

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

Daniele da Silva

**EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DAS CONDIÇÕES DE
AUSTÊMPERA NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA EM AÇOS
DE ALTO CARBONO**

Tese submetida ao Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira

Coorientador: Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer

**Florianópolis
2017**

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

Silva, Daniele da
EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DAS CONDIÇÕES DE
AUSTÊMPERA NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA EM AÇOS DE
ALTO CARBONO / Daniele da Silva ; orientador,
Carlos Augusto Silva de Oliveira, coorientador,
Modesto Hurtado Ferrer, 2017.
237 p.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós
Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais,
Florianópolis, 2017.

Inclui referências.

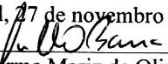
1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Aços
bainíticos. 3. Transformação bainítica. 4. Austenita
retida. 5. Comportamento Mecânico. I. Silva de
Oliveira, Carlos Augusto . II. Hurtado Ferrer,
Modesto. III. Universidade Federal de Santa
Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais. IV. Título.

Daniele da Silva

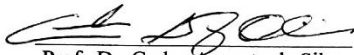
**EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DAS CONDIÇÕES DE
AUSTÊMPERA NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA EM AÇOS
DE ALTO CARBONO**

Esta Tese foi julgado(a) adequado(a) para obtenção do Título de
Doutor, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós Graduação
em Ciência e Engenharia de Materiais

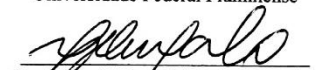
Local, 27 de novembro de 2017.



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

Banca Examinadora:


Prof., Dr. Carlos Augusto da Silva
de Oliveira,
Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina


Prof., Dr. Sérgio Soito M. Tavares,
Universidade Federal Fluminense


Prof., Dr. Márcio Ferreira Hupalo,
Universidade Estadual de Ponta Grossa


Prof., Dr. Marcelo Teixeira dos Santos,
Centro Universitário Unisociesc

AGRADECIMENTOS

Gostaria de primeiramente, a Deus, pela vida e, dando-me nesta, a oportunidade de vencer novos desafios, os quais são de extrema importância para meu crescimento.

Aos meus pais maravilhosos por terem deixado como educação os valores de honestidade, perseverança, humildade, caráter e paciência. Manifesto meu imenso amor por eles serem pessoas dignas que sempre se preocuparam com o meu aprendizado e sempre estiveram ao meu lado me apoiando e ajudando, sem medir esforços.

Em especial gostaria de agradecer ao meu professor orientador, Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira, por todo o seu saber, a sua ajuda, os seus conselhos, o modo como sempre me apoiou, incentivou, a paciência e a amizade com que sempre me recebeu.

Agradeço ao meu coorientador Professor Modesto Hurtado Ferrer, por me orientar e dividir comigo o seu conhecimento. Obrigada.

Ao Professor Dr. Marcio Ferreira Hupalo, por ter sido uma das grandes pessoas responsáveis em despertar em mim a vontade do desenvolvimento de pesquisas, me encorajar a realizar o doutorado e me incentivar a todo momento. Também o agradeço pelo apoio na viabilização da caracterização microestrutural, com um grau de aprofundamento que não iria obter facilmente.

Agradeço ao amigo, Vitor Ogliari, por dividir comigo o desenvolvimento dessa pesquisa. Por vários momentos desde o desenvolvimento da parte experimental até as discussões e visão de novas estratégias.

Agradeço ao colega de doutorado Pedro Lamarão, por me auxiliar nas análises de microscopia eletrônica de transmissão, dividindo comigo seus conhecimentos para que eu pudesse realizar minhas análises.

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

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

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

E claro não poderia deixar de agradecer muito aos meus amigos que sempre estiveram ao meu lado me apoiando e incentivando.

O período de maior ganho em conhecimento e experiência é o período mais difícil da vida de alguém. (Dalai Lama).

RESUMO

Os aços alto carbono com constituintes bainíticos são materiais que conseguem atender grandes exigências em serviço, devido combinarem à boa ductilidade, resistência mecânica e tenacidade à fratura. Para elaboração destes materiais se faz necessário a combinação de alguns elementos de liga com teores significativos, estes exercem um importante papel no comportamento cinético e morfológico da transformação bainítica. A adição de silício, acelera a reação bainítica e retarda a formação dos carbonetos, o manganês aumenta a austemperabilidade e o níquel além de auxiliar aumentando a austemperabilidade da liga, tende a aumentar a tenacidade a fratura do material. Nesse trabalho estudaram-se quatro ligas fundidas e conformadas a quente com teores variáveis de silício, manganês e níquel, a fim de verificar o efeito da composição química e das condições de austêmpera na morfologia e cinética da transformação bainítica. As condições de austêmpera variaram a temperatura de austenitização (870 e 1150°C) e a temperatura de austêmpera (280 e 370 °C), durante tempos que alteraram de 1 min a 839 h para algumas condições de tratamento térmico. As temperaturas críticas de transformações de fase foram determinadas a partir de simulações, utilizando o software JMat-Pro®. Para a caracterização morfológica e avaliação da cinética da transformação de fase utilizaram-se as técnicas de microscopia óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET) e, também, foram determinadas as propriedades mecânicas mediante ensaio de dureza, tração e impacto em amostras selecionadas. Verificou-se a presença de austenita na forma de filmes, intercaladas às ripas de ferrita bainítica, além de austenita retida na forma de blocos, de geometria poligonal, como principais produtos da transformação bainítica em todas as ligas estudadas. Para a liga 2, com maior teor de silício, verificou-se uma menor fração volumétrica de austenita retida total, devido ao efeito do silício em acelerar a transformação bainítica. A liga 3, com maior teor de manganês apresentou a menor quantidade de ferrita bainítica transformada para todas as condições de austêmpera com maior fração de austenita retida na forma de blocos. A liga 4, maior teor de níquel possui maior estabilidade mecânica e propicia maiores valores de alongamento.

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

ABSTRACT

The steels with high carbon with bainitic constituents are materials that can meet high requirements in service, due to their combination with good ductility, mechanical strength and fracture toughness. For the preparation of these materials it is necessary to combine some alloying elements with significant contents, these play an important role in the kinetic and morphological behavior of the bainitic transformation. The addition of silicon accelerates the bainitic reaction and slows the formation of the carbides, the manganese increases the austemperability and the nickel besides helping increasing the austemperability of the alloy, tends to increase the fracture toughness of the material. In this work four hot melt alloys were studied with varying contents of silicon, manganese and nickel, in order to verify the effect of chemical composition and austenial conditions on the morphology and kinetics of bainite transformation. Austenite conditions varied the austenitization temperature (870 and 1150 °C) and temperature of austenem (280 and 370 °C), during times ranging from 1 min to 839 h for some heat treatment conditions. The critical temperatures of phase transformations were determined from simulations using JMat-Pro® software. For the morphological characterization and evaluation of the kinetics of the phase transformation, the techniques of optical microscopy (MO), scanning electron (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) were used, and also the mechanical properties were determined by Hardness, traction and impact on selected samples. It was verified the presence of austenite in the form of films, interspersed with the slabs of bainitic ferrite, besides austenite retained in the form of blocks, of polygonal geometry, as main products of the bainitic transformation in all the studied alloys. For alloy 2, with a higher silicon content, a lower volumetric fraction of total retained austenite was observed due to the effect of silicon in accelerating the bainitic transformation. Alloy 3, with higher manganese content showed the lowest amount of bainitic ferrite transformed for all austenitic conditions with a higher fraction of austenite retained in the form of blocks. Alloy 4, higher nickel content has higher mechanical stability and provides higher elongation values.

Keywords: Bainitic steels. Bainitic transformation. Austenite retained. Hardening mechanisms. Mechanical behavior.

LISTA DE FIGURAS

<i>Figura 2.1 - Diagrama TTT esquemático da formação da bainita.....</i>	<i>27</i>
<i>Figura 2.2 - Constituintes formados pela decomposição da austenita..</i>	<i>28</i>
<i>Figura 2.3 - Composições esperadas próximo à interface $\gamma \rightarrow \alpha$ durante a transformação de fase de acordo com os mecanismos de crescimento. (a) PLE (Partitioning Local Equilibrium) e (b) NPLE (Negligible Partitioning Local Equilibrium).....</i>	<i>30</i>
<i>Figura 2.4 - Condição termodinâmica para a ocorrência de equilíbrio local na interface α/γ.....</i>	<i>32</i>
<i>Figura 2.5 - Relação entre as células CFC de austenita e CCC de martensita após a aplicação da deformação de Bain.....</i>	<i>34</i>
<i>Figura 2.6 - Relação entre as células CFC de austenita e CCC de martensita.....</i>	<i>34</i>
<i>Figura 2.7 - Esquema que representa a morfologia da ferrita de Widmanstätten (α_w). Sendo: (a) α_w - primária e secundária e (b) arranjo mútuo de placas de α_w.....</i>	<i>35</i>
<i>Figura 2.8 - Perfil de distribuição de carbono e de elementos substitucionais na interface α/γ durante a transformação de para equilíbrio que origina a ferrita de Widmanstätten (α_w).....</i>	<i>36</i>
<i>Figura 2.9 - Representação esquemática da morfologia da bainita e da ferrita acicular.....</i>	<i>37</i>
<i>Figura 2.11 - Esquema de classificação da bainita com resfriamento contínuo.....</i>	<i>40</i>
<i>Figura 2.12 – Morfologia da ripa de ferrita bainítica da transformação de um aço de médio teor de carbono e silício. (a) Bainita Superior mostrando os feixes de bainita com cementita em uma matriz martensítica; (b) Bainita Inferior mostrando feixes de bainita constituído por ferrita com cementita e martensita.....</i>	<i>42</i>
<i>Figura 2.13 - Imagens obtidas através de FIB - Focused Ion Beam, que ilustram os aspectos da ferrita bainítica: (a) e (b) em ripas, (c) e (d) em placas.....</i>	<i>43</i>
<i>Figura 2.14 - Representação esquemática dos mecanismos de formação e de transição entre bainita superior e bainita inferior.....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 2.15 - Imagem de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando emaranhados de discordâncias na interface ferrita/austenita na microestrutura bainítica, onde: ab é ferrita bainítica e γ é austenita retida.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 2.16 – Imagens de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando detalhes das diferentes morfologias de bainita</i>	

(a) bainita superior em aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 500°C; (b) bainita inferior em um aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 375°C.	46
Figura 2.17 - Microestruturas típicas da bainita inferior: (a) micrografia óptica ilustrando feixes de ripas de bainita inferior; e (b) micrografia eletrônica de transmissão mostrando detalhes das ripas de bainita com dispersão de carbonetos.	47
Figura 2.18 - Modelo descritivo da cinética de transformação bainítica, mostrando a ocorrência de nucleação de ripas de ferrita bainítica a partir do contorno de grão da austenita, crescimento das ripas (ou subunidades) e nucleação repetida de ripas sucessivas. Notar a evolução da fração transformada em função do tempo para diferentes temperaturas de tratamento.	51
Figura 2.19 - Efeito da temperatura de transformação isotérmica na fração volumétrica de bainita transformada em um aço.	52
Figura 2.20 - Representação esquemática do diagrama TTT.	54
Figura 2.21 - Representação do crescimento da ferrita bainítica (α), a partir do contorno de grão da austenita (CG, γ_0), criando zonas de austenita com alto teor de carbono.	55
Figura 2.22 - Diagrama esquemático da cinética global da transformação bainítica mostrando o fenômeno de estase da reação. .	56
Figura 2.23: Microestrutura de Aço Bainítico livre de carbonetos: a) microscopia eletrônica de transmissão das ripas de ferrita bainítica separadas por filmes de austenita estável; b) micrografia óptica que mostra grandes blocos de austenita não transformada.	58
Figura 2.24 – Representação esquemática da microestrutura bainítica ilustrando as posições em que nucleiam e crescem os blocos e os filmes de austenita retida durante a transformação bainítica incompleta.	59
Figura 2.25: Microscopia eletrônica de varredura de um aço alto carbono austemperado a 280°C / 24 horas. ARB: austenita retida em blocos; ARF: austenita retida em filmes; e FB: ferrita bainítica.	60
Figura 2.26 – Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de ferrita bainítica, austenita em filmes (nanométricos) e em bloco (micro e submicrométrico) em amostras do aço 0,93%C – 2,9%Si – 0,77%Mn – 0,45%Cr – 0,16%Ni, austemperadas a: (a) 220°C; (b) 250°C.	61
Figura 2.27 – Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de austenita em filmes e em bloco em uma amostra de aço 0,73%C – 1,82%Si – 1,47%Cr – 4,12%Ni, austemperada a 280°C: (a) escala de 2 μ m; (b) escala de 1 μ m.	63
Figura 2.28 – Diagrama Pseudo-binário Fe-C-Cr (1,5%C).	64

<i>Figura 2.29 - Ilustração esquemática da variação da Energia de Gibbs para as diversas fases do diagrama Fe-C-Si na temperatura de austêmpera.</i>	66
<i>Figura 2.30 - Evolução microestrutural ao longo do patamar de austêmpera. Sendo: γ – austenita; α – ferrita bainítica; $\alpha_{supersat}$ – ferrita bainítica saturada em carbono; γ_{ac} – austenita alto carbono; Fe_3C – cementita.</i>	67
<i>Figura 2.31- Comparação entre o limite de escoamento e alongamento dos novos aços bainíticos e outras classes de aços, incluindo: intersticial livre (IF); carbono-manganês (CMN), bake hardenable (BH); dual phase (DP); complex phase (CP).</i>	71
<i>Figura 2.32: Evolução microestrutural e variação da dureza em função da temperatura de transformação isotérmica.</i>	73
<i>Figura 2.33 - Exemplos de utilização de aços bainíticos livres de carbonetos em serviço.</i>	75
<i>Figura 2.34 – Efeito do manganês e níquel nas curvas de transformação isotérmica (TTT).</i>	78
<i>Figura 2.35 – Efeito do níquel nas temperaturas Bs e Ms.</i>	79
<i>Figura 2.36 – Efeito do Níquel (Ni) nas curvas C (a) Material com 0,60% de Carbono e 1,0% de Níquel; (b) Material com 0,60% de Carbono e 4,0% de Níquel.</i>	79
<i>Figura 2.37 – Efeito do silício (a) e do manganês (b) nas temperaturas de transformação: AR3, Bs e Ms.</i>	80
<i>Figura 2.38 – Efeito do cromo (Cr) nas curvas em C do diagrama TTT. Sendo: (a) um material com 0,5% de Cromo e (b) um material com 2,0% de Cromo.</i>	81
<i>Figura 2.39 – Diagrama esquemático mostrando o efeito desejado dos elementos de liga na linha T0' e no diagrama TTT.</i>	82
<i>Figura 2.40 – Esquema do efeito global de alguns elementos de liga na linha T0 e diagrama TTT.</i>	83
<i>Figura 2.41 – Comportamento dos limites de resistência com a razão Vb/t.</i>	85
<i>Figura 2.42 – Relação entre a relação da densidade de discordâncias e o teor de carbono na ferrita.</i>	85
<i>Figura 2.43 – Contribuição do tipo de mecanismo de endurecimento na resistência para diferentes temperaturas de transformação bainítica.</i>	86
<i>Figura 2.44 – Influência relativa de cada contribuição para a resistência da bainita e da martensita.</i>	91
<i>Figura 2.45 – Influência da temperatura de austêmpera na dureza.</i>	92
<i>Figura 2.46 – Influência da temperatura de austêmpera no tamanho da ferrita.</i>	93

<i>Figura 2.47 – Relação entre a resistência ao escoamento e o inverso do tamanho de grão.....</i>	<i>94</i>
<i>Figura 3.1 - Fluxograma do Planejamento Experimental.</i>	<i>96</i>
<i>Figura 3.2 - Bloco modelo Y (dimensões em mm). Área útil – hachurada.</i>	<i>98</i>
<i>Figura 3.3 – Fornos utilizados para o tratamento térmico. (1) forno elétrico para pré-aquecimento, (2) forno elétrico para austenitização e (3) forno com banhos de sais para austêmpera.....</i>	<i>100</i>
<i>Figura 3.4 – Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera – Ciclo 1.....</i>	<i>101</i>
<i>Figura 3.5 – Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera – Ciclo 2.....</i>	<i>101</i>
<i>Figura 3.6 – Exemplos de obtenção de resultados no JMatPro®: (a) curvas TTT; (b) diagrama de equilíbrio de fases; (c) expansão linear em função da temperatura de resfriamento; (d) curvas de resfriamento contínuo CCT.</i>	<i>103</i>
<i>Figura 3.7 - Microestrutura de amostras austemperadas a 280°C com diferentes reagentes: (a) liga 1 - 6h, reagente Nital 4%; (b) liga 1 - 24h, reagente, reagente Le Pera; (c) liga 3 – 168h, reagente Picral 4%. Aumento de 1000X.</i>	<i>105</i>
<i>Figura 3.8 – Dimensões corpo de prova de tração modelo sub-size..</i>	<i>111</i>
<i>Figura 3.9 – Corpos de prova de tração, de algumas amostras, após ruptura.</i>	<i>111</i>
<i>Figura 4.1- Microestruturas de amostras brutas de fundição, sendo: (a) Liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Ataque com Nital a 4%. Aumento em função da escala.</i>	<i>114</i>
<i>Fonte: A Autora (2017).....</i>	<i>114</i>
<i>Figura 4.2- Microestruturas de amostras brutas de fundição, sendo: (a) Liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Ataque com Nital a 4%. Aumento em função da escala.</i>	<i>115</i>
<i>Figura 4.3- Resultado do ensaio de dureza Brinell convertidos em escala Rockwell C.....</i>	<i>116</i>
<i>Figura 4.4 – Microestrutura das amostras conformadas a quente: (a) liga 1, (b) liga 2, (c) liga 3 e (d) liga 4. Microscopia ótica (MO). Ataque Le Pera. Aumento conforme escala. Legenda: M (martensita), Pf (perlita fina) e Fb (ferrita bainítica).....</i>	<i>117</i>
<i>Figura 4.5 - Microestruturas das amostras conformadas a quente: (a) liga 1, (b) liga 2, (c) liga 3 e (d) liga 4. Microscopia eletrônica de Varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala.</i>	<i>118</i>

<i>Figura 4.6 - Microestruturas de amostras conformadas a quente: liga 3 (a) e liga 4 (b). Microscopia eletrônica de Varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala.</i>	119
<i>Figura 4.7 - Diagrama CCT simulado com software JMatPro® para liga 1.</i>	121
<i>Figura 4.8 - a) Representação do diagrama de resfriamento contínuo de aços bainíticos (b) Morfologias observadas em aços bainíticos em função das condições do resfriamento.</i>	121
<i>Figura 4.9- Resultado do ensaio de dureza Rockwell C para as quatro ligas estudadas.</i>	122
<i>Figura 4.10 - Microestrutura das amostras austemperadas a 280°C por 1 hora: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita).</i>	124
<i>Figura 4.11 - Microestrutura das amostras austemperadas a 370°C por 6 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita).</i>	125
<i>Figura 4.12 – Diagramas TTT obtidos por simulação numérica para: (a) Liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4.</i>	127
<i>Figura 4.13 - Microestrutura das amostras austemperadas a 280°C por 3 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento em função da escala. Legenda: M (martensita), FB (ferrita bainítica).</i>	129
<i>Figura 4.14 - Microestrutura das amostras austemperadas a 280°C por 24 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento de 1000X. Legenda: AR (austenita retida), FB (ferrita bainítica).</i>	130
<i>Figura 4.15 - Microestrutura de amostras da liga 3, austemperadas a 280°C por 36h (a) e por 839h (b), reagente Le Pera. Aumento em função da escala.</i>	131
<i>Figura 4.16 - Microestruturas da Liga 1. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.</i>	133
<i>Figura 4.17 - Microestruturas da Liga 2. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.</i>	134
<i>Figura 4.18 - Microestruturas da Liga 3. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.</i>	135
<i>Figura 4.19 - Microestruturas da Liga 4. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.</i>	137
<i>Figura 4.20 - Microestruturas das amostras austemperadas a 370 °C por 6 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral.</i>	

<i>Aumentos em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita).</i>	138
<i>Figura 4.21 – Microestrutura das amostras austemperadas a 370 °C por 12 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita); FB (ferrita bainítica).</i>	139
<i>Figura 4.22 - Microestrutura das amostras austemperadas a 370 °C por 24 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala. Legenda: F.B (Ferrita bainítica); M.A (Martensita/Austenita).</i>	140
<i>Figura 4.23 - Microestrutura das amostras austemperadas a 370 °C por 72 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala.</i>	141
<i>Figura 4.24 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 168 horas: (a) 280°C, (b) 370°C. Reagente Le Pera. Aumentos em função da escala.</i>	143
<i>Figura 4.25 - Microestruturas da Liga 1. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h.</i>	144
<i>Figura 4.26 - Microestruturas da Liga 2. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h.</i>	145
<i>Figura 4.27 - Microestruturas da Liga 3. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h.</i>	146
<i>Figura 4.28 - Microestruturas da Liga 4. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h.</i>	147
<i>Figura 4.29 - Microestrutura das amostras austemperadas 1150/280°C por 6 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala.</i>	148
<i>Figura 4.30 - Microestrutura das amostras austemperadas a 1150/370°C por 12horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala.</i>	149
<i>Figura 4.31 - Micrografias da Liga 1 austemperadas por 24h (a), 168h (b) e 839h (c) horas e austemperadas 280°C. Reagente Picral 4%. Legenda: ARB (austenita retida em blocos); ARF (austenita retida em filmes); Fb (ferrita bainítica).</i>	150
<i>Figura 4.32 - Micrografia das Ligas: Liga 2 (a), Liga 3 (b) e Liga 4 (c) austemperadas por 24 horas a 280°C. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.</i>	151
<i>Figura 4.33 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 24 horas a 280°C. Reagente Picral 4%. Aumento em função da escala.</i>	152

<i>Figura 4.34 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 24 horas a 280°C. Reagente Picral 4%. Legenda: ARB (austenita retida em blocos); ARF (austenita retida em filmes);FB (ferrita bainítica).....</i>	<i>153</i>
<i>Figura 4.35 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 72 horas a 280°C (a) e 370°C (b). Reagente Picral 4%. Aumentos de acordo com a escala.....</i>	<i>155</i>
<i>Figura 4.36 – Micrografias obtidas por MEV (FEG) em amostras austemperadas por 12 horas: (a) liga 1, (b) liga 2. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala. Setas indicam partículas precipitadas.</i>	<i>156</i>
<i>Figura 4.37 – Micrografias obtidas por MEV (FEG) em amostras austemperadas por 12 horas: (a) liga 3, (b) liga 4. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala. Setas indicam partículas precipitadas.</i>	<i>157</i>
<i>Figura 4.38 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 1.</i>	<i>158</i>
<i>Figura 4.39 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 2.</i>	<i>159</i>
<i>Figura 4.40 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 3.</i>	<i>159</i>
<i>Figura 4.42 – Análises por FEG/EDS em amostra austemperada por 12 horas: (a) Micrografia liga 1; (b) Composição química pontos 2 e 3; (c) Espectrograma ponto 2 e (d) Espectrograma ponto 3. Ataque Picral 4% Aumento em função da escala.....</i>	<i>160</i>
<i>Figura 4.43 - Micrografias de amostras das Ligas 1 (a), Liga 2 (b), austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 280°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.....</i>	<i>163</i>
<i>Figura 4.44 - Micrografias de amostras das Ligas 3 (a), Liga 4 (b), austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 280°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.....</i>	<i>164</i>
<i>Figura 4.45 - Micrografias de amostras das Ligas 1 (a), Liga 2 (b), austenitizadas a 870°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.....</i>	<i>166</i>
<i>Figura 4.46 - Micrografias de amostras das Ligas 3 (a), Liga 4 (b), austenitizadas a 870°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.....</i>	<i>167</i>
<i>Figura 4.47 - Micrografias de amostras das Ligas 1 (a), Liga 2 (b), austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.....</i>	<i>169</i>

<i>Figura 4.48 - Micrografias de amostras das Ligas 3 (a), Liga 4 (b), austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.....</i>	<i>170</i>
<i>Figura 4.49: Imagens de campo claro mostrando os precipitados nas quatro ligas, na condição de austêmpera de 870/280 °C, sendo: (a) Liga 1; (b) Liga 2; (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Aumentos em função da escala.</i>	<i>172</i>
<i>Figura 4.50: Imagens de campo claro (a), campo escuro (b) e diagrama de difração de elétrons (c) O carboneto de cromo na liga 1 nas condições de austêmpera de 870/280°C. Aumentos em função da escala.</i>	<i>173</i>
<i>Figura 4.51 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 870°C/280°C.....</i>	<i>181</i>
<i>Figura 4.52 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 870°C/370°C.....</i>	<i>182</i>
<i>Figura 4.53 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 1150°C/280°C.....</i>	<i>184</i>
<i>Figura 4.54 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 1150°C/370°C.....</i>	<i>185</i>
<i>Figura 4.55 – Influência da Temperatura de austenitização na homogeneidade (a) e tamanho de grão austenítico (b).</i>	<i>186</i>
<i>Figura 4.56 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 1.....</i>	<i>187</i>
<i>Figura 4.57 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 2.....</i>	<i>187</i>
<i>Figura 4.58 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 3.....</i>	<i>188</i>
<i>Figura 4.59 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 4.....</i>	<i>188</i>
<i>Figura 4.60 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 1.....</i>	<i>190</i>
<i>Figura 4.61 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 2.....</i>	<i>190</i>
<i>Figura 4.62 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 3.....</i>	<i>191</i>
<i>Figura 4.63 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 4.....</i>	<i>191</i>

<i>Figura 4.64 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 870°C/280°C.</i>	192
<i>Figura 4.65 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 870°C/370°C.</i>	193
<i>Figura 4.66 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 1150°C/280°C.</i>	193
<i>Figura 4.68 – Variação da austenita retida total (AR) ao longo do tempo de tratamento isotérmico, considerando o patamar da estase da reação bainítica para todas as ligas, sendo: (a) Condição de austêmpera 870/280°C; (b) Condição de austêmpera 870/370°C; (c) Condição de austêmpera 1150/280°C; (d) Condição de austêmpera 1150/370°C.</i>	196
<i>Figura 4.69 - Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo e temperatura de transformação isotérmica.</i>	198
<i>Figura 4.70 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 870/280°C.</i>	202
<i>Figura 4.71 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 870/370°C.</i>	202
<i>Figura 4.72 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 1150/280°C.</i>	203
<i>Figura 4.73 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 1150/370°C.</i>	203
<i>Figura 4.74 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 1 (liga base). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	207
<i>Figura 4.75 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 2 (1,94%Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	208
<i>Figura 4.76 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,98% Mn). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	208

<i>Figura 4.77 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,85%Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	<i>209</i>
<i>Figura 4.78 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.....</i>	<i>210</i>
<i>Figura 4.79 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.....</i>	<i>210</i>
<i>Figura 4.80 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 1 (liga base). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	<i>212</i>
<i>Figura 4.81 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 2 (1,94%Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	<i>212</i>
<i>Figura 4.82 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,98% Mn). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	<i>213</i>
<i>Figura 4.83 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,85%Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.</i>	<i>213</i>
<i>Figura 4.84 – Imagens da superfície de fratura de após ensaios de tração</i>	<i>215</i>
<i>Figura 4.85 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 1. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.</i>	<i>216</i>
<i>Figura 4.86 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 2. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.</i>	<i>217</i>
<i>Figura 4.87 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 3. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.</i>	<i>218</i>
<i>Figura 4.88 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 4. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e</i>	

(c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.	219
Figura 4.89 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 1. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.	221
Figura 4.90 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 2. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.	222
Figura 4.91 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 3. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.	223
Figura 4.92 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 4. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.	224
Figura 4.93 – Gráfico da Evolução do Impacto ao Longo do Tempo para as Ligas 1, 2, 3 e 4.	226

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 2.1: Tabulação das equações empíricas para o cálculo de Ms.</i>	39
<i>Tabela 2.2 – Exemplos de ligas estudadas de aços bainíticos livre de carbonetos.</i>	72
<i>Tabela 2.3 – Contribuição para o limite de escoamento (MPa) de elementos substitucionais para a ferrita bainítica e martensita considerando 1% em massa do soluto, em função da temperatura.</i>	88
<i>Tabela 3.1 – Composição química ligas estudadas.</i>	97
<i>Tabela 3.2: Temperaturas de Transformação Bainítica através de cálculos empíricos.</i>	104
<i>Tabela 4.1 Temperaturas críticas das transformações de fase perlítica, bainítica e martensítica para as ligas 1, 2, 3 e 4.</i>	127
<i>Tabela 4.2: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 870°C/280°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.</i>	175
<i>Tabela 4.3: Resultados de fração volumétrica (Vv) de austenita retida e/ou martensita das amostras tratadas a 870°C/280°C por 12h, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) analisados por microscopia óptica (MO) e por difração de Raios X (DRX).</i>	176
<i>Tabela 4.4: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 870°C/280°C por 839h, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) analisados por microscopia óptica (MO) e por difração de Raios X (DRX).</i>	177
<i>Tabela 4.5: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 870°C/370°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.</i>	178
<i>Tabela 4.6: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 1150°C/280°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.</i>	179
<i>Tabela 4.7: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 1150°C/370°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.</i>	180
<i>Tabela 4.8 – Porcentagem da austenita retida na região de estase da reação bainítica.</i>	195
<i>Tabela 4.9 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 870/280 °C.</i>	199
<i>Tabela 4.10 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 870/370 °C.</i>	200

<i>Tabela 4.11 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 1150/280 °C.....</i>	<i>200</i>
<i>Tabela 4.12 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 1150/370 °C.....</i>	<i>201</i>
<i>Tabela 4.13- Propriedades mecânicas das quatro ligas na condição de austêmpera de 870/280 °C.....</i>	<i>205</i>
<i>Tabela 4.14- Propriedades mecânicas das quatro ligas na condição de austêmpera de 1150/280 °C.....</i>	<i>211</i>
<i>Tabela 4.15 – Absorção de Energia (J) durante o Ensaio de Impacto</i>	<i>226</i>

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	9
1. INTRODUÇÃO.....	24
1.1 OBJETIVOS.....	25
1.1.1 Objetivo Geral.....	25
1.1.2 Objetivos Específicos	25
2. REVISÃO DA LITERATURA	27
2.1 TRANSFORMAÇÕES DE FASES EM AÇOS.....	27
2.2.1 Transformação Bainítica	37
2.2.2 Transformação Bainítica Incompleta	52
2.2.3 Aspectos Termodinâmicos da Transformação Bainítica.....	65
2.2 AÇOS BAINÍTICOS	68
2.2.1 Aços Bainíticos Livre de Carbonetos.....	69
2.2.1.1 Propriedades Mecânicas e Aplicações.....	74
2.3 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS BAINÍTICOS	76
2.4 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO EM AÇOS BAINÍTICOS	83
2.4.1 Influência da temperatura de transformação na resistência dos aços com microconstituintes bainíticos.....	91
3. MATERIAS E MÉTODOS	96
3.1 MATERIAIS	96
3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS	98
3.2.1 Fusão das Ligas.....	98
3.2.2 Conformação Mecânica.....	99
3.2.3 Tratamento térmico de austêmpera	99
3.2.5 Preparação Metalográfica.....	104
3.2.6 Microscopia Óptica e Metalografia Quantitativa.....	106
3.2.7 Microscopia eletrônica de varredura.....	107
3.2.8 Microscopia eletrônica de transmissão	108
3.2.9 Microdureza Vickers	109
3.2.10 Difração de Raios X	109
3.2.10 Ensaio de dureza.....	110

3.2.11 Ensaio de tração	110
3.2.12 Ensaio de Impacto	112
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	113
4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS NO ESTADO BRUTO	113
4.1.1 Caracterização do Material Bruto de Fundição	113
4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS NO ESTADO LAMINADO	116
4.2.1 Caracterização Mecânica.....	122
4.3 ASPECTOS MORFOLÓGICOS DAS AMOSTRAS AUTENITIZADAS A 870°C E 1150°C, AUSTEMPERADAS A 280°C E 370°C.....	123
4.3.1 Aspectos Morfológicos.....	123
4.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	149
4.3.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)	171
4.4 ASPECTOS CINÉTICOS DAS AMOSTRAS AUTENITIZADAS A 870°C E 1150°C, AUSTEMPERADAS A 280°C E 370°C	174
4.5 COMPORTAMENTO MECÂNICO	198
4.5.1 Ensaio de Dureza	198
4.5.2 Ensaio de Tração	205
4.5.3 Análise das superfícies de fratura.....	215
4.5.4 Ensaio de Impacto.....	225
5 CONCLUSÃO.....	228
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	231
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	232

1. INTRODUÇÃO

A concepção de novos aços está associada às exigências e aos contínuos desafios do mercado. Aliado a isso, as enormes pressões econômicas, ambientais e políticas que caracterizam o mundo atual se refletem na área dos materiais, exigindo a busca constante de novas alternativas que ofereçam baixo custo e possam garantir uma boa relação entre manufatura, propriedades mecânicas e peso dos componentes projetados.

A microestrutura de um material é determinada basicamente pela sua composição e pelo seu processamento. Sendo assim, essa depende de fatores como a sua composição química, do teor de impurezas, das condições de solidificação e dos tratamentos térmicos. Muitas das propriedades dos materiais, por sua vez, são fortemente dependentes da microestrutura e são determinadas pela quantidade, tamanho, forma e distribuição das fases e defeitos presentes na mesma. A intrínseca correlação entre propriedades e microestrutura ressalta a importância de estudar os diversos aspectos envolvidos na obtenção e processamento dos materiais de engenharia.

Como um exemplo de constante inovação destes materiais, pode-se citar o desenvolvimento dos Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels - AHSS*), com resistência ou combinações de resistência/conformabilidade superiores aos obtidos tradicionalmente pelo endurecimento por solução sólida ou pelos aços de alta resistência e baixa-liga.

Atualmente outros aços de construção mecânica vêm sendo desenvolvidos e aprimorados de forma a atender as crescentes demandas da indústria, entre eles os aços com constituintes bainíticos.

De acordo com Bhadeshia (2001) a ausência dos carbonetos nos aços bainíticos implica em microestruturas mais resistentes à falha por clivagem e à formação de vazios. Sabe-se, que a formação de carbonetos durante a transformação bainítica dos aços pode ser inibida com a adição de elementos de liga, isto é denominado estase da transformação bainítica (GOLDENSTEIN, 2002). Reynolds et al, (1991) mostraram que a estase não é um fenômeno geral da transformação bainítica, mas é uma característica da adição de alguns elementos de liga, a partir de determinadas concentrações mínimas.

A microestrutura característica dos aços bainíticos isentos de carbonetos é uma mistura de ferrita bainítica e austenita retida de alto carbono, a qual é a responsável pela combinação de propriedades mecânicas como elevada resistência, tenacidade, alta ductilidade,

resistência à abrasão e à fadiga (BHADESHIA, 2001). Esta microestrutura também é típica dos ferros fundidos nodulares austêmperados (ADI – *Austempered Ductil Iron*), sendo denominada de ausferrita. Doravante neste trabalho, essa mistura de fases será denominada de bainítica isenta de carbonetos, devido ao costume de se tratar os aços desta forma. Embora, a nomenclatura mais adequada seja de ausferrita, devido a ter-se uma combinação de ferrita e austenita.

Quando se combina um bom projeto de liga com um processamento termomecânico adequado consegue-se alta resistência mecânica associada à ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e conformabilidade em decorrência das combinações de microestruturas aciculares e da fração de austenita retida resultantes. Grande parte dos estudos atuais, baseiam-se em resultados de processos de obtenção, assim como em avaliação de propriedades mecânicas destas ligas. Estes estudos ainda carecem de melhor detalhamento da caracterização da cinética e morfologia das fases transformadas buscando uma correlação entre a fração transformada com os parâmetros dos processos de tratamento térmico e propriedades mecânicas.

Nesse sentido este projeto estudou o efeito da composição química e das condições de austêmpera na cinética e na microestrutura dos aços de alto carbono. Os aços foram obtidos por fundição, seguidos de conformação mecânica a quente. As ligas variaram os teores de silício, manganês e níquel, e as condições de austêmpera tiveram variações na temperatura de austenitização de 870 e 1150°C e na temperatura de austêmpera entre 280 e 370°C, em tempos entre 1 minuto a 839 horas.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Estudar o efeito da composição química e das condições de austêmpera (temperatura de austenitização, temperatura de austêmpera e tempo de austêmpera) na cinética, morfologia e propriedades mecânicas dos aços de alto carbono com constituintes bainíticos.

1.1.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos são:

- a) Analisar o efeito do silício, manganês e níquel na transformação bainítica durante tratamento isotérmico em duas temperaturas;

- b) Avaliar a influência da temperatura de austenitização na transformação bainítica, nos aspectos cinéticos e morfológicos;
- c) Avaliar o desenvolvimento e evolução microestrutural das ligas submetidas a tratamentos térmicos de austêmpera em duas temperaturas;
- d) Analisar a janela de processo para caracterizar a melhor relação entre o tempo e temperatura com a fração volumétrica dos produtos da reação bainítica incompleta (ferrita bainítica e austenita retida);
- e) Estudar a cinética da transformação bainítica incompleta, quantificando as fases presentes e assim verificando as transformações da estrutura em função do tempo em duas temperaturas de austêmpera;
- f) Avaliar as propriedades mecânicas das ligas em algumas amostras selecionadas de acordo com o ciclo térmico.

2. REVISÃO DA LITERATURA

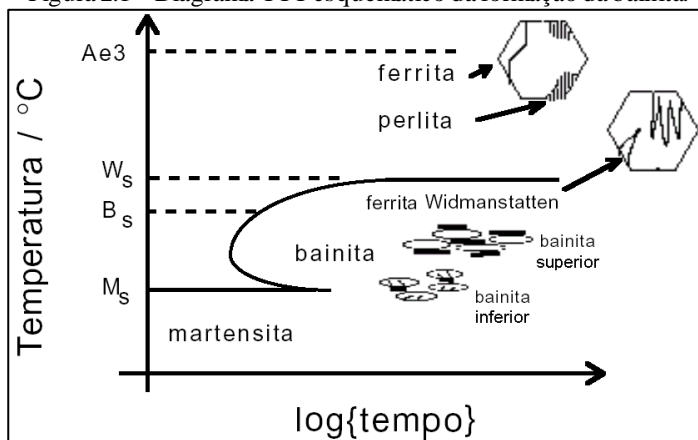
Neste capítulo foi abordado o estudo das transformações de fases em aços, em especial a transformação bainítica objetivo deste estudo. Analisando a influência dos elementos de ligas e das temperaturas de trabalho nessas transformações, assim como a caracterização mecânica e microestrutural de ligas já estudadas.

2.1 TRANSFORMAÇÕES DE FASES EM AÇOS

Neste estudo enfatiza-se a transformação de fases em aço a partir da austenita tanto com transformação isotérmica como no resfriamento contínuo.

A decomposição da austenita resulta na formação de diferentes fases, que depende do tipo de resfriamento que o material é submetido. Quando se tem um resfriamento lento, as fases resultantes serão: ferrita e cementita, em grãos isolados ou em lamelas, formando a perlita, dependendo do teor de carbono da liga. Quando o resfriamento é rápido outros constituintes metaestáveis se formam: a bainita e a martensita, como se pode observar na Figura 2.1, no diagrama TTT (Tempo – Temperatura – Transformação) (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.1 - Diagrama TTT esquemático da formação da bainita.

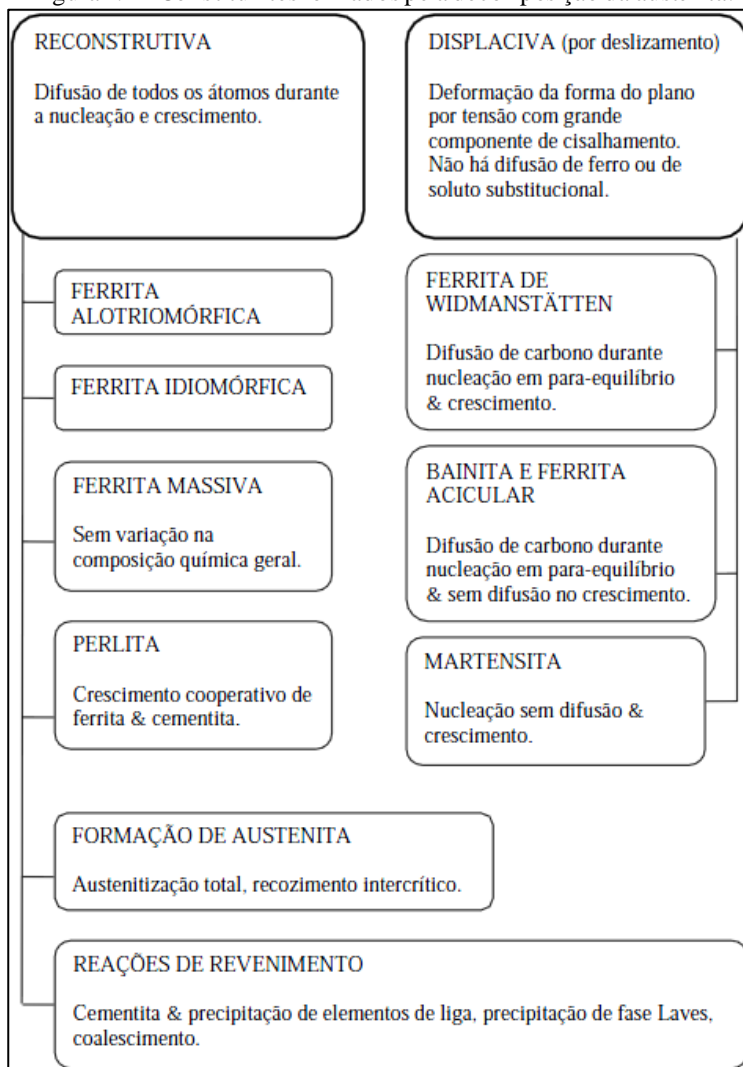


Fonte: Bhadeshia (1999).

A Figura 2.2 mostra um fluxograma resumido das características das transformações em aços.

A transformação da austenita em outras fases pode ocorrer por difusão (mecanismo reconstutivo), por mecanismo de cisalhamento (dislaciva) ou até mesmo pela combinação destes mecanismos.

Figura 2.2 - Constituintes formados pela decomposição da austenita.



Fonte: Bhadeshia (2001).

O mecanismo reconstutivo, que envolve a difusão, é lento, pois necessita da movimentação e reestruturação dos átomos para formação de uma nova fase. Entretanto, o processo de cisalhamento (dislaciva), é rápido, envolvendo a deformação da rede cristalina.

Neste contexto, os termos “dislaciva” ou deslizamento (*shear*) e “difusional” (*diffusional*) são utilizados para definir os mecanismos atômicos de transformação. O mecanismo dislacivo é usado para descrever transformações que ocorrem pelo movimento coordenado de átomos através de uma interface, que pode ser constituída tanto por arranjos de discordâncias móveis (*glisseis*), como por estreitas regiões macladas. A martensita é um exemplo deste modo de transformação. Já o mecanismo “difusional” é empregado para descrever transformações que se baseiam em saltos difusionais de átomos individuais (GOLDENSTEIN, 2002).

Nas transformações reconstutivas ocorre à formação de estruturas com diversas morfologias, tais como: ferrita alotriomórfica e idiomórfica para aços de baixo carbono e a perlita. É importante notar que todos os elementos, incluindo o ferro, devem se difundir durante a transformação reconstutiva no sentido de que a variação microestrutural ocorra sem as deformações características das reações por cisalhamento. Nestas transformações não estão associadas às tensões de cisalhamento (BHADESHIA, 2001).

A ferrita decorrente das transformações reconstutivas nucleia mediante mecanismos de flutuações de fase, caracterizado por mudanças aleatórias do reticulado cristalino do material, como consequência das vibrações térmicas dos átomos. As flutuações de fase são mantidas se houver redução da energia livre de Gibbs.

