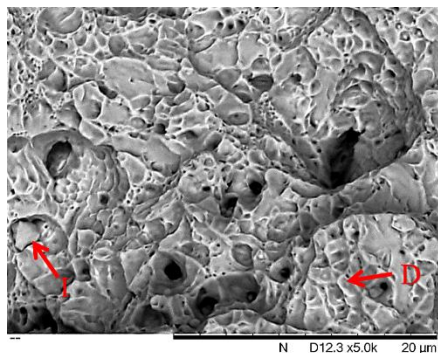
Todas as amostras estudadas apresentaram uma fratura do tipo “taça-cone”, tendo na região central uma característica fibrosa, proveniente dos mecanismos de deformação que promovem o surgimento de vazios e seu posterior crescimento. Nas superfícies das amostras foram evidenciadas uma fratura por cisalhamento, caracterizada pela presença de superfícies lisas e formando um ângulo de  $45^\circ$  com o plano de fratura central.

Observando o aspecto da fratura nas amostras austemperadas a  $275^\circ\text{C}$ , observa-se um comportamento mais frágil que aquele das amostras tratadas a  $365^\circ\text{C}$ , devido à presença de microconstituintes mais frágeis. Observando os *dimples* formados, nota-se que estes têm um menor tamanho nos pontos de nucleação de vazios, além de haver regiões com aparente fratura por clivagem. Representadas na Figura 71 pelos símbolos: D - Fratura Dúctil; C – Clivagem; e I, presença de Inclusões.

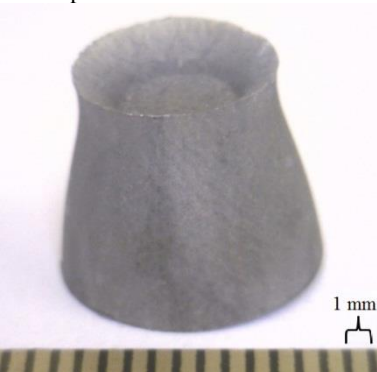
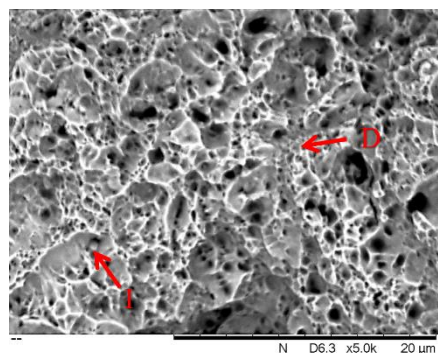
Nas amostras austemperadas a  $365^\circ\text{C}$ , observa-se uma concentração superior de pontos de nucleação em relação às amostras tratadas a  $275^\circ\text{C}$ , confirmando o seu comportamento dúctil mostrado na imagem da amostra fraturada.

Figura 71 – Imagens ao MEV e fotografias com lente macro das superfícies de fratura de corpos de prova ensaiados sob tração uniaxial, de material austemperado com patamar de 20 minutos.

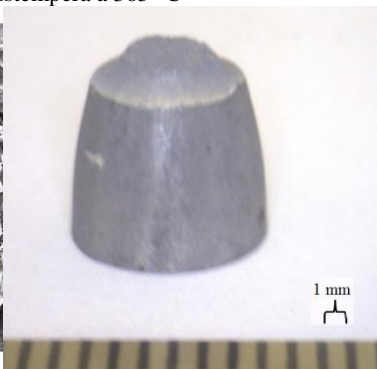
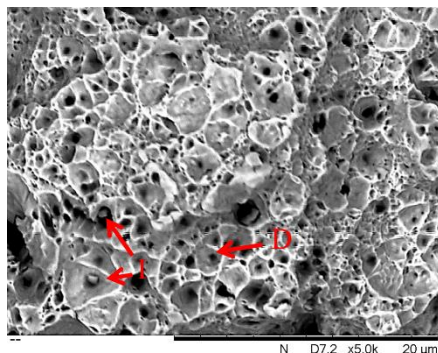




c) Amostra não-trefilada. Austêmpera a 365 °C



d) Amostra trefilada. Austêmpera a 365 °C





## 6. CONCLUSÕES

No presente trabalho foi verificado que é técnica e economicamente viável fabricar fixadores com valores de resistência mecânica superiores a 1600 MPa e com relação LE/RT menor do que 80 % mediante um processo combinado de trefilação a frio seguido de austêmpera de um aço comercial SAE/AISI 5160. Os objetivos propostos no início do desenvolvimento do trabalho puderam ser atingidos e validados, podendo ser concluído que:

1. Os tratamentos que se mostraram mais promissores para aplicação em fixadores de elevada resistência foram os seguintes: no material não trefilado, austemperar a 275 °C por 30 minutos; no material submetido previamente a trefilação com redução de 65,1 %, austemperar a 275 °C, por tempos entre 10 e 30 minutos. Entretanto, foi possível concluir que para atingir um determinado valor de resistência, associado a adequadas ductilidade e relação LE/RT, faz-se necessário relacionar o processamento de fabricação do material uma correta combinação entre a deformação a frio e os parâmetros de tratamento térmico. Isso se torna importante durante a fase de desenvolvimento de um novo forjado para a elaboração de um fixador, uma vez que se evidenciou que o tratamento térmico não é o único fator que influi sobre a obtenção das propriedades desejadas.
2. Foi observada uma falta de correlação entre os valores de microdureza e de resistência mecânica das amostras trefiladas que foram austemperadas a 365 °C. Para essas amostras os valores de resistência (RT e LE) foram superiores aos das amostras não trefiladas que foram tratadas na mesma temperatura, entretanto apresentando valores de microdureza inferiores.
3. Foi evidenciada a formação de bainita nas amostras trefiladas e austemperadas a 275 °C, entretanto, nas demais amostras analisadas, não foi observada esta fase, obtendo-se, em sua maioria, microestruturas ricas em perlita. Acredita-se que nas amostras trefiladas e processadas a 275 °C houve um maior super-resfriamento térmico durante o tratamento térmico de austêmpera, que pode ter auxiliado no processo de nucleação no estado sólido, devido a um refino do tamanho de grão da austenita, uma vez que

a nucleação da nova fase ocorre preferencialmente nos contornos de grão.

4. O efeito do bandeamento, como resultado da segregação durante a solidificação, pode acarretar a formação acelerada da microestrutura perlítica quando a austêmpera é realizada a temperaturas mais elevadas. Portanto, para o processamento de fixadores de elevada resistência é recomendável utilizar uma temperatura de austêmpera menor, visando a obtenção de bainita inferior.
5. A austêmpera nas amostras trefiladas uniformizou os valores de microdureza tanto para 275 °C, quanto para 365 °C, em todos os tempos de patamar. Entretanto, esse efeito não foi observado nos valores de resistência mecânica (RT) das amostras austemperadas a 275 °C.

---

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar o processo de conformação a frio do material bobinado SAE 5160 para a elaboração de amostras de parafusos, observando o grau de deformação envolvido, e subsequente tratamento térmico de austêmpera para validação de suas propriedades e adequação do mesmo na classe 16.8.
2. Averiguar propriedades e características do material austemperado em fornos contínuos com banho de sal. A necessidade de um processamento versátil, menos oneroso e com maior produtividade, serve como um complemento essencial para a viabilização da produção em maior escala dos itens austemperados.
3. Realizar estudos com outras ligas, com o intuito de conseguir que com a austêmpera seja alcançada elevada resistência e maior ductilidade para a obtenção de fixadores de elevada resistência.
4. Avaliar a susceptibilidade do material austemperado à fragilização por hidrogênio.
5. Estudar a fragilização por hidrogênio dos aços martensíticos e bainíticos utilizados em fixadores.



---

**REFERÊNCIAS**

ABBASZADEH, K.; KHEIRANDISH, S.; SAGHAFIAN, H.; **The Effect of Lower Bainite Volume Fractions on Tensile and Impact Properties of D6AC Medium Carbon Low Alloy Ultrahigh Strength Steel.** Iranian Journal of Materials Science & Engineering, Vol 7. Number 3, 2010.

ANDERSON, D.R.; **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, CRC Press, Texas A&M University, New York, 2. ed, 1995. 451-459.

ANDREWS, K. W.; **Iron Steel Inst.**, 1965, 203, 721-727.

ASKELAND, D.R.; **The Science and engineering of Materials**, PWS Publishing Company, University of Missouri-Rolla, 3. ed, 1989.

ASM INTERNATIONAL, **Atlas of Isothermal Transformation and Colling Transformations Diagrams**, 1997.

ASM INTERNATIONAL; **Heat Treatment of Steel**, Vol. 4, 1991, pp 317-413.

ASM INTERNATIONAL; **Heat Treat's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**, 1052p. 1995.

BARFORD, J.; OWEN, W.S.; **JISI 197**. 1961, 146.

BHADESHIA, H.K.D.H; HONEYCOMBE, R.; **Steels: Microstructure and Properties**. Butterworth Heinemann. 360p. 2006.

BHADESHIA, H.K.D.H.; **Bainite in Steels**; Institute of Materials, London, 2001.

CABALLERO, F.G.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Very Strong Bainite.** Current Opinion in Solid State and Materials Science 8 (2004), pp. 251–257.

CALLISTER, W.D.; **Fundamentals of Materials Science and Engineering – An Introduction**. Department of Metallurgical Engineering, University of Utah. 2001.