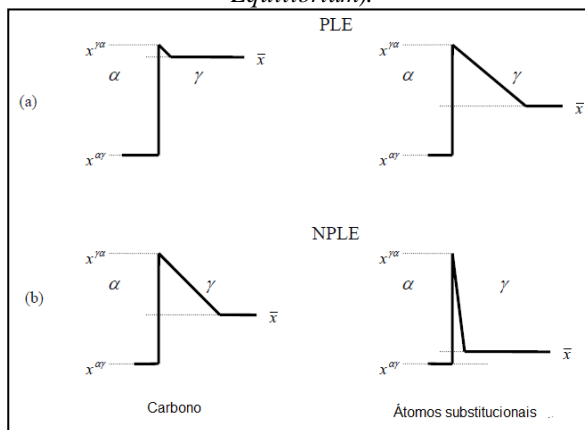
Em um mecanismo reconstutivo a ferrita formada pode apresentar duas morfologias diferentes, a alotriomórfica (α al) e a idiomórfica (α id) (CHRISTIAN, 1975) (AARONSON, 1955). A ferrita alotriomórfica é de natureza cristalina na sua estrutura interna, entretanto, na sua superfície o cristal CCC perde sua regularidade e não se manifesta simétrico em nível microscópico (CHRISTIAN, 1975). Esta fase nucleia nos contornos de grão austenítico e tende a crescer ao longo dos mesmos a uma velocidade maior do que na direção normal (em direção ao interior dos grãos). A ferrita idiomórfica nucleia intragranularmente, em inclusões ou em outros locais que favorecem a nucleação heterogênea, possui uma morfologia externa equiaxial.

A difusão necessária para a mudança na estrutura cristalina acarreta na redistribuição de átomos durante a transformação de fase reconstutiva. Em um aço contendo elementos de liga, os átomos de

carbono que se encontram em solução intersticial podem migrar com velocidades de várias ordens de grandeza superior em relação aos átomos de ferro e de solutos substitucionais presentes no material. Quando o crescimento é controlado pela difusão a composição química na frente da interface α/γ , durante a transformação, encontram-se em equilíbrio local (EL), que é dado através do próprio diagrama de equilíbrio. No entanto, a linha de equilíbrio deve ser escolhida de modo que a mobilidade do carbono e dos solutos substitucionais, apesar das diferenças nos seus coeficientes de difusão, seja correspondente com a mobilidade da interface (CAHN & HAGEL, 1962).

Isso é possível, por um lado, se a linha de equilíbrio que controla a composição química da interface se posiciona de tal modo que o gradiente de carbono seja mínimo, como representado na Figura 2.3 (a), permitindo uma redução forçada da difusividade do carbono até se atingirem valores equivalentes com a difusividade dos elementos substitucionais. Este tipo de transformação é controlada pelo equilíbrio local com partição de átomos (PLE- *Partitioning Local Equilibrium*). Neste caso, o modo de crescimento passa a ser controlado por PLE, sendo comum nas transformações que acontecem com superresfriamento muito lento, logo abaixo da temperatura de equilíbrio (PORTER & EASTERLING, 1992).

Figura 2.3 - Composições esperadas próximo à interface $\gamma \rightarrow \alpha$ durante a transformação de fase de acordo com os mecanismos de crescimento. (a) PLE (*Partitioning Local Equilibrium*) e (b) NPLE (*Negligible Partitioning Local Equilibrium*).



Fonte: Bhadeshia (2001).

A outra possibilidade se estabelece quando a linha de equilíbrio que controla a composição química na interface apresenta um gradiente de concentração de átomos substitucionais para compensar sua baixa difusividade, como representado na Figura 2.3 (b). Neste caso se diz que a transformação é controlada com equilíbrio local com partição desprezível de átomos (NPLE-*Negligible Partitioning Local Equilibrium*) e geralmente é característico das transformações de fase que ocorrem com elevados superresfriamentos abaixo da temperatura de equilíbrio (PORTER & EASTERLING, 1992).

Segundo Porter & Easterling (1992), em aços multicomponentes, como é o caso dos aços bainíticos, o mecanismo atômico que está associado às transformações de fase considera a ocorrência de equilíbrio local na interface α/γ , pressupondo que os átomos de carbono na austenita (CFC) e na ferrita (CCC) possuem mobilidade atômica fora da interface, promovendo-se o fluxo de massa na direção do interior dos grãos se a transformação de fases ocorre sem tensão aplicada.

Em um sistema ternário Fe – C – X, onde X pode ser um elemento substitucional, por exemplo, cromo, manganês, níquel e silício, a ocorrência da transformação de fases exige de condições diferenciadas, por causa da necessidade de satisfazer simultaneamente às espécies de soluto (substitucionais e intersticiais) atuantes no reticulado cristalino do elemento solvente (neste caso o Fe), que possuem mobilidade atômica muito diferente entre si, pois a difusividade do elemento substitucional e a do intersticial (neste caso o carbono) diferem de seis ordens de magnitude (PORTER & EASTERLING, 1992).

Quando se tem baixa saturação de soluto substitucional ocorrerá o seu particionamento e o potencial de mobilidade do carbono na frente da interface α/γ é bastante restrito e sua difusividade a certa distância da interface α/γ é praticamente nula. Em altas supersaturações, o particionamento do soluto substitucional é insignificante na frente da interface α/γ , permitindo a mobilidade do carbono.

Goldenstein (2002) propôs um modelo para avaliar o papel dos elementos de liga substitucionais nos aços. Em altas temperaturas, onde as taxas de difusão são razoavelmente elevadas, estes elementos podem se redistribuir durante a transformação de fases, próximo às condições de equilíbrio.

Desta forma, definiu-se, que a transformação ocorrerá sob condições de “ortoequilíbrio”. Isto contrasta com o paraequilíbrio, discutido anteriormente, no qual os elementos de liga substitucionais não são capazes de se particionar, embora o carbono, que é um elemento

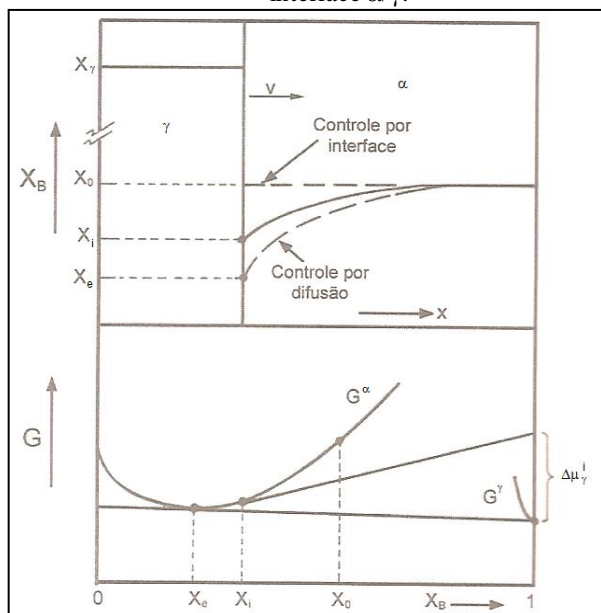
intersticial de difusão rápida, redistribui-se entre as fases até que seu potencial químico se torna uniforme em todas as regiões.

O conceito de paraequilíbrio normalmente está associado às dificuldades de redistribuição dos elementos de liga substitucionais durante transformação de fase, quando os átomos do carbono permanecem em equilíbrio local junto à interface α/γ .

Nesse caso, está claro que os potenciais químicos do ferro e dos elementos substitucionais mudam repentinamente na interface α/γ . A falta de particionamento no volume dos elementos substitucionais é insuficiente para distinguir entre o modo de crescimento com equilíbrio local e particionamento desprezível e o modo de crescimento com paraequilíbrio (BHADESHIA, 1992).

De acordo com Porter & Easterling (1992) apud Rios & Padilha (2007), em situação de equilíbrio local, a concentração de α na interface α/γ é igual à concentração de equilíbrio X_e . Sendo assim, não haveria uma diferença de potencial químico entre α e γ na interface e assim não haveria migração na interface, conforme, apresenta-se na Figura 2.4.

Figura 2.4 - Condição termodinâmica para a ocorrência de equilíbrio local na interface α/γ .



Fonte: PORTER & EASTERLING (1992).

Mas é preciso que a concentração em α na interface α/γ se desvie do equilíbrio assumindo um valor X_i , esta diferença de concentração ou potencial químico vai depender da mobilidade da interface. O potencial químico da fase α na vizinhança α/γ é menor em uma região distante da interface que tem composição X_0 , Figura 2.4.

O diagrama de variação da energia livre em função da composição mostra como um desvio do equilíbrio leva a uma diferença de potencial químico favorável para a migração da interface que, na prática, quase sempre se admite que $X_e \neq X_i$, ou seja, que há equilíbrio local.

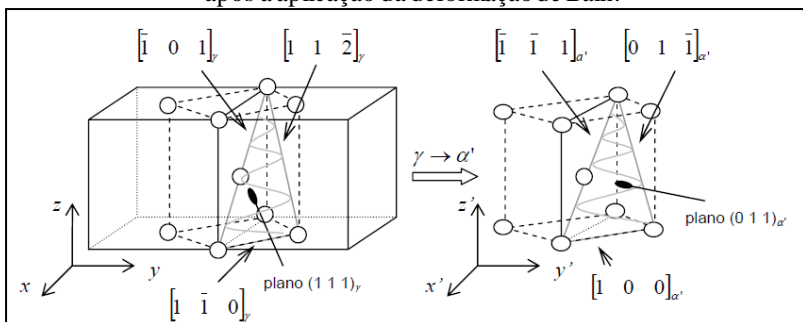
Um caso oposto ao equilíbrio local seria quando a mobilidade é muito menor do que o coeficiente de difusão, constatando a necessidade de uma grande parcela do gradiente de potencial químico, disponível na interface, restando uma pequena quantidade para o fluxo difusional, ou seja, a concentração de X_i se afasta da concentração de equilíbrio X_e fazendo que X_i seja muito próximo de X_0 , se X_i fosse igual X_0 não haveria difusão, por isso, chama-se de reação controlada por interface (PORTER & EASTERLING, 1992), (RIOS & PADILHA, 2007).

Retomando o gráfico da Figura 2.1, às temperaturas inferiores a M_i ocorre a transformação martensítica, que é a única que ocorre de modo totalmente deslocativo, devido a que não envolve difusão de átomos intersticiais nem substitucionais.

Particularmente, na transformação martensítica, a nova estrutura cristalina não é consequência do movimento cooperativo dos átomos até constituir-se o novo reticulado cristalográfico. Além disso, existe correspondência entre os reticulados da antiga e da nova estrutura cristalina. Entretanto, observa-se uma mudança de forma na região transformada que supera a variação em volume que é produzida pela formação da nova estrutura cristalina. Macroscopicamente, esta mudança de forma foi identificada como uma deformação de plano invariante, que é uma componente de cisalhamento entre os planos atômicos por onde ocorre a transformação.

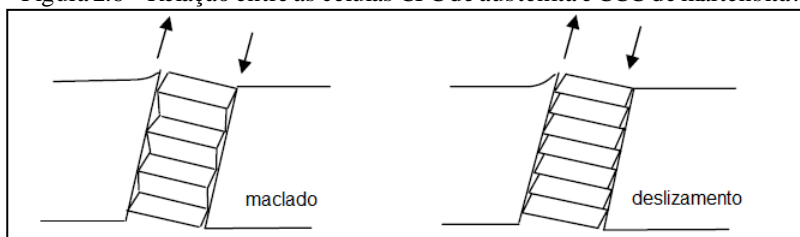
Em nível microscópico, é possível obter uma rede CCC a partir de uma CFC mediante a deformação de Bain (PORTER & EASTERLING, 1992), que consiste na contração de 20% da rede CFC no eixo z e uma dilatação de 12% ao longo dos eixos x e y . A Figura 2.5 apresenta um esquema da deformação de Bain. Entretanto, a deformação de Bain não propicia a deformação do plano invariante, como observado macroscopicamente, sendo necessário gerar uma distorção adicional no reticulado cristalino mediante deslizamento de discordâncias e dos defeitos de maclação, conforme se representa na Figura 2.6.

Figura 2.5 - Relação entre as células CFC de austenita e CCC de martensita após a aplicação da deformação de Bain.



Fonte: Porter e Easterling (1992)

Figura 2.6 - Relação entre as células CFC de austenita e CCC de martensita.



Fonte: Porter e Easterling (1992).

Para explicar a nucleação da martensita Olson & Cohen (1976) propuseram um mecanismo que envolve a dissociação espontânea de defeitos e de células de discordâncias, pré-existentes na fase austenítica original que, quando resfriada abaixo da temperatura M_i , originam discordâncias parciais que contribuem para a nucleação (OLSON & COHEN, 1976). Como as discordâncias podem se movimentar, o mecanismo não requer difusão, e a única barreira é dada pela resistência ao deslizamento das mesmas. A nucleação não ocorre até que o superresfriamento seja suficiente para suportar os defeitos e as tensões associadas com o processo de dissociação que leva à formação da nova estrutura cristalina.

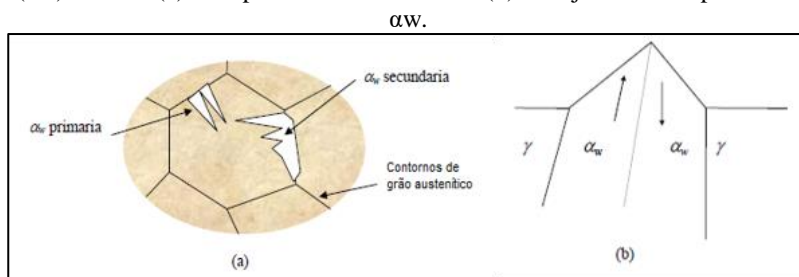
Apesar disso, a quantidade de defeitos pré-existentes encontrados na austenita não é suficientemente alta para explicar a cinética da transformação martensítica. A elevada velocidade da transformação foi atribuída a um mecanismo de autocatálise (RAGHAVAN & ENTWISTLE, 1965) A autocatálise consiste na nucleação de novos

embriões, induzidos pela presença de placas de martensita previamente formadas. A autocatálise é a responsável pela orientação aparentemente desproporcional da martensita, onde a formação inicial de uma placa estimula a posterior formação de placas com orientações diferentes.

Os autores Olson & Cohen (1981) propuseram três mecanismos para a autocatálise, observada na transformação martensítica: 1) Nucleação assistida por tensão, na que é induzida a ativação dos defeitos menos fortes mediante tensões elásticas procedentes da mudança de forma da transformação; 2) Nucleação assistida por deformação, que consiste na criação de novos defeitos para a nucleação induzidos pela acomodação plástica da fase de origem; e 3) Autocatálise interfacial, na qual as discordâncias da interface α'/γ podem promover diretamente a nucleação de outra variante de martensita.

Em relação às transformações de fase intermediárias que ocorrem na baía do diagrama TTT, há controvérsia em relação ao seu caráter deslocativo das mesmas, neste caso a transformação de austenita em ferrita de Widmanstätten e em bainítica. A ferrita de Widmanstätten (α_w) possui estrutura cristalina CCC adquire uma morfologia de placa. Distinguem-se dois modos de nucleação, que são mostrados na Figura 2.7 (a) ferrita de Widmanstätten (α_w) - primária, que nucleia diretamente nos contornos de grão austenítico, e ferrita de Widmanstätten (α_w) - secundária, que nucleia a partir da ferrita alotriomórfica previamente formada (CHRISTIAN, 1975).

Figura 2.7 - Esquema que representa a morfologia da ferrita de Widmanstätten (α_w). Sendo: (a) α_w - primária e secundária e (b) arranjo mútuo de placas de

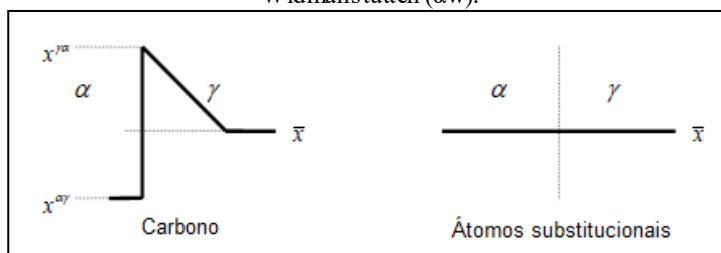


Fonte: A Autora (adaptado de CHRISTIAN, 1975).

Apesar da ferrita de Widmanstätten, formar-se em um intervalo intermediário de temperaturas, o superresfriamento não é suficiente para suportar a formação de uma única placa, pelo que se produz o crescimento cooperativo de duas placas que se acomodam mutuamente (CHRISTIAN,

1975), como mostrado na Figura 2.7 (b). Além disso, do ponto de vista termodinâmico ocorre a partição do carbono das placas de ferrita de Widmanstätten para a austenita remanescente ao longo do crescimento. Portanto, a nucleação e o crescimento ocorrem em condições de paraequilíbrio, ou seja, sem que haja redistribuição de átomos substitucionais, mesmo podendo haver difusão do carbono, como representado na Figura 2.8. O crescimento da ferrita de Widmanstätten é controlado pela difusão do carbono na austenita (BHADESHIA, 1992).

Figura 2.8 - Perfil de distribuição de carbono e de elementos substitucionais na interface α/γ durante a transformação de para equilíbrio que origina a ferrita de Widmanstätten (α_w).

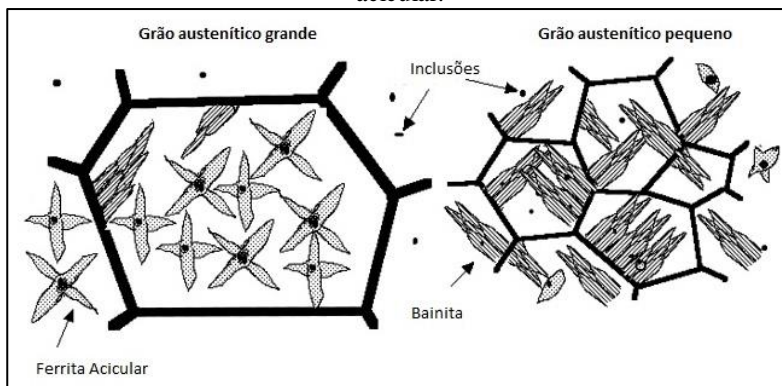


Fonte: A Autora (adaptado de BHADESHIA, 2001).

A ferrita acicular e a bainita, representadas no diagrama TTT da Figura 2.1, se formam em temperaturas mais baixas do que aquela necessária para a formação de ferrita de Widmanstätten (α_w) e superior à temperatura M_i . A morfologia de ambos produtos de decomposição da austenita consiste na mistura de unidades de ferrita separadas por cementita, podendo estar acompanhada de austenita retida e/ou martensita (HONEYCOMBE & BHADESHIA, 1995) (BHADESHIA, 1992).

A diferença fundamental entre a ferrita acicular e a bainita reside nos sítios de nucleação de cada uma delas, apesar dos mecanismos da transformação serem similares. Como indicado na Figura 2.9 a nucleação da bainita ocorre nos contornos de grãos de austenita e a ferrita acicular geralmente se forma a partir de inclusões não metálicas que podem estar presentes no material (CHRISTIAN, 1975).

Figura 2.9 - Representação esquemática da morfologia da bainita e da ferrita acicular.



Fonte: A Autora (adaptado de BHADESHIA, 2001).

Na bainita, as unidades de ferrita, separadas pelas lâminas de cementita, martensita ou austenita retida encontram-se agrupadas com a mesma orientação cristalográfica, constituindo o que se denomina feixes de bainita. No caso da ferrita acicular a microestrutura apresenta aspecto desordenado, sem exibir orientação comum entre as placas de ferrita (BHADESHIA, 1992).

Neste trabalho serão abordadas as transformações bainíticas, objeto do estudo.

2.2.1 Transformação Bainítica

A estrutura bainítica pode ser obtida pelo processo de resfriamento contínuo ou pela transformação isotérmica. No resfriamento contínuo, aços contendo elementos de liga tendem a retardar a reação da ferrita e da perlita, deslocam as curvas TTT para a direita, podendo ter uma diminuição da temperatura da reação bainítica (BHADESHIA, 2001).

Durante o resfriamento contínuo na região bainítica, há formação de microestruturas resultantes do crescimento de ferrita acicular associada com ilhas de carbonetos, martensita e/ou austenita (BHADESHIA, 2001).

Na transformação isotérmica a formação de bainita ocorre em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e as temperaturas de formação da ferrita e perlita.

É possível prever a temperatura de transformação isotérmica através de análises estatísticas, que auxiliam no tratamento térmico da grande variedade de aços. Várias equações foram obtidas, porém são

necessários mais resultados para aumentar o alcance e a precisão das mesmas, dentre estes pode-se destacar os seguintes aspectos:

- A determinação da taxa de aquecimento;
- O intervalo de transformação da martensita;
- A faixa de transformação bainítica;
- As condições de resfriamentos críticos;
- O efeito das condições de austenitização.

Steven e Haynes (1956) estudaram a faixa de transformação bainítica e obtiveram as seguintes equações:

$$B_s (^{\circ}C) = 830 - 270.C - 90.Mn - 37.Ni - 70.Cr - 83.Mo \quad (1)$$

$$\text{com } B_{50} = B_s - 60^{\circ}C \quad (2)$$

$$\text{e } B_f = B_s - 120^{\circ}C \quad (3)$$

Onde B_s é a temperatura de início da transformação bainítica e B_f é a temperatura final da transformação bainítica.

Sendo que a temperatura de transformação bainítica varia até $\pm 25^{\circ}C$ (ATKINS; MET, 1980).

Uma das formas de se obter a temperatura de transformação bainítica é calcular a temperatura de início de transformação da martensita, desta forma Liu et al (2001) tabularam doze equações empíricas de cálculo de M_s (temperatura de início da transformação martensítica) com base nas composições químicas das ligas.

Na Tabela 2.1 são apresentadas algumas equações para o cálculo da temperatura M_s em ordem cronológica. As equações variaram de acordo com os elementos de liga presentes nos aços estudados

Tabela 2.1: Tabulação das equações empíricas para o cálculo de Ms.

No.	Source	Date	Equation	Calculated Ms temperature for pure iron
1	Payson and Savage	1944	$Ms (^{\circ}C) = 499 - 308C - 32,4Mn - 27Cr - 16,2Ni - 10,8Si - 10,8Mo - 10,8W$	499
2	Carapella	1944	$Ms (^{\circ}C) = 496(1 - 0,0922Mn)(1 - 0,00333Si)(1 - 0,045Ni)(1 - 0,07Cr)(1 - 0,029Mo)(1 - 0,018W)(1 + 0,012Co)$	496
3	Rowland and Lyle	1946	$Ms (^{\circ}C) = 499 - 324C - 32,4Mn - 27Cr - 16,2Ni - 10,8Si - 10,8Mo - 10,8W$	499
4	Grande and Stewart	1946	$Ms (^{\circ}C) = 538 - 350C - 37,7Mn - 37,7Cr - 18,9Ni - 27Mo$	538
5	Neimberg	1946	$Ms (^{\circ}C) = 499 - 292C - 32,4Mn - 22Cr - 16,2Ni - 10,8Si - 10,8Mo$	499
6	Steven and Heynes	1956	$Ms (^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo$	561
7	Andrews	1965	$Ms (^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo$ (linear)	539
8	Liu	1981	$Ms (^{\circ}C) = 512 - 453C - 16,9Ni - 9,5Mo + 217(C)^2 - 71,5(C)(Mn) + 15Cr - 67,6(C)(Cr)$ (nonlinear)	512
9	Liu	1981	$Ms (^{\circ}C) = 550 - 361C - 39Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 5Mo - 5W + 16Co + 30Al$	550
10	Zhao	1992	$Ms (^{\circ}C) = 538 - 317C - 33Mn - 28Cr - 17Ni - 17Si - 11Mo - 11W$ $33,428Mn + 1,296Mn^2 - 0,02167Mn^3 + 30,000Mo + 12,86Co - 0,2654Co^2 + 0,001547Co^3 - 7,18Cu - 16,28Ru + 1,72Ru^2 - 0,08117Ru^3$	538
11	Zhao	1992	$Ms (^{\circ}C) = 540 - 356,25C - 260,64N - 24,65Ni + 1,36Ni^2 - 0,0384Ni^3 - 17,82Cr + 1,42Cr^2 - 47,59Mn + 2,25Mn^2 - 0,0415Mn^3 + 17,50Mo + 21,87Co - 0,468Co^2 + 0,00296Co^3 - 16,52Cu - 17,66Ru$	540
12	Liu et al.	2000	$Ms (^{\circ}C) = 795 - 25,000C - 45Mn - 35V(Nb + Zr + Ti) - 30Cr - 20Ni - 16Mo - 8W - 5Si + 6Co + 15Al$ (for C<0,005)	795
			$Ms (^{\circ}C) = 525 - 350(C - 0,005) - 45Mn - 35V(Nb + Zr + Ti) - 30Cr - 20Ni - 16Mo - 8W - 5Si + 6Co + 15Al$ (for 0,005<C<0,02)	525

^aMs temperature for twinned martensite.^bMs temperature for lath martensite.

Fonte: Liu et al (2001).

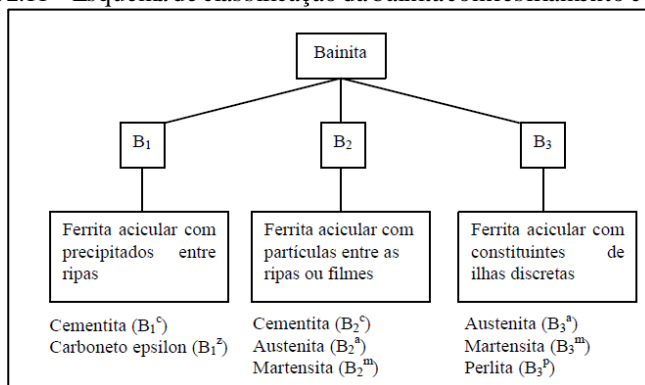
A bainita pode apresentar diferentes morfologias que dependerão do tipo de transformação e resfriamento aplicados. Durante a transformação isotérmica a bainita é constituída de finos agregados de ripas de ferrita e partículas de carbonetos. Porém, tem-se também a bainita da transformação isotérmica incompleta, constituída de ripas de ferrita e austenita retida, ou seja, a reação bainítica é interrompida antes da precipitação dos carbonetos. Estas morfologias são diferentes da bainita formada durante o resfriamento contínuo (BHADESHIA, 2001).

A reação incompleta será abordada em maiores detalhes posteriormente. Por hora, de uma forma simplificada, a reação bainítica incompleta pode se dividir em dois estágios característicos, o primeiro estágio é onde se inicia a transformação da ferrita bainítica a partir da austenita e o segundo estágio é a reação completa, com a formação da ferrita bainítica com carbonetos. Porém, entre o primeiro e segundo estágios tem-se a estase da reação, ou seja, a reação ocorre de uma forma bastante lenta, caracterizando a janela de processo. É durante esse intervalo entre o primeiro e segundo estágio que se tem a formação da bainita livre de carbonetos. Esse assunto será abordado de uma forma mais detalhada no subitem 2.2.2

2.2.1.1 Resfriamento Contínuo

Com relação à bainita proveniente do resfriamento contínuo, tem-se uma classificação diferente de acordo com as morfologias, as quais foram identificadas como B1, B2 e B3. O esquema de classificação morfológica, proposto por Bramfitt (1990) é mostrado na Figura 2.11.

Figura 2.11 - Esquema de classificação da bainita com resfriamento contínuo.



Fonte: Bramfitt (1990).

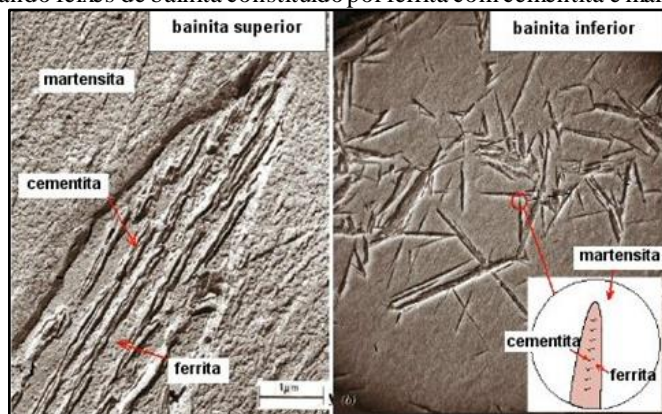
O termo bainita granular é muito utilizado para descrever a bainita formada no resfriamento contínuo com baixa taxa de resfriamento. A bainita granular é chamada assim por ter a forma de “grãos”. O carbono que é segregado da ferrita bainítica estabiliza a austenita residual e a microestrutura final consiste em: ferrita acicular associada com ilhas de M-A (carbonetos, martensita, austenita e/ou perlita), dependendo da difusão e saturação de carbono na austenita. (HONEYCOMBE e BHADSHIA, 1995).

2.2.1.2 Transformação Isotérmica

A bainita isotérmica proveniente da transformação completa da reação bainítica geralmente é descrita na literatura (BHADSHIA, 2001) como uma microestrutura composta por uma mistura não lamelar de ferrita e carbonetos, que pode ser classificada em dois tipos principais: i) bainita superior; e ii) bainita inferior. Outra definição comumente utilizada descreve esta microestrutura como sendo composta por ferrita acicular ou em placas, contendo carbonetos dispersos (AARONSON, 1999). Vale mencionar que as definições clássicas de bainita não fazem nenhuma restrição morfológica além da exclusão de agregados lamelares de ferrita e carbonetos. Tem-se também a bainita isotérmica proveniente da transformação incompleta da austenita, que é constituída de ferrita bainítica e austenita retida, devido à estase da reação bainítica, porém esta será tratada especificamente no subitem 2.2.2.

A bainita é um constituinte em forma de feixes, geralmente, os feixes de bainita são constituídos por ripas ou placas de ferrita bainítica, como mostrado na Figura 2.12. Estas placas ou ripas de ferrita bainítica são denominadas, também, como subunidades com mesma orientação cristalográfica da austenita de origem. Em ambos os casos (ripas ou placas) a espessura e comprimento das subunidades é de aproximadamente $0,2\mu\text{m}$ e $10\mu\text{m}$, respectivamente (BHADSHIA, 2001).

Figura 2.12 – Morfologia da ripa de ferrita bainítica da transformação de um aço de médio teor de carbono e silício. (a) Bainita Superior mostrando os feixes de bainita com cementita em uma matriz martensítica; (b) Bainita Inferior mostrando feixes de bainita constituído por ferrita com cementita e martensita.

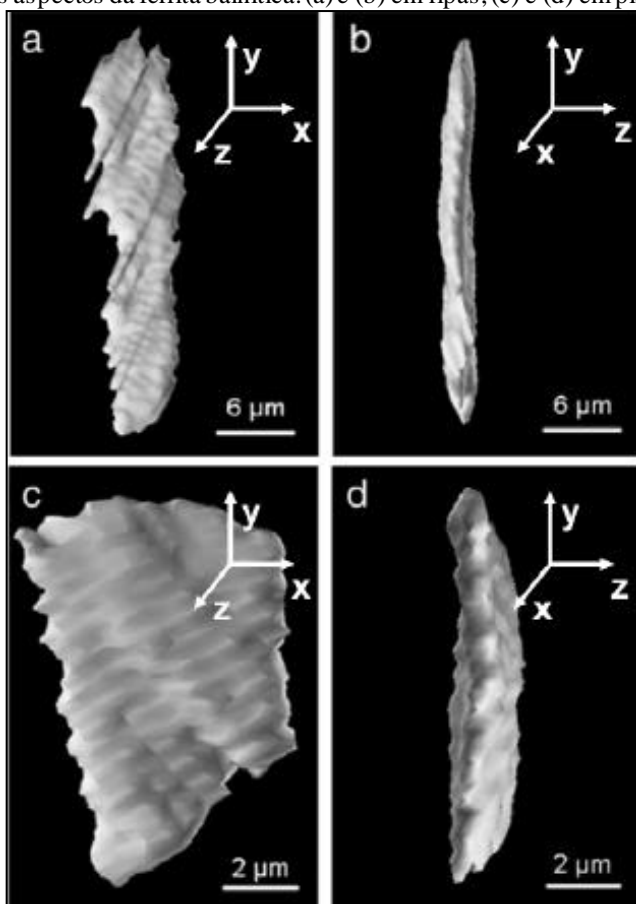


Fonte: Adaptado de Bhadeshia e Edmons (1980).

Uma das formas de diferenciar as morfologias das subunidades de ferrita bainítica foi mediante a caracterização tridimensional da microestrutura realizada por Liu (2011), o qual utilizou microscopia com feixe de íons focalizados (FIB - *Focused Ion Beam*), conforme mostrado na Figura 2.13.

A ferrita em forma de ripa pode ser representada como um paralelepípedo reto com as duas dimensões menores iguais, entretanto, a subunidade de ferrita em forma de placa apresenta-se como um paralelepípedo reto com as duas dimensões maiores iguais (Liu, 2011). A formação das subunidades em forma de placas geralmente está associada a uma austenita prévia com alto limite elástico, a baixas temperaturas de transformação e é característica de aços com alto teor de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.13 - Imagens obtidas através de FIB - Focused Ion Beam, que ilustram os aspectos da ferrita bainítica: (a) e (b) em ripas, (c) e (d) em placas .



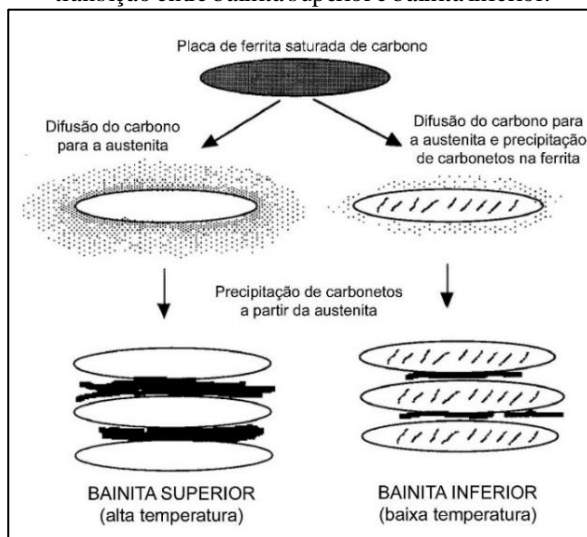
Fonte: Liu (2011).

Quando as subunidades de ferrita bainítica contêm precipitados de cementita no seu interior a bainita se denominada bainita inferior. No entanto, se a cementita precipita entre as placas ou ripas de ferrita, e não se constata sua presença no interior das subunidades, a bainita é denominada como bainita superior, conforme representado na Figura 2.14.

Na Figura 2.14 é possível observar que a transformação bainítica inicia na ferrita rica em carbono (placa saturada de carbono) e

dependendo da composição química da liga e temperatura do tratamento isotérmico, pode-se ter a formação da bainita inferior ou superior.

Figura 2.14 - Representação esquemática dos mecanismos de formação e de transição entre bainita superior e bainita inferior.



Fonte: Bhadeshia (2001).

A bainita superior é formada por finas ripas de ferrita e a bainita inferior tende a formar mais placas que ripas. A precipitação dos carbonetos (cementita) também se diferencia nestas bainitas, na superior os carbonetos se apresentam entre as ripas de ferrita e na inferior há também a precipitação no interior das placas de ferrita, conforme pode ser observada na Figura 2.14.

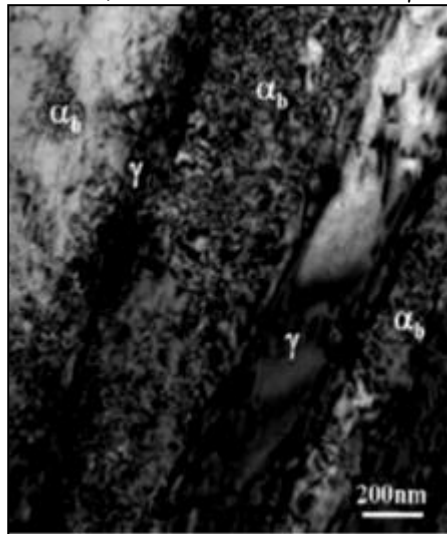
As ripas crescem em agrupamentos, sendo que no mesmo agrupamento, tem-se a mesma orientação cristalográfica e os planos estão distribuídos paralelamente. Cada plano do agrupamento é uma subunidade da bainita (BHADESHIA, 2001).

A bainita superior se forma em maiores temperaturas que a bainita inferior, porém o mecanismo de transformação de fases é semelhante. Nos dois casos a reação se inicia com a nucleação de subunidades de ferrita bainítica nos contornos de grão austenítico e seu crescimento pode ser controlado por um mecanismo deslocativo de transformação de fases, de modo que ao longo da transformação o movimento dos átomos de ferro é inferior ao espaçamento interatômico do reticulado cristalino. Esta

transformação é acompanhada de cisalhamento, semelhante ao observado durante a transformação martensítica (BHADESHIA, 1981).

O aumento da densidade de discordâncias, causado pela deformação plástica da austenita, inibe a movimentação da interface da transformação (α/γ), dificultando o crescimento das subunidades de ferrita bainítica, de modo que o tamanho atingido por cada subunidade é significativamente menor do que o grão austenítico de partida. A Figura 2.15 ilustra a alta densidade de discordâncias na ferrita bainítica, próxima à interface α/γ (CORNIDE, 2013).

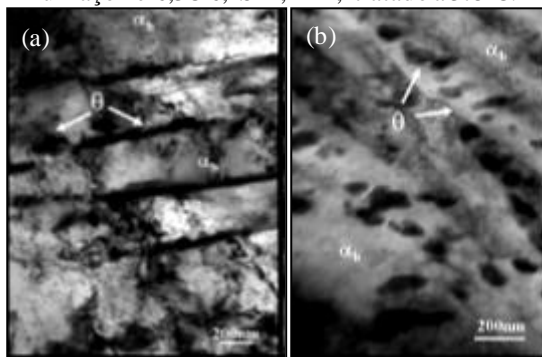
Figura 2.15 - Imagem de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando emaranhados de discordâncias na interface ferrita/austenita na microestrutura bainítica, onde: α_b é ferrita bainítica e γ é austenita retida.



Fonte: Cornide (2013)

A ferrita bainítica, da mesma forma que a martensita, cresce supersaturada em carbono, no entanto a alta mobilidade do carbono nas temperaturas onde ocorre a transformação de fase propicia sua difusão para a austenita vizinha para posteriormente precipitar, como cementita (CORNIDE, 2013). A Figura 2.16 (a) apresenta a morfologia da bainita superior de um aço de médio teor de carbono e baixo silício (Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn) quando tratado isotermicamente a 500°C.

Figura 2.16 – Imagens de microscopia eletrônica de transmissão em campo claro mostrando detalhes das diferentes morfologias de bainita (a) bainita superior em aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 500°C; (b) bainita inferior em aço Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn, tratado a 375°C.



Fonte: Cornide (2013).

Nas temperaturas próximas à temperatura de transformação martensítica (M_i), a mobilidade de carbono é reduzida consideravelmente de modo que sua difusão para a austenita é restrita, possibilitando a precipitação de carbonetos no interior das subunidades de ferrita bainítica. A Figura 2.16 (b), ilustra a morfologia da bainita inferior que corresponde ao aço (Fe-0,3C-0,2Si-1,2Mn), quando tratado isotermicamente a 375°C, constituída por subunidades de ferrita bainítica com cementita entre as subunidades e no seu interior (CORNIDE, 2013).

A bainita inferior possui microestrutura e cristalografia semelhantes às da bainita superior, a faixa de temperatura para sua formação está entre 250 e 350°C e, assim como a bainita superior, é dependente da composição química do aço (BHADESHIA, 2001).

O carboneto (cementita) na bainita inferior pode nuclear e crescer: i) a partir da austenita enriquecida em carbono, que separa as ripas de ferrita bainítica; e ii) a partir da ferrita saturada. O carboneto que se forma a partir da ferrita saturada apresenta uma relação de orientação de revenido, encontrada quando ocorre a precipitação de cementita durante o revenido da martensita (BHADESHIA, 2001).

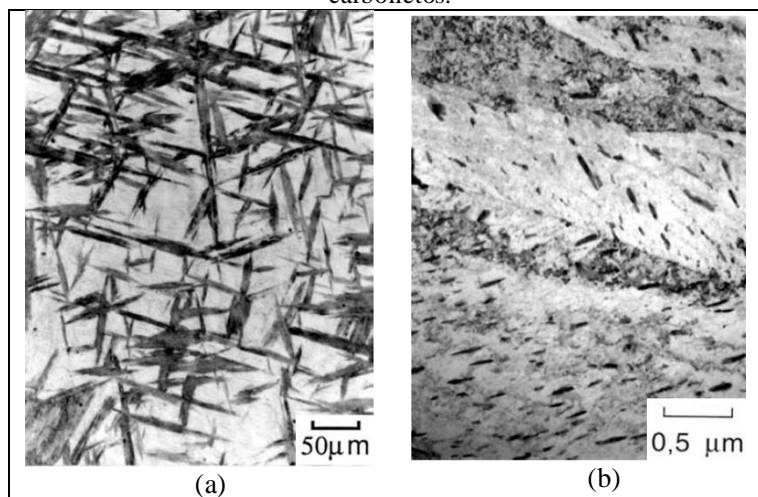
O crescimento individual de uma ripa de bainita inferior, com os carbonetos precipitados no interior da matriz é lento, pois primeiramente ocorre a nucleação e formação de novas ripas de ferrita na austenita, e após a precipitação dos carbonetos até obter uma estrutura completamente bainítica no interior dos grãos de austenita (PICKERING, 1967).

Exemplos de microestruturas típicas da bainita inferior são mostrados na Figura 2.17.

Segundo Pickering (1967) a estrutura da bainita inferior não é alterada pelo teor de carbono, mas sim pela diminuição da temperatura de transformação, que faz com que as placas de ferrita bainítica se tornem mais finas, e a precipitação dos carbonetos mais rápida, desta forma não se encontram placas de ferrita sem precipitação de carbonetos.

Existem outros carbonetos que podem precipitar na ferrita além da cementita. Estes dependem da composição química do aço e da temperatura de transformação, por exemplo, em aços com alto teor de carbono, com um teor de silício maior do que 1% em peso, foi observado o carboneto ϵ na ferrita bainítica (BHADESHIA, 1999).

Figura 2.17 - Microestruturas típicas da bainita inferior: (a) micrografia óptica ilustrando feixes de ripas de bainita inferior; e (b) micrografia eletrônica de transmissão mostrando detalhes das ripas de bainita com dispersão de carbonetos.



Fonte: Bhadeshia (2001).

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, e seus comprimentos são em torno de 500 nm. Devido à precipitação de carbonetos no interior das ripas de ferrita, somente uma pequena quantidade de carbono se difunde para a austenita retida. Logo, têm-se menores partículas de carbonetos precipitando entre as ripas de ferrita bainítica, ao comparar com a bainita superior. Desta forma a bainita inferior tende a ser mais tenaz e resistente do que a bainita superior (BHADESHIA, 1999).

2.2.1.2 Cinética da Transformação Bainítica

A evolução da microestrutura da bainita, descrita no item anterior, necessita de maiores esclarecimentos em relação a alguns aspectos cinéticos e termodinâmicos, os quais serão descritos a seguir.

O mecanismo da formação da bainita vem sendo estudado por muitos pesquisadores, os quais apresentam diferentes mecanismos para a formação da mesma, sendo: i) um mecanismo de transformação difusional; e ii) um mecanismo “displacivo”, por cisalhamento (GOLDENSTEIN, 2002).

Uma teoria formal sobre o mecanismo de reação bainítica, elaborada por Bhadeshia e Edmonds (1980), incorpora os seguintes princípios:

i) Uma ripa individual de ferrita bainítica cresce sem difusão. Todo excesso de carbono é então particionado para a austenita. A fração volumétrica de ferrita bainítica é limitada pelo fato de que, para uma dada temperatura, as energias livres da austenita e da ferrita, para uma certa composição, se tornam as mesmas;

ii) O tamanho de cada ripa individual é limitado pela quebra de coerência na interface α/γ , em função da deformação plástica causada pela mudança de forma na frente de reação. O crescimento de um feixe de ripas exige então a nucleação de novas subunidades;

iii) A teoria clássica de nucleação não se aplica à transformação bainítica; uma vez que a nucleação é governada pela dissociação de arranjos tridimensionais de discordâncias.

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

Uma das principais falhas do modelo descrito acima, segundo o próprio autor, é a incapacidade de separar os eventos relacionados à nucleação das ripas de ferrita bainítica, que ocorre nos contornos de grão da austenita, daqueles que ocorrem de forma “autocatalítica”, para gerar os agregados de feixes de ripas. O modelo sugere que a nucleação ocorre de forma aleatória, o que já foi comprovado como sendo incorreto. Deste modo, o modelo não é apropriado para descrever o efeito do tamanho de grão austenítico na transformação bainítica.

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

i) definição geral pela microestrutura: segundo esta definição, bainita é um produto não lamelar formado por um mecanismo não cooperativo de decomposição eutetóide. Esta definição implica na necessidade de duas fases produto;

ii) definição pela cinética global de reação: a bainita tem uma curva em C própria no diagrama TTT, abaixo, mais extensivamente sobreposta com a curva em C da perlita e

iii) definição do relevo de superfície, segundo a qual as placas de ferrita têm um efeito de relevo de superfície associado a elas, e crescem por um mecanismo martensítico, marcados pela difusão de carbono.

No início dos estudos de transformações de fase em ligas ferrosas entendia-se que a formação da martensita acontecia em todas as ligas ferrosas através da decomposição da austenita. Porém em estudos posteriores, verificou-se que a formação da bainita e da perlita também acontecia por decomposição direta da austenita, e não pela transformação martensítica.

Porém, ainda existem contradições sobre a formação da bainita, se a mesma se transforma por difusão ou por transformação displaciva, através da deformação plástica.

Existe uma grande semelhança entre a martensita e a bainita inferior quando observadas ao microscópio óptico, desta forma, às vezes é mais difícil diferenciar estas microestruturas do que distinguir a bainita inferior da superior (AARONSON, 2002; GOLDENSTEIN, 2002).

Experimentos comprovaram que a reação bainítica ocorre por um processo de nucleação e crescimento e, às vezes, apresenta características de transformação cisalhante.

No que diz respeito à cinética e aspectos limitantes da velocidade de formação de bainita, a mesma está relacionada com o teor de carbono na ferrita imediatamente após a frente de reação ter varrido a fase matriz (QUIDORT, 2002). A formação de bainita sem partição de carbono foi inicialmente proposta por Zener (1946). Posteriormente, Ko e Cottrell (1952) propuseram que a formação de uma placa de ferrita daria origem a um efeito de relevo na superfície, evidenciando um mecanismo martensítico de formação da bainita. Os mesmos autores interpretaram que a formação desse relevo superficial indicava um crescimento “coerente” de ferrita supersaturada em carbono. Eles afirmaram, que cinética global é muito mais lenta do que a da martensita, e controlada pela difusão de carbono.

Ko e Cottrell (1952) também afirmaram que a formação da bainita é contínua, e não composta de passos sucessivos de crescimento. Ou seja,

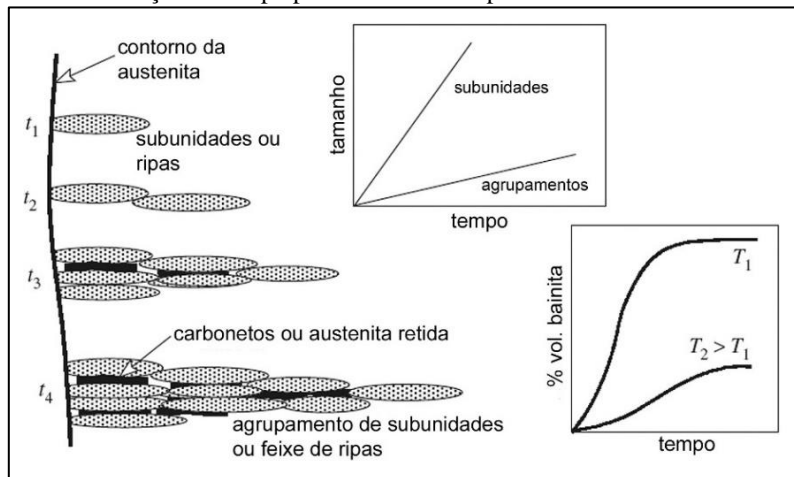
esse mecanismo não está realmente de acordo com nenhum dos outros dois propostos para a formação de bainita, uma vez que contraria particularidades dos dois mecanismos. Um ponto que merece destaque é que o conceito de um mecanismo martensítico de formação da bainita não é devidamente suportado pelas velocidades de crescimento medidas experimentalmente (ENOMOTO, 2002).

Os mecanismos propostos na literatura (REYNOLDS et al, 1990; BHADESHIA, 2001) concordam no fato de que a nucleação da bainita ocorre pela nucleação de ripas de ferrita a partir dos contornos de grão da austenita e que o crescimento é através da nucleação de repetidas subunidades, formando feixes de ripas de ferrita bainítica, com ou sem dispersão de carbonetos, austenita retida e/ ou martensita.

As características essenciais da transformação bainítica podem ser adequadamente descritas com auxílio da Figura 2.18, onde se observa a nucleação dos feixes de ripas de ferrita a partir do contorno de grão da austenita conforme citado acima, e também a nucleação de subunidades de feixes de ferrita na ponta do feixe já existente o qual está em crescimento, mostrando que o processo continua.

O tempo é outro fator importante para a transformação bainítica e está ilustrado também na Figura 2.18, é possível notar a variação da taxa de transformação bainítica para duas diferentes temperaturas, assim como o mesmo também influencia no tamanho das subunidades e agrupamentos.

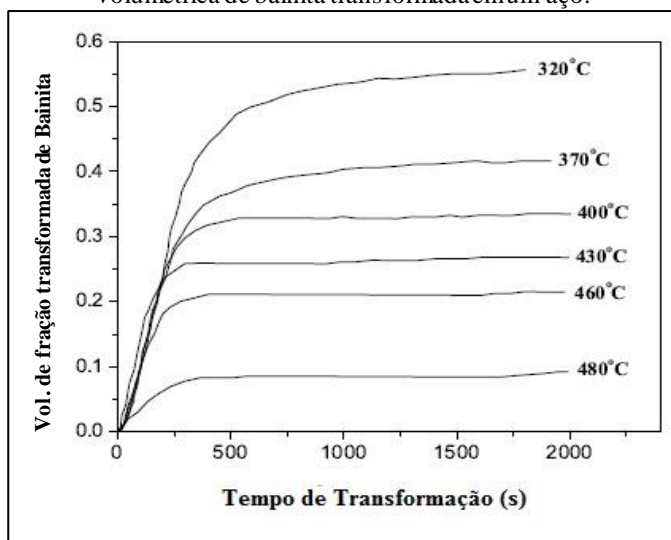
Figura 2.18 - Modelo descritivo da cinética de transformação bainítica, mostrando a ocorrência de nucleação de ripas de ferrita bainítica a partir do contorno de grão da austenita, crescimento das ripas (ou subunidades) e nucleação repetida de ripas sucessivas. Notar a evolução da fração transformada em função do tempo para diferentes temperaturas de tratamento.



Fonte: Bhadeshia (2001).

A taxa de transformação de bainita aumenta com o superresfriamento. Uma menor temperatura de austêmpera aumenta a fração volumétrica de bainita, como pode ser visto na Figura 2.19. Os feixes de ferrita são, em geral, mais grosseiros, nas temperaturas mais elevadas de transformação. Assim, com a redução da temperatura de transformação pode-se obter feixes mais finos (MATEO, CABALLERO e BHADESHIA, 2003).

Figura 2.19 - Efeito da temperatura de transformação isotérmica na fração volumétrica de bainita transformada em um aço.



Fonte: Chang (2004).

2.2.2 Transformação Bainítica Incompleta

Os aços bainíticos isentos ou livres de carbonetos são produzidos através do tratamento térmico denominado austêmpera, pela transformação bainítica isotérmica incompleta, obtendo-se assim uma microestrutura resultante composta de ferrita bainítica e austenita retida com alto carbono.

Na Figura 2.20 é apresentado um diagrama TTT esquemático de um aço, destacando-se as principais reações que ocorrem durante a transformação bainítica, podendo-se explicar a reação incompleta da bainita. Como descrito no subitem 2.2.1, a transformação bainítica isotérmica pode ser dividida em dois estágios, o intervalo entre o primeiro e segundo estágio da reação de austêmpera é denominado de “janela de processo”.

Os estágios característicos de reação durante o tratamento de austêmpera em aços e suas respectivas transformações de fase, podem ser assim descritos:

1º estágio: austenita (γ) \rightarrow ferrita (α) bainítica + austenita (γ) alto carbono;

2º estágio: austenita (γ) alto carbono \rightarrow ferrita (α) + carbonetos.

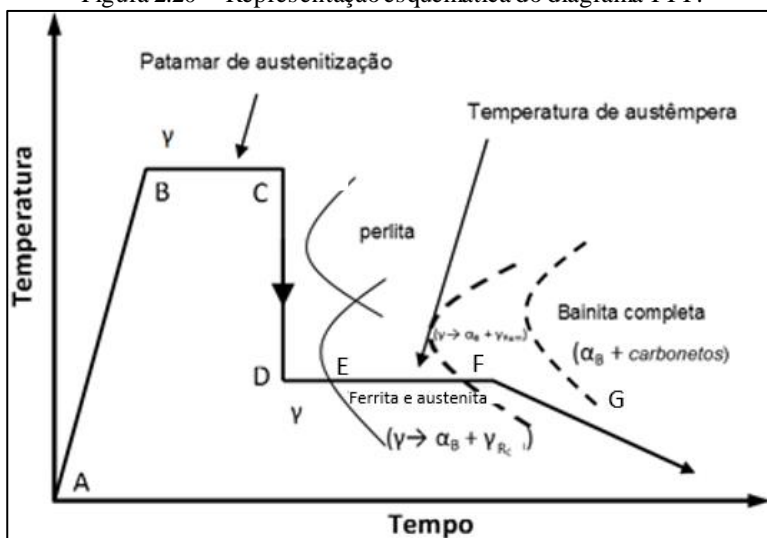
Primeiramente se tem a austenitização do material, etapas A-B (Figura 2.20). Aquece-se o material até a temperatura de austenitização do mesmo (ponto B), que é função da liga em estudo, e o mantém nesta temperatura por tempo suficiente para que toda a amostra apresente em sua microestrutura a austenita (ponto C).

Após a austenitização do material tem-se o tratamento térmico de austêmpera, ou seja, resfria-se o material até o ponto D (Figura 2.20). Permanecendo nesta temperatura se atinge o ponto E (Figura 2.20), que é o início da transformação bainítica e onde começa o primeiro estágio da reação.

No primeiro estágio da reação, o crescimento da ferrita bainítica faz com que a austenita remanescente se torne rica em carbono, pela partição do carbono da ferrita, devido à diferença de solubilidade das duas fases (BHADESHIA, 2001). Sendo assim, no primeiro estágio da reação de austêmpera tem-se a formação de uma microestrutura composta por ferrita bainítica e austenita rica em carbono. Porém, nos primeiros instantes da reação a austenita ainda não está saturada de carbono, desta forma é instável, e caso haja um superresfriamento, haverá transformação martensítica. Com o decorrer do tempo a austenita se torna estável devido à grande concentração de carbono, iniciando a estase da reação, é neste período que se tem a janela de processo, ponto F.

Na Figura 2.20 é possível observa a transformação bainítica incompleta, ou seja, a estase da transformação bainítica ou fenômeno da transformação interrompida que acontece devido à separação das curvas de transformação, ponto F do gráfico.

Figura 2.20 - Representação esquemática do diagrama TTT.



Fonte: adaptado de Kovacs (1990).

A estase ocorre devido à supersaturação de carbono na austenita, a qual permanece estável. Acredita-se que, durante a estase da reação, esteja ocorrendo ainda que moderada a difusão do silício presente na austenita para a ferrita, o que favorece a precipitação de cementita na austenita.

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

Reynolds et al (1990), mostraram que a estase não é um fenômeno geral da transformação bainítica, mas que pode ocorrer devido à presença de alguns elementos de liga, a partir de determinadas concentrações. Sendo associada à redução da cinética de migração das interfaces ferrita/austenita em relação à velocidade calculada supondo equilíbrio (ou paraequilíbrio) na interface, o que ocasiona a separação das curvas em C da curva TTT.

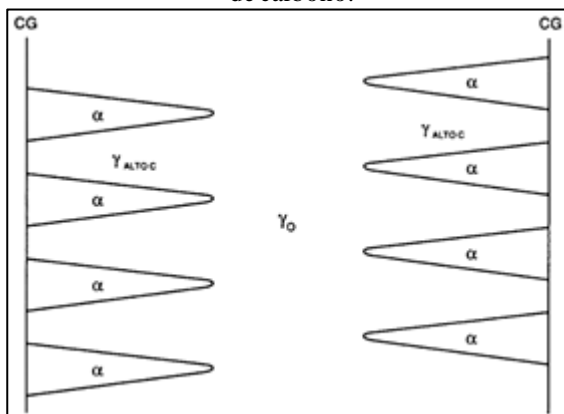
Após o término da estáse, inicia-se o segundo estágio da reação, etapa mostrada na Figura 2.20, após a janela de processo, sinalizada com a letra G.

No segundo estágio da transformação tem-se a precipitação de carbonetos, que ocorre devido à manutenção da temperatura de austêmpera, pois a austenita rica em carbono pode reduzir a energia livre induzindo a precipitação de carbonetos (BHADESHIA, 2001).

Desta forma, a decomposição isotérmica da austenita em temperaturas abaixo da baía da curva TTT é inicialmente rápida e resulta na formação de um produto isento de carbonetos, descrito na literatura como bainita superior isenta de carbonetos ou ferrita pró-bainítica (GOLDENSTEIN, 2002), doravante denominada apenas de ferrita bainítica. A transformação cessa quase que completamente, e assim pode permanecer por longos períodos na temperatura de tratamento. A precipitação de carbonetos é retardada pela presença de elementos de liga, como o silício. Após o período de “estáse”, a microestrutura pode vir a se transformar em um agregado de ferrita e carbonetos.

O crescimento da ferrita bainítica ocorre simultaneamente com a difusão do carbono para austenita, conforme mostrado na Figura 2.21 (BHADESHIA, 2001). Os feixes de ferrita bainítica crescem a partir dos contornos de grãos austeníticos e o carbono é particionado para a austenita.

Figura 2.21 - Representação do crescimento da ferrita bainítica (α), a partir do contorno de grão da austenita (CG, γ_0), criando zonas de austenita com alto teor de carbono.

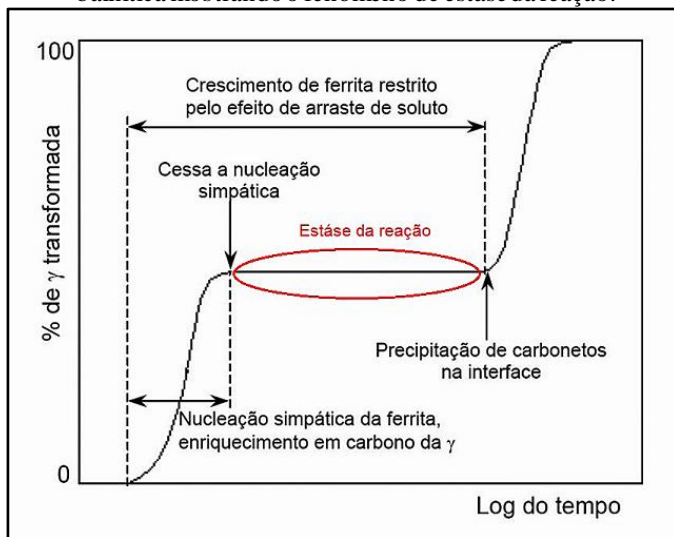


Fonte: Kovacs (1990).

Devido ao efeito de arraste de soluto há uma diminuição na velocidade de migração das interfaces, proposto por Kisman e colaboradores em 1973 e aprimorado por Purdy et al em 1995. Este efeito faz com que a migração de interfaces praticamente cesse, logo após a nucleação. Um superresfriamento posterior pode permitir a nucleação de subunidades a partir da própria interface α/γ , pelo processo de nucleação simpática. O produto gerado é classificado na literatura como sendo uma ferrita de morfologia acicular degenerada (GOLDENSTEIN, 2002; FERRER, 2003), que cresce rapidamente.

A nucleação simpática é interrompida pela partição de carbono para a austenita, provocando a diminuição do potencial para nucleação e a formação do patamar característico do fenômeno de estáse. Na Figura 2.22 é apresentado um diagrama esquemático da cinética global da transformação bainítica, destacando o fenômeno de estáse (FERRER, 2003).

Figura 2.22 - Diagrama esquemático da cinética global da transformação bainítica mostrando o fenômeno de estáse da reação.



Fonte: Ferrer (2003; após Reynolds et al, 1990).

Desta forma a microestrutura obtida em aços bainíticos livre de carbonetos é a ferrita bainítica combinada com a austenita retida. Esta microestrutura é a responsável pela atrativa combinação de propriedades mecânicas deste material.

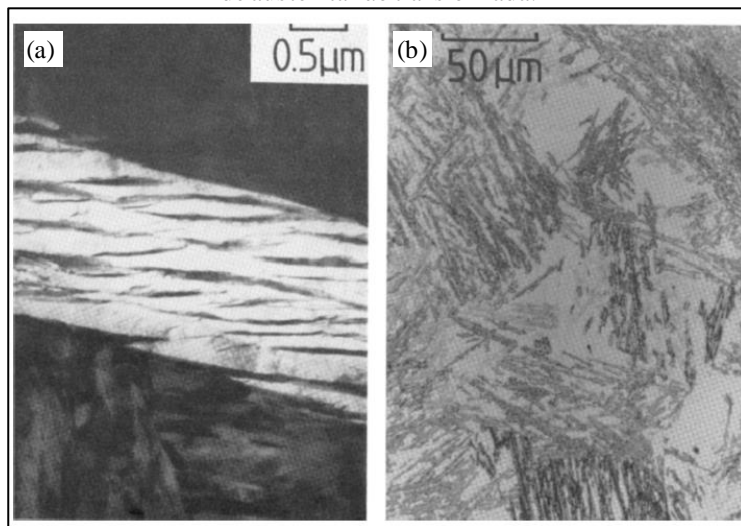
A austenita é formada no intervalo de temperatura durante o tratamento térmico. O teor de carbono contido na austenita varia em função da temperatura de austenitização. Quando ocorre a transformação da ferrita bainita, a austenita remanescente enriquece de carbono, reduzindo assim a força motriz para transformação (BHADESHIA, 2001).

Quando há o equilíbrio da transformação bainítica e a mesma cessa, a austenita que está rica em carbono conseqüentemente fica retida na estrutura em temperatura ambiente. É possível se ter uma fração de 0,6 de austenita retida na estrutura. Porém a austenita residual pode se transformar em martensita durante o resfriamento ou mesmo em temperatura ambiente, através de trabalhos mecânicos, como a usinagem (BHADESHIA, 2001).

Os feixes de ferrita bainítica que cresceram a partir de diferentes contornos de grãos austeníticos apresentam diferentes texturas. Nas regiões de encontro de duas ou mais variantes de orientações cristalográficas pode-se observar a presença de regiões de austenita retida, frequentemente na forma triangular ou poliédrica. Na literatura esta austenita é chamada de austenita retida em blocos ou *blocky austenite* (BHADESHIA, 1980).

Bhadeshia (2001), porém, ressalta que as vantagens desta microestrutura mista podem ser afetadas pelos grandes blocos de austenita entre os feixes de ferrita bainítica, conforme é mostrado na Figura 2.23. Estes blocos podem se transformar em martensita de alto carbono com aplicação de tensão. Desta forma, fragiliza o aço, pois a martensita formada é rica em carbono, apresentando então elevada dureza.

Figura 2.23: Microestrutura de Aço Bainítico livre de carbonetos: a) microscopia eletrônica de transmissão das ripas de ferrita bainítica separadas por filmes de austenita estável; b) micrografia óptica que mostra grandes blocos de austenita não transformada.



Fonte: (BHADESHIA, 2001)

Existem três formas de eliminar os blocos de austenita (BHADESHIA, 2001):

a) Reduzir a temperatura de transformação isotérmica. Sendo que o limite mínimo é dado pela temperatura de início da transformação martensítica;

b) Reduzir a concentração de carbono no aço, de modo que a austenita atinja a sua concentração máxima na última etapa da reação;

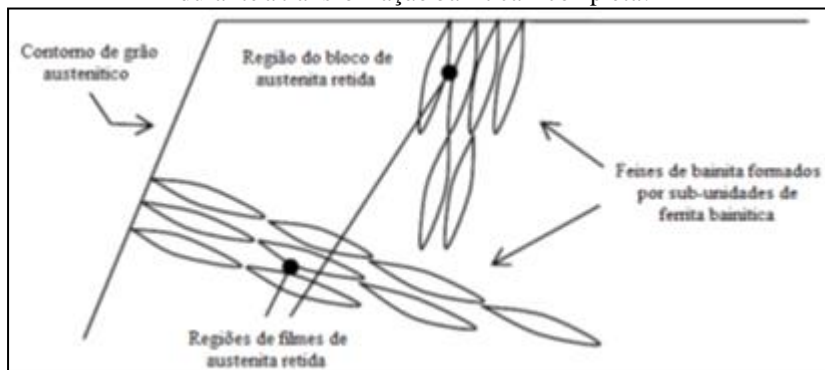
c) Ajustar a concentração e o tipo de soluto substitucional, alterando assim a curva da variação da Energia de Gibbs do diagrama de fases para elevadas concentrações de carbono (será apresentado em mais detalhes no subitem 2.3).

Quanto a austenita retida entre as ripas (subunidades) dos feixes de ferrita, destaca-se a presença de regiões muito finas de austenita retida na literatura, esta austenita é chamada de austenita retida em filmes ou *film austenite*, possuem espessuras médias de aproximadamente 0,2 a 10 μm (BHADESHIA, 1980).

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

Os filmes de austenita retida ricos em carbono apresentam, também, uma maior estabilidade mecânica para maiores graus de deformação. Já a presença de austenita retida na forma de blocos, transforma-se em uma martensita não revenida e frágil no início da deformação, contribuindo para uma baixa tenacidade (GARCIA, 2009; CABALLERO, 2008). Segundo Miihkinen e Edmonds (1987) a boa tenacidade à fratura é atribuída à presença de filmes finos de austenita retida termicamente e mecanicamente estáveis. Os filmes de austenita retida atenuam a propagação das trincas. A Figura 2.24 apresenta um esquema da presença de austenita retida em aços bainíticos contendo alto teor de silício (SANTOFIMIA, 2007).

Figura 2.24 – Representação esquemática da microestrutura bainítica ilustrando as posições em que nucleiam e crescem os blocos e os filmes de austenita retida durante a transformação bainítica incompleta.



Fonte: Santofimia (2007).

A fração de austenita na forma de blocos e filmes pode ser obtida a partir da fração total de austenita retida (V_γ). Estima-se, que cerca de

15% do volume contido dentro do contorno de um feixe de bainita consiste de filmes de austenita retida intercalados com as subunidades de ferrita bainítica ($V\alpha$) (GARCIA et al., 2004).

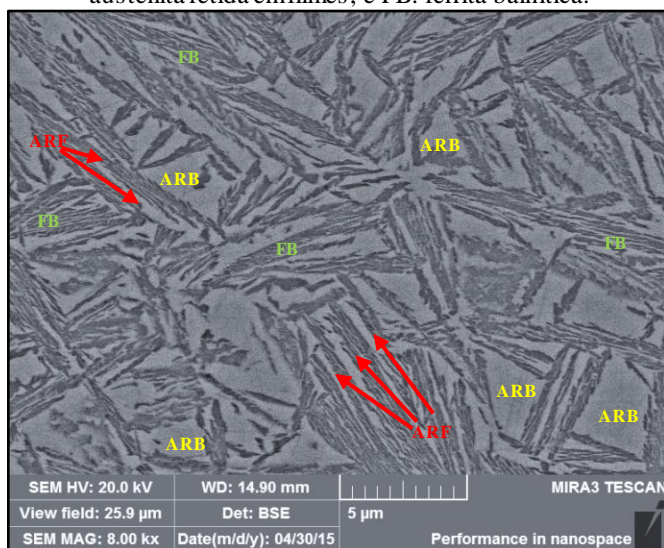
Logo, a razão da fração volumétrica de filmes de austenita retida ($V\gamma_f$) em relação aos blocos ($V\gamma_b$) pode ser obtida pela Equação 4.

$$\left(\frac{V_{\gamma_f}}{V_{\gamma_b}}\right) = \frac{0,15 \times V_{\alpha b}}{(V_{\gamma} - 0,15 \times V_{\alpha b})} \quad (4)$$

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

A figura 2.25 mostra uma micrografia de um aço austemperado, no qual pode-se observar as regiões de austenita retida em blocos (ARB) e em filmes (ARF), indicadas com auxílio de setas.

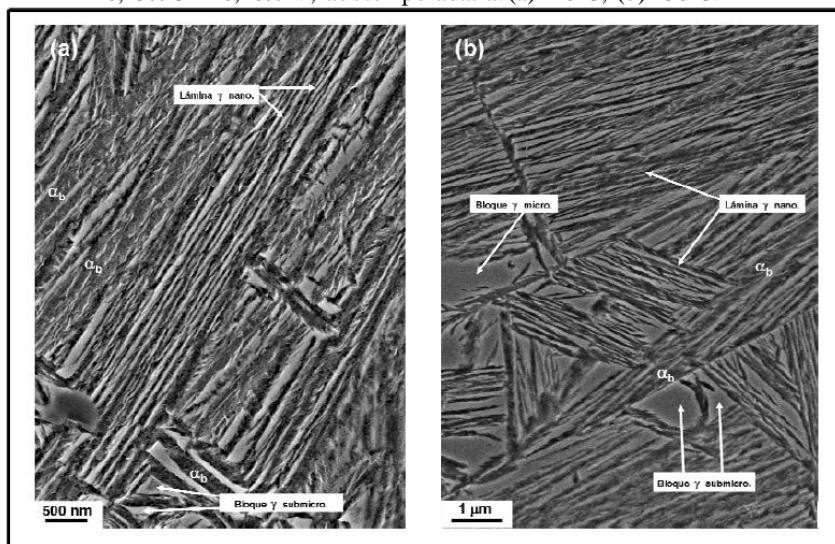
Figura 2.25: Microscopia eletrônica de varredura de um aço alto carbono austemperado a 280°C / 24 horas. ARB: austenita retida em blocos; ARF: austenita retida em filmes; e FB: ferrita bainítica.



Fonte: A Autora (2017).

Nos estudos de morfologia da transformação bainítica, realizados por Cornide (2013), em aços de alto teor de carbono (0,93% C – 2,9% Si – 0,77% Mn – 0,45% Cr – 0,16% Ni), quando austemperados a 220°C (durante 16h) e a 250°C (durante 22h), revelam uma microestrutura conforme se mostra na Figura 2.26. De acordo com o autor, independente da temperatura de austêmpera as microestruturas consistem em placas de ferrita bainítica (64% a 220°C e 66% a 250°C) acompanhadas de austenita retida em forma de filmes e de blocos (36% a 220°C e 34% a 250°C).

Figura 2.26 – Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de ferrita bainítica, austenita em filmes (nanométricos) e em bloco (micro e submicrométrico) em amostras do aço 0,93% C – 2,9% Si – 0,77% Mn – 0,45% Cr – 0,16% Ni, austemperadas a: (a) 220°C; (b) 250°C.



Fonte: Cornide (2013).

Também, o pesquisador discute a respeito da heterogeneidade no tamanho dos blocos de austenita, de modo que os subdivide em dois grupos: os blocos que apresentam tamanhos entre 100 e 1000nm foram identificados como blocos submicrométricos e os que possuem tamanhos superiores a 1000nm foram denominados como blocos micrométricos, como se indica na Figura 2.26. O autor conclui que quanto maior é a temperatura de austêmpera os blocos de austenita são mais grosseiros (630nm a 220°C e 870nm a 250°C) e maior é a sua distribuição do tamanho (CORNIDE, 2013).

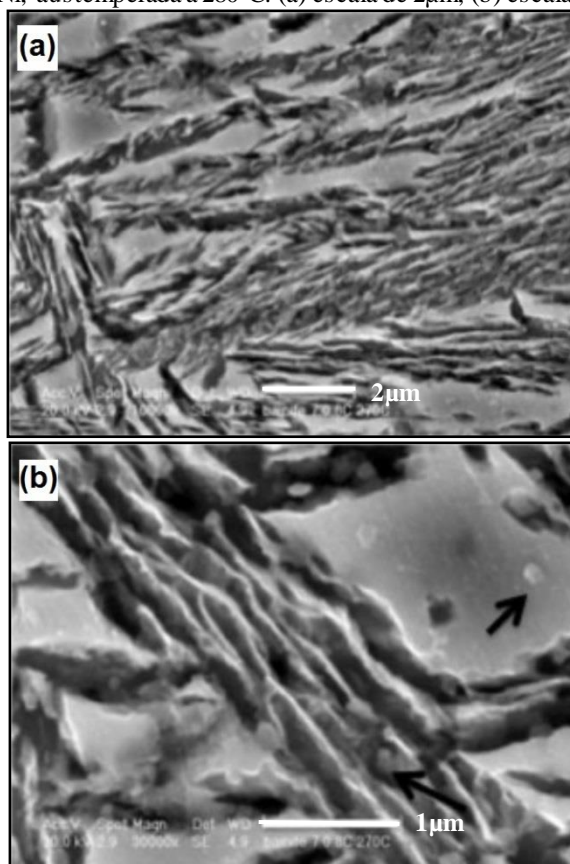
Contudo, de acordo com Santofimia (2007), para se reduzir a formação de blocos de austenita retida, deve-se maximizar a formação de ferrita bainítica.

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

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

Na Figura 2.27, é possível observar (em aumentos diferentes) as duas morfologias diferentes da austenita retida, reportadas na literatura, consistindo em filmes muito finos de austenita (austenita em filmes) entre as lamelas de ferrita bainítica e ilhas de austenita (austenita bloco) com tamanho aproximado de $2\mu\text{m}$ (BHADESHIA, 2012). Além da morfologia da austenita retida o autor descreve a presença de pequenas partículas de óxidos dispersas na matriz formadas como consequência da forma de obtenção do material, que neste foi através de metalurgia do pó, com sinterização em temperatura inferior ao desejado.

Figura 2.27 – Micrografias obtidas por MEV indicando a presença de austenita em filmes e em bloco em uma amostra de aço 0,73% C – 1,82% Si – 1,47% Cr – 4,12% Ni, austemperada a 280°C: (a) escala de 2µm; (b) escala de 1µm.



Fonte: Bhadeshia (2012).

Quando um aço contém quantidades suficientes de elementos de liga que inibem a formação de cementita é possível suprimir a precipitação de carbonetos na austenita durante a transformação, de modo que a microestrutura resultante é constituída por ferrita bainítica e austenita retida, denominada como bainita livre de carbonetos.

Um dos elementos que impede sua formação é o silício, o qual possui baixa solubilidade, sendo assim os carbonetos precipitam conforme já comentado anteriormente, na ferrita bainítica ou podem surgir através da austenita, dependendo da composição química da liga e

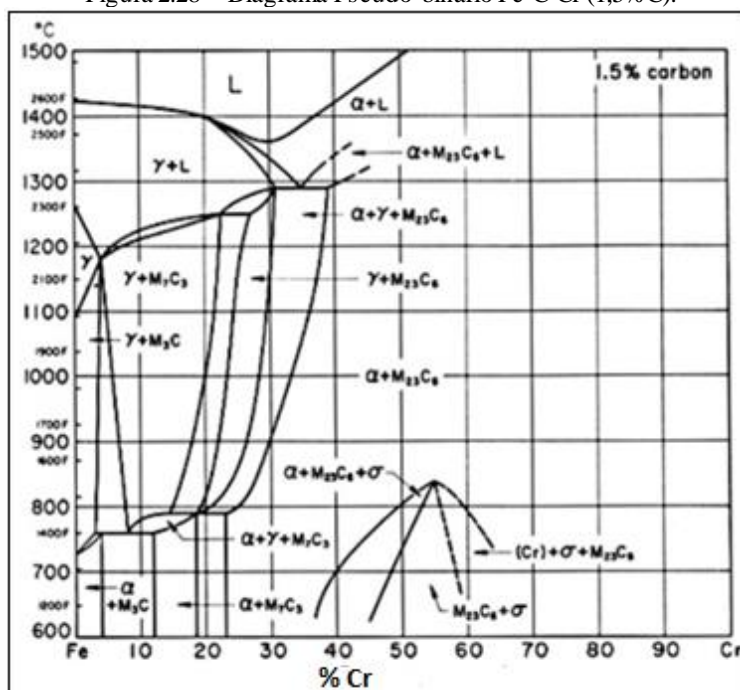
do tratamento térmico. Os carbonetos precipitados aumentam a resistência mecânica e fragilizam o material (BHADESHIA,2001).

Durante os tratamentos isotérmicos para a formação da bainita, o material é mantido a temperaturas elevadas, esse tempo não é suficiente para a difusão de elementos substitucionais, havendo apenas difusão de elementos intersticiais (BHADESHIA,2001).

Os aços bainíticos estão muitas vezes associados ao elemento de liga cromo (Cr) que é um forte formador de carbonetos, em concentrações onde a cementita (Fe_3C) não é mais o carboneto de equilíbrio, como também nos aços ligados com silício (Si) ou alumínio (Al), quando estes elementos estão associados a teores críticos de manganês (Mn) ou níquel (Ni) (GOLDENSTEIN, 2002).

No diagrama de fase Fe-C-Cr, ilustrado na Figura 2.28, é possível observar os possíveis carbonetos a serem formados, como M_3C , M_7C_3 e M_{23}C_6 .

Figura 2.28 – Diagrama Pseudo-binário Fe-C-Cr (1,5% C).



Fonte: Adaptado de Infomet (2014).

Durante o resfriamento até se alcançar a temperatura ambiente, a austenita retida pode se transformar em martensita, isso pode ocorrer caso a austenita não esteja muito enriquecida de carbono (FERRER, 2003).

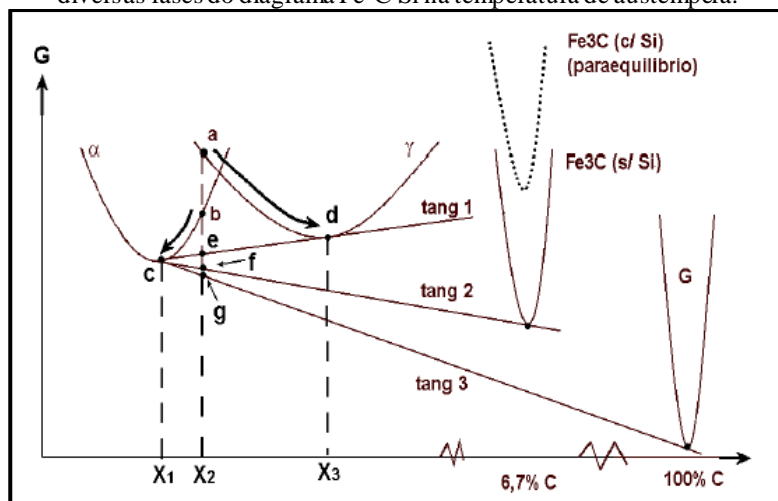
2.2.3 Aspectos Termodinâmicos da Transformação Bainítica

Durante a formação e crescimento das ripas de ferrita bainítica, ocorre à partição do carbono para a austenita residual. Bhadeshia e Edmonds (1980) relatam que esta partição ocorre após o crescimento adifusional de cada ripa de ferrita. Em determinado estágio da evolução da microestrutura, a concentração de carbono da austenita atinge um ponto cuja transformação bainítica cessa, assumindo que a concentração de carbono na austenita é homogênea, onde a austenita e a ferrita, de mesma composição química, possuem as mesmas energias livres. A reação é dita incompleta, pois ela para antes que a austenita atinja a sua composição de equilíbrio. É neste estágio que a austenita retida é estabilizada pela elevada concentração de carbono.

A Figura 2.29 é uma representação esquemática do diagrama de energia livre de Gibbs para diversas fases na temperatura de austêmpera. Este gráfico refere-se a um ferro fundido nodular austêmperado (ADI), por isso nota-se a curva da grafita (G), mas o mesmo pode ser utilizado para estudar e explicar os fenômenos nos aços bainíticos, pois a reação bainítica ocorre nos dois materiais. Para os ferros fundidos a grafita (G) é a condição mais estável.

Observando as curvas da cementita na Figura 2.29, percebe-se que o silício aumenta a energia da cementita, pois a curva da cementita em material com silício é mais elevada que em um material sem silício, retardando assim a formação de cementita.

Figura 2.29 - Ilustração esquemática da variação da Energia de Gibbs para as diversas fases do diagrama Fe-C-Si na temperatura de austêmpera.



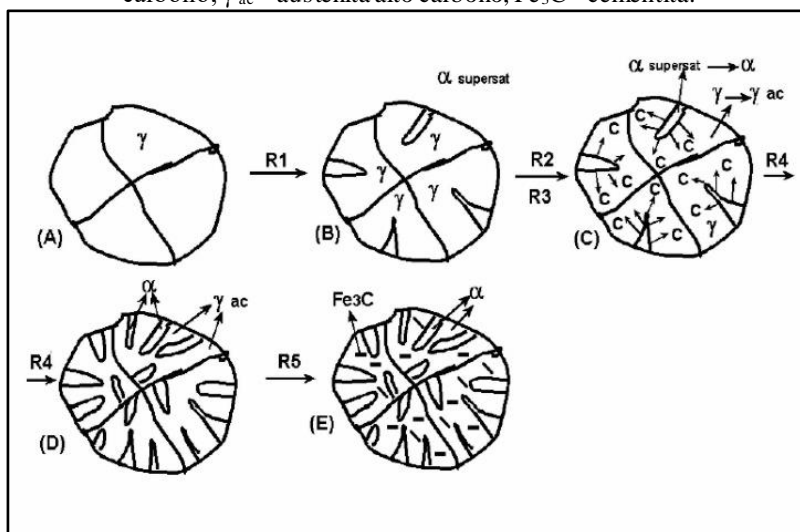
Fonte: adaptado por Lopes (2012).

Devido ao silício reduzir a velocidade de formação de carbonetos (cementita), conseqüentemente, o sistema tenderá para um equilíbrio metaestável, entre a ferrita e a austenita, definido pela tangente às curvas de energia livre. Quando se resfria rapidamente até a temperatura de austêmpera, a austenita mantém o teor de carbono original (ponto “a” e teor correspondente a X2), tornando-se instável, pois sua energia livre (ponto “a”) é mais alta que a da ferrita (ponto “b”).

Desta forma, mantendo-se o material na temperatura de austêmpera, a austenita (ponto “a”) com a ferrita evoluem para quatro estados distintos de menor energia livre, pontos “b”, “c”, “d” e “e”.

Com o auxílio da Figura 2.30 é possível relacionar a Figura 2.29, com a evolução microestrutural. Inicialmente, na temperatura de austêmpera, tem-se o material totalmente austenítico (Figura 2.30 A) ocorre então a transformação de parte da austenita em ferrita (ponto “b”) de mesma composição X2 (Figura 2.29), portanto, supersaturada em carbono, conforme esquema da figura 2.30 B.

Figura 2.30 - Evolução microestrutural ao longo do patamar de austêmpera. Sendo: γ – austenita; α – ferrita bainítica; α_{supersat} – ferrita bainítica saturada em carbono; γ_{ac} – austenita alto carbono; Fe_3C – cementita.



Fonte: adaptado de Lopes (2012).

Logo após, a ferrita supersaturada em carbono (ponto “b” da Figura 2.29), particiona o carbono para a austenita remanescente (Figura 2.30 C) e o sistema atinge o equilíbrio dado pela tangente 1, resultando na coexistência entre ferrita (ponto “c”, de composição X1) e austenita (ponto “d”, de composição X3), podendo ser observada na evolução microestrutural da Figura 2.30 D. A austenita remanescente elevou seu teor de carbono X2 para X3 e a ferrita diminuiu o teor de carbono de X2 para X1.

Sendo assim, tem-se neste momento uma mistura de ferrita e austenita de alto carbono, que é a microestrutura desejada nos aços bainíticos livres de carbonetos.

Na Figura 2.29, observa-se que uma vez atingido o equilíbrio dado pela tangente 1 não seria possível haver a formação da cementita em materiais de alto silício (curva tracejada de Fe_3C). Inicia-se desta forma, a estase da reação, porém a literatura em aços não é clara quanto aos fenômenos que ocorrem durante este período, conhecido também como janela de processo.

As transformações ao longo do tempo na temperatura de austêmpera ocorrem em condições de paraequilíbrio, onde há difusão de

carbono, mas não dos elementos substitucionais, sugerindo que a formação da ferrita e da cementita deveria ter a mesma composição de seus solutos substitucionais, ou seja, da austenita original. Isso ajuda a explicar a elevação da curva de formação da cementita no gráfico da Figura 2.29. Pois, se a cementita deve herdar a mesma composição dos solutos substitucionais da austenita original, a mesma precisa solubilizar o silício, porém este não é solúvel nesta fase, o que impede a formação da cementita. Logo, a presença de silício retarda a precipitação de cementita.

Após o término da estase, inicia-se a precipitação de cementita na austenita e esta austenita se transforma em ferrita, Figura 2.30 E, atingindo o equilíbrio dado pela tangente 2 (Figura 2.29), configurando o segundo estágio da reação. A queda de energia da cementita é representada na Figura 2.29 com a tangente 2 e acontece devido à difusão de silício, mesmo que lenta durante a janela de processo. Desta forma, o silício difunde da austenita para a ferrita podendo haver precipitação de cementita na austenita.

2.2 AÇOS BAINÍTICOS

No estudo dos materiais de engenharia, encontram-se os aços bainíticos, sendo que grande parte destes aços são processados mecanicamente antes da transformação bainítica.

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

Os aços bainíticos convencionais de alta resistência não apresentam resultados muito satisfatórios em relação aos aços temperados e revenidos devido à presença de cementita, que reduz a tenacidade da liga. Porém, pode-se evitar a cementita durante a transformação bainítica, combinando alguns elementos de liga, como o Si em quantidades, em torno de 1,5% em peso (Caballero et al, 2001). Estes aços serão tratados ainda neste capítulo.

Os aços bainíticos com alto teor de carbono têm como característica a elevada dureza, por isso geralmente são utilizados quando se necessita principalmente de resistência mecânica.

O aumento da resistência mecânica da bainita é devido aos seguintes mecanismos: endurecimento por solução sólida, aumento da

densidade de discordâncias e endurecimento por precipitação de carbonetos. O efeito de cada um destes mecanismos na resistência da bainita é complexo devido à interação dos mesmos (BARBACKI, 1995).

Barbacki (1995) verificou que os limites de escoamento e de resistência à tração são particularmente insensíveis ao tamanho dos aglomerados de feixes da bainita, que dependem do tamanho do grão austenítico original. Entretanto, o tamanho das ripas da ferrita bainítica, especialmente sua espessura, afetam sensivelmente a sua resistência.

Quanto maior o tamanho dos carbonetos menor será a tenacidade do aço. Nos aços bainíticos o tamanho dos carbonetos e até mesmo a sua precipitação pode ser controlada com a adição de elementos de liga (BARBACKI, 1995; Caballero et al, 2001).

2.2.1 Aços Bainíticos Livre de Carbonetos

Segundo Bhadeshia e Edmonds (1979), a presença de carbonetos em aços de alta resistência é uma característica indesejável, pois podem nuclear trincas e vazios, desta forma, os aços livres de carbonetos ganham espaço. Segundo Chang e Bhadeshia (1994) para se ter aços bainíticos livre de carbonetos e sem martensita, deve-se estabilizar a austenita retida na microestrutura. Portanto, forma-se uma microestrutura mista de austenita retida e ferrita bainítica. É esta microestrutura mista a responsável pela atrativa combinação de propriedades mecânicas destes materiais.

Segundo Barbacki (1995), o elemento básico da composição química dos aços bainíticos livre de carbonetos e de alta resistência é o silício e as adições de manganês ou níquel. Neste caso, há um aumento da resistência ao escoamento, resistência à fadiga e a tenacidade à fratura em relação aos aços bainíticos de alto carbono convencionais (KOVACS, 1986).