DAVENPORT, A.S.; *Trans. Met. Soc. AIME* **145**. 1941. 301-340.

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

GRAHAM, L.W.; AXON, H.J.; *JISI* **191**. 1959. 361.

HAFIZ, M.; **Influence of Heat Treatment in a Variable Austempering Temperature Process on Mechanical Properties and Fracture of SG-Iron**. AFS Transactions, 111, 2003. 715-724.

HU, K.T.; **Development of 14.99 Grade Socket Head Cap Screws**. IFFI Technical Conference, 2005.

IRVINE, K.J.; PICKERING, F.B.; *ISI Spec. Rep.* **93**. Londres. 1965. 110-125.

KAMADA, A.; KOSHIZUKA, N.; FUNAKOSHI, T.; *Trans. ISIJ* **16**. 1976. 407.

KILICLI, V.; KAPLAN, M.; **Effect of Austempering Temperatures on Microstructure and Mechanical Properties of a Bearing Steel**. International Virtual Journal. 2012.

KRISHNA, V.; SRIKANT, R.R. IQBAL, M.; SRIRAM, N. **Effect of Austempering and Martempering on the Properties of AISI 52100 Steel**. *ISRN Tribology*, vol 2013, article ID 515484, 6 p.

LEWIS, D.; *Journal of the Iron and Steel Institute*, 119 (1929) 427.

LI, Z.; WU, D.; **Influence of Hot Deformation and Subsequent Austempering on the Mechanical Properties of Hot Rolled Multiphase Steel**, *Journal of Materials Science Technology*, Vol. 22, No.6, 2006.

LYMAN, T.; TROIANO, A.R.; *Trans. AIME* **162**. 1945. 196.

---

MARTIS, C.J.; PUTATUNDA, S.K.; BOILEAU, J.; SPRAY, J.G.; **The static and dynamic mechanical properties of a new low-carbon, low-alloy austempered steel**. Materials Science and Engineering A. 2014. 589. 280-287.

NASH, V.S.P.; SAHAY, S.S.; **Accelerated Bainitic Transformation During Cyclic Austempering**, Journal of Materials Science, Vol. 42, Issue 21, 2007.

OBLAK, J.M.; GOODENOW, R.H.; HEHEMANN, R.F.; **Trans. AIME** 230 (1964) 258-259.

OHMORI, Y.; OHTANI, H., KUNITAKE, T.; **The bainite in low carbon low alloy high strength steels**, Trans. ISIJ, Tokyo, Japan, Vol. 11, pp. 251-259, 1971.

PADILHA, A.F.; SICILANO, F.; **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. Associação Brasileira de Materiais. São Paulo, 2005. 232p.

PAYSON, P.; SAVAGE, C. H.; **Trans. ASM**, 1944, 33, 261-280.

PODDER, A.S.; **Tempering of a Mixture of Bainite and Retained Austenite**. Tese de Doutorado. University of Cambridge. Reino Unido. 2011.

PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E.; **Phase Transformation in metals and alloys**; Van Nostrand, 1987.

PUTATUNDA, S.K.; **Influence of austempering temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI)**. Materials and Manufacturing Processes. 2001. 16(2). 245-263.

REED-HILL, R.E.; ABBASCHIAN, R.; **Physical Metallurgy Principles**. PWS Publishing Company, Boston, 3.ed., 1994.

ROBERTSON, J. M.; **Journal of the Iron and Steel Institute**, 119 (1929) 391-426.

SPANOS, G.; FANG, H.S.; AARONSON, H.I.; **A mechanism for the formation of lower bainite**; Metallurgical and Materials Transactions, V21., pp.1381-1390, 1990.

SRINIVASAN, G.R.; WAYMAN, C.M.; **Acta Metall.** 16 (1968) 609-620.

SWALLOW, E.; BHADESHIA, H.K.D.H.; **Materials Science** 24 (1989) 3180-3188.

TAKAHASHI, M.; BHADESHIA, H.K.D.H.; **Materials Science and Technology.** 6 (1990) 592-603.

TAKASHIMA, M.; IIDA, Z.; TANAKA, S. TSUKIYAMA, K., IBARAKI, N., NAMIRUMA, Y.; **Development of 1600 N/mm<sup>2</sup> Class Ultra-High Strength Bolts.** Advances in Lightweight Materials for Automotive Applications. SAE World Congress, Detroit. 2003.

TOTTEN, E.G.; **Steel Heat Treatment Handbook. Second Edition.** Metallurgy and Technologies. Portland State University. 2006. 820p.

WEN, J.; LI, Q.; LONG, Y.; **Effect of austempering on microstructure and mechanical properties of a GCr18Mo steel.** Materials Science e Engineering A. 438-440. 2006. 261-253.