Bhadeshia (2001) cita como grandes vantagens desta microestrutura mista (ferrita bainítica e austenita retida):

a) A ausência de cementita que pode iniciar a fratura em aços de alta resistência. Esta ausência na microestrutura deixará o material mais resistente às falhas por clivagem e à formação de vazios;

b) A presença de ferrita bainítica com baixo teor de carbono, diminui a fragilização do material quando comparada com a bainita formada por ferrita e carbonetos, e devido sua morfologia aumenta a resistência quando comparada a ferrita poligonal;

c) A microestrutura formada por finas ripas de ferrita com menos de 1 μm de espessura em média. Esta espessura das ripas determina a distância entre os planos de cisalhamento, o que favorece o aumento da resistência mecânica. O refino das ripas é o único mecanismo que simultaneamente aumenta a resistência e a tenacidade destes aços;

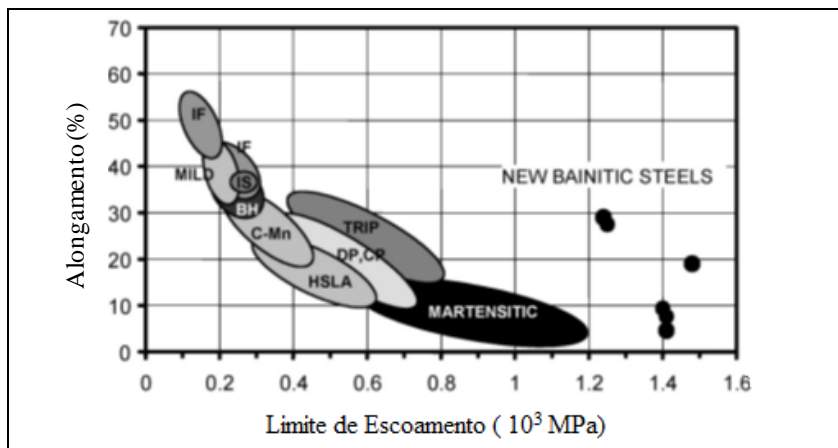
d) Os filmes de austenita dúcteis que estão dispersos entre as ripas de ferrita tem um efeito de ancoramento das trincas. Estes filmes também podem aumentar a resistência do material com a transformação da austenita em martensita durante a deformação plástica;

e) A presença da austenita pode melhorar a resistência a corrosão sob tensão, devido o hidrogênio ter menor difusividade na austenita do que na ferrita. Pois, segundo a Teoria da Decoção, elaborada por Troiano (1960), os átomos de hidrogênio, por difusão, se concentrariam nas extremidades de defeitos onde existe uma maior concentração de tensão nesta região. Desta forma, após a difusão e a concentração nas extremidades dos defeitos, os átomos de hidrogênio provocam um aumento na distância interatômica entre os átomos de ferro. Esse aumento da distância interatômica dos átomos de ferro diminuiria a força de coesão dos átomos aumentando a fragilidade na região, provocando a fratura do material.

f) A adição de elementos de ligas de baixos custos para se obter uma microestrutura composta de ferrita bainítica e austenita.

Segundo Caballero et al (2008), a característica da microestrutura destes novos aços bainíticos permite alcançar uma ótima combinação de propriedades de resistência mecânica e ductilidade, inclusive superando as obtidas nos aços avançados de alta resistência (AHSS), com um custo inferior. As propriedades destes aços, em alguns casos, ultrapassam outras classes de alto desempenho, como os TRIP, martensíticos temperados e revenidos e *dual phase*, conforme pode ser observado na Figura 2.31.

Figura 2.31- Comparação entre o limite de escoamento e alongamentos dos novos aços bainíticos e outras classes de aços, incluindo: intersticial livre (IF); carbono-manganês (CMN), bake hardenable (BH); dual phase (DP); complex phase (CP).



Fonte: Mateo (2005).

A elevada resistência destes materiais se deve a microestrutura, principalmente ao tamanho das placas de ferrita bainítica, que apresentam espessura de aproximadamente $0,2 \mu\text{m}$. E em relação a ductilidade, a principal responsável é a austenita que se encontra entre as placas de ferrita (CABALLERO et al, 2008). Esta austenita precisa estar estável para não se transformar em martensita durante um trabalho mecânico.

Desta forma, a microestrutura bainítica livre de carbonetos pode algumas vezes não atender as expectativas, devido à instabilidade da austenita, quando esta se apresenta em grandes blocos entre a ferrita bainítica. Estes blocos de austenita, sob a influência de pequenas tensões tendem a se transformar em martensita, fragilizando a microestrutura. Porém, como já mencionado, as regiões com austenita em filmes, que estão presentes entre as placas de ferrita bainítica, são muito mais estáveis, não só pela sua alta concentração de C, mas também pela compressão exercida pelas placas de ferrita bainítica que auxiliam a inibir a transformação martensítica.

Para se obter bons resultados com essa microestrutura, se faz necessário reduzir a quantidade de austenita retida em blocos, obtendo um aumento na estabilidade térmica e mecânica dos filmes de austenita (CABALLERO et al, 2009).

A utilização destes aços ainda não é difundida e poucas empresas no mundo dominam esse conhecimento e as que dominam não divulgam muitas informações sobre os parâmetros ou dados relativos ao processo de produção (BHADESHIA, 2005).

Na Tabela 2.2, são apresentadas algumas ligas que vem sendo estudadas nos últimos anos. As ligas na parte superior, destacadas em branco são ligas de baixo teor de carbono, e as ligas na parte inferior, em cinza, são as de médio e alto teor de carbono. Além das composições químicas, são mostradas na tabela as temperaturas e tempos de austêmpera praticados.

Tabela 2.2 – Exemplos de ligas estudadas de aços bainíticos livre de carbonetos.

Autor(es)	Ano	Temperatura Austêmpera	Tempo	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Cu
BARBACKI e MIKOLAJSKI	1998	350°C	30 min	0,53	1,64	0,79	0,08	0,18			0,016	0,17
BHADESHIA	2001	N.I	N.I	0,3	1,5	2		1,3	0,25			
				0,3	1,5		3,5	1,3	0,25			
				0,3	1,5		3,3	1,3	0,25			
PUTATUNDA	2012	371°C a 399°C	2h	0,3	2	0,4	1	0,82	0,3			0,5
CABALLERO e BHADESHIA	2004	125°C a 325°C	1 a 60 dias	0,79	1,59	1,94		1,33	0,3			
				0,98	1,46	1,89		1,26	0,26			
				0,83	1,57	1,98		1,02	0,24	1,54		
				0,79	1,49	1,95		0,97	0,24	1,6	0,99	
MATEO, CABALLERO e	2004	125°C a 325°C	1 a 60 dias	0,98	1,46	1,89		1,26	0,26			
MATEO <i>et al</i>	2005	200°C a 300°C	N.I	0,8	1,59	2,01		1	0,24	1,51		
SAJJADI e ZEBARJAD	2007	250°C a 500°C	N.I	1,2	0,19	0,32	0,06	0,097	0,018		0,01	0,06
PUTATUNDA	2001	260°C a 399°C	2h	1,02	2,45	0,4	0,2					
CARMO	2011	200°C e 300°C	8h a 240h	0,74	1,5	1,9	0,57	1,04	0,2	1,6	0,022	
				0,74	1,5	1,84	0,51	1,05	0,14	1,56	0,014	
				0,86	1,5	1,98	0,57	1,19	0,22	1,4	0,005	
DANYI	2012	200°C	10 dias	0,85	1,75	2,15	0,03	1,39	0,24	1,42		
				0,94	1,78	2,2	0,03	1,42	0,24	1,45		
				0,98	2,9	0,77	0,16	0,45			0,21	
CORNIDE	2012	220°C e 250°C	16 a 22h	1,27	0,35	3,55	0,07	0,1			0,02	
HESSE: KAPYSTYAN , BRYKOV	2014	200°C e 300°C	5 a 12 dias	1,22	2,03	2,58	0,06	0,16				0,44
				0,82	0,71	1,3	0,02	0,9	0,2		0,033	0,02
LUCY	2014	200°C a 300°C	8 a 96h	0,79	1,56	1,98		1,01	0,24	1,51	1,01	

Legenda: NI – não informado.

Fonte: A Autora (2017)

Nota-se que praticamente todas as ligas têm elevados teores de silício, manganês, níquel e cromo. O efeito destes elementos será apresentado no subcapítulo 2.3.

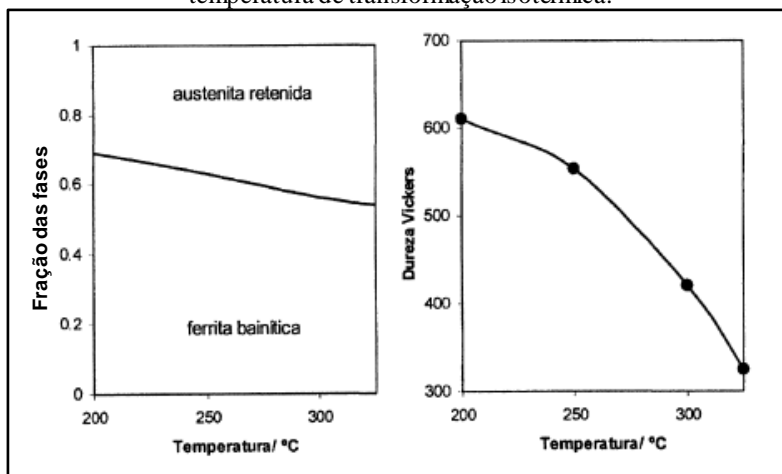
Nesses estudos (Tabela 2.2), os autores observaram que nos aços com adições de cobalto e/ou alumínio houve aceleração das transformações, devido ao aumento da força motriz para a transformação da austenita ocasionada por estes elementos.

Dentre as condições estudadas (Tabela 2.2) os autores relatam que quanto menores as temperaturas de transformação isotérmica menores

também as espessuras das ripas de ferrita bainítica resultando em melhores propriedades mecânicas.

Os principais resultados que Caballero e Bhadeshia (2004) obtiveram foram resistência máximas na ordem de 2500 MPa, durezas entre 600-670 HV e tenacidade na faixa de 30 a 40 MPa.m^{1/2}. Estes resultados se devem a microestrutura resultante da transformação bainítica, a qual apresentou finas ripas de ferrita na ordem de 20 a 40 nm de espessura. Na Figura 2.32, é possível observar os principais resultados obtidos no estudo da evolução microestrutural e a variação da dureza do estudo de Mateo, Caballero, Bhadeshia (2004).

Figura 2.32: Evolução microestrutural e variação da dureza em função da temperatura de transformação isotérmica.



Fonte: Mateo, Caballero, Bhadeshia (2004).

Observa-se na Figura 2.32, que quanto menor a temperatura de transformação maior a fração volumétrica de ferrita bainítica transformada, desta forma também maiores são os valores de dureza, que para 200°C foram da ordem de 600-670 HV.

Os autores (Tabela 2.2) relatam que há possibilidade de se trabalhar com temperaturas de transformação isotérmica muito baixas menores até que 200°C, mas para isso se faz necessário a adição de elementos que reduzem a temperatura M_s .

Todos os autores (Tabela 2.2) relatam que quanto menor a temperatura de austêmpera, os materiais apresentaram uma microestrutura mais refinada e assim as propriedades mecânicas

apresentaram maiores valores. No estudo de Carmo (2011), os valores de microdureza médios foram de 536 HV e 673 HV para as ligas austemperadas a 300 e 200°C, respectivamente. HESSE; KAPYSTYAN, BRYKOV (2014) relataram valores de microdureza no final de 11,6 dias na ordem de 550 HV.

2.2.1.1 Propriedades Mecânicas e Aplicações

Os aços bainíticos de alto carbono livres de carbonetos combinam alta ductilidade, tenacidade com resistência à tração, resistência à abrasão e à fadiga. Estas propriedades são geralmente obtidas pela combinação e distribuição das fases presentes na microestrutura, após o tratamento térmico (CABALLERO e BHADSHIA, 2004; CARMO, 2011).

De acordo com Barbacki (1995) esses aços podem apresentar 1400MPa de limite de escoamento e tenacidade à fratura em torno de 100MPa.m^{1/2}.

Atualmente estão sendo projetadas diversas ligas de aços bainíticos livres de carbonetos, com inúmeras aplicações, tais como: chapas automobilísticas laminadas a quente, trilhos e rodas ferroviárias, componentes agrícolas entre outros. Dentre essas aplicações pode-se citar: componentes forjados de vários tamanhos, desde pequenos parafusos e eixos de transmissão para veículos até grandes rotores para turbinas de geradores de energia. Outra linha de aplicações que está sendo desenvolvida é para a indústria ferroviária, sendo utilizadas em rodas para trens de carga e de alta velocidade para passageiros, bem como as que necessitam de resistência ao desgaste como pistas de mancais de rolamentos, especialmente em condições de baixa lubrificação (BHADSHIA, 2005; VIÁFARA et al 2005; PEET et al, 2011). Na Figura 2.33 são mostrados exemplos destas aplicações.

Os aços bainíticos isentos de carbonetos, podem vir a ser utilizados na indústria ferroviária, substituindo os aços atuais. Os aços atualmente empregados na fabricação de rodas ferroviárias são tradicionalmente produzidos com alto e médio teor de carbono e podem ser forjados ou fundidos. Esses aços são padronizados de acordo com a norma técnica AAR (AAR M-107, 2009), que relaciona o processo de fabricação, a composição química e as propriedades mecânicas de rodas ferroviárias.

Uma das dificuldades de se substituir esses aços por bainíticos na fabricação de rodas ferroviárias é a temperatura de forjamento e laminação e o condicionamento da austenita para a transformação de fase durante o resfriamento. A faixa ideal para a conformação a quente destes

materiais é muito estreita e o seu controle, associado ao dos outros parâmetros do processo (grau e taxa de deformação), precisa ser preciso de forma a garantir o compromisso entre a microestrutura e o comportamento mecânico destes (VILLAS BOAS, 2009; MINICUCCI, 2003).

Figura 2.33 - Exemplos de utilização de aços bainíticos livres de carbonetos em serviço.



Fone: Bhadeshia (2005a).

De acordo com Bhadeshia (1992) estes aços vêm substituindo os aços altamente ligados em componentes de máquinas onde se necessita alta resistência à tração combinada com boa resistência ao impacto.

Uma das propriedades mecânicas dos aços bainíticos de alto carbono livre de carbonetos é a boa resistência à fadiga, devido a microestrutura gerada. Peet et. al (2011), publicaram resultados de estudo da resistência à fadiga mecânica dos aços bainíticos livre de carbonetos. O estudo foi realizado com ciclos de carregamento em tração e compressão onde as tensões máximas estabelecidas eram de 1,2 a 1,6 GPa. Foram estimadas como tensões máximas para se ter uma vida em fadiga de 10^7 ciclos. O aço estudado foi fundido em cadinho aberto, ou seja, sem procedimentos para controle da atmosfera e austemperado a 200°C por 10 dias, formando bainita de granulação fina com dureza de $680 \pm 3 \text{ HV50}$.

Atualmente, novos aços bainíticos com teores de carbono mais elevados, contendo silício, manganês, cromo, níquel e molibdênio, estão sendo desenvolvidos. De modo a se obter uma significativa fração de ferrita bainítica isenta de carbonetos e austenita retida, a austêmpera vem sendo realizada por tempos muito longos, devido a utilização de temperaturas de transformação muito baixas próximas da temperatura M_s das ligas, contando desta forma com o efeito retardador do silício em evitar a precipitação de cementita (CORNIDE, 2013).

2.3 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS BAINÍTICOS

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

Os principais elementos de liga adicionados nos aços são: Silício (Si), Alumínio (Al), Manganês (Mn), Cromo (Cr), Níquel (Ni), Cobalto (Co), Molibdênio (Mo) e Boro (Bo). Dentre estes, foram destacados neste estudo os que apresentam maior efeito na transformação bainítica dos aços.

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

Segundo Barbacki (1995), para a formação dos aços bainíticos livre de carbonetos e de alta resistência precisa-se trabalhar com o alto teor de silício (em torno de 1,5%) e adições de Manganês (1 a 3%) e/ou Níquel (até 4%). O silício por retardar a formação dos carbonetos, o manganês, principalmente, por aumentar a austemperabilidade e o níquel além de aumentar a austemperabilidade da liga, tende a aumentar a tenacidade a fratura do material.

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

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

Outro efeito do molibdênio na microestrutura é alterar a morfologia da perlita e favorecer a sua substituição parcial por bainita superior.

Segundo Lonsdale (2010), adições de molibdênio, cromo e silício em aços bainíticos livres de carbonetos melhoram as propriedades mecânicas (maior dureza e limite de escoamento em temperaturas elevadas) em relação aos aços da classe C da norma AAR atualmente utilizados. Essa classe da norma ferroviária AAR é para aplicações em baixas velocidades, condições leves de frenagem e altas cargas e específica: C entre 0,67 e 0,77(%p) e dureza de 321 a 363 BHN.

Sakamoto (2000) estudou o efeito do carbono, manganês e refino de grão, obtido com adição de alumínio, e verificou que o aumento da relação manganês/carbono aumenta a tenacidade à fratura e com isso pode-se prevenir fraturas em rodas ferroviárias.

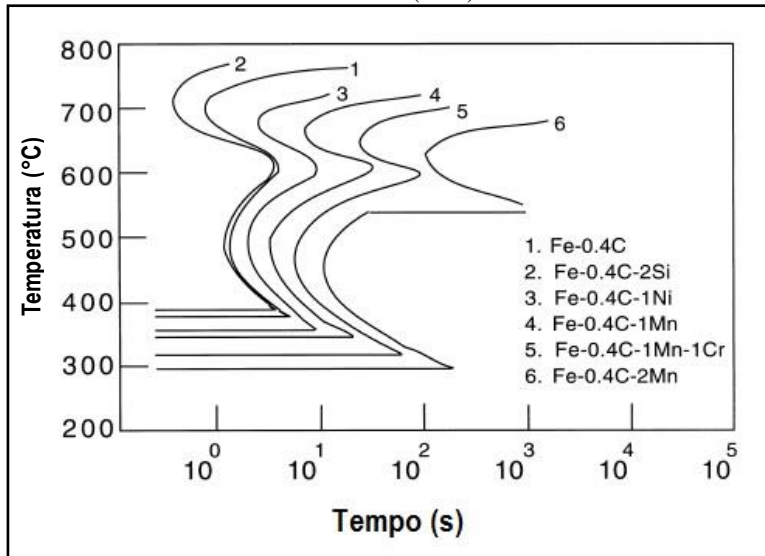
O manganês tende a diminuir a temperatura M_s (início da transformação da martensita) e portanto, estabilizar a austenita, contribuindo para o aumento da fração volumétrica de austenita retida na temperatura ambiente. O manganês, ainda aumenta a solubilidade do carbono na austenita, deslocando a curva de formação da bainita para a direita, aumentando a austemperabilidade, o que permite menores taxas de resfriamentos.

A austenita rica em manganês pode formar precipitados do tipo M_3C , estes requerem menor concentração de carbono para estabilizarem na temperatura ambiente (BLECK, 2002).

O efeito do manganês e do níquel nos pontos críticos das transformações de fase (Bhadeshia, 2001; Bhadeshia, 2014_05), são apresentados nas Figuras 2.34 e 2.35.

Na Figura 2.34, observa-se que com o aumento no teor de manganês e níquel as curvas deslocam-se para a direita, curvas 3 a 6 comprovando o efeito retardador destes elementos nas transformações de fase. Assim como, também diminuem as temperaturas B_s e M_s .

Figura 2.34 – Efeito do manganês e níquel nas curvas de transformação isotérmica (TTT).

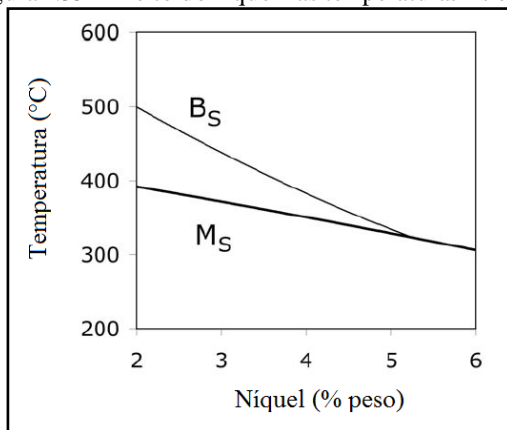


Fonte: Bhadeshia (2001).

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

A Figura 2.35, mostra que quanto maior o teor de níquel na liga, menor será as temperaturas de transformação Bs e Ms.

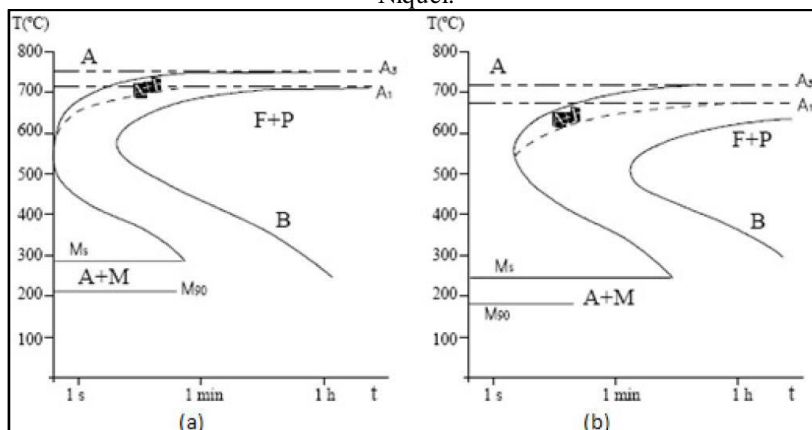
Figura 2.35 – Efeito do níquel nas temperaturas Bs e Ms.



Fonte: Bhadeshia (2014_05).

O níquel, também retarda as transformações isotérmicas assim como o manganês. Porém o seu efeito consiste em um deslocamento das curvas em "C" para tempos mais longos sem alterar substancialmente a forma e a posição dos microconstituintes, conforme mostrado na Figura 2.36.

Figura 2.36 – Efeito do Níquel (Ni) nas curvas C (a) Material com 0,60% de Carbono e 1,0% de Níquel; (b) Material com 0,60% de Carbono e 4,0% de Níquel.



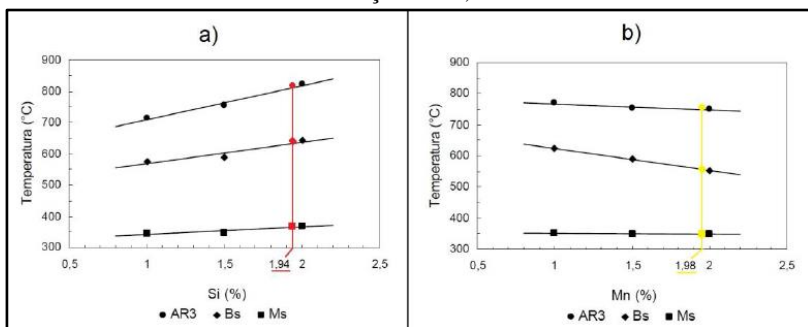
Fonte: Fernandes (2003).

Ainda referente ao níquel, pode-se afirmar que este aumenta a austemperabilidade, favorecendo o tratamento térmico de austêmpera fazendo com que diminua consideravelmente a velocidade de resfriamento e com isto tem o efeito retardador para formação da bainita (BARBACKI, 1995).

Com relação ao efeito do silício, nas temperaturas críticas das transformações de fase é possível verificar na Figura 2.37, que o seu efeito é contrário ao manganês e níquel, o mesmo acelera as transformações bainíticas e martensítica, necessitando de menores tempos para a formação destas fases (BHADESHIA, 2014).

Na figura 2.37 “b”, pode ser evidenciado o efeito retardador do manganês na transformação bainítica em relação ao silício “a”, onde nota-se que a curva de cinética mostra uma tendência de deslocamento para menores velocidades de transformação em relação ao comportamento das demais ligas, o que é caracterizado pela diminuição do potencial termodinâmico em que ocorre o início de transformação de austenita em ferrita bainítica, indicado pela linha (BS), constata-se que quanto maior o teor de manganês na liga, menor a temperatura de início de transformação (FERRER, 2003).

Figura 2.37 – Efeito do silício (a) e do manganês (b) nas temperaturas de transformação: AR3, Bs e Ms.



Fonte: Adaptado de Ferrer (2003).

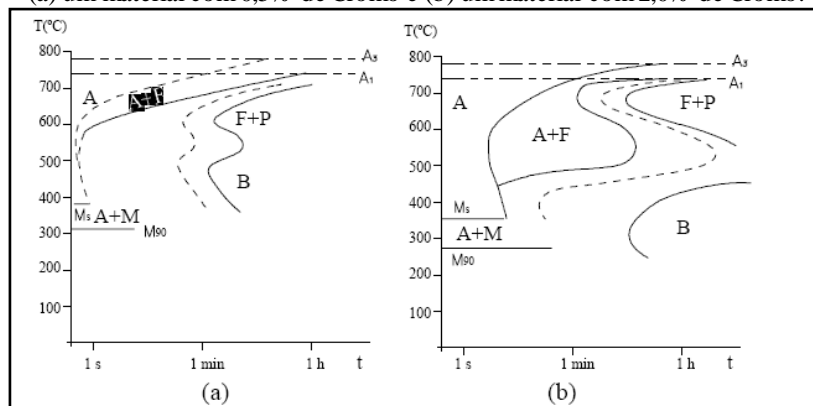
O silício é um dos elementos mais significativos e importantes na composição dos aços bainíticos livres de carbonetos devido a retardar a formação de carbonetos. Este elemento particiona o carbono em solução sólida na austenita aumentando sua difusão na ferrita, e sendo o silício pouco estável na cementita, retarda assim a precipitação de carbonetos durante a transformação bainítica. Posteriormente favorecendo a

segregação do carbono da ferrita para a austenita remanescente. Este fenômeno é o que ocorre durante a transformação bainítica incompleta (BARBACKI, 1995, BLECK, 2002).

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

Os elementos de liga em solução sólida na austenita, além de deslocarem (em maior ou menor grau) as curvas de transformação, contribuem na formação das curvas “C” de forma individualizada, diferente do aço ao carbono que se consegue identificar apenas uma curva (FERNANDES, 2003). O Cromo (Cr) tem aproximadamente o mesmo efeito sobre o campo perlítico e bainítico e para concentrações de cromo superiores a 3% a separação entre estes dois domínios é completa, como pode ser observado na Figura 2.38.

Figura 2.38 – Efeito do cromo (Cr) nas curvas em C do diagrama TTT. Sendo: (a) um material com 0,5% de Cromo e (b) um material com 2,0% de Cromo.

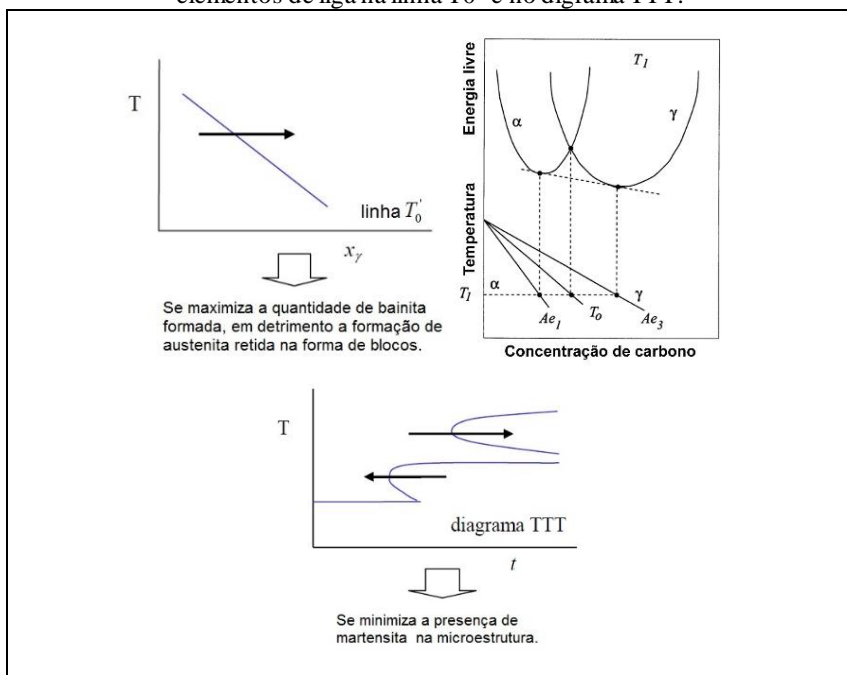


Fonte: Fernandes (2003).

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

Santofimia (2007), mostra analogamente o efeito desejado dos elementos de liga na linha T0' (temperatura de austêmpera) e no diagrama TTT dos aços com microconstituintes bainíticos, conforme ilustra a Figura 2.39.

Figura 2.39 – Diagrama esquemático mostrando o efeito desejado dos elementos de liga na linha T_0' e no digrama TTT.



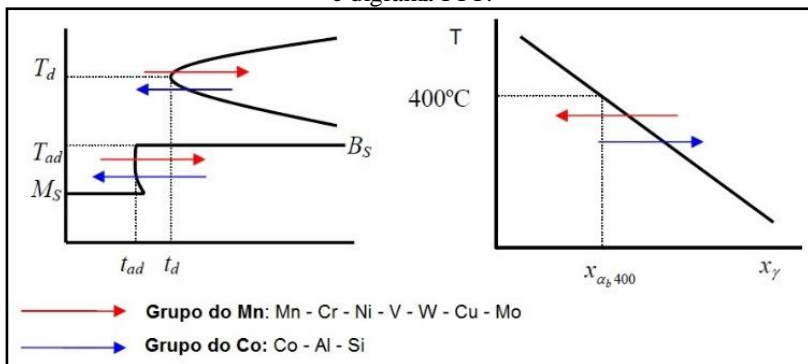
Fonte: Adaptado de Santofimia (2007).

Pode-se, de uma maneira geral correlacionar o efeito global dos principais elementos de liga dos aços bainíticos, com a linha T_0' e o diagrama TTT, dividindo estes elementos em dois grupos, conforme é mostrado na Figura 2.40.

A temperatura T_0 , que corresponde a temperatura na qual a austenita e a ferrita, com igual composição química, possuem a mesma energia livre.

O grupo dos elementos: Mn, Cr, Ni, V, W, Cu e Mo, deslocam as curvas TTT para a direita, enquanto o grupo dos elementos: Co, Al e Si deslocam para a esquerda, acelerando as transformações de fase.

Figura 2.40 – Esquema do efeito global de alguns elementos de liga na linha T0 e digrama TTT.



Fonte: Adaptado de Santofimia (2007).

De acordo com Santofimia (2007) o grupo de elementos (Mn, Cr, Ni, V, W, Cu e Mo) retarda a transformação da austenita em ferrita, o que resulta no atraso das duas curvas em “C” do diagrama TTT. Por sua vez, desloca a linha T0’ para concentrações mais baixas de carbono.

2.4 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO EM AÇOS BAINÍTICOS

Atribui-se a combinação de propriedades mecânicas de aços com constituintes bainíticos à complexa interação de diferentes mecanismos de endurecimento, sendo que os principais mecanismos são:

- Refino das ripas de ferrita bainítica. O comprimento e a espessura das ripas diminuem com a redução da temperatura de transformação;
- A densidade de discordâncias, que aumenta com o decréscimo da temperatura de transformação. Estas discordâncias surgem devido às deformações acarretadas pela transformação de fase. Os precipitados de segunda fase, como carbonetos, também contribuem para o aumento da densidade de discordâncias;
- A dispersão dos precipitados de segunda fase, que é cada vez mais efetiva com o aumento do teor de carbono e com o decréscimo da temperatura de transformação. Existe uma relação crescente e linear entre o número de precipitados a resistência ao escoamento;
- O carbono dissolvido na ferrita bainítica, que aumenta com o decréscimo da temperatura de transformação. Isso causa endurecimento por solução sólida e endurecimento por interação com as discordâncias.

Todos estes mecanismos de endurecimento aumentam de intensidade à medida que a temperatura de transformação diminui.

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

A combinação do tamanho de grão austenítico, da densidade de discordâncias e do espaçamento entre partículas de precipitados contribuem para a boa resistência ao escoamento (LESLIE, 1981; PICKERING, 1978).

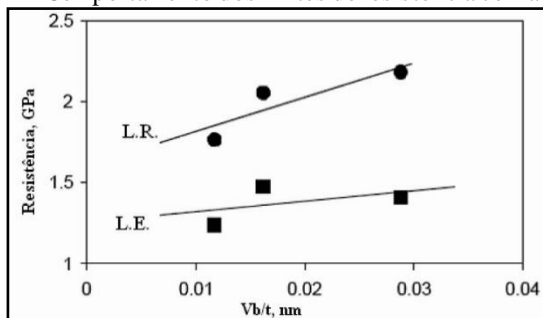
Corroborando com Leslie (1981) e Pickering (1978), Barbacki (1995) citam que o aumento da resistência da bainita pode ser proveniente dos seguintes mecanismos: endurecimento por solução sólida, aumento do nível de discordâncias, endurecimento através dos carbonetos ou endurecimento por contornos de grão.

Considerando o efeito do aumento de resistência por refino da microestrutura, devem-se considerar no mínimo dois parâmetros: o tamanho do pacote de bainita (feixe) e o tamanho da ripa (subunidade).

De acordo com Barbacki (1995) o tamanho da ripa, especialmente sua espessura, é uma das principais contribuições microestruturais para o aumento da resistência de aços com constituintes bainíticos.

Os limites de resistência à tração e de resistência ao escoamento estão relacionados com a razão entre a fração volumétrica de bainita/dimensão da ripa de ferrita bainítica (V_b/t) como pode ser observado na Figura 2.41 (MATEO et al., 2005).

Figura 2.41 – Comportamento dos limites de resistência com a razão V_b/t .

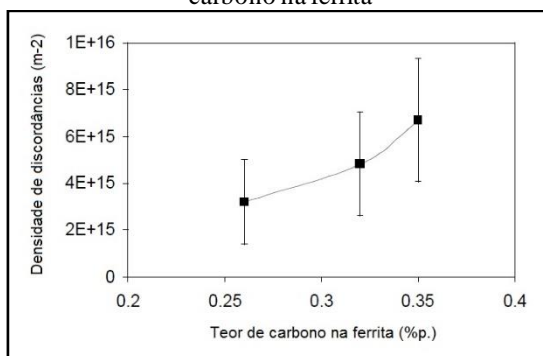


Fonte: Adaptado de MATEO et al. (2005).

Existem outros fatores que contribuem para a variação do limite de resistência, nos aços bainíticos, em especial, o excesso de carbono na ferrita e a densidade de discordâncias, conforme mostrado na Figura 2.42.

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

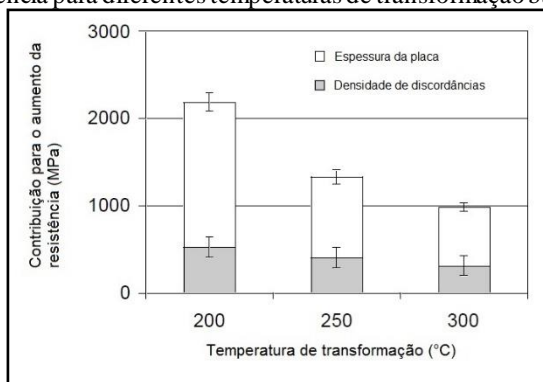
Figura 2.42 – Relação entre a relação da densidade de discordâncias e o teor de carbono na ferrita



Fonte: A Autora (adaptado de MATEO et al., 2005).

Na Figura 2.43, são ilustrados os efeitos dos mecanismos de endurecimento pela espessura da ripa e pela densidade de discordâncias, corrigidos pelas respectivas frações volumétricas de ferrita bainítica. Confirmando o que foi reportado pela literatura, em baixas temperaturas de transformação, a contribuição do refino das ripas de ferrita bainítica é muito grande somado a contribuição da elevada densidade de discordâncias. Em temperaturas de transformação mais elevadas, a fração de bainita diminui enquanto sua espessura aumenta, levando a menores contribuições de ambos os mecanismos de endurecimento (MATEO et al., 2005).

Figura 2.43 – Contribuição do tipo de mecanismo de endurecimento na resistência para diferentes temperaturas de transformação bainítica.



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

Com o objetivo de explicar a origem de elevadas resistências mecânicas, em aços com constituintes bainíticos, será descrito um modelo adotado por Santofimia (2007) para a determinação do rendimento de uma combinação de bainita, martensita e austenita retida nas propriedades mecânicas dos aços bainíticos. O limite de escoamento de uma microestrutura constituída por uma mistura de bainita, martensita e austenita retida, pode ser calculado pela soma das contribuições de cada uma das fases ou microconstituintes, conforme Equação 05:

$$\sigma_{total} = \sigma_{ab} \times v_{ab} + \sigma_{\alpha'} \times v_{\alpha'} + \sigma_{\gamma} \times v_{\gamma} \quad (05)$$

Onde σ_{total} é o limite de escoamento da microestrutura, v_{ab} ; $v_{\alpha'}$ e v_{γ} são as frações volumétricas da bainita, martensita e austenita

presentes na microestruturas e $\sigma_{\alpha b}$; $\sigma_{\alpha'}$ e σ_{γ} são os valores de limite de escoamento das mesmas fases, respectivamente.

Será apresentada uma descrição teórica detalhada para cada uma das fases envolvidas na microestrutura dos aços bainíticos, correlacionadas na Equação 08.

De acordo com Santofimia (2007, p. 116) “o limite de escoamento da ferrita bainítica e da martensita pode ser calculado através da Equação 06, a seguir”.

$$\sigma_{ab/\alpha'} = \sigma_{Fe} + \sigma_{SS} + \sigma_C + \sigma_g + \sigma_\rho \quad (06)$$

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

- Contribuição do ferro puro σ_{Fe}

O ferro puro na fase da ferrita, em condições de recozimento pleno, tem uma contribuição ao limite de escoamento de aproximadamente 219 MPa a 23°C.

- Contribuição dos elementos substitucionais σ_{SS}

A contribuição ao limite de escoamento, dos elementos substitucionais em solução sólida, foi determinada como uma função da temperatura, para uma taxa de deformação de 0,0025 s⁻¹. Os valores para os principais elementos substitucionais são apresentados na Tabela 2.3.

A contribuição total destes elementos pode ser expressa pela Equação 7, com o somatório de cada contribuição, de acordo com a sua concentração na composição química do aço.

$$\sigma_{SS} = \sum_{i=1}^{i=n} x_i \times \sigma_{SS,i} \quad (7)$$

Onde $\sigma_{SS,i}$ é a concentração de cada elemento substitucional na ferrita bainítica e na martensita e a concentração x_i , é dada pela composição química do aço.

Tabela 2.3 – Contribuição para o limite de escoamento (MPa) de elementos substitucionais para a ferrita bainítica e martensita considerando 1% em massa do soluto, em função da temperatura.

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

Fonte: Santofimia (2007).

- Contribuição do carbono dissolvido σ_C

Conforme Santofimia (2007, p.117) a expressão para o aumento do limite de escoamento do aço, devido à concentração carbono (x_C) em solução sólida, pode ser descrita como a Equação 8.

$$\sigma_C = 1722,5 \times x_C^{1/2} \quad (8)$$

Onde a resistência está em MPa e a concentração em % em massa de soluto. Esta expressão é utilizada no cálculo da contribuição na ferrita bainítica, para a contribuição na martensita deve-se utilizar a Equação 9.

$$\sigma_C = 1171,3 \times x_C^{1/3} \quad (9)$$

Para a martensita, podem-se ter concentrações de carbono superiores a nominal (\bar{x}), devido ao enriquecimento da austenita residual durante a formação da bainita de acordo com a Equação 10.

$$\bar{x} = x_\gamma \times v_\gamma + x_{\alpha b} \times v_{\alpha b} \quad (10)$$

Onde v_γ é a fração volumétrica da austenita residual, com uma concentração de carbono x_γ e $v_{\alpha b}$ é a fração volumétrica de ferrita bainítica com uma concentração de carbono $x_{\alpha b}$. A Equação 11 expressa a tendência antes de que parte da austenita se transforme em martensita.

$$1 = v_\gamma + v_{ab} \quad (11)$$

Supondo que o carbono se distribua uniformemente em toda a austenita residual, a Equação 11 propicia uma aproximação da concentração de carbono na martensita para ser usada na Equação 7.

- Contribuição do tamanho de grão σ_g

A martensita e a bainita crescem em forma de agulhas e ripas, com uma espessura tipicamente nanométrica, de modo que o mecanismo de deformação envolvido inicia a formação de discordâncias nos contornos das células eutéticas. Isto não leva em consideração a relação de Hall-Petch para o cálculo da contribuição da resistência devido ao tamanho de grão, então se utiliza a Equação 12, com uma relação linear.

$$\sigma_g = 115 \times \bar{L}^{-1} \quad (12)$$

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

- Contribuição da densidade de discordâncias σ_p

As deformações plásticas associadas à formação da martensita e da bainita, acumulam certas discordâncias nas fases de origem e de produto. A magnitude da plasticidade depende do limite de escoamento e da temperatura de transformação. A densidade de discordâncias da bainita e da martensita pode ser representada empiricamente como uma função da temperatura, conforme a Equação 13.

$$\log_{10} \rho_D = 9,284 + \frac{6880,73}{T} + \frac{1780360}{T^2} \quad (13)$$

Onde T é a temperatura de transformação em K e ρ_D é a densidade de discordâncias em m^{-2} . Considera-se uma temperatura de transformação igual à própria M_s para calcular a densidade de discordâncias para a martensita, e uma temperatura um grau superior para a bainita. Finalmente a contribuição na resistência do material em MPa, devido a densidade de discordâncias é expressa pela Equação 14:

$$\sigma_p = 7,34 \times 10^{-6} \times \rho_D^{0,5} \quad (14)$$

É importante destacar que a resistência da martensita não aumenta indefinidamente com a concentração de carbono, sendo que alcança a saturação a aproximadamente 2400MPa m⁻² (SANTOFIMIA, 2007).

- Efeito da constrição exercida pela martensita na bainita

As ripas de bainita crescem dispersas na austenita a qual, completamente ou em parte, pode transformar-se em martensita muito mais resistente. Espera-se, desta forma, que a ferrita bainítica sofra constrição devida a martensita. Este efeito pode ser relacionado, conforme a Equação 15.

$$\sigma_{ab} \approx \sigma_{ab0} [0,65 \exp\{-3,3 \times v_{ab}\} + 0,98] \leq \sigma_{a'} \quad (15)$$

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

Para definição do limite de escoamento da austenita utiliza-se comumente, o modelo de cálculo proposto por Singh e Bhadeshia (1998), conforme expresso pela Equação 16.

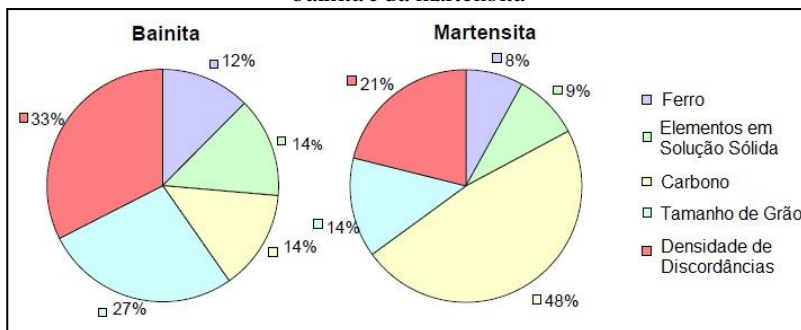
$$\sigma_y = (1 - 0,26 \times 10^{-2} \times T_r + 0,47 \times 10^{-2} \times T_r^2 - 0,326 \times 10^{-8} \times T_r^3) \times 15,4 \times (4,4 + 23 \times X_C + 1,3 \times X_{Si} + 0,24 \times X_{Cr} + 0,94 \times X_{Mo} + 32 \times X_N) \quad (16)$$

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

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

A Figura 2.44 mostra um esquema das contribuições para a resistência da bainita e da martensita, separadamente para cada um dos termos da Equação 16.

Figura 2.44 – Influência relativa de cada contribuição para a resistência da bainita e da martensita



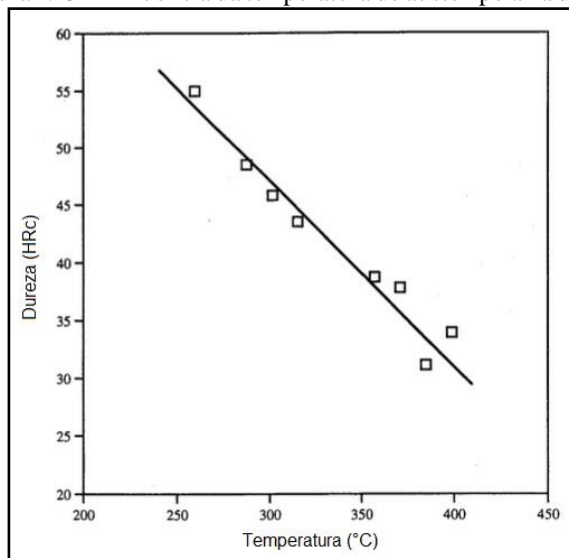
Fonte: Adaptado de Santofimia (2007).

Na Figura 2.44, observa-se a grande contribuição do tamanho de grão e da densidade de discordâncias no aumento da resistência da bainita, enquanto as outras contribuições desempenham um papel secundário na mesma. Diferentemente, a principal fonte de resistência para a martensita é o carbono, uma vez que este elemento produz uma distorção significativa na estrutura martensítica que interage com o movimento das discordâncias. A densidade de discordâncias, também contribui de forma significativa para a resistência da martensita (SANTOFIMIA, 2007).

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

A influência da temperatura de austêmpera na dureza de um aço alto carbono é apresentada na Figura 2.45. Percebesse um decréscimo da dureza com o aumento da temperatura de austêmpera. Semelhante a este comportamento, as resistências à tração e ao escoamento também diminuem com o aumento da temperatura. A ductilidade, ao inverso, é aumentada. Com o aumento da temperatura a microestrutura torna-se mais grosseira, diminuindo a resistência através do mecanismo de Hall-Petch (PUTATUNDA, 2001).

Figura 2.45 – Influência da temperatura de austêmpera na dureza



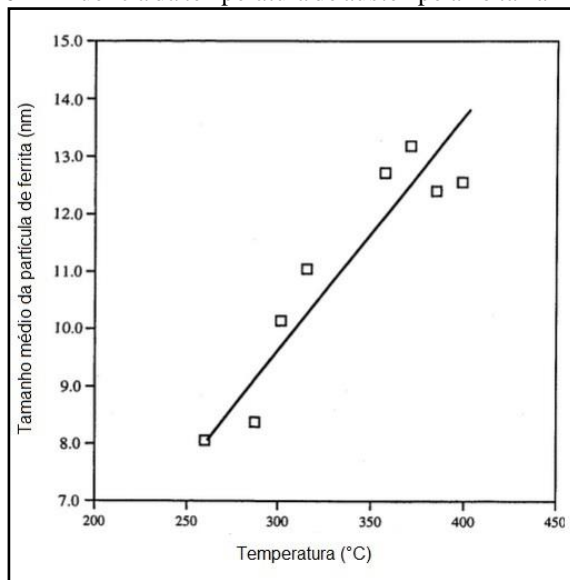
Fonte: Adaptado de Putatunda (2001).

A temperatura de tratamento, influencia diretamente no tamanho das ripas de ferrita, uma vez que, quanto menor for a temperatura de austêmpera, menor será o tamanho da ripa obtida. Esta relação é ilustrada pela Figura 2.46. O tamanho da ripa de ferrita pode ser calculado através da Equação 17, desenvolvida por Scherrer (CARMO, 2011).

$$d = \frac{0,9 \times \lambda}{\beta \times \cos \theta} \quad (17)$$

Onde d é o tamanho da ripa de ferrita, λ é o comprimento de onda da radiação, β é a metade da espessura da intensidade máxima e θ é o ângulo de Bragg.

Figura 2.46 – Influência da temperatura de austêmpera no tamanho da ferrita.

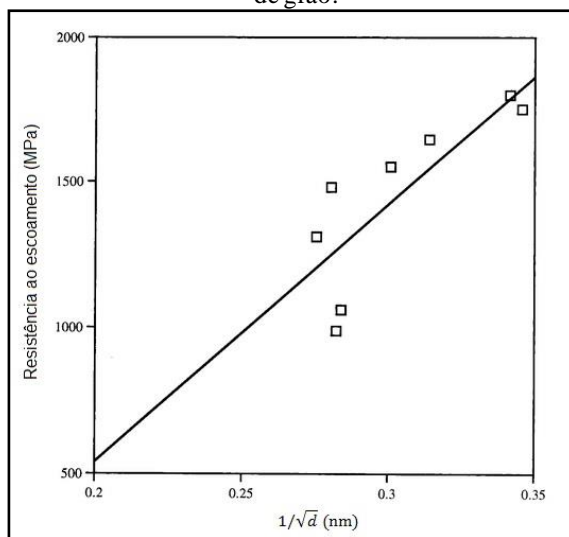


Fonte: Adaptado de Putatunda (2001).

Observa-se o aumento do tamanho da ripa de ferrita com o aumento da temperatura de austêmpera, com isto atribui-se o aumento do limite de escoamento com a diminuição do tamanho das ripas, uma vez que com a redução das mesmas, obtêm-se mais barreiras para movimentação das discordâncias.

A Figura 2.47, apresenta uma correlação entre o limite de escoamento com o inverso da raiz quadrada do tamanho médio da ripa de ferrita. Pode-se destacar que o decréscimo do espaço livre entre as ripas é um indicativo de mais barreiras à movimentação das discordâncias, portanto, contribui para o aumento da resistência mecânica de tração, de escoamento e dureza (PUTATUNDA, 2001).

Figura 2.47 – Relação entre a resistência ao escoamento e o inverso do tamanho de grão.



Fonte: Adaptado de Putatunda (2001).

Inversamente ao comportamento da resistência mecânica, a tenacidade à fratura dos aços, com microconstituintes bainíticos, aumenta com a elevação da temperatura de austêmpera. É possível a obtenção de tenacidade à fratura mais elevada com a maximização do parâmetro T_f , Equação 18.

$$T_f = \sqrt{\frac{X_\gamma \times C_\gamma}{d}} \quad (18)$$

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

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

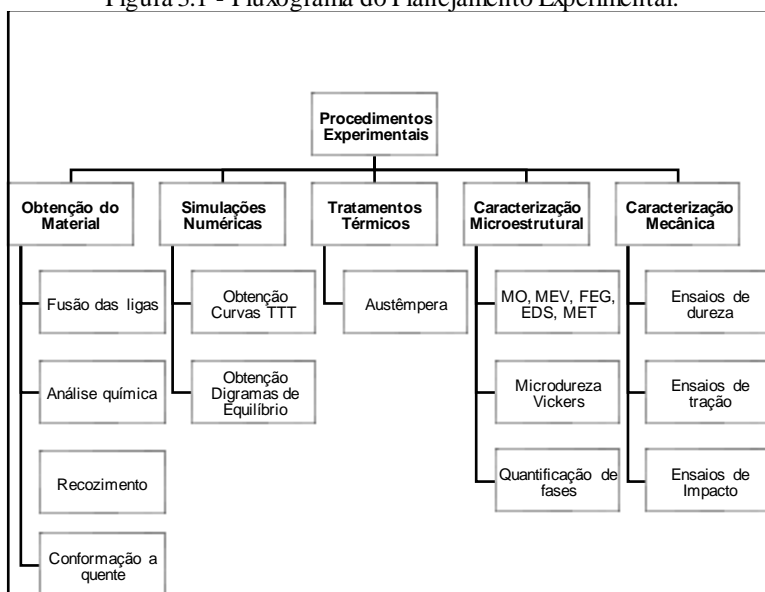
O emaranhado de discordâncias, que se forma na interface bainita/austenita, é causado pela deformação induzida pela mudança de forma que acompanha a transformação bainítica. A subestrutura de discordâncias imobiliza a interface por mecanismos de "endurecimento

por encruamento", levando a perda de coerência e a diminuição do crescimento. Este fenômeno é responsável pelo tamanho limitado das ripas de ferrita bainítica (BHADESHIA, 2001).

3. MATERIAS E MÉTODOS

Neste trabalho foram estudados os efeitos da composição química e das condições de austêmpera na cinética e morfologia de aços bainíticos alto carbono isentos de carbonetos. Na Figura 3.1, apresenta-se o detalhamento da metodologia que foi adotada para a condução dos resultados aos objetivos do presente estudo. Destacando as principais etapas realizadas neste trabalho e as correspondentes técnicas utilizadas.

Figura 3.1 - Fluxograma do Planejamento Experimental.



Fonte: A Autora (2017).

3.1 MATERIAIS

Foram estudadas quatro ligas de aços alto carbono, contendo diferentes teores de silício, manganês e níquel. As ligas obtidas têm composição levemente hipereutetóide. A composição química das ligas fundidas é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química ligas estudadas.

<i>Ligas</i>	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	P	S
<i>1</i>	0,85	1,48	1,50	0,50	1,30	0,30	0,040	0,030	0,017
<i>2</i>	0,79	1,94	1,40	0,43	1,36	0,28	0,044	0,030	0,019
<i>3</i>	0,85	1,52	1,98	0,47	1,38	0,30	0,051	0,030	0,019
<i>4</i>	0,75	1,42	1,50	1,85	1,42	0,25	0,085	0,026	0,016

Fonte: A Autora (2017).

Observando a Tabela 3.1, tem-se a liga base (liga 1), a qual utilizou-se de referência, e a variação dos elementos da seguinte forma: variação de silício (liga 2), variação de manganês (liga 3) e variação de níquel (liga 4).

A análise da composição química das ligas foi realizada com o auxílio da técnica de espectroscopia de emissão óptica. As amostras (moedas) para análise foram obtidas por meio do vazamento em coquilha. Assim, retiraram-se amostras das ligas para verificação em um espectrômetro SPECTROLAB, localizado no Laboratório de Materiais no Setor de Fundação do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

Os diferentes teores dos elementos de liga foram escolhidos com o objetivo verificar a influência destes na morfologia e cinética de transformação bainítica durante o tratamento térmico de austêmpera.

A variação do silício foi para verificar o aumento na atividade (difusividade) do carbono na austenita, acelerando a sua difusão e favorecendo a nucleação da ferrita bainítica. Observa-se um alto teor de Silício (Si) na composição química de todas as ligas, este elemento foi utilizado devido ao seu efeito inibidor na precipitação de cementita durante a transformação bainítica, controlando o crescimento e nucleação de carbonetos pela difusão deste elemento substitucional, favorecendo assim o enriquecimento de carbono na austenita remanescente, aumentando a sua estabilidade, conforme apontado pela literatura (SANTOFIMIA, 2007).

A variação do manganês se deu devido ao mesmo diminuir a temperatura Ms (início da transformação da martensita) e portanto, estabilizar a austenita, contribuindo para o aumento da fração volumétrica de austenita retida na temperatura ambiente. O manganês, ainda aumenta a solubilidade do carbono na austenita, deslocando a curva de formação da bainita para a direita, aumentando a austemperabilidade, o que permite menores taxas de resfriamentos.

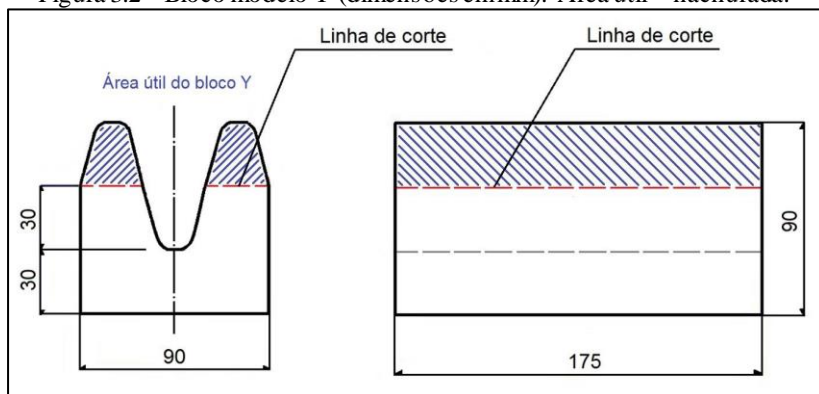
Também, variou-se o teor de Níquel de modo a avaliar seu efeito potencial na estabilidade da austenita, durante a transformação bainítica, ao longo do tratamento térmico de austêmpera, buscando correlacionar sua influência na cinética e morfologia desta transformação de fase.

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.2.1 Fusão das Ligas

A fusão das ligas foi realizada por processos convencionais de fundição em areia no Setor de Fundição do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC. As ligas foram fundidas em blocos tipo “Y”. Trata-se de um modelo de bloco padronizado pela ASTM E 8, conforme Figura 3.2.

Figura 3.2 - Bloco modelo Y (dimensões em mm). Área útil – hachurada.



Fonte: A Autora (2017).

Na Figura 3.2 é possível observar a linha de corte dos blocos “Y”, destacando a área útil dos mesmos (área hachurada), região na qual foram confeccionadas as amostras para análise.

Os blocos “Y” foram moldados pelo processo de cura frio e para fusão das ligas se utilizou um forno a indução a cadinho de média frequência com capacidade de 350 kg. Fundiu-se 35 blocos “Y” para cada liga estudada, resultando em 70 áreas úteis de 30 x 30 x 175 mm.

Posteriormente as ligas foram submetidas ao processo de de tratamento térmico de recozimento, de modo a quebrar a estrutura de solidificação, homogeneizar suas microestruturas e facilitar os

procedimentos de usinagem para a extração da parte útil dos blocos "Y". Estes tratamentos foram realizados no Setor de Fundição do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

A área útil dos blocos fundidos foi cortada com jato d'água com uma máquina OMAX 2626, junto à empresa Weld Vision, localizada na cidade de Joinville-SC.

3.2.2 Conformação Mecânica

Os tarugos, após o corte, foram laminados a quente em um laminador duo reversível, em dois passes, com reduções de 50% e 30% nas temperaturas de $960\pm 20^{\circ}\text{C}$ e $870\pm 20^{\circ}\text{C}$, no primeiro e segundo passe, respectivamente, resultando como produto final chapas de 7 mm de espessura. Após a laminação as amostras foram resfriadas ao ar. A laminação foi realizada na empresa Metisa Metalúrgica Timboense S.A., na cidade de Timbó-SC. A conformação foi realizada para condicionar a microestrutura de partida. O tamanho de grão obtido foi de 10 ± 2 microns para todas as ligas estudadas. A partir das chapas obtidas por laminação a quente, foram usinados os corpos de prova (CP) com dimensões finais de $6\times 8\times 10\text{mm}$, para a realização dos experimentos de tratamento térmico. Os cortes foram realizados no Laboratório de Preparação de Amostras no Centro Universitário Tupy – UNISOCIESC.

3.2.3 Tratamento térmico de austêmpera

Para a realização do tratamento térmico de austêmpera foram obtidos corpos de prova de tração e amostras com tamanho $10\times 10\times 6\text{mm}$ para a posterior caracterização microestrutural. Os corpos de prova foram confeccionados a partir das chapas conformadas a quente, utilizando-se dos processos de corte e usinagem nos Laboratórios de Fabricação do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

As amostras para a caracterização microestrutural foram identificadas de acordo com sua liga, adotando-se a nomenclatura: 1 para a liga base, 2 para liga com maior teor de silício, 3 para a liga com maior teor de manganês e 4 para liga com maior teor de níquel.

A partir das amostras identificadas, liga 1, liga 2, liga 3 e liga 4, realizou-se a preparação das amostras para execução dos tratamentos térmicos, consistindo em “embrulhar” as amostras em telas de arame e amarrá-las com fios de aço.

Os tratamentos térmicos foram realizados com o auxílio de três fornos: um forno de resistência elétrica sem banho de sais para etapa de pré-aquecimento, um forno de indução para a etapa de austenitização e um forno de banho de sais para a etapa de austêmpera. Os ciclos de tratamentos térmicos foram realizados no Setor de Tratamentos Térmicos na área de Serviços do Centro Universitário SOCIEESC – UNISOCIEESC. Os equipamentos utilizados neste procedimento são apresentados na Figura 3.3.

Figura 3.3 – Fornos utilizados para o tratamento térmico. (1) forno elétrico para pré-aquecimento, (2) forno elétrico para austenitização e (3) forno combanhos de sais para austêmpera.



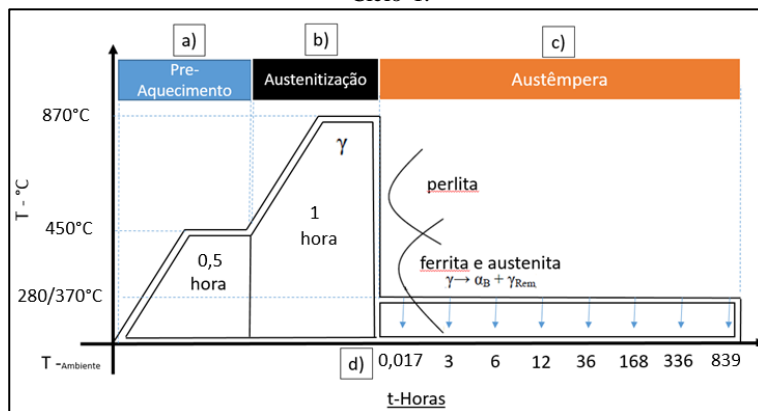
Fonte: A Autora (2017).

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

- a) **pré-aquecimento** a temperatura de 450°C por 30 minutos em forno elétrico sem banho de sais;
- b) **austenitização** a temperatura de 870°C por 1 hora ou 1150°C por 4 horas em forno elétrico com sais;
- c) **austêmpera** através de um resfriamento controlado com patamar isotérmico em um forno tipo poço com banho de sais nas temperaturas de 280°C e 370°C, com tempos de permanência que variaram entre 1 minuto e 839 horas;
- d) **resfriamento** ao ar até a temperatura ambiente.

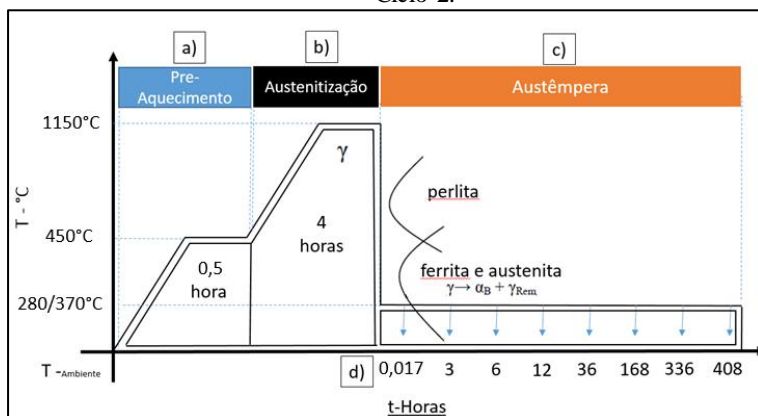
As temperaturas dos fornos foram controladas com o auxílio do *software* InfoTherma®, disponível no local de trabalho. A representação esquemática dos ciclos de tratamento térmico de austêmpera são mostrados nas Figura 3.4 (ciclo 1) e Figura 3.5 (ciclo 2) a seguir.

Figura 3.4 – Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera – Ciclo 1.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 3.5 – Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera – Ciclo 2.



Fonte: A Autora (2017).

Após as amostras austemperadas serem resfriadas ao ar, estas foram submetidas ao processo de limpeza finalizando com a remoção da tela e fio de arame. Identificando as amostras conforme liga e tempo de austêmpera, em embalagens específicas.

3.2.4 Simulações numéricas

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

A determinação das principais propriedades térmicas das quatro ligas de aços, ao longo do tratamento térmico, entre elas a expansão térmica em função da temperatura, cuja interpretação permite a determinação das temperaturas críticas, associando os pontos de inflexão das curvas às temperaturas onde ocorrem as mudanças de fase;

– A obtenção dos diagramas de equilíbrio mostrando as fases em equilíbrio em função da temperatura;

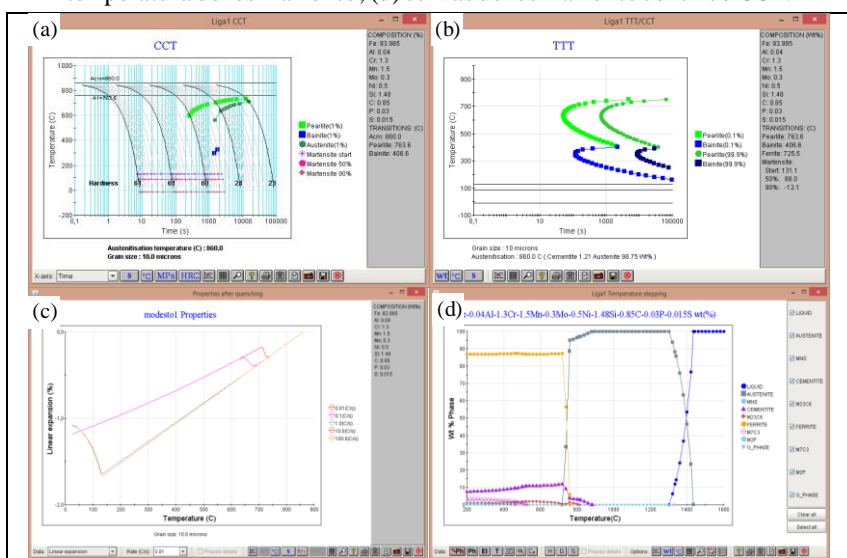
– A obtenção dos diagramas de transformação-tempo-temperatura (TTT) e os diagramas das transformações de fase por resfriamento contínuo (TRC).

– O referido *software* pode estimar a composição e as frações volumétricas das fases presentes, através de cálculos e minimizações da energia livre de Gibbs de um sistema delimitado pelo usuário (FIELDING, 2014). A confiabilidade dos resultados é função das bases de dados disponíveis para os vários subsistemas envolvidos no cálculo, sendo que sua aplicação foi validada em estudos recentes, realizados por Bhadeshia, 2012 e Fielding, 2014.

O JMatPro® é capaz de prever cineticamente e termodinamicamente vários sistemas e constitui a base de modelagem cinética deste estudo. As referidas simulações foram realizadas no Instituto SENAI de Inovação em Laser, em Joinville-SC. A Figura 3.6 apresenta exemplos de resultados fornecidos pelo *software* JmatPro®.

As temperaturas de austenitização e austêmpera foram determinadas através da interpretação das curvas de expansão linear versus temperatura e dos diagramas TTT, que resultaram das simulações numéricas no *software* JMatPro®. A escolha das temperaturas, também, se baseou em estudos reportados na literatura, a fim de comparação e comprovação de resultados, como por exemplo, os estudos realizados pelos autores MATEO *et al* (2005), CARMO (2011) e FIELDING (2014).

Figura 3.6 – Exemplos de obtenção de resultados no JMatPro®: (a) curvas TTT; (b) diagrama de equilíbrio de fases; (c) expansão linear em função da temperatura de resfriamento; (d) curvas de resfriamento contínuo CCT.



Fonte: A Autora (2017).

De acordo com as pesquisas realizadas, verificou-se equações para os cálculos das temperaturas de transformação B_s e M_s , conforme apresentadas no subcapítulo 2.2.1. Alguns trabalhos relatam trabalhar com as temperaturas de austêmpera variando entre 125°C e 500°C, sendo que nas temperaturas mais baixas, próximas a 125°C, o tempo da reação foi em torno de 1440 horas. De acordo com a equação para cálculo da temperatura, B_s , (Equação 4), as temperaturas médias de início da transformação bainítica foram de 320 °C para as quatro ligas. Para o cálculo da temperatura de início da transformação martensítica, M_s , foi utilizada a Equação 7 da Tabela 2.1, devido a mesma ter maior relação

com os elementos de liga a serem utilizados neste trabalho. Desta forma o valor médio para Ms das quatro ligas encontrado foi de 103,5°C.

Os cálculos das temperaturas empíricas são apresentados a seguir. Nestes cálculos foi possível verificar a temperatura de transformação bainítica para as ligas.

$$Bs \text{ (}^\circ\text{C)} = 830 - 270.C - 90.Mn - 37.Ni - 70.Cr - 83.Mo \quad (1)$$

$$\text{com } B_{50} = Bs - 60^\circ\text{C} \quad (2)$$

$$\text{e } B_f = Bs - 120^\circ\text{C} \quad (3)$$

As temperaturas obtidas são mostradas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Temperaturas de Transformação Bainítica através de cálculos empíricos.

<i>Ligas</i>	<i>Liga 1</i>	<i>Liga 2</i>	<i>Liga 3</i>	<i>Liga 4</i>
<i>Temperatura Transf. Bainítica</i>	331 ± 25°C	356 ± 25°C	283 ± 25°C	303 ± 25°C

Fonte: A Autora (2017).

Sendo que a temperatura de transformação bainítica varia até ±25°C (ATKINS; MET, 1980)

3.2.5 Preparação Metalográfica

A preparação metalográfica foi realizada de acordo com os métodos convencionais, compreendendo lixamento até a grana #1200, seguido de polimento com pasta de diamante de 3 e 1 µm. O ataque metalográfico foi realizado utilizando três reagentes: Nital, Le Pera e Picral, para uma melhor identificação das fases e microconstituintes presentes observados ao microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura.

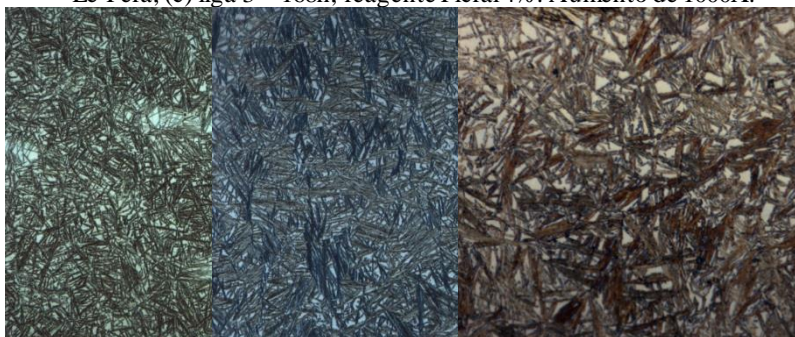
O reagente de LePera é constituído de 50% de solução de 2 g de metabissulfito de sódio em 100 ml de água e 50% de solução de 4 g de ácido pícrico em 100 ml de etanol. O reagente Picral 4% é composto por 4 g de ácido pícrico dissolvidos em 100 ml de álcool etílico. A solução de Nital 2% é composta por 1 ml de ácido nítrico diluído em 50 ml de álcool etílico.

O ataque químico com o reagente Nital é geralmente utilizado para se obter elevado contraste na microestrutura dos aços fundidos, revelando

os feixes de ferrita bainítica em tons de marrom e a austenita retida com regiões de cor esbranquiçada. O reagente de Le Pera é utilizado para o ataque diferenciado das fases e microconstituintes, sendo um dos objetivos de sua utilização a identificação da presença de martensita na microestrutura das ligas, principalmente quando ela está presente em pequenas frações volumétricas. Nesses casos a martensita é geralmente revelada com uma coloração alaranjada. Também para o presente trabalho foi utilizado o reagente de Picral 4%, que revela melhor a ferrita bainítica nesses aços. A preparação metalográfica foi realizada no Laboratório de Preparação de Amostras do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

O reagente de Nital a 4%, foi o primeiro a ser utilizado, porém não revelou por completo e de forma homogênea as fases, foi apenas utilizado para verificação de alguns aspectos morfológicos da transformação bainítica. O reagente de Le Pera auxiliou na identificação das amostras ainda com presença de martensita. O reagente de Picral a 4%, se destacou nas imagens obtidas pela técnica de microscopia eletrônica de varredura, que será abordada a seguir. Nas micrografias apresentadas na Figura 3.7, pode-se observar um exemplo dos diferentes contrastes obtidos pelo uso destes reagentes.

Figura 3.7 - Microestrutura de amostras austemperadas a 280°C com diferentes reagentes: (a) liga 1 - 6h, reagente Nital 4%; (b) liga 1 - 24h, reagente, reagente Le Pera; (c) liga 3 - 168h, reagente Picral 4%. Aumento de 1000X.



Fonte: A Autora (2017).

Buscando atender à necessidade de quantificação das microestruturas, para fins de estudo de cinética das transformações de fase, foram testadas diversas condições de ataque metalográfico. O objetivo principal destes testes foi encontrar a melhor condição de contraste para identificação das fases presentes na microestrutura. Os

métodos de quantificação utilizados, bem como exemplos das técnicas utilizadas para este fim, serão descritos a seguir.

3.2.6 Microscopia Óptica e Metalografia Quantitativa

A técnica de microscopia óptica foi utilizada para observação da microestrutura de amostras no estado bruto de fundição, conformados mecanicamente e após tratamento térmico de austêmpera. Medidas de metalografia (estereologia) quantitativa foram realizadas para a determinação das frações volumétricas transformadas. O equipamento utilizado foi o analisador de imagens *Image ProPlus*TM acoplado a um microscópio óptico *Olympus BX-51*.

Durante as medidas quantitativas foram analisados em média oito a doze campos por região (a meio raio) e por amostra, com magnitudes de aumento entre 200 e 1000 vezes, dependendo da fração volumétrica das fases de interesse e do grau de refino da microestrutura. Amostras com características semelhantes foram analisadas segundo os mesmos critérios.

O método utilizado foi o padrão desenvolvido em trabalho anterior (RAMOS,2008), o qual utilizou duas faixas de “*Threshold*” destinadas à quantificação de: i) ferrita bainítica; e ii) austenita retida. O software quantifica as fases escolhidas por diferenças de cores, com auxílio de uma ferramenta que possibilita o ajuste e definição dos intervalos de tonalidades. Após a definição dos parâmetros citados anteriormente, pode-se executar a análise (“*Run*”).

Vale ressaltar algumas das dificuldades comumente encontradas durante as análises quantitativas. Dentre estas, algumas merecem especial atenção, tais como: i) o grau de refino da microestrutura de algumas amostras (justificando a utilização de aumentos diferentes). Cabe ressaltar que para cada amostra analisada, fixou-se um aumento; ii) as diferentes morfologias encontradas nos produtos de transformação (para amostras com diferentes teores de silício, manganês e níquel, e analisadas em mesmo aumento).

Para determinação da fração volumétrica da austenita retida, na forma de blocos e filmes, foi utilizado o método que consiste em realizar medidas através da superposição de um retículo de 260 pontos sobre a superfície a ser analisada e da contagem dos pontos do reticulado situados sobre os constituintes de interesse. A fração foi calculada pela Equação 19:

$$f_{(f)} = \frac{P_P}{P_T} \times 100 \quad (19)$$

Onde, $f_{(f)}$ é a fração volumétrica da fase (austenita retida em blocos ou austenita retida em filmes), P_P é o número de intersecções entre os pontos do reticulado e a fase e P_T é o número total de pontos do reticulado. Conforme a norma ASTM 562-1982, apenas um ponto do reticulado deve cair sobre a mesma porção da fase, cuja fração volumétrica esteja sendo calculada.

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

3.2.7 Microscopia eletrônica de varredura

Para maior detalhamento da caracterização microestrutural da transformação bainítica nas amostras austemperadas, utilizou-se a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Foram utilizados quatro microscópios eletrônicos de varredura. Dois instalados no Laboratório de Caracterização de Materiais da UEPG. Ambos da marca SHIMADZU, sendo um deles modelo SSX-550 Superscan, operando com filamento de tungstênio, e o outro um Microscópio eletrônico de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG), (“*Field Emission Gun*”), modelo MIRA 3 (TESCAN).

Os outros dois microscópios utilizados estão instalados no Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da UFSC. Ambos da marca JEOL, sendo um modelo JSM-6390LV, e o outro da marca JEOL JSM-6701F.

Microanálises por dispersão de energia (EDS) foram realizadas para determinação da composição química de alguns pontos de interesse nas amostras analisadas no FEG. As amostras para microscopia eletrônica foram preparadas seguindo os mesmos procedimentos descritos no item 3.2.5. O ataque químico para análise metalográfica foi realizado com reagente de Picral 4%.

3.2.8 Microscopia eletrônica de transmissão

Para caracterização de precipitados foi empregado um microscópio eletrônico de transmissão (MET) da marca JEOL JEM-1011, localizado no Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da UFSC, com tensão de 100 kV.

As amostras para microscopia eletrônica de transmissão foram preparadas seguindo os mesmos procedimentos descritos no item 3.2.5. Foi atacada inicialmente para análise metalográfica com reagente de Nital 4%. Após essa preparação, as superfícies das amostras foram recobertas com um filme de carbono, para a extração da réplica.

Para retirar o filme de carbono, mergulhou-se a amostra em um recipiente contendo o reagente Nital 10%, e deixou-se as amostras imersas até o filme soltar da superfície. Utilizou-se uma grade de cobre (mesh 400, 3mm de diâmetro) e então submergindo na solução foi retirado o filme solto no recipiente. Logo após, limpou-se com água e álcool, foram secas colocando um papel de filtro, para análise posterior.

Após o preparo, as amostras foram analisadas no MET, sendo registradas imagens de campo claro dos precipitados. Foi realizada também a difração de elétrons, e a partir de alguns planos difratados foi feito o campo escuro. O padrão de difração foi analisado, sendo medidas as distâncias interatômicas e identificadas as fases e seus planos. Os precipitados após identificados, foram medidos no diâmetro, comprimento e largura, com o software ImageJ. Foram realizadas em média 10 observações aleatórias nas imagens de MET de campos claros.

3.2.9 Microdureza Vickers

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

3.2.10 Difração de Raios X

Na análise de difração de Raios X, utilizou-se as amostras austemperadas com dimensão aproximada de 10 mm x 10 mm cada, retiradas da área útil do bloco “Y”. Estas foram preparadas metalograficamente, pelos procedimentos convencionais, lixamento até a grana 1200, seguido do polimento com pasta de diamante de 1 μm .

O principal objetivo das análises pela técnica de difração de raios X foi a quantificação das frações volumétricas de austenita retida (γ_{ret}) e ferrita bainítica (α_{b}) nas amostras tratadas termicamente. Foram realizadas varreduras em um intervalo de 2θ entre 40° e 110° , com um passo angular de $0,02^\circ$ e tempo de contagem de seis segundos. Foi utilizada a radiação de Cu-K α ($\lambda=0,15405$ nm), com monocromador de grafite. As análises foram realizadas em um difratômetro da marca Shimadzu, modelo XRD6000, instalado no Laboratório de Caracterização de Materiais da UEPG. As proporções entre as fases austenita retida e ferrita bainítica foram calculadas a partir da integração das áreas sob os picos {111}, {200}, {220} e {311} para a austenita retida e {110}, {200}, {211} e {220} para a ferrita. Os picos {111} da austenita e {110} da ferrita apresentam certa superposição, por este motivo os dados das varreduras de difração foram refinados pelo método de *Rietveld*, utilizando o programa *FullProf Suite*, versão 2.05. O método de refinamento envolve a separação entre os picos com base nas informações de outros picos das estruturas, que são isolados durante a análise.

3.2.10 Ensaios de dureza

Foram realizados ensaios de dureza Brinell, segundo a norma ASTM E10, em um durômetro da marca Wolpert, com esfera de 5 mm de diâmetro e carga de 750 Kgf. Realizaram-se três medidas de dureza nos corpos de prova, anteriormente aos tratamentos térmicos de austêmpera. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

Foram realizados ensaios de dureza Rockwell escala C em todas as amostras austemperadas para correlação dos resultados com a evolução da transformação de fase, bem como caracterização mecânica para posterior determinação de propriedades fundamentais, foram medidas três regiões por amostra.

Os ensaios foram realizados em um durômetro Fixo-Test, com carga inicial de 10 Kgf e carga final de 150 Kgf, utilizando indentador cônico com ponteira de diamante. As principais normas que regem o ensaio são a ABNT NBRNM146-1 (1998) Materiais metálicos - Dureza Rockwell e ASTM E18-05e1 Standard Test Methods for Rockwell. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

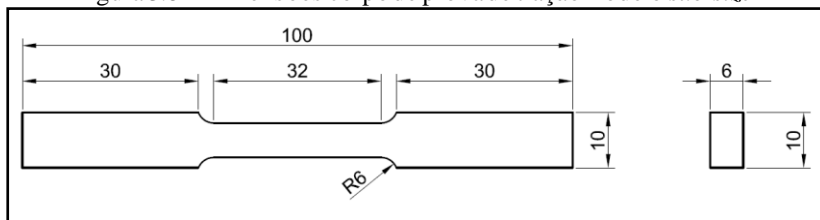
3.2.11 Ensaios de tração

Para determinação das propriedades mecânicas das ligas no estado bruto de fundição, conformado a quente e em algumas amostras austemperadas, que apresentaram a reação bainítica incompleta, foram realizados ensaios de tração conforme as Normas ASTM A-370 e ASTM E-8M.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, em uma máquina universal da marca INSTRON, modelo 300LX – J3, com capacidade de 300 kN. Os resultados dos ensaios foram fornecidos pelo *software* de ensaios *Partner™*, acoplado à máquina de ensaios. Foram ensaiados três corpos de prova para cada uma das condições de tratamento térmico escolhidas, os ensaios foram realizados na temperatura ambiente.

Os corpos de prova de tração foram usinados de acordo com a norma ASTM E-8M, conforme ilustrado na Figura 3.8.

Figura 3.8 – Dimensões corpo de prova de tração modelo *sub-size*



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

A Figura 3.9 ilustra a geometria dos corpos de prova de algumas amostras utilizados nos ensaios.

Figura 3.9 – Corpos de prova de tração, de algumas amostras, após ruptura.



Fonte: A Autora (2017).

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

A resiliência foi obtida através da quantificação da área que representa a região elástica nos gráficos tensão-deformação, com o auxílio do software Origin 9. Esta propriedade representa a energia de deformação acumulada durante a deformação elástica, indicando a

capacidade do material de suportar esforços sem deformações permanentes.

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

3.2.12 Ensaios de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados de acordo com a norma NBR 6157. O equipamento utilizado neste ensaio foi uma máquina *Notcher bar Impact Test Machine*, com base nas regulamentações impostas pela norma ASTM E23/1980, localizado no laboratório de Ensaios mecânicos do Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC.

Utilizou-se o martelo, a uma altura de 1,6 m e a uma velocidade de 5,47 m/s, o que ocasionou um golpe máximo de 406 Joules durante a realização do ensaio. Na execução do ensaio, os corpos de prova foram bi apoiados pelas extremidades e golpeados pelo martelo no lado oposto ao entalhe Charpy tipo A.

Foram ensaiados três corpos de prova para cada uma das 5 condições de tratamento térmico escolhidas, os ensaios foram realizados na temperatura ambiente.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos neste estudo, organizados de acordo com os seguintes aspectos:

- a) Caracterização Inicial dos Materiais: serão caracterizados os materiais brutos de fundição e após laminação a quente através de análises microestruturais e microdurezas;
- b) Caracterização Morfológica do Material Conformado termomecanicamente: aspectos microestruturais após processo de conformação mecânica a quente;
- c) Caracterização Morfológica do Material após Tratamento Térmico: aspectos microestruturais após austêmpera, para auxiliar no entendimento das transformações de fases;
- d) Análise da Cinética da Transformação de fases: estudada utilizando a equação JMAK.
- e) Comportamento mecânico: para estabelecer a correlação das propriedades mecânicas com a microestrutura resultante e com as variáveis do processo;
- f) Análise das superfícies de fratura.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS NO ESTADO BRUTO

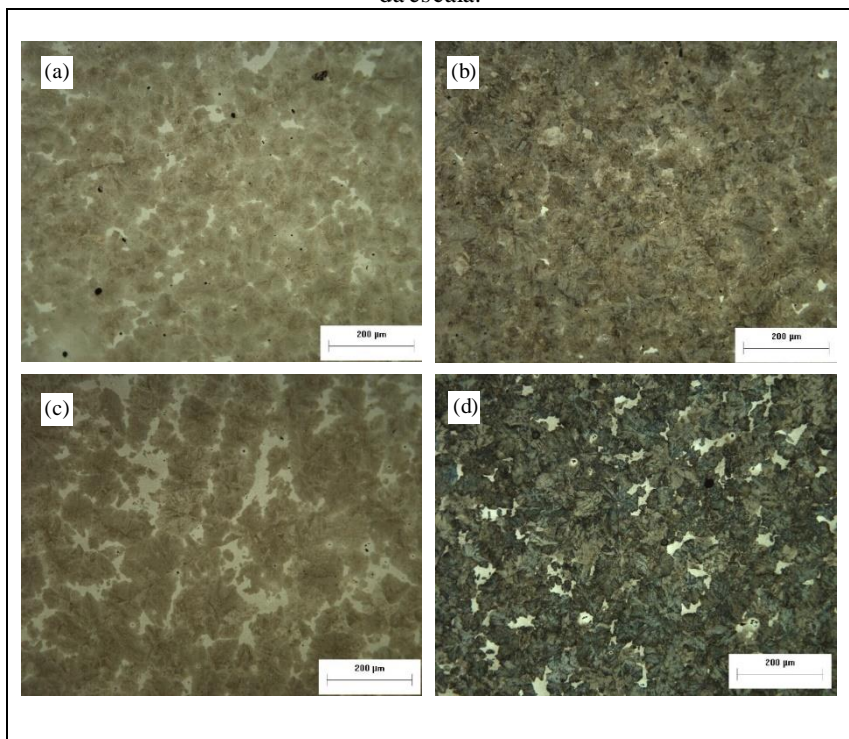
4.1.1 Caracterização do Material Bruto de Fundição

Com auxílio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) e medidas de dureza Brinell (HB), foi possível caracterizar a morfologia dos microconstituintes das quatro ligas estudadas neste trabalho.

As amostras foram retiradas da área útil do Bloco Y e as imagens obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras no estado bruto de fundição são apresentadas na Figura 4.1 (a) a (d), correspondendo as ligas de 1 a 4, respectivamente.

Observa-se uma microestrutura predominante perlítica em todas as ligas, sendo perlita refinada, o que era esperado para ligas com teor de carbono em torno de 0,8% em peso.

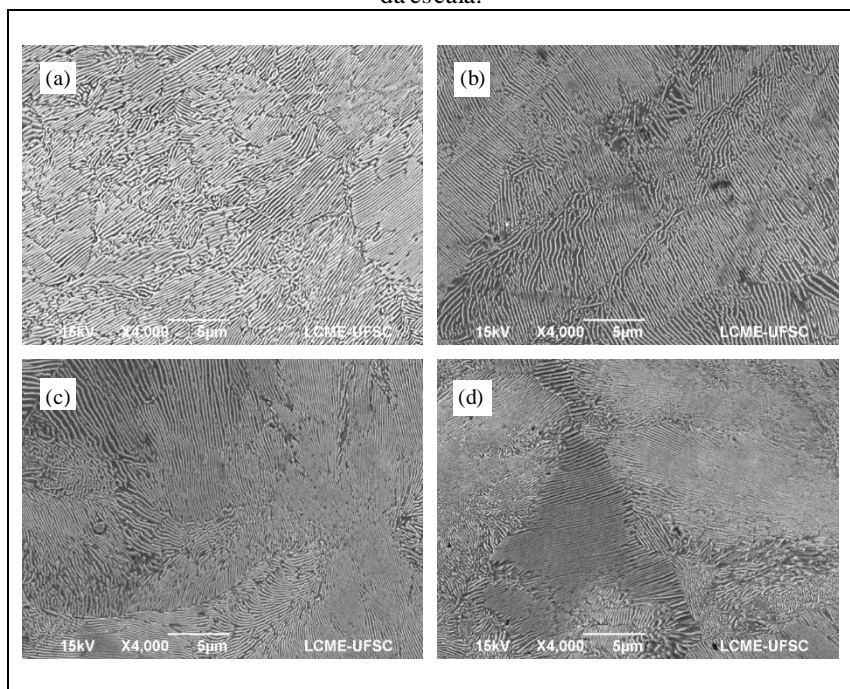
Figura 4.1- Microestruturas de amostras brutas de fundição, sendo: (a) Liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Ataque com Nital a 4%. Aumento em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

As imagens da Figuras 4.2 foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), apresentando a microestrutura e seus constituintes das ligas fundidas, pode-se observar o refino da microestrutura.

Figura 4.2- Microestruturas de amostras brutas de fundição, sendo: (a) Liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Ataque com Nital a 4%. Aumento em função da escala.



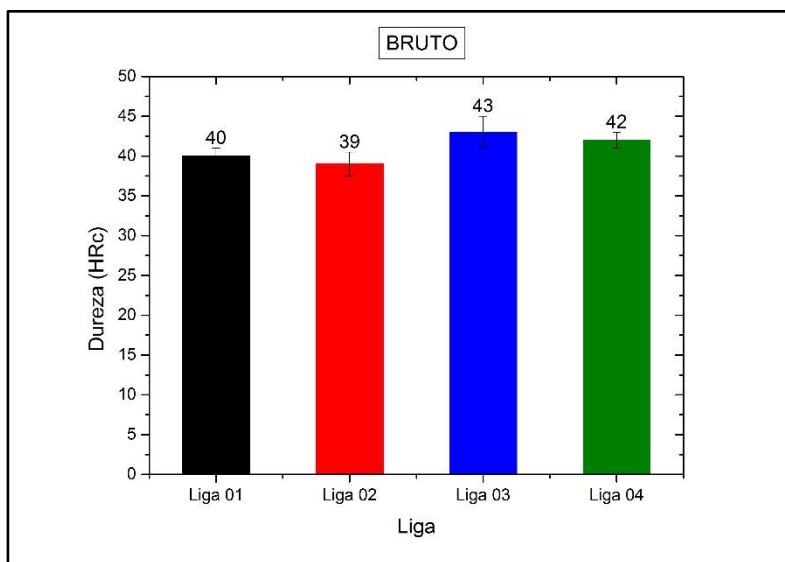
Fonte: A Autora (2017).

A microestrutura resultante apresentou uma característica predominante perlítica, que é formada através do crescimento cooperativo da ferrita e cementita. Os elementos de liga contribuíram significativamente no desenvolvimento morfológico da perlita, e influenciaram no refino e homogeneidade das lamelas de ferrita e cementita.

4.1.1.1 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica das ligas brutas de fundição, realizadas pelo ensaio de dureza, é apresentada na Figura 4.3. Os resultados de dureza foram obtidos por um durômetro Brinell e posteriormente convertidos na escala Rockwell C.

Figura 4.3- Resultado do ensaio de dureza Brinell convertidos em escala Rockwell C.



Fonte: A Autora (2017).

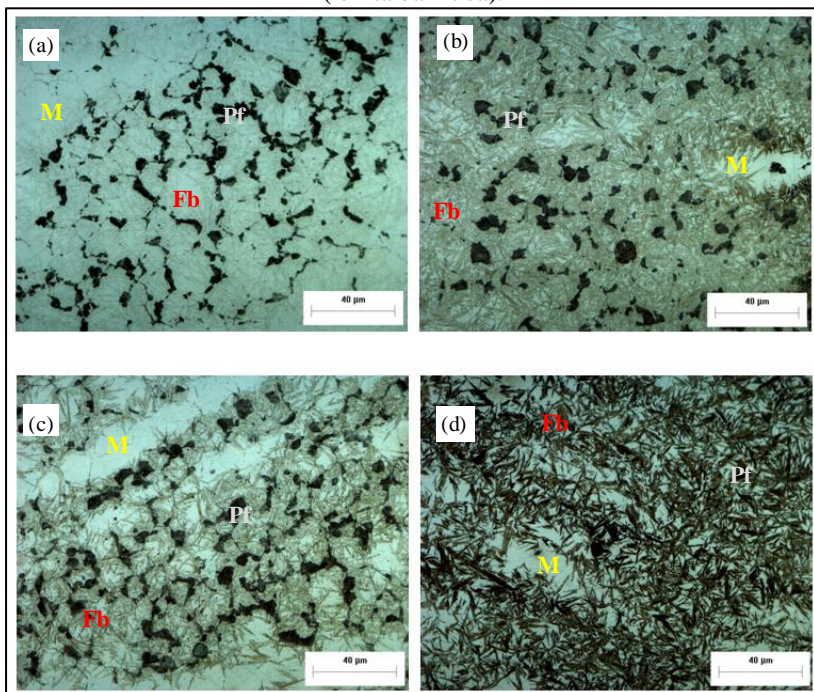
As ligas não apresentaram diferenças significativas quanto aos valores de dureza no estado bruto de fundição.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS NO ESTADO LAMINADO

Após o processo de fundição, as ligas foram submetidas à conformação à quente para condicionar a microestrutura de partida, garantindo que o material apresente maior homogeneidade para os experimentos posteriores.

Na Figura 4.4 são apresentadas microestruturas das amostras obtidas por microscopia óptica, analisadas na superfície da chapa laminada, sendo que as análises posteriores serão realizadas nestas seções.

Figura 4.4 – Microestrutura das amostras conformadas a quente: (a) liga 1, (b) liga 2, (c) liga 3 e (d) liga 4. Microscopia ótica (MO). Ataque Le Pera. Aumento conforme escala. Legenda: M (martensita), Pf (perlita fina) e Fb (ferrita bainítica).



Fonte: A Autora (2017).

Observa-se nas microestruturas das amostras mistura de fases e microconstituintes, com poucas regiões de perlita fina, ripas de ferrita bainítica nucleadas cooperativamente, definindo pequenos agrupamentos ou pacotes de ferrita acicular, que são predominantes em cada uma das ligas, associados à presença de bandas de martensita massiva.

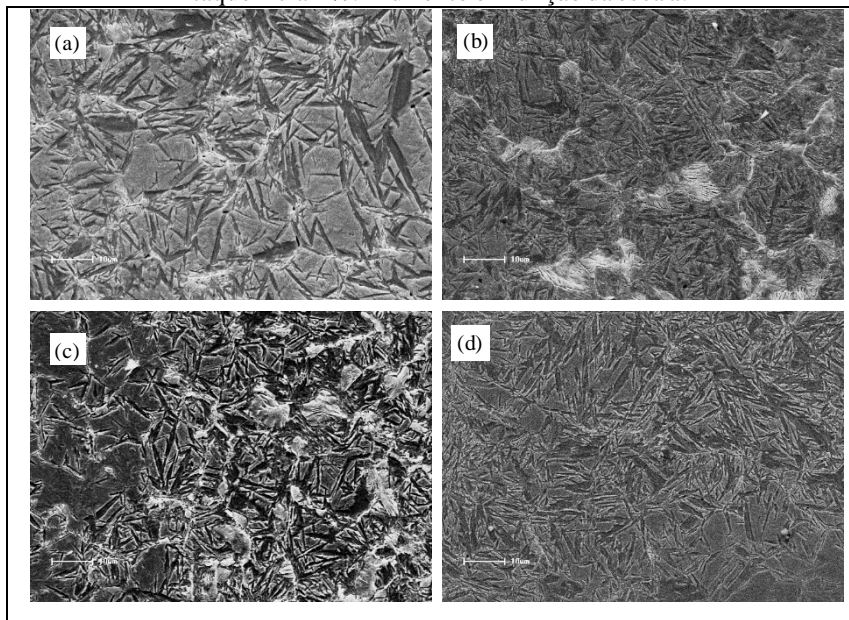
De modo geral, em cada uma das amostras examinadas, independentemente da liga, observou-se a formação de bandas alternadas de constituintes microestruturais, paralelas à direção na qual se realizou a conformação a quente, que são oriundas das condições em que os materiais foram deformados.

No processo de solidificação acontece um particionamento de elementos químicos. Macroscopicamente a segregação ocorre na linha central de produtos de forma contínua e no topo e na base dos lingotes.

Microscopicamente a segregação ocorre entre as dendritas em toda a seção solidificada. Na conformação mecânica a quente subsequente, criam-se faixas (bandas) longitudinais com variação na composição química.

Na Figura 4.5 são apresentadas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de amostras laminadas a quente. A estrutura da matriz que é caracterizada pela mistura de austenita e martensita (M/A), região com medidas de microdurezas de aproximadamente 780 HV.

Figura 4.5 - Microestruturas das amostras conformadas a quente: (a) liga 1, (b) liga 2, (c) liga 3 e (d) liga 4. Microscopia eletrônica de Varredura (MEV). Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala.



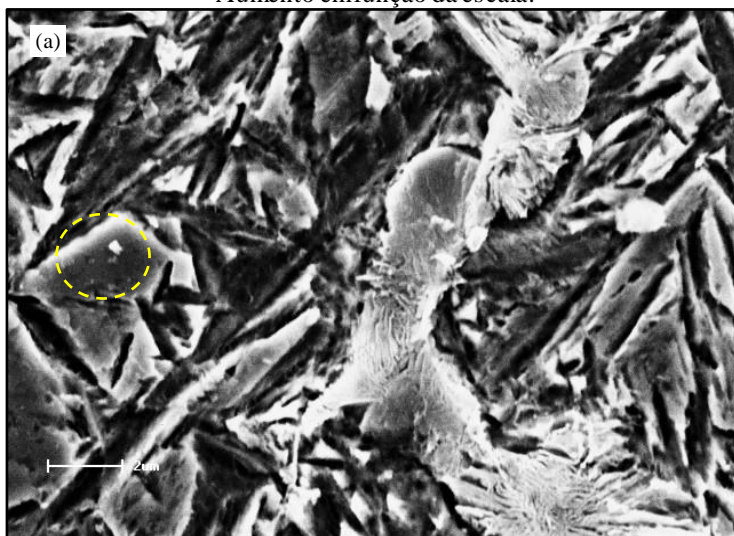
Fonte: A Autora (2017).

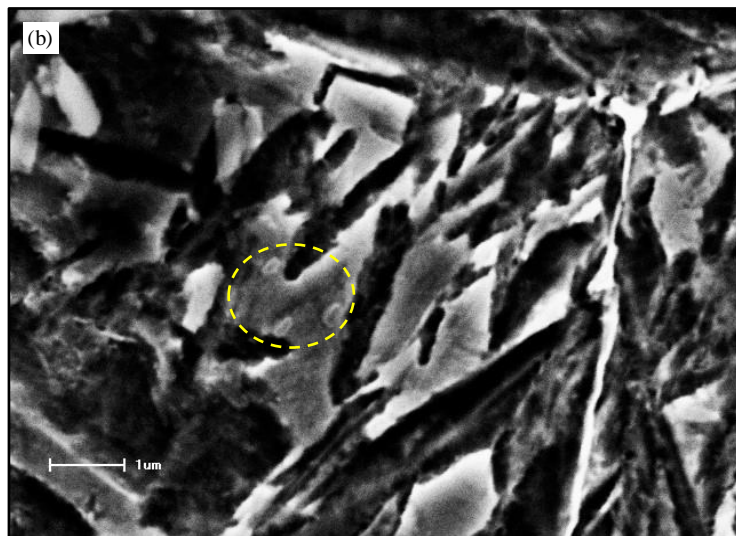
Uma fina dispersão de partículas retarda a recristalização por ancoramento dos contornos de subgrãos e discordâncias e por restrição ao crescimento de grão. As partículas encontradas na austenita podem ser separados em três tipos: aquelas que não se dissolvem durante o reaquecimento; precipitados formados dinamicamente durante a deformação; e precipitados induzidos por deformação, formados após a deformação. Precipitados não dissolvidos têm pouco efeito na

recristalização. Contudo, tanto os precipitados formados dinamicamente quanto aqueles induzidos por deformação podem ser responsáveis pelo retardamento da recristalização.

Conforme destacado na Figura 4.6, para as ligas 3 (a) e 4 (b), respectivamente, foi possível observar nas ligas laminadas a presença de partículas, que possivelmente são precipitados formados durante a deformação.

Figura 4.6 - Microestruturas de amostras conformadas a quente: liga 3 (a) e liga 4 (b). Microscopia eletrônica de Varredura (MEV). Ataque Picral4%. Aumento em função da escala.

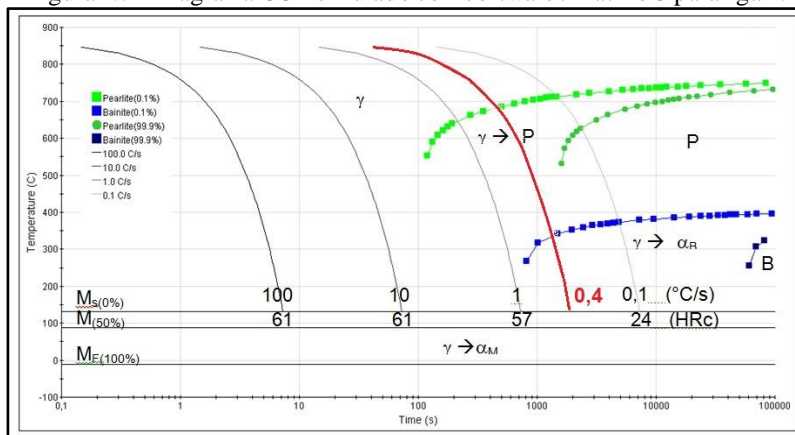




Fonte: A Autora (2017).

A microestrutura mista é gerada devido às condições de resfriamento destes materiais. Considerando que a taxa de resfriamento imposta pelo ar, após a conformação a quente, próximo ao laminador, seja equivalente à diferença de temperatura, entre a temperatura de aquecimento do material na saída do laminador, têm-se uma taxa de aproximadamente $21,6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ou $0,36^{\circ}\text{C}/\text{s}$ que, quando sobreposta sobre o diagrama de resfriamento contínuo simulado numericamente com o *software* JMatPro® para estes aços, cruza os campos de formação dos constituintes microestruturais observados, perlita, bainita e martensita. Esta inferência é representada no diagrama CCT que corresponde à liga 1, através da Figura 4.7, onde a curva de resfriamento é representada pela linha vermelha no gráfico.

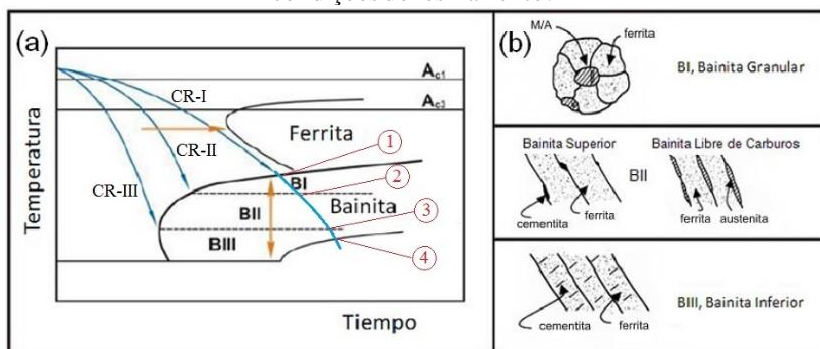
Figura 4.7 - Diagrama CCT simulado com software JMatPro® para liga 1.



Fonte: Adaptado de JMatPro (2017).

Na figura 4.8 de modo a corroborar com esta hipótese, mostra-se uma representação através da sobreposição da Curva de Resfriamento (CR-I), em um diagrama obtido por Cornide (2013) para aços com características semelhantes aos apresentados neste estudo.

Figura 4.8 - a) Representação do diagrama de resfriamento contínuo de aços bainíticos (b) Morfologias observadas em aços bainíticos em função das condições do resfriamento.



Fonte: Cornide (2013).

Na Figura 4.8 (b) são apresentadas quatro principais morfologias de bainita que dependem das condições em que ocorre a transformação de fase, sendo: a bainita granular que nas microestruturas da Figura 4.8,

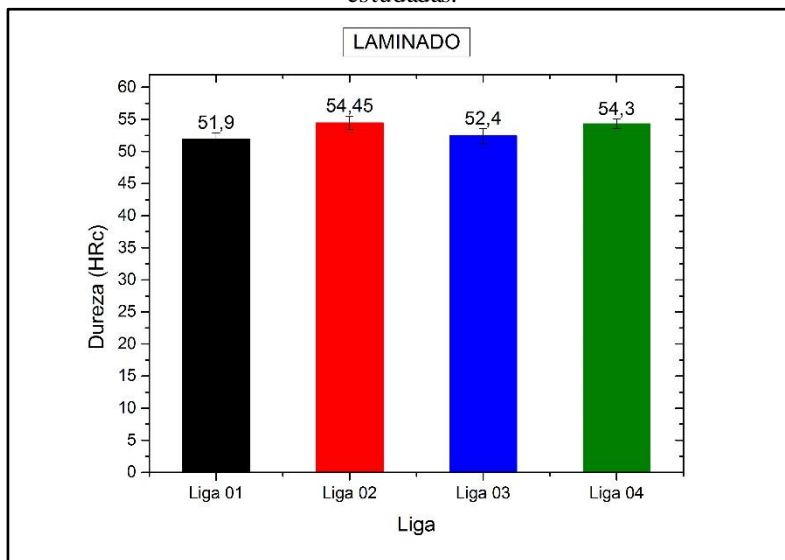
encontra-se em temperaturas pouco abaixo onde se forma a perlita; a bainita superior e a bainita inferior.

Sendo uma transformação de fase por resfriamento contínuo (Figura 4.8 – a), após a conformação a quente, tendo o seu início em temperaturas elevadas na faixa (intervalo 1 a 2 da CR-I) onde é provável a formação da perlita fina, seguido da expressiva formação de bainita, neste caso nucleando como bainita superior (intervalo 2 a 3) e crescendo como bainita inferior (intervalo 3-4 da CR-I), a qual é interrompida quando a austenita remanescente se transforma em martensita (a partir do ponto 4 da CR-I).

4.2.1 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica das ligas laminadas foi realizada pelo ensaio de dureza, cujos resultados são apresentados na Figura 4.9.

Figura 4.9- Resultado do ensaio de dureza Rockwell C para as quatro ligas estudadas.



Fonte: A Autora (2017).

As ligas 2 e 4 apresentaram maiores valores de dureza, é possível verificar nas Figuras 4.4 e 4.5, que essas ligas apresentaram um maior refinamento da microestrutura.

4.3 ASPECTOS MORFOLÓGICOS DAS AMOSTRAS AUTENITIZADAS A 870°C E 1150°C, AUSTEMPERADAS A 280°C E 370°C

A caracterização microestrutural destas amostras foi realizada por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Os resultados são apresentados a seguir.

4.3.1 Aspectos Morfológicos

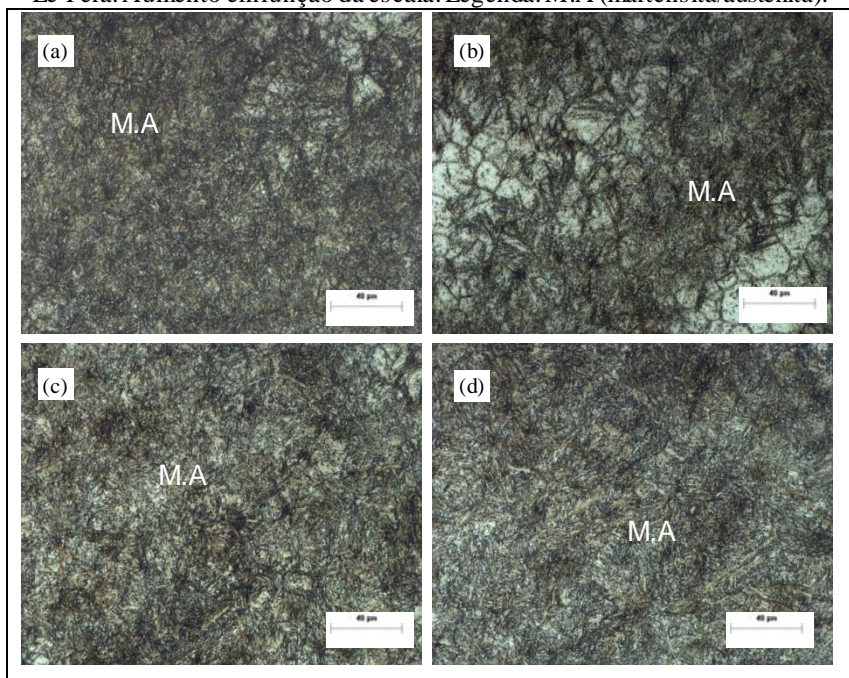
A análise da morfologia tem como objetivo detalhar a decomposição da austenita nos principais estágios que ocorre a transformação bainítica nas amostras austemperadas das quatro ligas. Em uma condição inicial para as ligas austemperadas a 280°C, para pequenos tempos, entre 1min a 2h, o predomínio é de uma matriz martensítica. Em um segundo estágio ocorre o início da nucleação de novas fases, constatando-se a presença de martensita, ferrita bainítica e austenita retida, que variaram de acordo com o patamar em austêmpera e a liga. No terceiro estágio se observa o fenômeno da estase, com a formação de ferrita bainítica e austenita retida, microestrutura resultante até o final dos experimentos de tratamento térmico de austêmpera deste estudo. Para as ligas austemperadas a 370°C houve um retardo na formação da ferrita bainítica em relação a temperatura de austêmpera de 280°C, nos tempos de 6h ainda há predomínio de martensita.

Os principais aspectos morfológicos observados nas primeiras horas de tratamento na condição de austenitização a 870 °C – austêmpera 280°C e 370°C, são de uma matriz martensítica com pequenas ou nenhuma fração transformada de ferrita bainítica. Esse resultado é caracterizado pelo tempo de transformação em que a austenita começou a se decompor em pequenas frações de constituintes bainíticos e se estabilizou em martensita em temperatura ambiente após a interrupção do tratamento isotérmico, caracterizando assim, uma matriz predominantemente martensítica.

A Figura 4.10 apresenta as microestruturas das quatro ligas (1 a 4) austemperadas a 280°C por 1 hora, onde se observa somente a presença de martensita e/ou austenita, devido ao pouco tempo de tratamento térmico. O tempo de tratamento foi insuficiente para atingir o início da

transformação bainítica. O valor da microdureza realizada nessas regiões mais escuras foi na ordem de 820 HV.

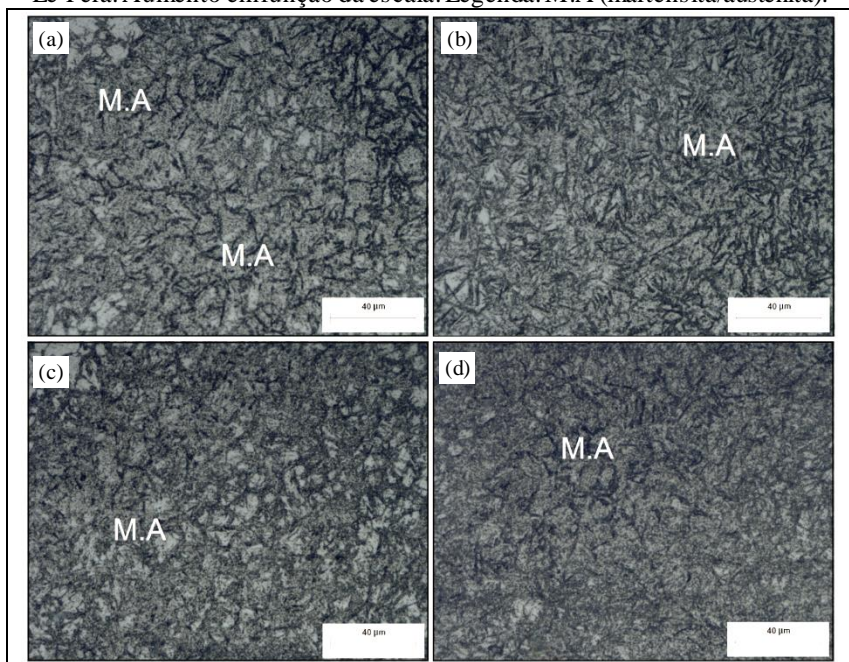
Figura 4.10 - Microestrutura das amostras austemperadas a 280°C por 1 hora: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita).



Fonte: A Autora (2017).

A Figura 4.11 apresenta as microestruturas das quatro ligas (1 a 4) austemperadas a 370°C por 6 horas, onde se observa somente a presença de martensita e/ou austenita, devido ao pouco tempo de tratamento térmico, indicando que o tempo de tratamento foi insuficiente para atingir o início da transformação bainítica. O valor da microdureza realizada nessas regiões mais escuras foi na ordem de 830 HV.

Figura 4.11 - Microestrutura das amostras austemperadas a 370°C por 6 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4 . Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita).



Fonte: A Autora (2017).

Ao correlacionar as microestruturas obtidas para os tempos mais baixos (até 6 horas) da transformação com a simulação realizada e apresentada na Figura 4.12, observa-se que era esperado um início de nucleação da ferrita bainítica para as ligas com tempo de tratamento isotérmico de aproximadamente: liga 1 (liga base) 110 segundos ($\approx 1,8$ minutos); liga 2 ($> \%Si$) 90 segundos ($\approx 1,5$ minutos); liga 3 ($> \%Mn$) 210 segundos ($\approx 3,5$ minutos); liga 4 ($> \%Ni$) 1200 segundos (≈ 20 minutos). Porém, a microestrutura resultante, observada pela técnica de microscopia óptica (MO), mostra a formação somente de martensita ainda para o tempo de 1 hora de tratamento de austêmpera a 280°C.

Essas diferenças, entre os modelos simulados e os resultados experimentais, podem ser atribuídas a alguns aspectos como: a análise está sendo realizada com o auxílio de MO, com aumento de no máximo 1000x, o que pode restringir a visualização de um início de feixes de ferrita bainítica, sendo que essa referência de início de transformação é o

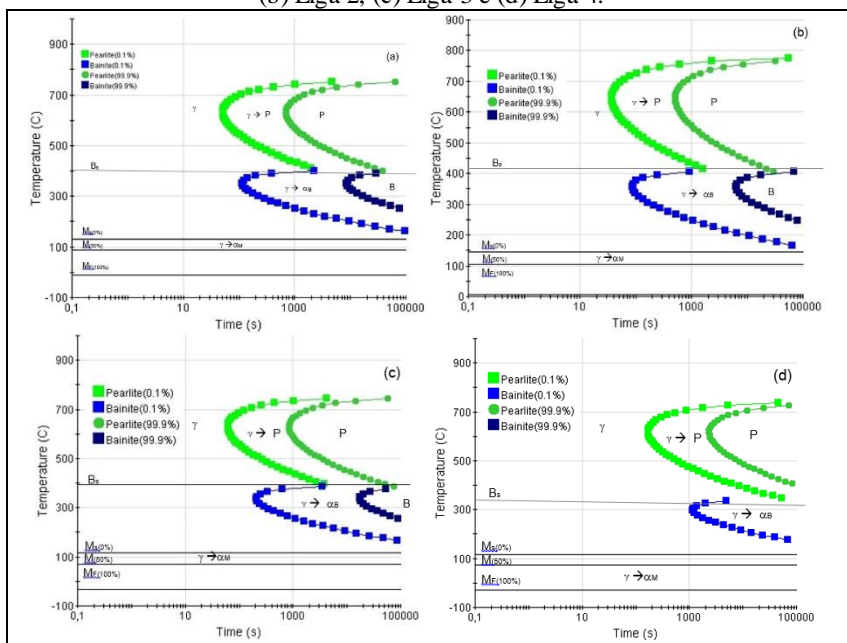
tempo que se refere a um primeiro momento que a liga alcança o cotovelo da curva TTT.

Outro ponto relevante é o tamanho dos grãos das ligas, entre o usado para a simulação com aquele que realmente os aços possuem. Se o tamanho de grão real for maior do que o simulado, espera-se que a temperabilidade aumente e o tempo para se obter um determinado produto passa a ser diferente em relação ao simulado. E também a presença de estruturas bandeadas nas ligas, após o processo de laminação a quente, que também afeta a temperabilidade, e não é considerado nas simulações numéricas. Além da instabilidade da austenita na temperatura ambiente após o resfriamento, promovendo assim a têmpera destes materiais, uma vez que elementos como manganês, cromo e níquel estão presentes nas composições químicas e assim favorecendo a presença de martensita.

Desta forma, os resultados de início da transformação bainítica obtidos pela simulação não foram adequados.

Nos diagramas TTT da Figura 4.12 e na Tabela 4.1, observa-se três regiões de transformações de fase, com os aspectos das curvas de início das transformações de fase foi possível obter as temperaturas críticas para cada produto da decomposição isotérmica da austenita.

Figura 4.12 – Diagramas TTT obtidos por simulação numérica para: (a) Liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4.



Fonte: A Autora (2017).

Tabela 4.1 Temperaturas críticas das transformações de fase perlítica, bainítica e martensítica para as ligas 1, 2, 3 e 4.

Ligas	A ₁	B ₁	M _S (0%)	M _{50%}	M _F (100%)
1 (base)	764	407	131	88,	-12
2 (>% Si)	781	414	146	104	6
3 (>% Mn)	759	391	115	71	-31
4 (>% Ni)	744	347	117	73	-29

A₁ - Temperatura de início da transformação perlítica;
 B₁ - Temperatura de início da transformação bainítica;
 M_I(0%) - Temperatura de início de transformação martensítica (com 0% de transformação);
 M_{50%} - Temperatura que corresponde a 50% de transformação martensítica;
 M_{F100%} - Temperatura que corresponde a 100% da transformação martensítica indicando seu fim.

Fonte: A Autora (2017).

Na primeira região, a transformação de fase ocorre em altas temperaturas exigindo taxas de resfriamento muito lentas (até $0,1^{\circ}\text{C/s}$) e os maiores tempos para seu início e término, da qual resulta a formação de perlita. Na segunda região a transformação de fase ocorre em baixas temperaturas e com velocidades de resfriamento muito altas (a partir de 1°C/s), da que resulta a formação de martensita, como consequência do alto teor de carbono e da presença dos diferentes elementos de liga na temperabilidade das quatro ligas. A terceira região a transformação de fase ocorre em temperaturas intermediárias, sendo delimitado por uma baía onde é possível constatar a decomposição de austenita em bainita. Havendo, também, o deslocamento para direita das curvas em “C” do diagrama TTT para as ligas contendo maiores teores de elementos de liga, como Liga 2, 3 e 4, tanto aquelas que se correspondem com a transformação perlítica quanto às da transformação bainítica.

Desta forma, pode-se verificar o efeito dos elementos de liga nas temperaturas críticas de transformação, os elementos manganês e níquel tem um maior efeito potencial de estabilização da austenita, pois para a liga 1 (base) a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) é de 131°C , já para as ligas 3 ($>\% \text{Mn}$) e Liga 4 ($>\% \text{Ni}$) as temperaturas são de 115 e 117°C respectivamente.

Bhadeshia (2001, 2014) verificou o efeito do manganês e do níquel nos pontos críticos das transformações de fase conforme as Figuras 2.33 e 2.34, apresentados no subitem, 2.3 deste trabalho.

Na Figura 2.34, observa-se que com o aumento no teor de manganês e níquel as curvas deslocam-se para a direita, curvas 3, 4, 5 e 6 comprovando o efeito retardador destes elementos nas transformações de fase. Assim como, também diminuem as temperaturas B_s e M_s . E na Figura 2.35, observa-se que quanto maior o teor de níquel na liga, menor será as temperaturas de transformação B_s e M_s .

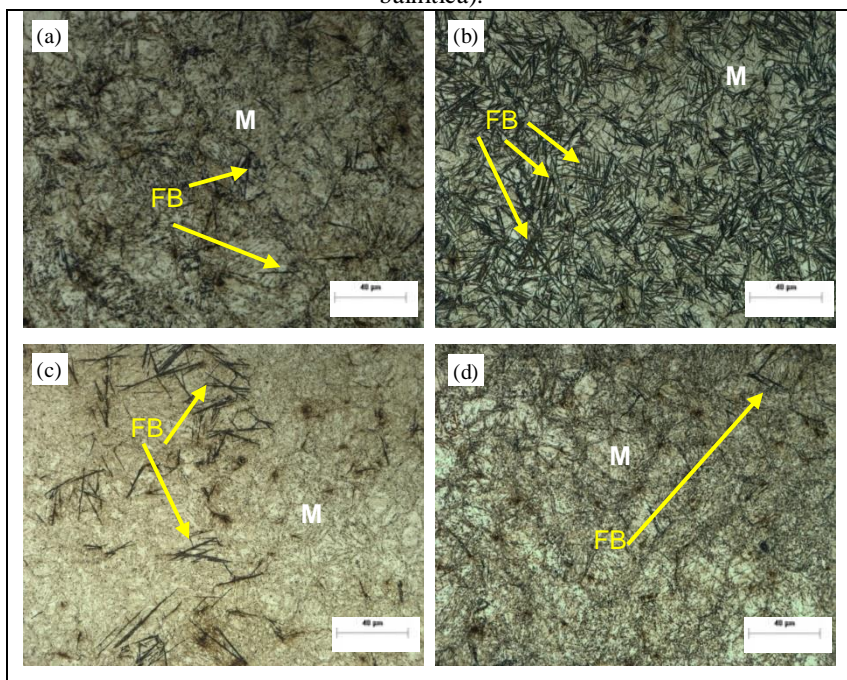
Com relação ao efeito do silício, nas temperaturas críticas das transformações de fase é possível verificar na Figura 2.34, que o seu efeito é contrário ao manganês e níquel, o mesmo acelera as transformações bainíticas e martensítica, necessitando de menores tempos para a formação destas fases. Associando também a maiores temperaturas de transformação, as quais também foram mostradas na Tabela 4.1, sendo que a temperatura de início de formação da martensita é de aproximadamente 146°C , ou seja, maior que a temperatura da liga 1. Comportando-se da mesma forma para a temperatura de início de formação da Bainita.

As micrografias apresentam características que variam em função das temperaturas de tratamento térmico utilizadas. Na Figura 4.13, após

3 horas de tratamento térmico é possível observar que as ligas 1 e 2 tem maior formação de feixes de ferrita bainítica na matriz. Para pequenas frações volumétricas de ferrita bainítica, a austenita apresenta menores teores de carbono sendo, portanto, menos estável e sujeita à formação de martensita durante o resfriamento, devido à alta taxa de extração de calor.

A liga 2 (>%Si), a formação dos feixes de ferrita bainítica é maior em comparação as demais ligas, fica evidente a influência do silício na cinética de transformação bainítica, onde o mesmo apresentou uma aceleração na transformação morfológica em relação às demais ligas, o que já era esperado, conforme Figura 2.33, apresentada anteriormente.

Figura 4.13 - Microestrutura das amostras austemperadas a 280°C por 3 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4 . Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento em função da escala. Legenda: M (martensita), FB (ferrita bainítica).



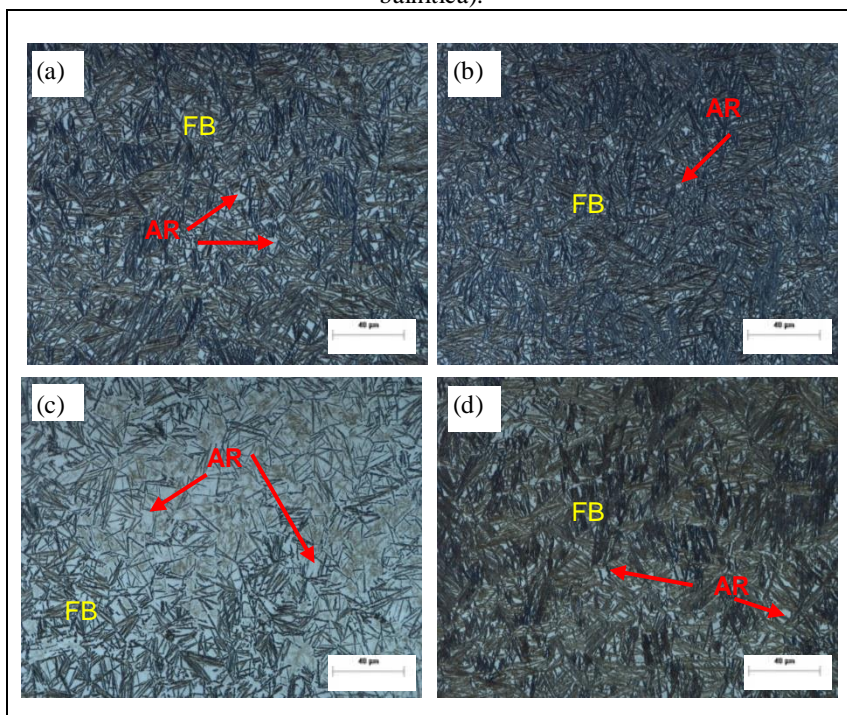
Fonte: A Autora (2017).

Para a liga 3 (>%Mn) e liga 4 (>%Ni), observa-se um retardo no início da nucleação da nova fase, sendo que se percebe menores quantidades de feixes de ferrita bainítica por toda sua matriz, conforme

Figura 4.13 (c) e (d). Isso se deve ao efeito inibidor do manganês e níquel na formação da ferrita durante o resfriamento isotérmico.

Nas micrografias da Figura 4.14 são apresentadas amostras austemperadas a 280°C por 24 horas, pode-se observar uma fração volumétrica de ferrita bainítica bastante elevada, caracterizada por maiores quantidades de feixes de ferrita bainítica (tom marrom), porém a matriz também é composta de austenita retida, fundo claro. Esta característica é observada para maiores tempos onde a austenita residual na temperatura de austêmpera está suficientemente enriquecida de carbono, permanece retida após o resfriamento.

Figura 4.14 - Microestrutura das amostras austemperadas a 280°C por 24 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3 e (d) Liga 4 . Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Aumento de 1000X. Legenda: AR (austenita retida), FB (ferrita bainítica).

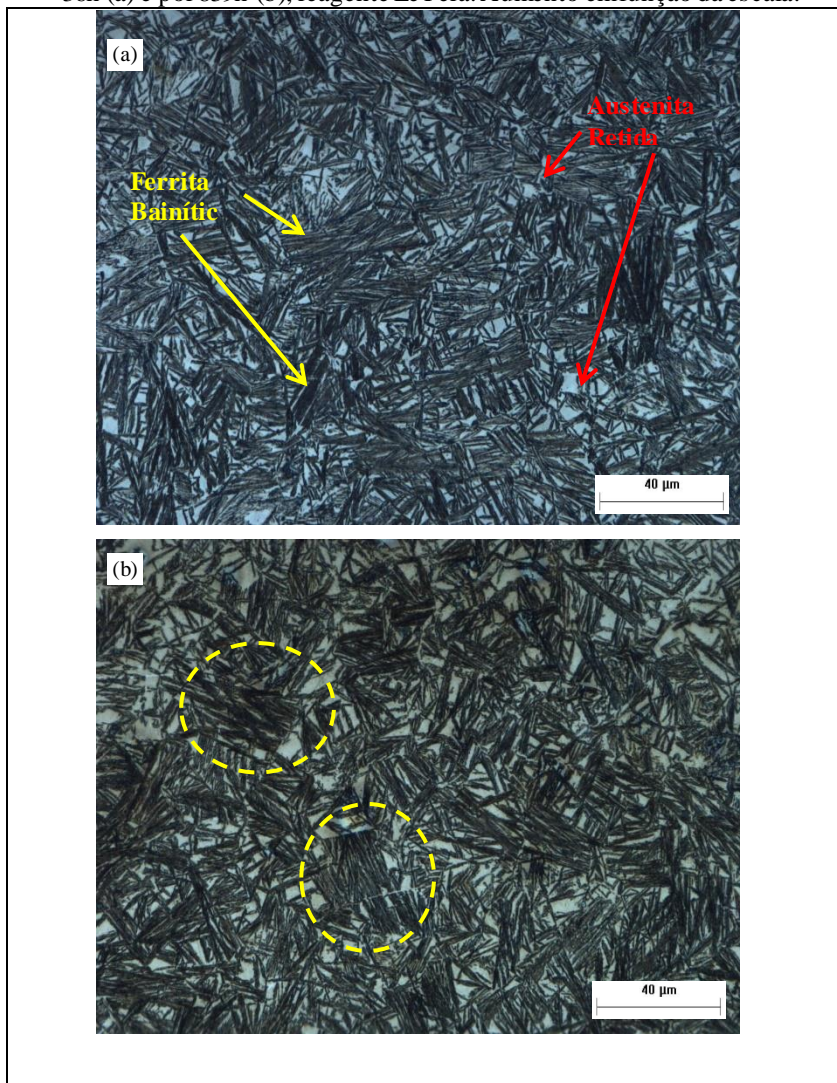


Fonte: A Autora (2017).

Na Figura 4.15, observa-se a microestrutura da liga 3, amostra austemperada a 280°C por 36h (a) e por 839h (b), nesta foi possível

destacar feixes de ferrita bainítica (tom escuro) do restante da matriz (fundo claro).

Figura 4.15 - Microestrutura de amostras da liga 3, austemperadas a 280°C por 36h (a) e por 839h (b), reagente Le Pera. Aumento em função da escala.



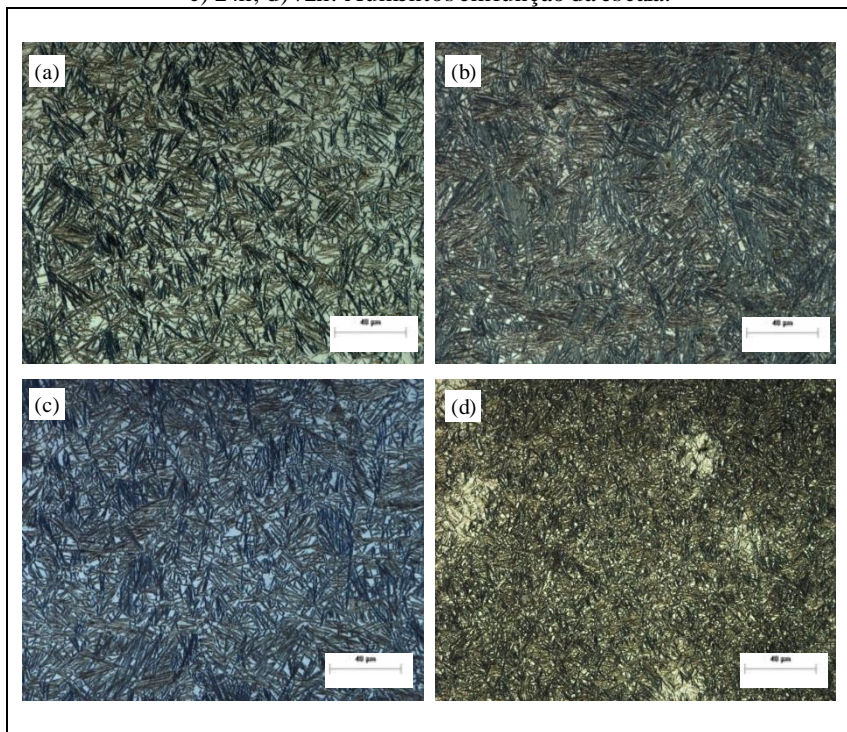
Fonte: O Autor (2017).

No detalhe dos círculos da figura 4.15 (b), destaca-se o início da transformação bainítica ocorrendo pela nucleação de unidades/ripas de ferrita a partir dos contornos de grão da austenita (vide Figura 2.15). Novas subunidades são formadas sucessivamente, resultando no crescimento de agrupamentos de subunidades ou feixes de ripas.

Ainda na Figura 4.15 (b), observa-se que a ferrita bainítica nucleia a partir dos contornos de grão da austenita, devido ser uma região com alta energia. Segundo Bhadeshia (2001), a formação de ferrita bainítica ocorre a partir dos contornos de grão da austenita, o que promove a partição do carbono para a austenita, reduzindo a temperatura de início de transformação martensítica (M_s).

As Figuras 4.16 a 4.24 apresentam microestruturas típicas das 4 ligas austemperadas a 280°C e 370°C, em tempos variando entre 6 horas a 72 horas. Os resultados estão agrupados em função dos elementos de liga e temperaturas de austêmpera. Em alguns casos será feita menção às frações volumétricas de ferrita bainítica presentes nas amostras. Estas foram determinadas por medidas de metalografia quantitativa a partir de imagens de microscopia óptica; segundo procedimento descrito no capítulo 3. Uma descrição detalhada dos aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta será apresentada em outro item do presente trabalho.

Figura 4.16 - Microestruturas da Liga 1. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.

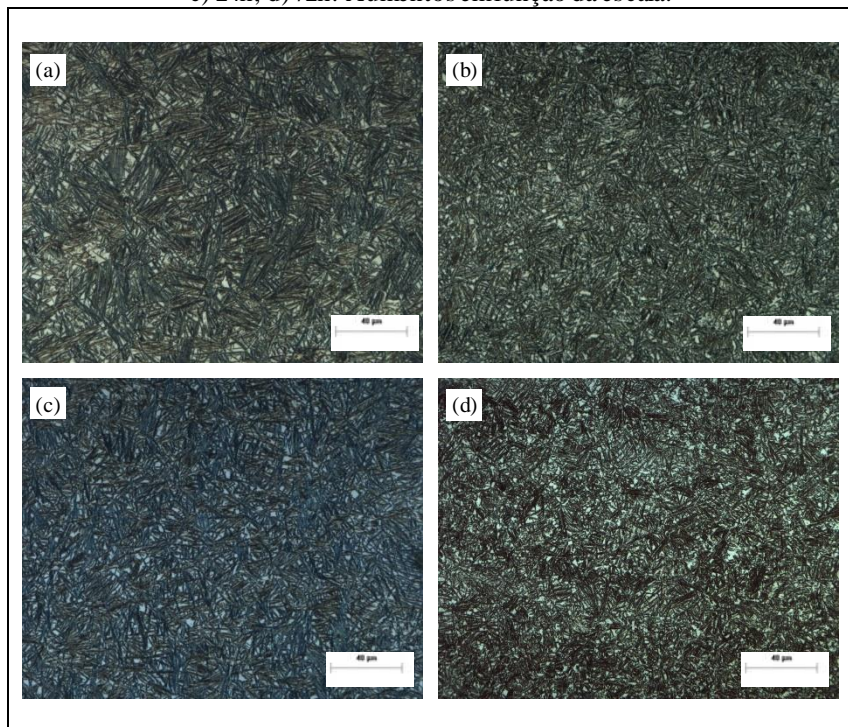


Fonte: A Autora (2017).

Para uma melhor análise dos aspectos morfológicos, as ligas estão divididas em relação aos elementos estudados: Si, Mn e Ni, correlacionando com a liga base (Liga 1). Desta forma, as Figura 4.17 a 4.19 mostram em detalhes os diagramas comparativos dos elementos de liga em relação a liga 1 apresentada na Figura 4.16, abordando os principais tempos de transformação de fase ao longo da austêmpera a 280°C, com austenitização a 870°C.

Comparando as imagens de microscopia óptica das amostras austemperadas da Figura 4.16 e 4.17, nota-se que nas amostras (a), austemperadas a 280°C por 6 hora, tanto para liga 1 quanto para a liga 2, a matriz apresenta uma elevada fração volumétrica de ferrita bainítica, ficando nítido que a liga 2 apresenta maior fração transformada.

Figura 4.17 - Microestruturas da Liga 2. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Nas micrografias das figuras (c) e (d) da liga 2, austemperada durante 24 horas e 72 horas, percebe-se que as matrizes estão com maior fração transformada de ferrita bainítica, com pontos isolados de austenita retida. A transformação de ferrita bainítica está com fração volumétrica de aproximadamente 84% e 85% respectivamente.

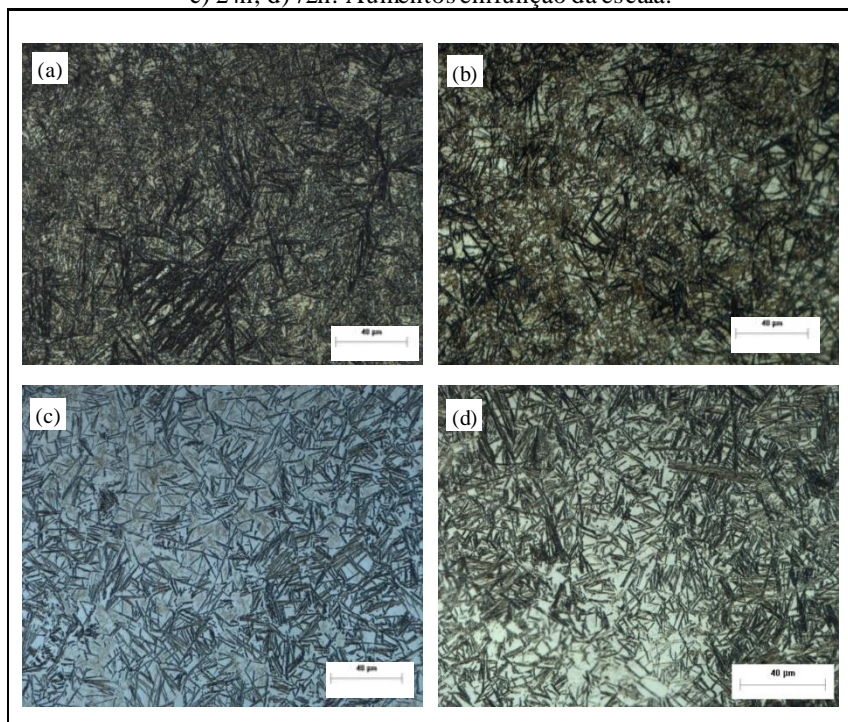
A partir do tempo de 24 horas para liga 1 e 12 horas para liga 2, após as amostras já terem atingido uma alta fração volumétrica de ferrita bainítica, a transformação bainítica é interrompida e inicia-se o fenômeno de estase de reação. Segundo Bhadeshia (2001), a transformação praticamente cessa pela partição de carbono para a austenita, provocando a diminuição do potencial para nucleação e a conseqüente formação do patamar característico do fenômeno de estase da transformação bainítica, apresentado esquematicamente na Figura 2.30. Ao analisar as micrografias da Figuras 4.17 b e d, das amostras da liga 2, observa-se que

pela técnica de microscopia óptica a fração volumétrica de austenita retida praticamente não varia. Estes resultados são característicos do fenômeno de estase da reação. Para liga 1, este fenômeno fica mais evidente analisando as Figuras 4.16 c e d.

Analisando as imagens de microscopia óptica das amostras austemperadas a 280°C das ligas 1 e 3, das Figuras 4.16 e 4.18, é possível observar o efeito retardador do manganês na transformação bainítica, como já citado anteriormente.

Nas Figuras 4.18 (b) e (c) da liga 3, a matriz predominante é a martensita, com pontos isolados de feixes de ferrita bainítica.

Figura 4.18 - Microestruturas da Liga 3. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Na Figura 4.18, percebe-se que o aço com alto teor de manganês apresentou a menor fração transformada dentre as ligas estudadas, algo que era esperado, visto que com o aumento no teor de manganês todos os

campos de transformação de fase são deslocados para a direita, favorecendo a transformação martensítica (BLECK, 2002).

Observa-se na Figura 4.18, as micrografias da liga 3 em comparação com a liga 1, Figura 4.16, austemperadas a 280°C por 6, 12, 24 e 72 horas. Nas figuras (a) a matriz predominante é a martensita, já nas amostras (b) há uma diferença na evolução da fração volumétrica, onde para a liga 1 com 6 horas de tratamento térmico há presença de maior quantidade de ferrita bainítica comparada com a liga 3 que contém um maior teor de Manganês (Mn), conforme comentado.

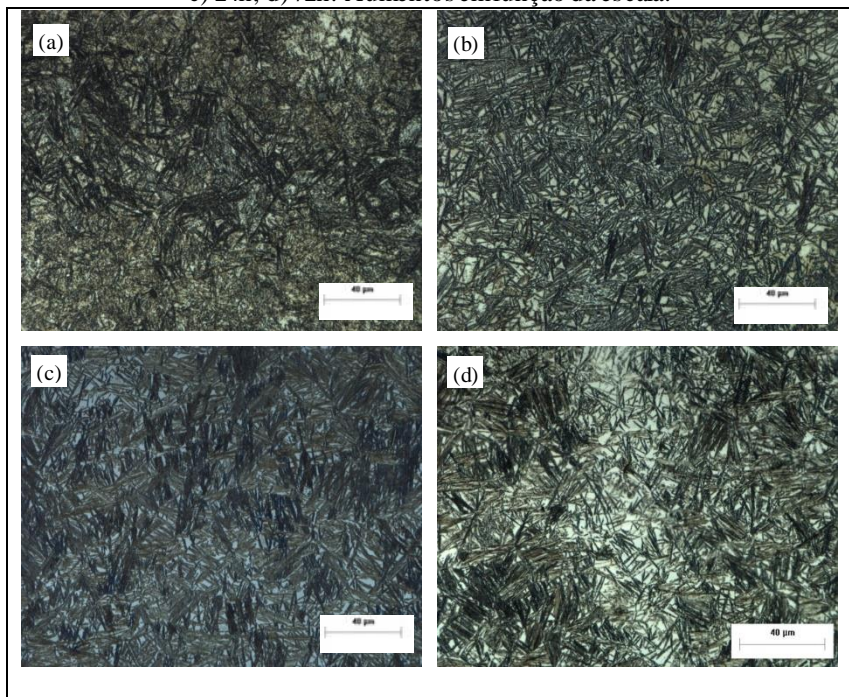
Nas figuras 4.16 e 4.18, para amostras da liga 1 e liga 3, austemperadas a 280°C durante 72 horas, pode-se observar uma fração volumétrica de ferrita bainítica 84% e 82% respectivamente.

Assim como o manganês, o níquel também desloca significativamente as curvas de transformação bainítica para a direita, possuindo características semelhantes de temperabilidade como manganês por retardar o início de transformação de fase (BARBACKI, 1995), como mostra a Figura 4.18.

Na Figura 4.19, são apresentadas as micrografias da liga 4. Comparando a liga 4 com a liga 1, Figura 4.16, austemperadas a 280°C por 6, 12, 24 e 72 horas.

Observando-se a Figura 4.19, na imagem (a) a matriz continua sendo predominantemente de martensita para a liga 4. Na imagem (b) com tempo de 12 horas, a liga 1 apresenta uma maior porcentagem de ferrita bainítica em relação a liga 4, similar ao comportamento da liga 3, isso pelo fato de conter um maior percentual de Níquel (Ni) aproximadamente 1,85% em peso, elemento esse que proporciona uma melhor austemperabilidade durante a fase de tratamento térmico.

Figura 4.19 - Microestruturas da Liga 4. Condição (870/280 °C): a) 6h; b) 12h; c) 24h; d) 72h. Aumentos em função da escala.



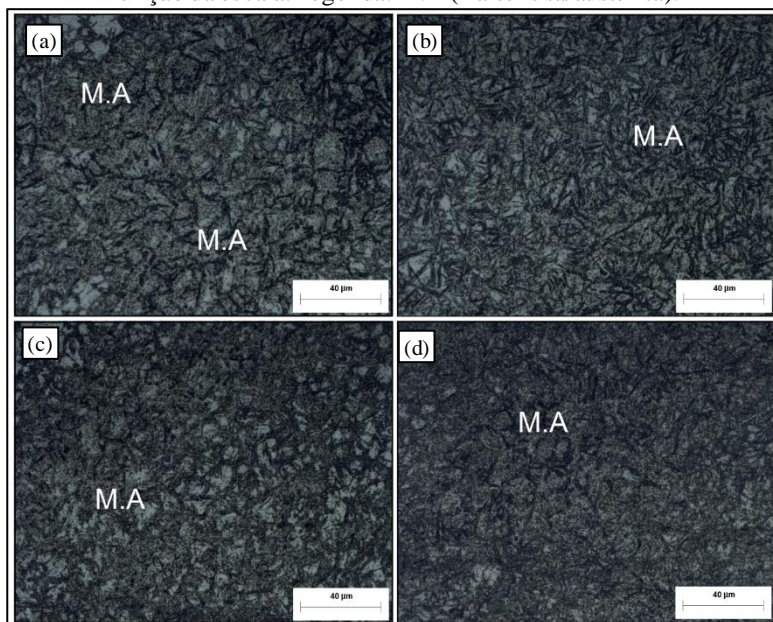
Fonte: A Autora (2017).

Nas figuras 4.16 e 4.19, para amostras da liga 1 e liga 4, austemperadas a 280°C durante 72 horas, pode-se observar uma fração volumétrica de ferrita bainítica em torno de aproximadamente 84% e 80% respectivamente.

As próximas micrografias a serem analisadas são de amostras das quatro ligas, austemperadas a 370°C. Nesta análise as micrografias foram agrupadas por tempo de austêmpera.

Nas Figuras 4.20 e 4.21, são apresentadas imagens das quatro ligas austemperadas a 370°C, durante 6 e 12 horas, respectivamente. Nessas amostras é possível observar a grande predominância da martensita em toda a estrutura.

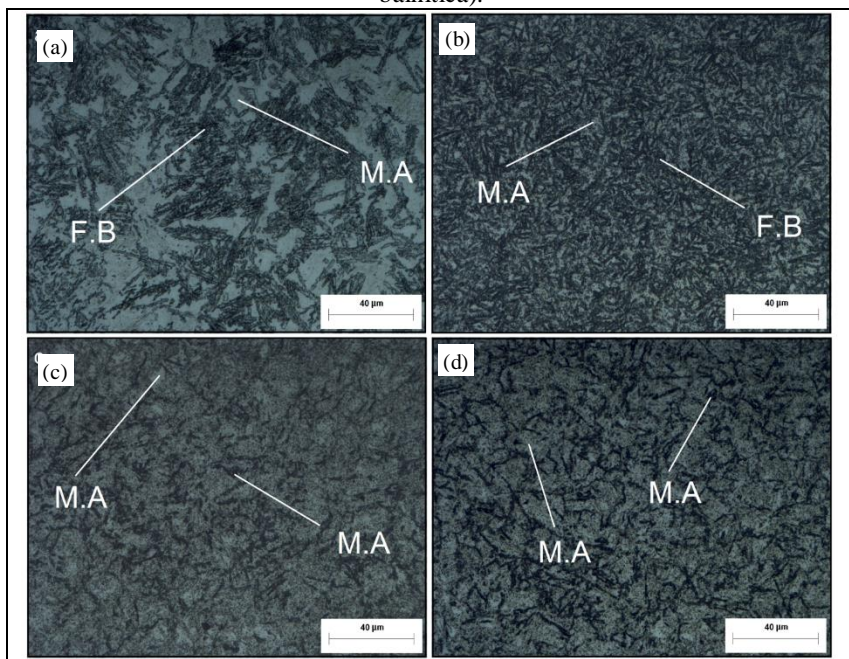
Figura 4.20 - Microestruturas das amostras austemperadas a 370 °C por 6 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita).



Fonte: A Autora (2017).

Na Figura 4.21, é possível notar a formação dos feixes de ferrita bainítica, sendo que na liga 2, essa quantidade é maior que nas demais ligas. A matriz predominante continua sendo de martensita.

Figura 4.21 – Microestrutura das amostras austemperadas a 370 °C por 12 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala. Legenda: M.A (martensita/austenita); FB (ferrita bainítica).



Fonte: A Autora (2017).

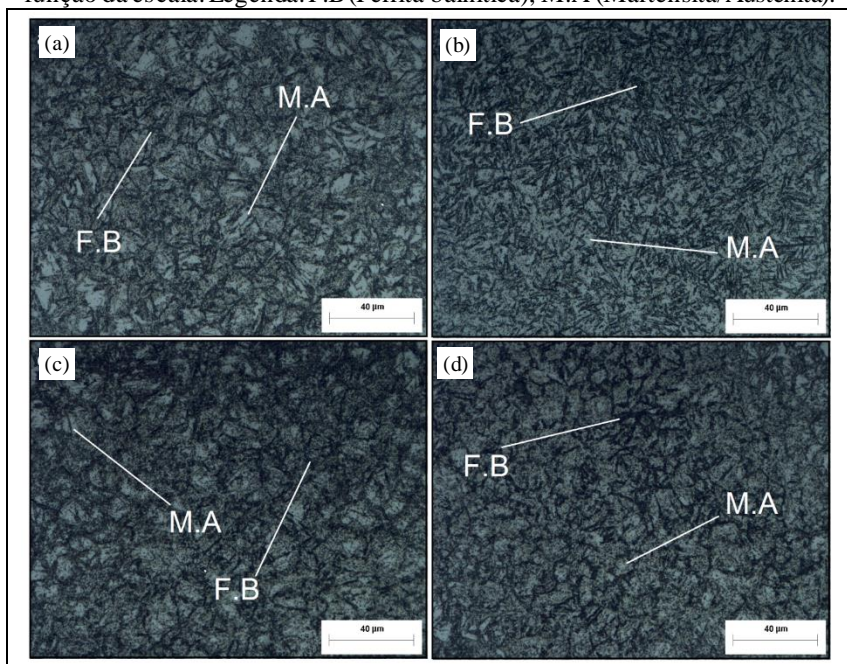
O retardo na formação da ferrita bainítica da liga 3 e 4 é devido aos elementos de ligas presentes. Na liga 3 o tempo de formação da bainita é mais longa, devido ao seu alto teor de manganês, que proporciona um afastamento da curva TTT para a direita, ocasionando assim um maior tempo para a transformação bainítica.

A liga 4 com maior teor de níquel teve efeito retardador no início da transformação da ferrita bainítica, o níquel aumenta a austemperabilidade.

Ambos os elementos químicos, manganês e níquel tem a mesma influência no deslocamento das curvas TTT para direita, porém o efeito do manganês é mais acentuado que o níquel.

Na Figura 4.22, são apresentadas as quatro ligas austemperadas a 370°C, durante 24 horas. Neste tempo é possível observar feixes de ferrita bainítica em todas as ligas.

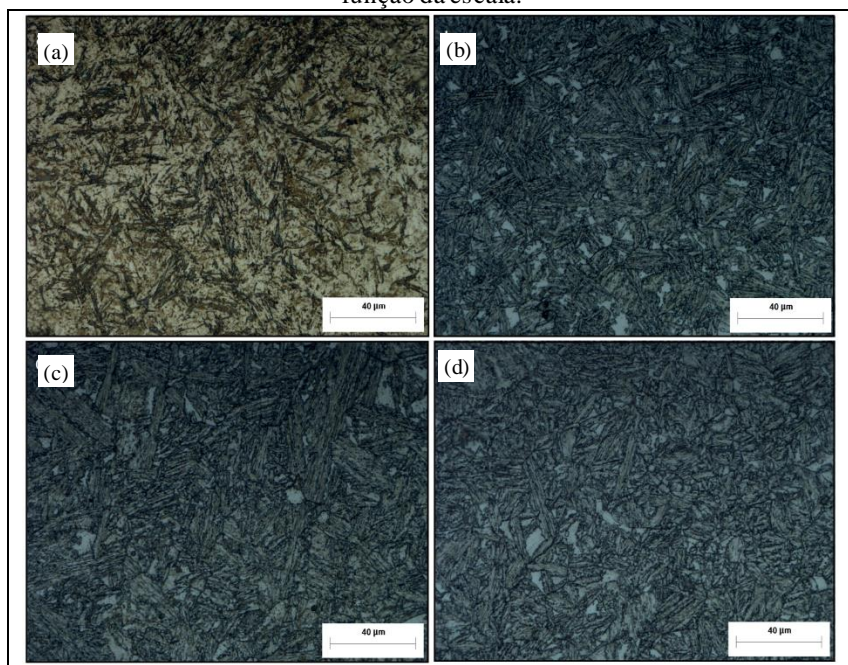
Figura 4.22 - Microestrutura das amostras austemperadas a 370 °C por 24 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala. Legenda: F.B (Ferrita bainítica); M.A (Martensita/Austenita).



Fonte: A Autora (2017).

Na Figura 4.23, são mostradas as micrografias das amostras austemperadas por 72 horas, comparando com a Figura 4.21, há uma grande diferença na evolução da matriz bainítica. Onde já se percebe o direcionamento dos feixes de ferrita bainítica, menor presença de martensita e austenita retida, a partir deste tempo as amostras começam a entrar na estase da transformação bainítica.

Figura 4.23 - Microestrutura das amostras austemperadas a 370 °C por 72 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

A estase da reação bainítica é atingida para tempos bastante longos de tratamentos térmicos isotérmicos, aproximadamente 72 horas, para as amostras austemperadas a 370°C. O fenômeno da estase está associado a diminuição da cinética de migração das interfaces ferrita/austenita em relação a velocidade calculada, supondo equilíbrio (ou para-equilíbrio) na interface, o que provoca a separação das curvas em C e da baía da curva TTT. Esta diminuição na velocidade de migração das interfaces está associada ao fenômeno de arraste de soluto. Cessada a nucleação simpática e com uma energia livre entre as fases relativamente baixa, a transformação de fase também cessa.

Na sequência de imagens apresentadas, das Figuras 4.20 a 4.23 em tempos variando entre 6 a 72 horas, nota-se a evolução da fração volumétrica de ferrita bainítica, que apresentou valores entre: liga 1 (6% a 64%); liga 2 (12% a 73%); liga 3 (0% a 60%) e liga 4 (0% a 63%), respectivamente.

Percebe-se que a transformação bainítica para maior temperatura de austêmpera ocorre em maiores tempos, o que era esperado com base nas simulações realizadas no software JMatPro e conforme figura 2.26 do subitem 2.2.1.2.

Comparando os aspectos morfológicos das amostras austemperadas a 370°C, com as austemperadas a 280°C, encontra-se algumas diferenças entre os resultados. Porém, em ambos os experimentos realizados o início da nucleação de ferrita bainítica é acelerada para as ligas com maior teor de silício. Sendo assim, a taxa de transformação volumétrica é maior para a liga 2 em ambos os experimentos. E os elementos manganês e níquel retardam a transformação bainítica.

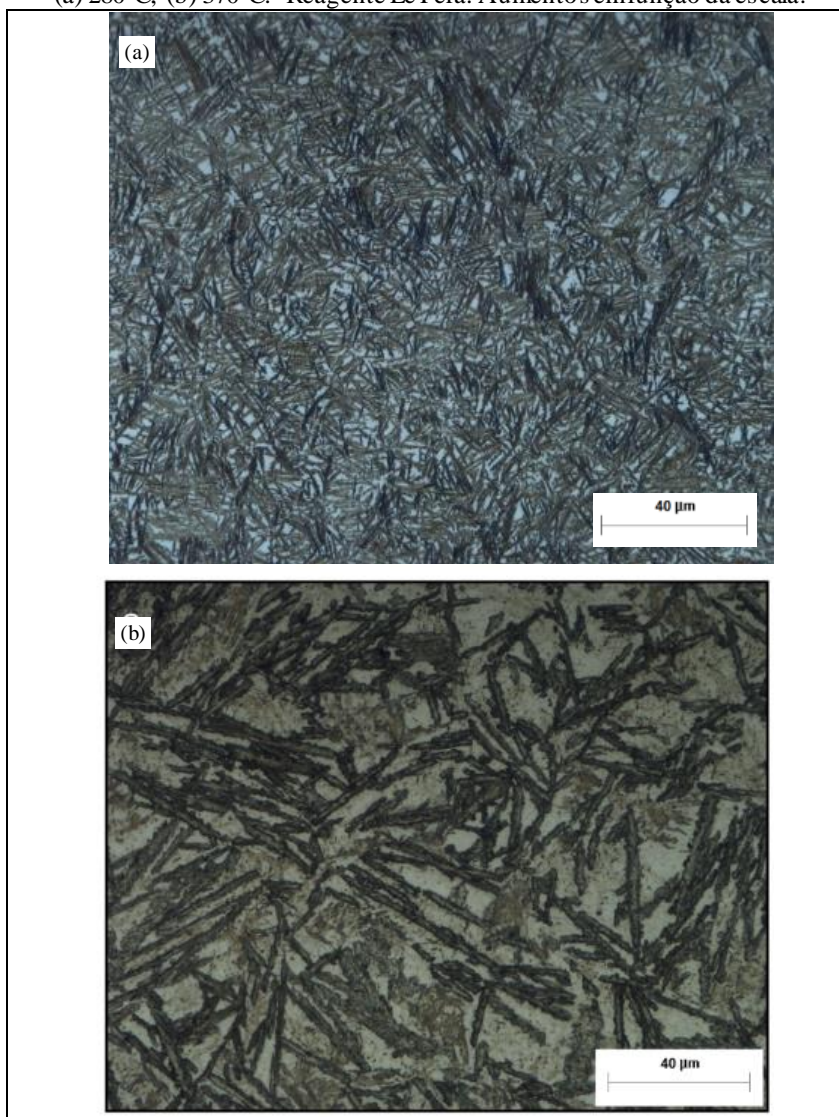
Na menor temperatura de austêmpera, de 280°C o atraso da nucleação da ferrita bainítica não foi tão intensificado como na temperatura de 370°C. O início da nucleação da ferrita bainítica para a maior temperatura de austêmpera ocorreu em torno de 24 horas de resfriamento, enquanto nas ligas austemperadas a 280°C o início da nucleação ocorreu em torno de 3 horas de resfriamento.

Em menores temperaturas de austêmpera, ocorre maior solubilidade na austenita que na ferrita, auxiliando na estabilidade da austenita.

As micrografias da Figura 4.24, fazem uma comparação entre uma amostra da liga 1 austemperada a 280°C e 370°C, onde nota-se que para uma maior temperatura de austêmpera, tem-se uma estrutura mais grosseira quando comparada com a amostra austemperada a menor temperatura de austêmpera, ambas em um tempo de 168 horas. Sabe-se que a taxa de nucleação de uma nova fase é função do intervalo de temperatura no qual se afasta um sistema (fase mãe) em relação a uma temperatura de equilíbrio teórica (PADILHA, 2007). Este intervalo de temperatura é comumente chamado de superresfriamento. Neste contexto, uma menor temperatura de austêmpera promove um maior grau de superresfriamento e, conseqüentemente, a nucleação de uma maior quantidade de ferrita bainítica para um mesmo intervalo de tempo.

Adotando o modelo de crescimento difusional (GOLDENSTEIN, 2002), a menor velocidade de difusão do carbono na temperatura de 280°C também resulta em uma menor taxa de crescimento dos feixes de ferrita bainítica. Assim sendo, as ripas de ferrita permanecem muito finas até o final do tratamento térmico.

Figura 4.24 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 168 horas:
(a) 280°C, (b) 370°C. Reagente Le Pera. Aumentos em função da escala.



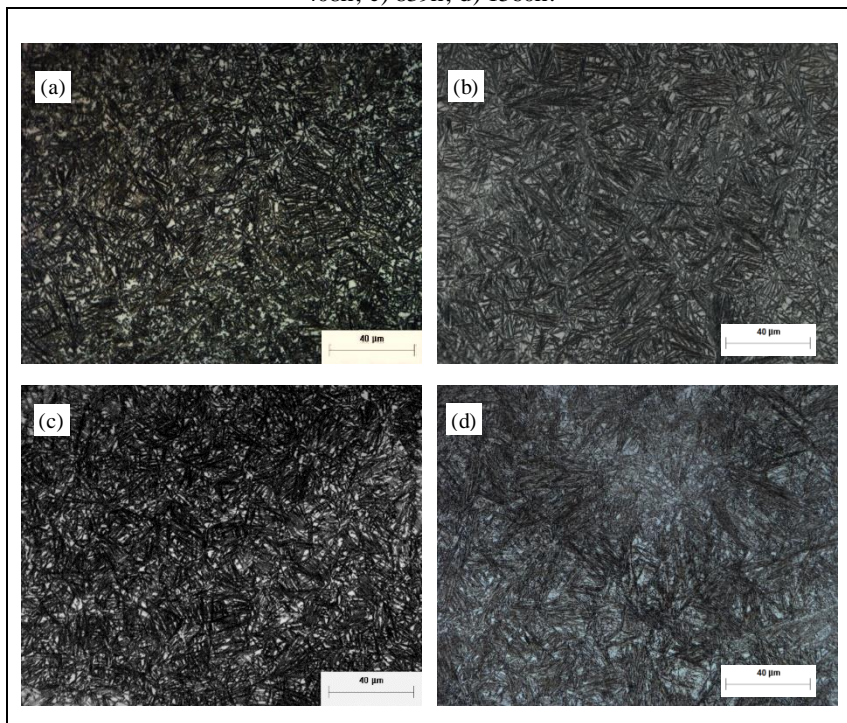
Fonte: A Autora (2017).

As ligas austenitizadas a 870°C e austemperadas a 280°C, foram estudadas por tempos mais longos que as demais, os estudos foram até

1560h. Nas Figuras 4.25 a 4.28 é ilustrada a evolução microestrutural das quatro ligas nos tempos de 168h, 408h, 839h e 1560h.

Na Figura 4.25 são apresentadas as microestruturas para a liga 1, nos tempos descritos acima.

Figura 4.25 - Microestruturas da Liga 1. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h.

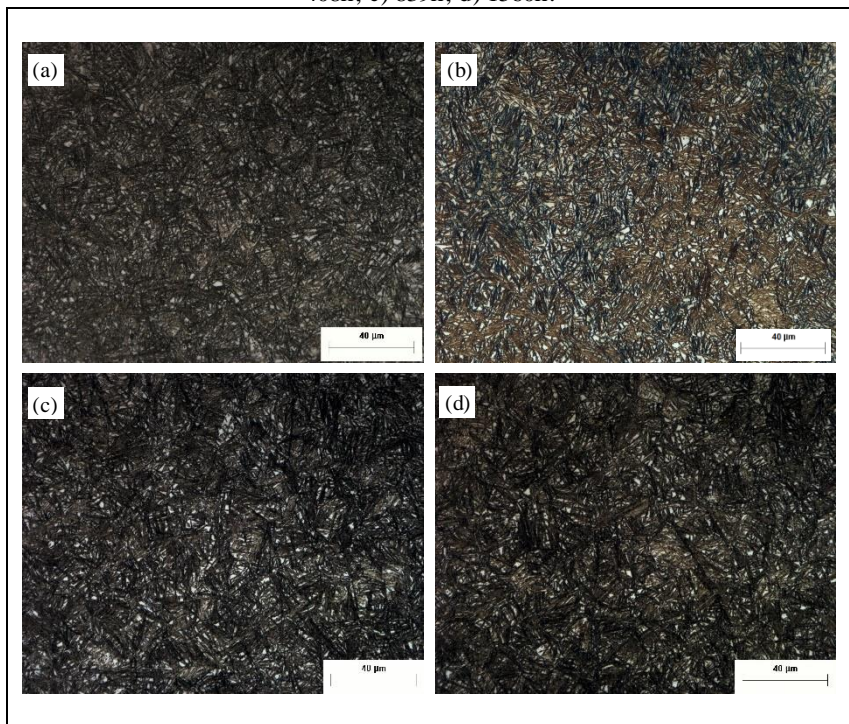


Fonte: A Autora (2017).

Percebe-se que a evolução microestrutural, encontra-se em estase, pois não se nota grandes diferenças entre as microestruturas apresentadas.

Na Figura 4.26 são apresentadas as imagens das microestruturas para a liga 2, nos tempos de 168h, 408h, 839h e 1560h.

Figura 4.26 - Microestruturas da Liga 2. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h.



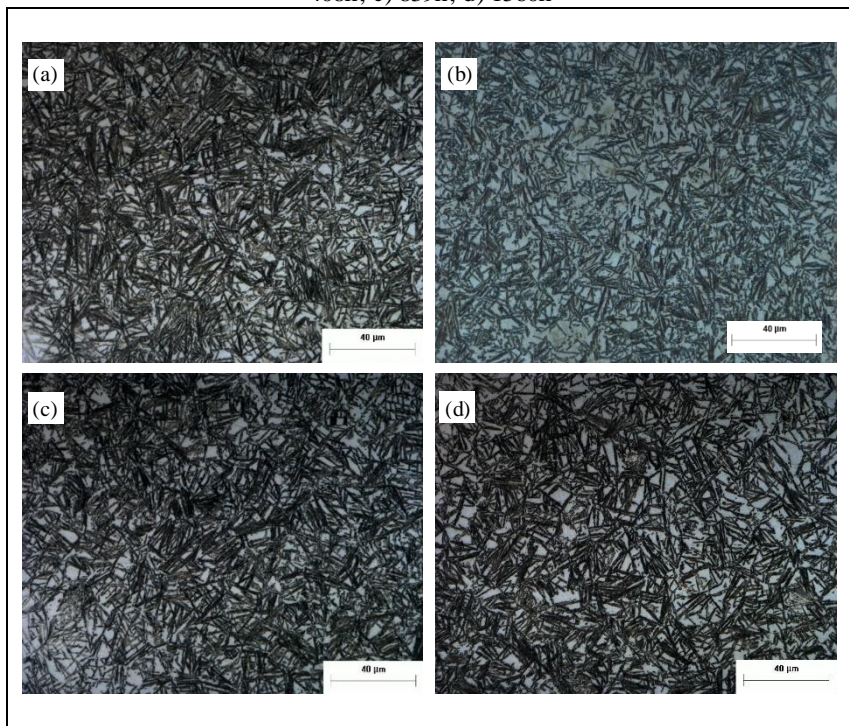
Fonte: A Autora (2017).

Durante a estase a evolução microestrutural permanece a mesma, porém há partição de carbono para a austenita.

Para as ligas 3 e 4, representadas nas Figuras 4.27 e 4.28, é nítida uma menor transformação em relação as ligas 1 e 2, apresentadas nas Figuras 4.25 e 4.26.

Na Figura 4.27 são apresentadas as imagens das microestruturas para a liga 3, nos tempos de 168h, 408h, 839h e 1560h.

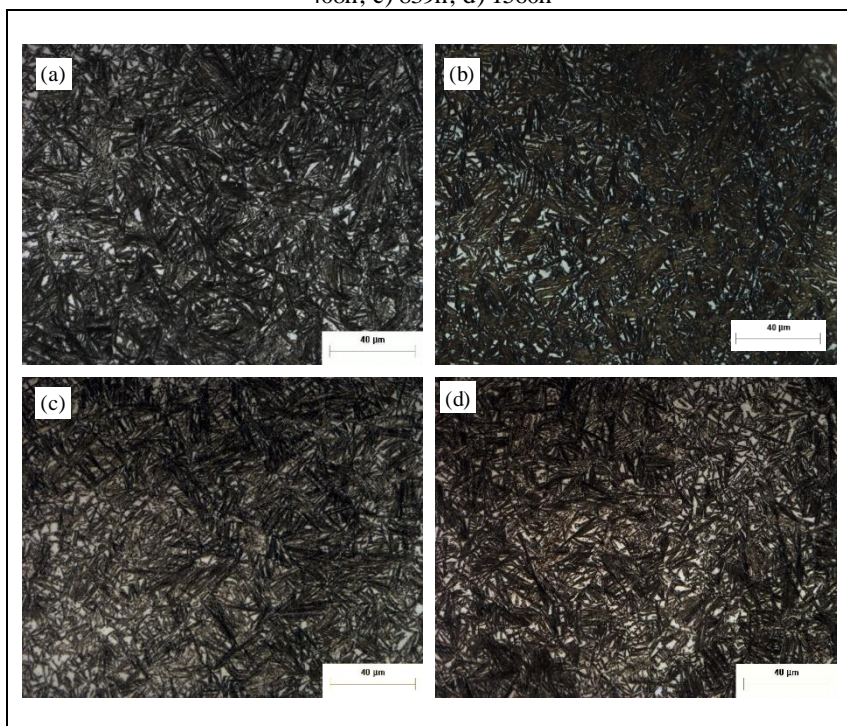
Figura 4.27 - Microestruturas da Liga 3. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h



Fonte: A Autora (2017).

Na Figura 4.28 são apresentadas as imagens das microestruturas para a liga 4, nos tempos de 168h, 408h, 839h e 1560h.

Figura 4.28 - Microestruturas da Liga 4. Condição (870/280 °C): a) 168h; b) 408h; c) 839h; d) 1560h

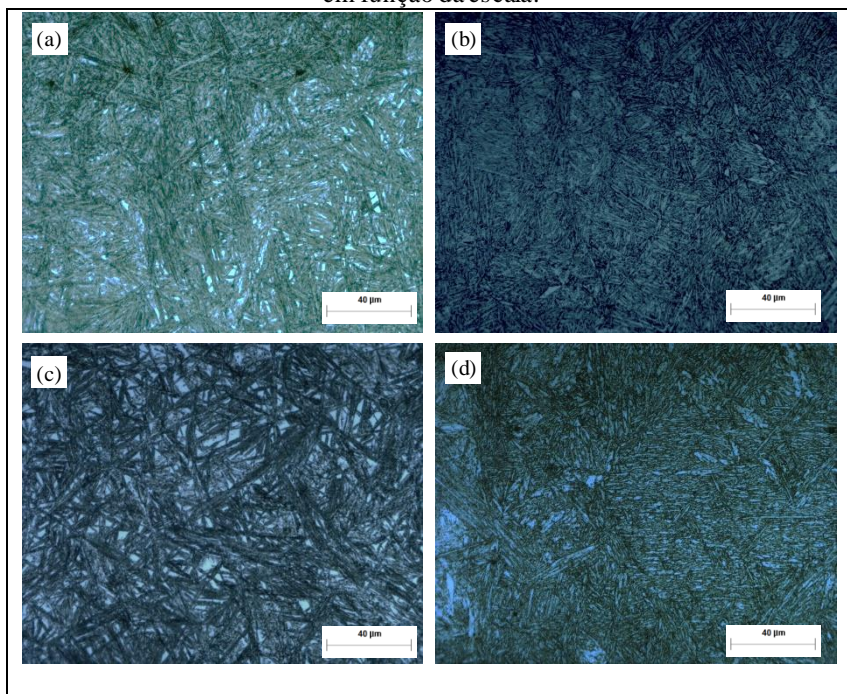


Fonte: A Autora (2017).

As próximas micrografias a serem apresentadas são de amostras das quatro ligas, austenitizadas com a temperatura mais elevada de 1150°C e austemperadas a 280°C. Nestas micrografias serão analisadas as amostras de 6 horas, sendo possível observar que a quantidade de ferrita bainítica transformada é maior que as amostras austenitizadas a 870°C, porém da mesma forma os efeitos dos elementos de liga se repetem.

Observa-se na Figura 4.29, que as ligas 1 e 2 apresentam uma maior taxa de transformação bainítica em relação a liga 3 e 4, mas todas as ligas ainda apresentam martensita em sua microestrutura.

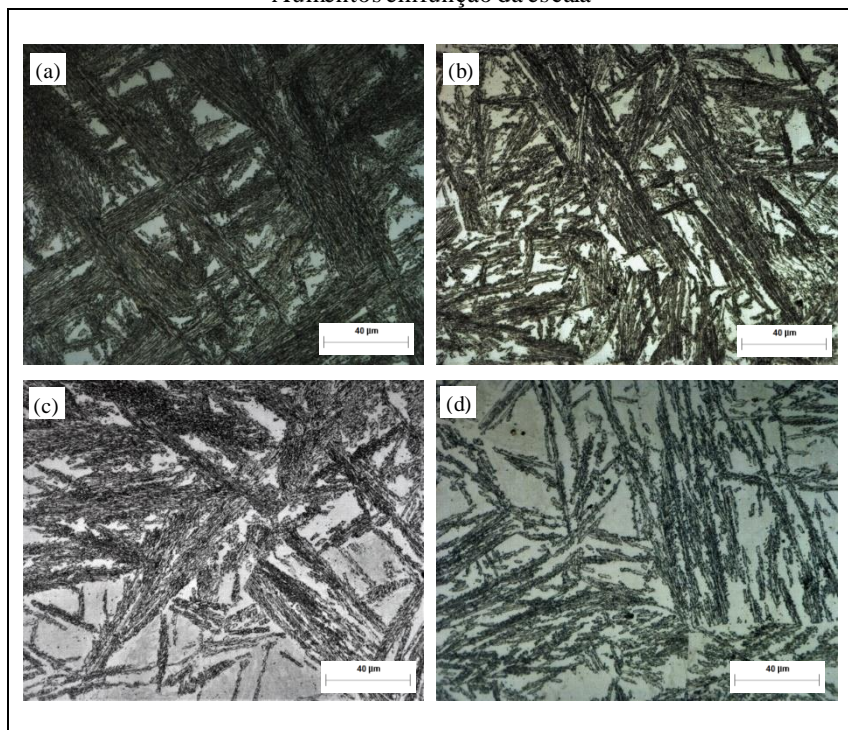
Figura 4.29 - Microestrutura das amostras austemperadas 1150/280°C por 6 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Agora em comparação as micrografias anteriores serão analisadas as imagens de amostras das quatro ligas, austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 370°C. Nestas micrografias, Figura 4.30, as amostras foram tratadas durante 12 horas, sendo possível observar que a microestrutura em comparação as amostras austemperadas a 280°C é mais grosseira, se aproximando das amostras tratadas na condição de 870°C/370°C (Figura 4.23), porém com uma quantidade maior de ferrita bainítica transformada.

Figura 4.30 - Microestrutura das amostras austemperadas a 1150/370°C por 12 horas: (a) liga 1, (b) Liga 2, (c) Liga 3, (d) Liga 4. Reagente Picral. Aumentos em função da escala



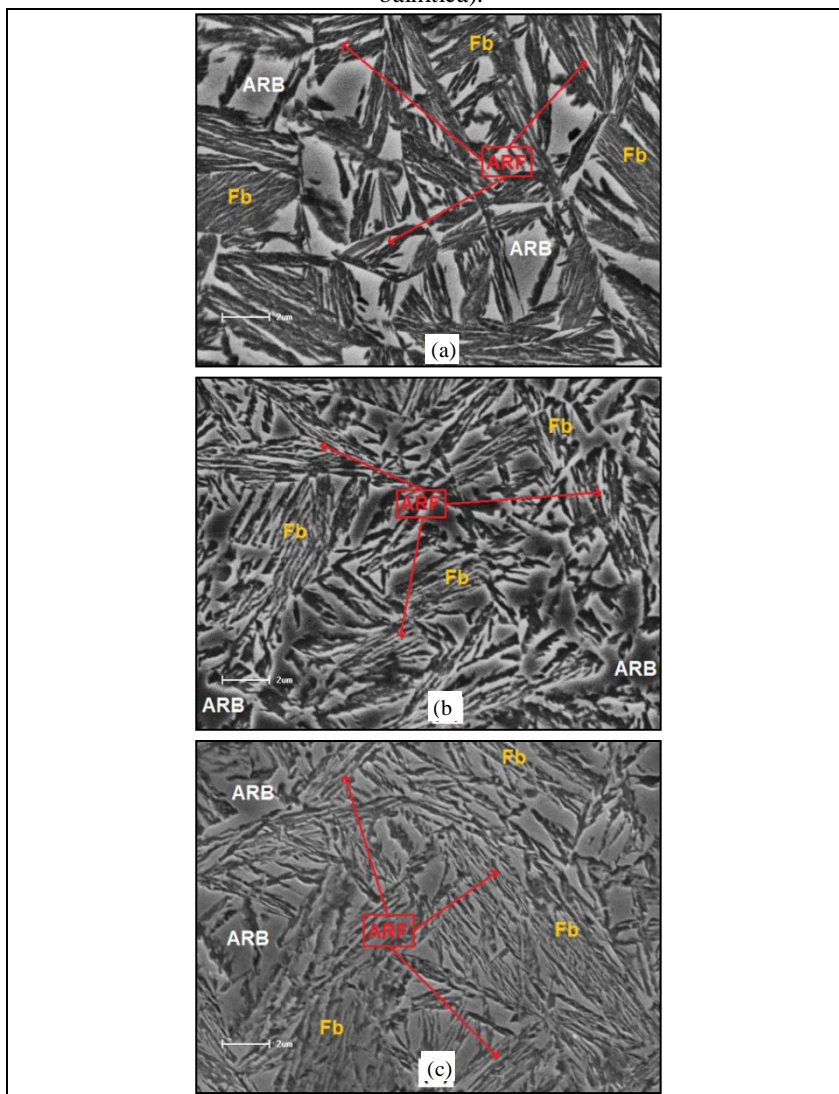
. Fonte: A Autora (2017).

4.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As imagens mostradas neste item foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), o que possibilita a análise de alguns aspectos morfológicos fundamentais para o entendimento das microestruturas geradas após o tratamento térmico de austêmpera.

Na micrografia da Figura 4.31, para a amostra da liga 1, austemperada a 280°C por 24 horas (a), 168 horas (b) e 839 horas (c). Destaca-se a presença de feixes de ripas de ferrita bainítica (FB), além da presença de austenita retida, na forma de blocos (ARB) e na forma de filmes (ARF).

Figura 4.31 - Micrografias da Liga 1 austemperadas por 24h (a), 168h (b) e 839h (c) horas e austemperadas 280°C. Reagente Picral 4%. Legenda: ARB (austenita retida em blocos); ARF (austenita retida em filmes); Fb (ferrita bainítica).

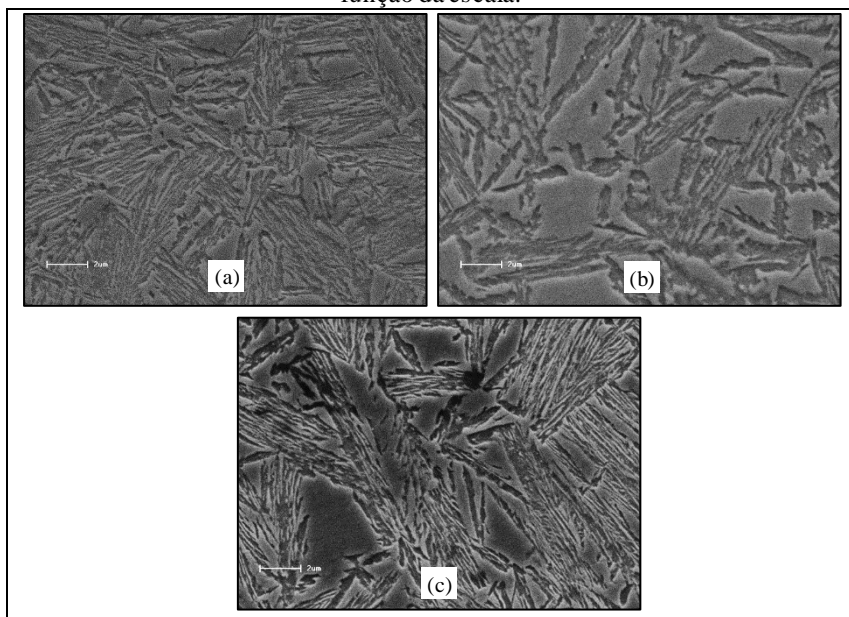


Fonte: A Autora (2017).

Para maiores tempos de austêmpera, percebe-se o aumento da fração volumétrica de ferrita bainítica, diminuindo a quantidade de austenita retida na forma de blocos. Quanto maiores forem as áreas de austenita retida em blocos, maior a probabilidade de formação de martensita durante o resfriamento.

Na Figura 4.32, apresentam-se amostras austenitizadas a 870°C e austemperadas a 280°C durante 168 horas das ligas 2 (a), liga 3 (b) e liga 4 (c).

Figura 4.32 - Micrografia das Ligas: Liga 2 (a), Liga 3 (b) e Liga 4 (c) austemperadas por 24 horas a 280°C. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

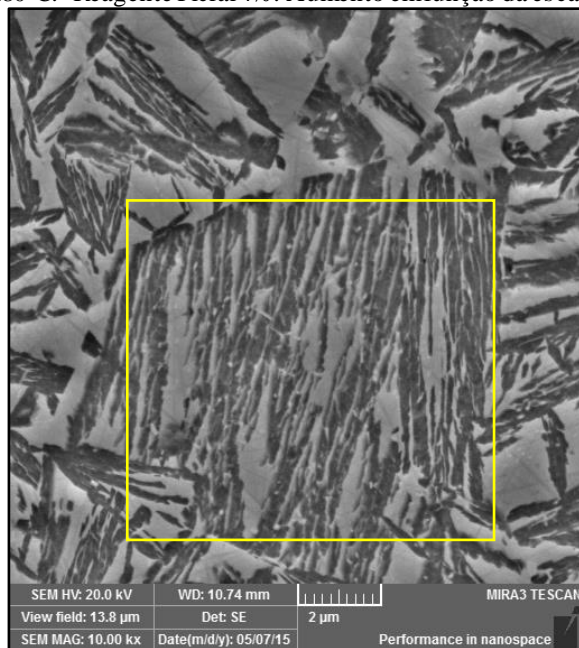
Nestas micrografias, notam-se uma maior fração volumétrica de austenita retida, tanto na forma de filmes finos como de blocos com tamanhos heterogêneos, para as ligas 3 (b) e 4 (c), com maior teor de manganês e níquel, respectivamente, em relação as ligas 1 (Figura 4.27 – b) e a liga 2 (Figura 4.28 – a). Desta forma, as morfologias observadas, em ambas as ligas, confirmam o efeito do manganês e do níquel na estabilidade da austenita e no retardo da formação de ferrita bainítica.

Conforme Bhadeshia (2012), apresentado no subitem 2.2.2, o autor associa a grande presença de austenita na forma de blocos ao efeito das segregações de níquel na interface α/γ durante a estase da reação bainítica, ao qual atribui a causa do pequeno tamanho dos feixes de ferrita bainítica e dos finos filmes de austenita retida devido a se trabalhar com aços alto teor de carbono e níquel.

As imagens apresentadas na Figura 4.32 também podem ser comparadas as imagens apresentadas no subitem 2.2.2, Figura 2.25, as mesmas apresentam grande semelhança, os blocos de austenita são mais grosseiros e maior é a sua distribuição do tamanho, de acordo com a quantidade de ferrita bainítica transformada. Quanto maior a fração transformada menor a quantidade de blocos de austenita retida.

Na Figura 4.33, destacam-se os feixes de ferrita bainítica que cresceram a partir de diferentes contornos de grãos austeníticos.

Figura 4.33 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 24 horas a 280°C. Reagente Picral 4%. Aumento em função da escala.



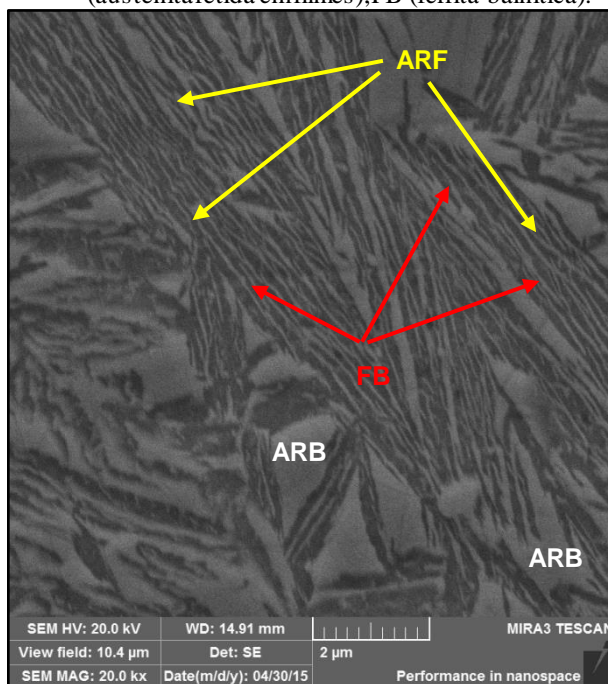
Fonte:A Autora (2017).

Nas regiões de encontro de duas ou mais variantes cristalográficas, pode-se observar a presença de regiões de austenita retida. A qual,

apresenta-se frequentemente na forma triangular ou poliédrica. Na região em destaque da Figura 4.34, enfatiza-se a presença de austenita retida entre as ripas dos feixes de ferrita, chamados na literatura de austenita retida em filmes (ARF).

Na micrografia da Figura 4.34, pode-se observar que as regiões de austenita retida em filmes (ARF), indicadas com auxílio de setas, possuem espessuras médias abaixo de $0,2\ \mu\text{m}$ ($200\ \text{nm}$).

Figura 4.34 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 24 horas a 280°C . Reagente Picral 4%. Legenda: ARB (austenita retida emblocos); ARF (austenita retida em filmes); FB (ferrita bainítica).



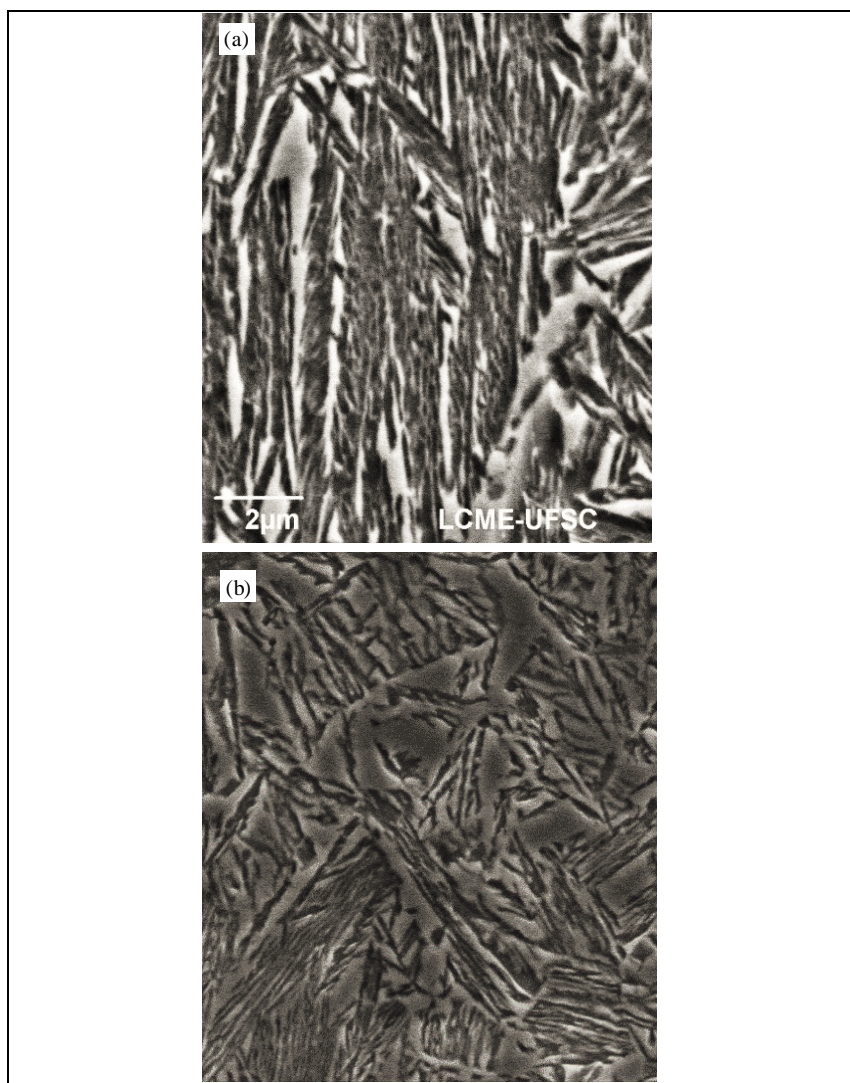
Fonte: A Autora (2017).

Observa-se também, na Figura 4.34, que as ripas (subunidades) de ferrita bainítica possuem dimensões de acordo com os valores mencionados na literatura, ou seja, espessura entre $0,2\ \mu\text{m}$ e $0,1\ \mu\text{m}$ e comprimento em torno de $10\ \mu\text{m}$. Maiores detalhes sobre a influência das diferentes morfologias da austenita retida na quantificação das fases por microscopia óptica serão discutidos no item referente a cinética de transformação bainítica.

Um aspecto bastante estudado na reação bainítica em aços é que ela ocorre por um mecanismo de formação de subunidades, no qual cada ripa individual de ferrita tem crescimento limitado, devido as barreiras para o seu crescimento, tais como outros contornos de grãos austeníticos (Bhadeshia, 2001). Estudos relacionados à rugosidade da bainita, descrevem que a transformação se propaga pela nucleação e crescimento de subunidades consecutivas, até a formação dos já mencionados feixes de ferrita. Segundo o autor, a razão pela qual cada ripa individual possui tamanho limitado é que a deformação que causa a mudança de forma na microestrutura é plasticamente acomodada na austenita, na interface α/γ , ao lado de cada ripa. Este fenômeno resulta no acúmulo de discordâncias na interface, reduzindo a mobilidade da mesma (Bhadeshia, 2001). Desta forma, o mecanismo de crescimento por subunidades passa a ser a alternativa energeticamente mais viável. Logo, a rugosidade típica das ripas de ferrita bainítica, em evidência na microestrutura da Figura 4.30, é resultado de arranjos particulares de discordâncias na interface α/γ .

O efeito da temperatura de austêmpera sobre o refino pode ser observado comparando as imagens da Figura 4.35 (a) e (b), amostras tratadas termicamente a 280°C e 370°C por 72 horas, austenitizadas a 870°C. Estas amostras são da liga 2, maior teor de silício, logo ligas com maior transformação bainítica, fica nítido que a amostra austemperada com maior temperatura apresenta-se mais grosseira.

Figura 4.35 - Micrografia de amostras da Liga 1 austemperadas por 72 horas a 280°C (a) e 370°C (b). Reagente Picral4%. Aumentos de acordo com a escala.

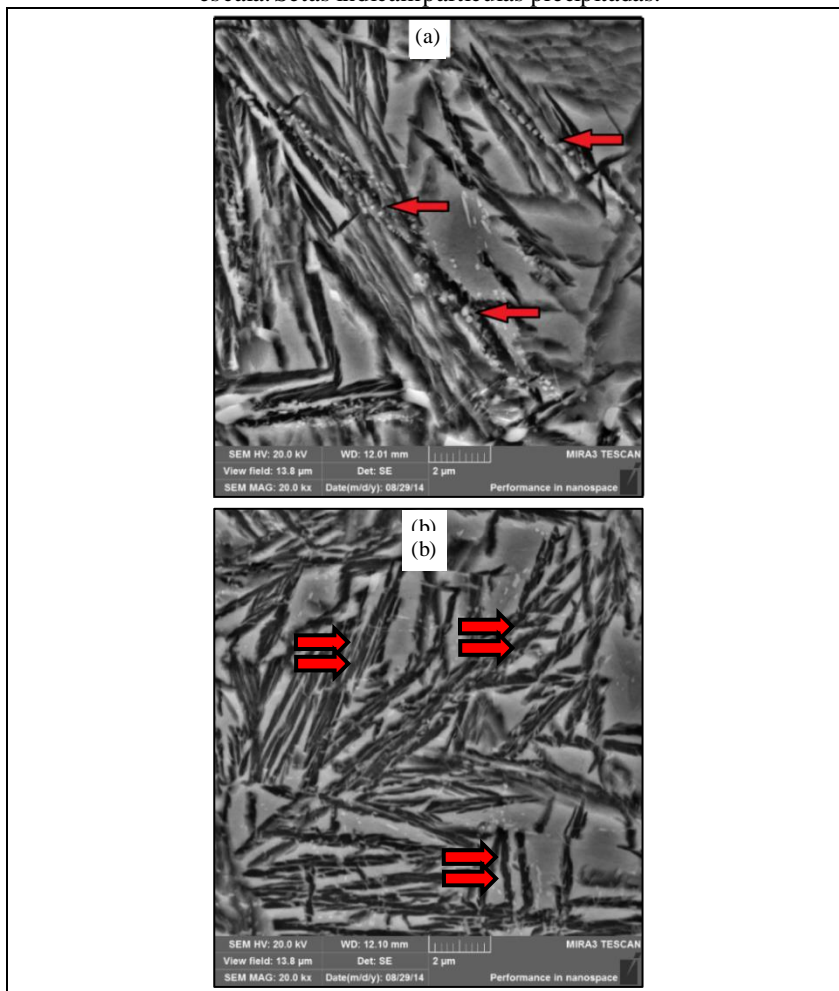


Fonte: A Autora (2017).

Nas Figura 4.36 e 4.37, observa-se uma melhor definição dos aspectos morfológicos nas amostras austemperadas por tempos de 12h,

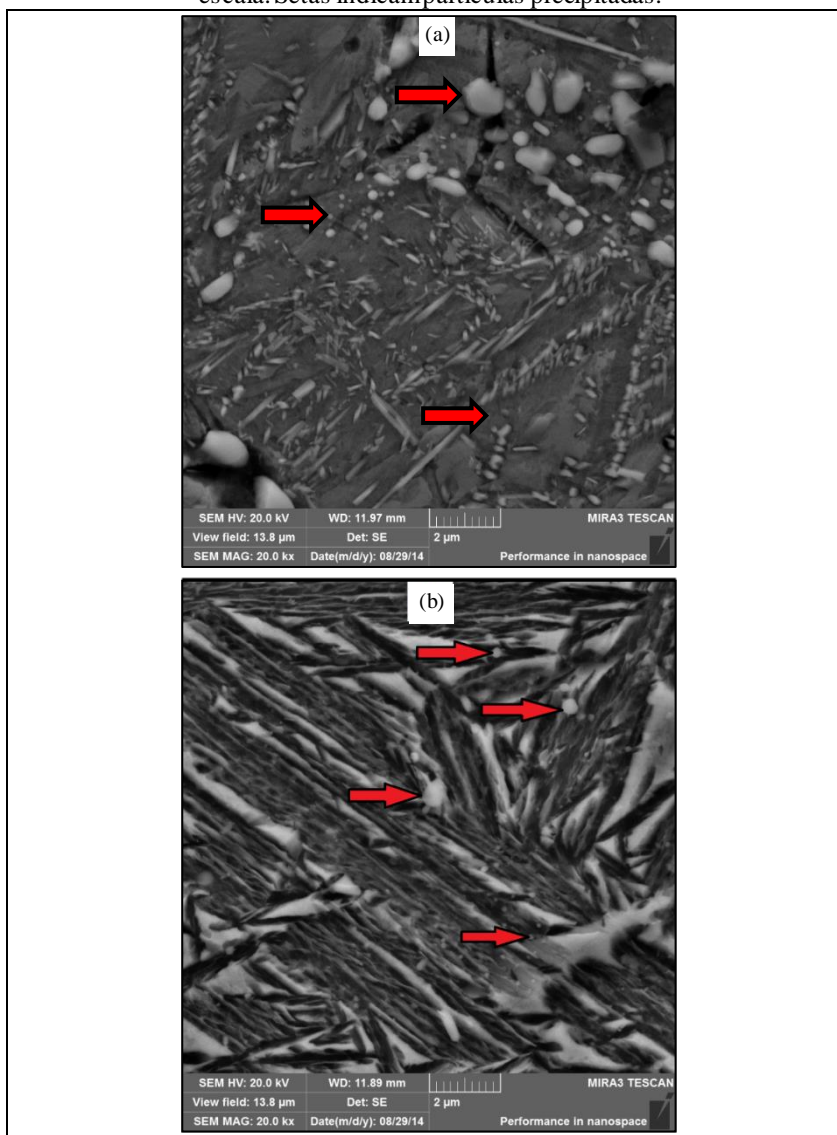
austemperada a 280°C e austenizadas a 870°C, constatando a presença de finos precipitados na microestrutura.

Figura 4.36 – Micrografias obtidas por MEV (FEG) em amostras austemperadas por 12 horas: (a) liga 1, (b) liga 2. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala. Setas indicam partículas precipitadas.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.37 – Micrografias obtidas por MEV (FEG) em amostras austemperadas por 12 horas: (a) liga 3, (b) liga 4. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala. Setas indicam partículas precipitadas.



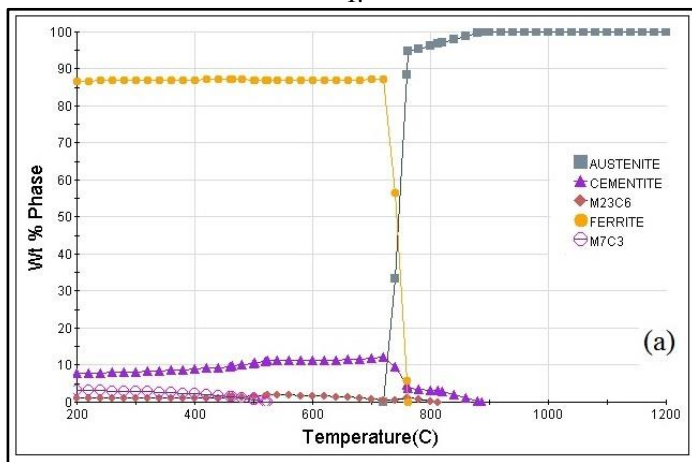
Fonte: A Autora (2017).

Com a varredura realizada na microestrutura das quatro ligas estudadas, com auxílio de ampla escala de aumento, foi possível identificar as partículas indicadas por setas na Figura 4.36 e 4.37, como carbonetos que podem ser oriundos do processo de obtenção dos materiais, neste caso, do processo de conformação mecânica a quente.

A hipótese destes carbonetos não serem dissolvidos na matriz na etapa da austenitização que antecede à austêmpera é corroborada pela interpretação dos diagramas de equilíbrio de fases, obtidos por simulação numérica e ilustrados nas Figuras 4.34 a 4.37, onde se revela a potencial formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e/ou M_7C_3 .

A Figura 4.38 mostra o diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para a liga 1, liga base.

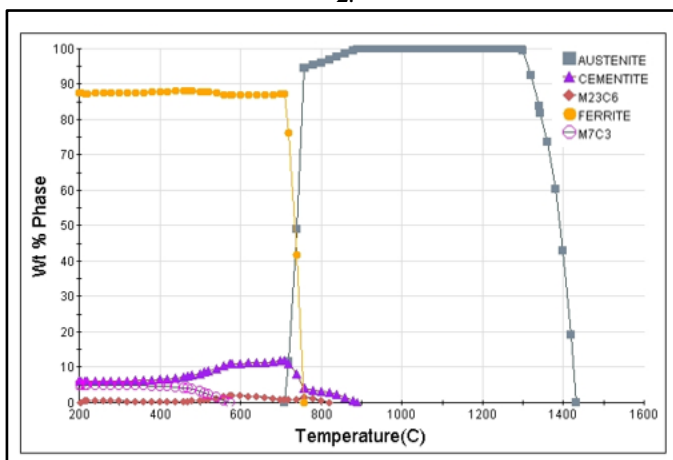
Figura 4.38 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 1.



Fonte: A Autora (adaptado de JMatPro, 2017).

Na Figura 4.39, tem-se o diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para a liga 2, maior teor de silício.

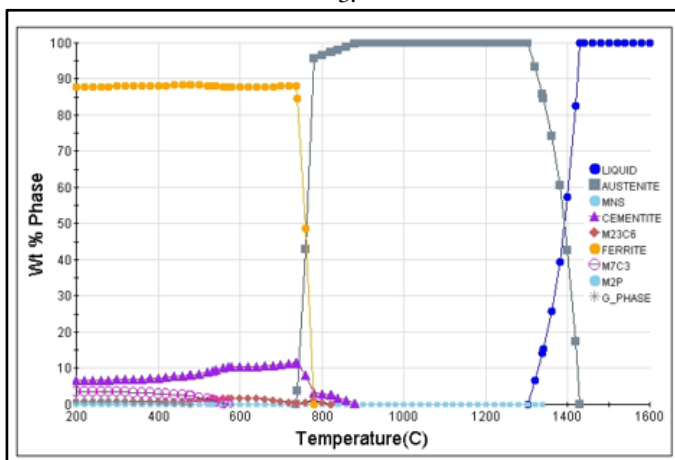
Figura 4.39 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 2.



Fonte: A Autora (adaptado de JMatPro, 2017).

A Figura 4.40, apresenta o diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para a liga 3, maior teor de manganês.

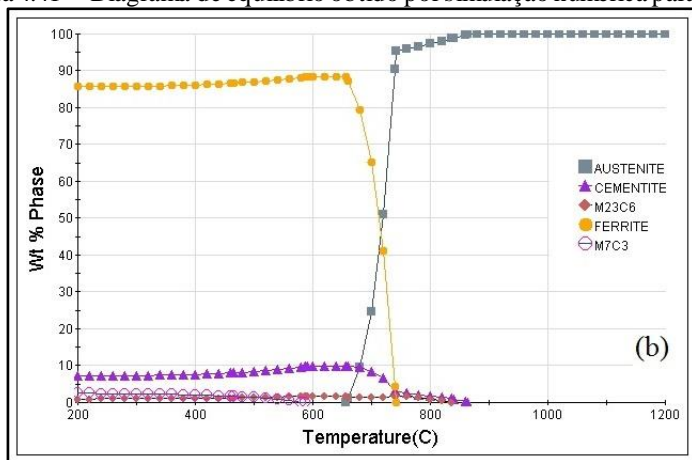
Figura 4.40 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 3.



Fonte: A Autora (adaptado de JMatPro, 2017).

Na Figura 4.41, mostra-se o diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para a liga 4, maior teor de níquel.

Figura 4.41 - Diagrama de equilíbrio obtido por simulação numérica para liga 4.



Fonte: A Autora (adaptado de JMatPro, 2017).

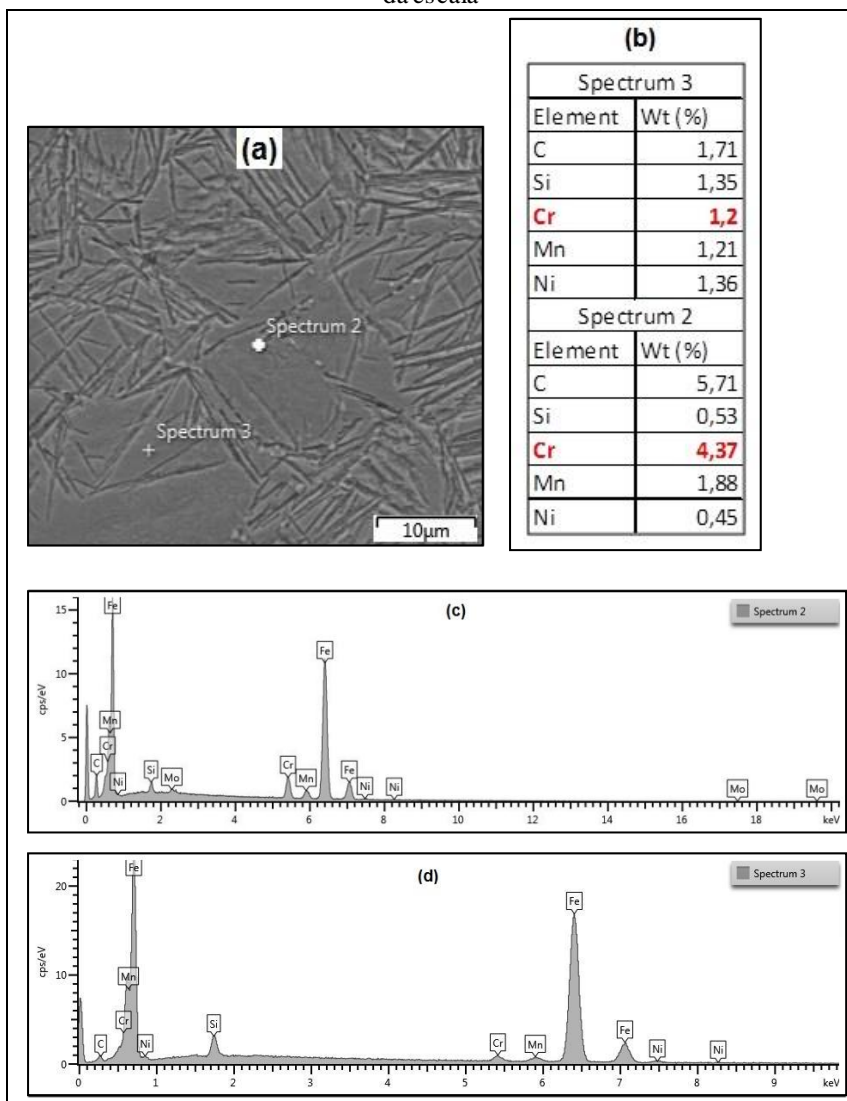
A partir da análise destes diagramas de equilíbrio de fases, pode-se constatar que com uma das temperaturas de austenitização utilizada neste estudo, a de 870°C, pode-se obter austenita com carbonetos, ainda que em pequenas frações volumétricas, como já foi descrito. A literatura revela a ocorrência deste fenômeno, em aços bainíticos contendo significativos teores de cromo e molibdênio, sucedido pela transformação bainítica (BHADESHIA, 2012; FIELDING, 2014).

A hipótese destas partículas serem carbonetos de cromo deve ser considerada, dado seu teor de 1,3% em peso na composição química das ligas associado ao alto carbono e às temperaturas em que as quatro ligas foram processadas a quente, sem que houvesse sua total dissolução na matriz na etapa de austenitização a 870°C. O corte isotérmico no diagrama de fase ternário Fe-C-Cr, ilustrado na Figura 2.28, indica para um material com teor de cromo deste estudo, que a temperatura de solubilização deve ser acima de 1100°C.

A análise de EDS, Figura 4.42, também indica a presença de cromo neste precipitado.

Figura 4.42 – Análises por FEG/EDS em amostra austemperada por 12 horas: (a) Micrografia liga 1; (b) Composição química pontos 2 e 3; (c) Espectrograma

ponto 2 e (d) Espectrograma ponto 3. Ataque Picral 4%. Aumento em função da escala



Fonte: A Autora (2017).

A intensidade dos picos correspondentes a cada espectro de EDS permitiu sugerir a presença de carbonetos de cromo, provavelmente do tipo Cr_{23}C_6 . Em um estudo semelhante, desenvolvido recentemente por

Fielding (2014), foi utilizada a mesma técnica para identificar possíveis segregações de Mn e Cr em aços bainíticos de alto carbono (0,98%C – 1,46%Si – 1,89%Mn – 1,26Cr – 0,26Mo), que foram associadas ao bandejamento, como consequência do processamento termomecânico do material, acompanhada de precipitados de cromo nas regiões onde obtiveram os espectros, os quais foram plenamente confirmados mediante difração de raios X.

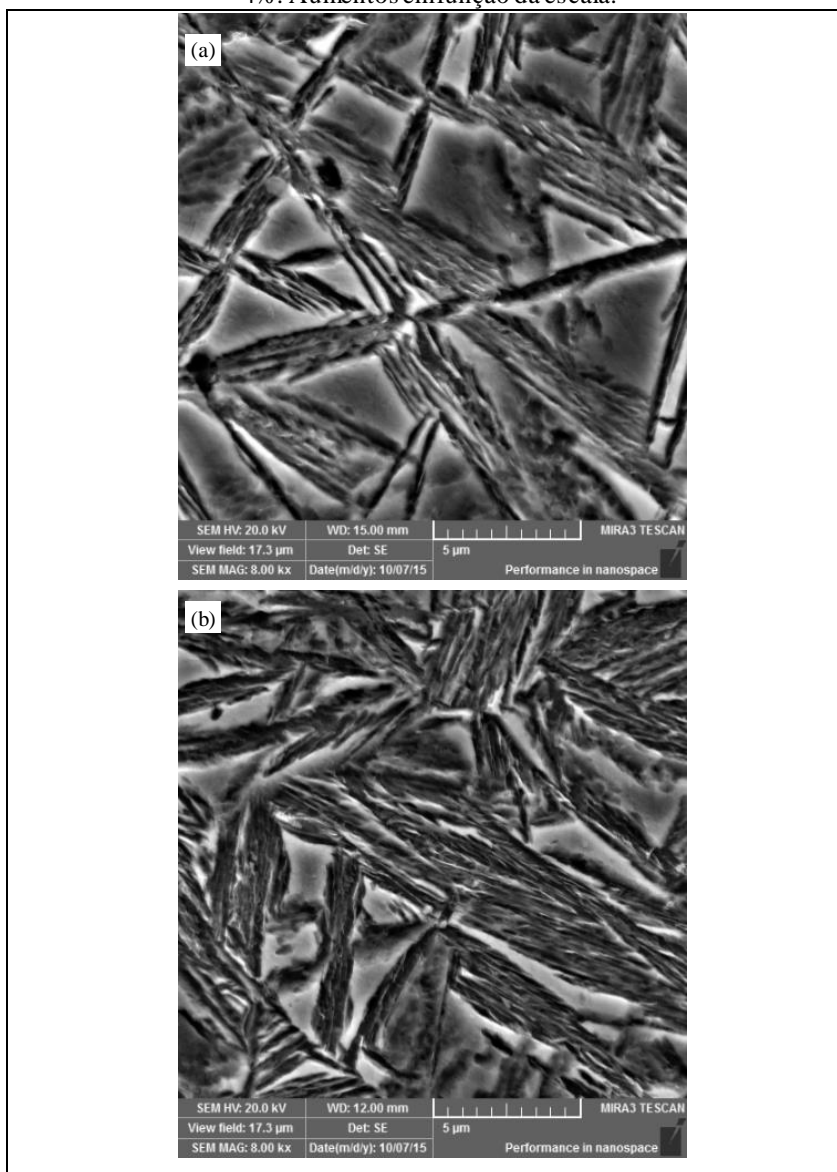
Analisando as amostras austenitizadas a 1150°C, pode-se notar a ausência das partículas presentes na menor temperatura de austenitização (870°C), conforme mostra a Figura 4.43. Isso devido a temperatura e tempo utilizados durante austenitização destes materiais.

Desta forma, sugere-se que as partículas que estão presentes nas amostras austenitizadas na menor temperatura, 870°C, e menor tempo (1h), são carbonetos provenientes da conformação mecânica, assim, quando se tratou esses materiais a temperaturas mais elevadas, 1150°C e por tempos prolongados (4h), ocorreu uma solubilização dos carbonetos.

Corroborando com a hipótese já mencionada anteriormente destas partículas serem carbonetos de cromo, dado seu teor de 1,3% em peso na composição química das ligas associado ao alto carbono e às temperaturas em que ambas as ligas foram processadas a quente. E assim, conforme o diagrama de fase ternário Fe-C-Cr, ilustrado na Figura 2.28, indica para um material com presença de cromo na proporção deste estudo, que a temperatura de solubilização deve ser entre 1150°C e 1200°C.

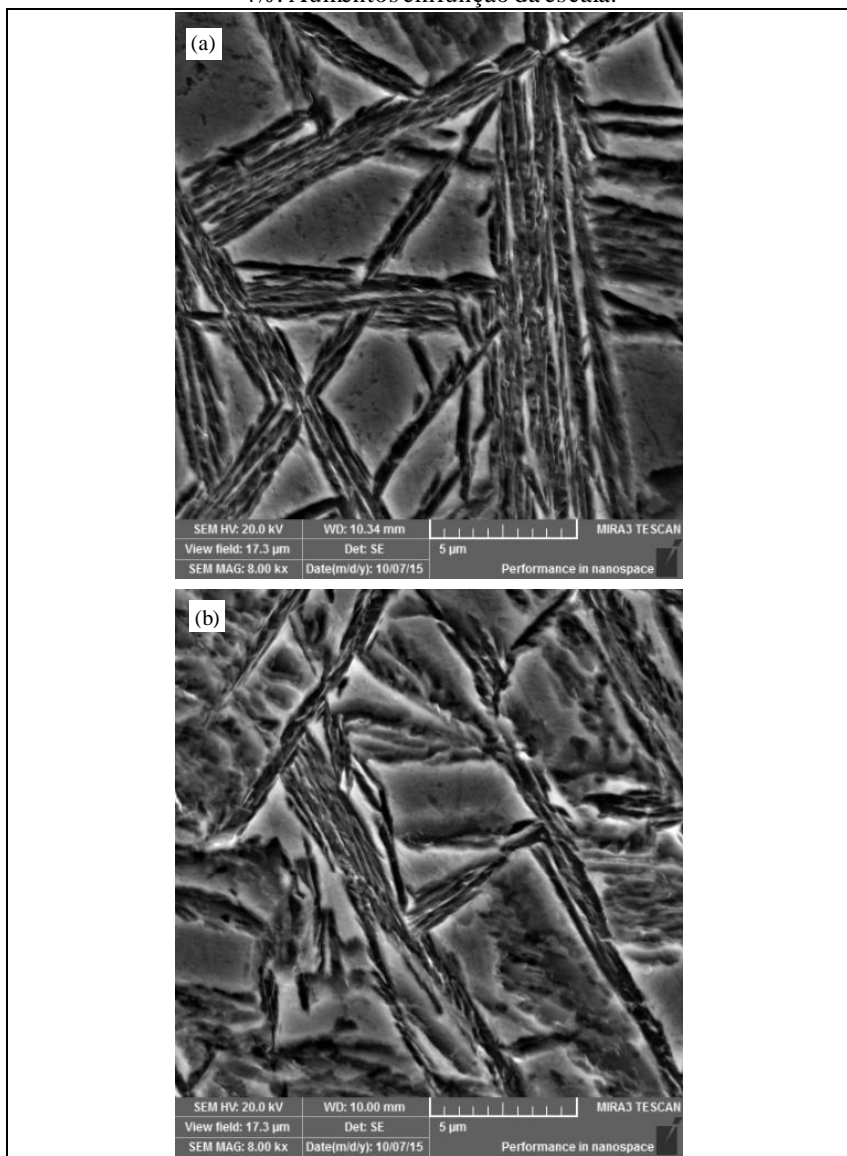
As micrografias apresentadas nas Figura 4.43 e 4.44, são das quatro ligas austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 280°C por 12h.

Figura 4.43 - Micrografias de amostras das Ligas 1 (a), Liga 2 (b), austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 280°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.44 - Micrografias de amostras das Ligas 3 (a), Liga 4 (b), austenizadas a 1150°C e austemperadas a 280°C por 12 horas. Re agente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Essa mesma análise foi realizada para as amostras austemperadas a 370°C. Devido estas amostras também terem apresentado as partículas quando austenitizadas a 870°C, conforme pode ser observado nas Figuras 4.45 e 4.46 a seguir.

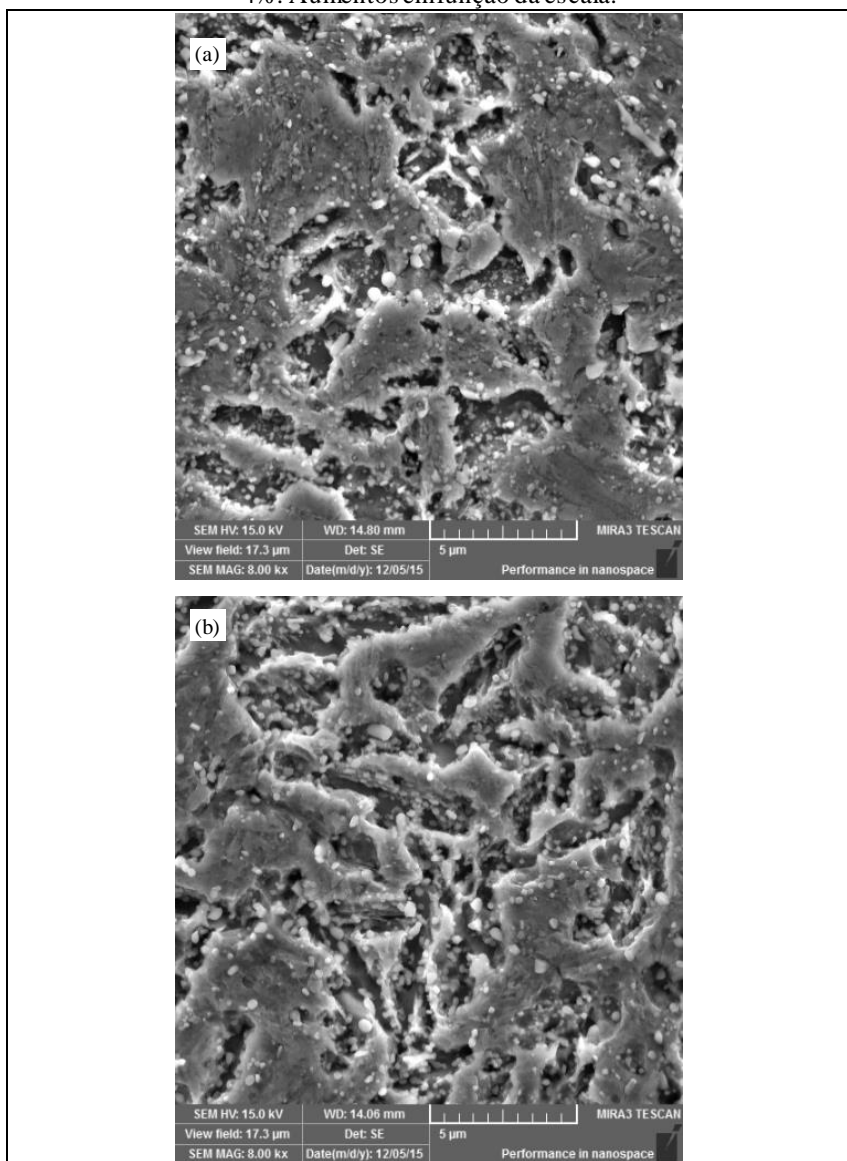
Como já mencionado anteriormente para maiores temperaturas de austêmpera há necessidade de maiores tempos para a transformação bainítica, desta forma é possível observar que as amostras com 12h estão iniciando a transformação bainítica.

Na Figura 4.45 apresenta-se micrografias das ligas 1 (liga base) e da liga 2 (maior teor de Si).

Na Figura 4.46 apresenta-se micrografias das ligas 3 (maior teor de Mn) e da liga 4 (maior teor de Ni).

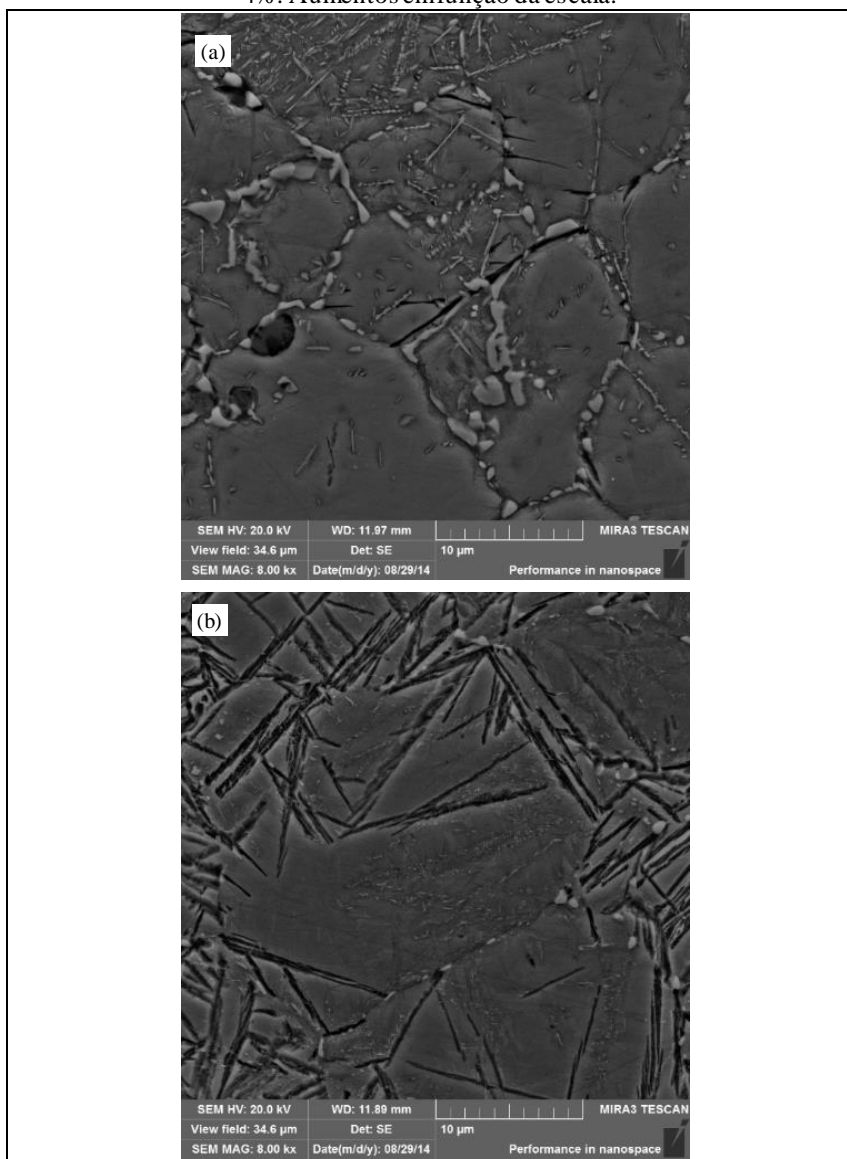
Em relação aos carbonetos, os mesmos estão presentes em todas as ligas, nas ligas 3 e 4, com maiores teores de manganês e níquel respectivamente, a quantidade de partículas é menor, devido ao efeito de ambos os elementos em inibir a formação dos carbonetos.

Figura 4.45 - Micrografias de amostras das Ligas 1 (a), Liga 2 (b), austenitizadas a 870°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

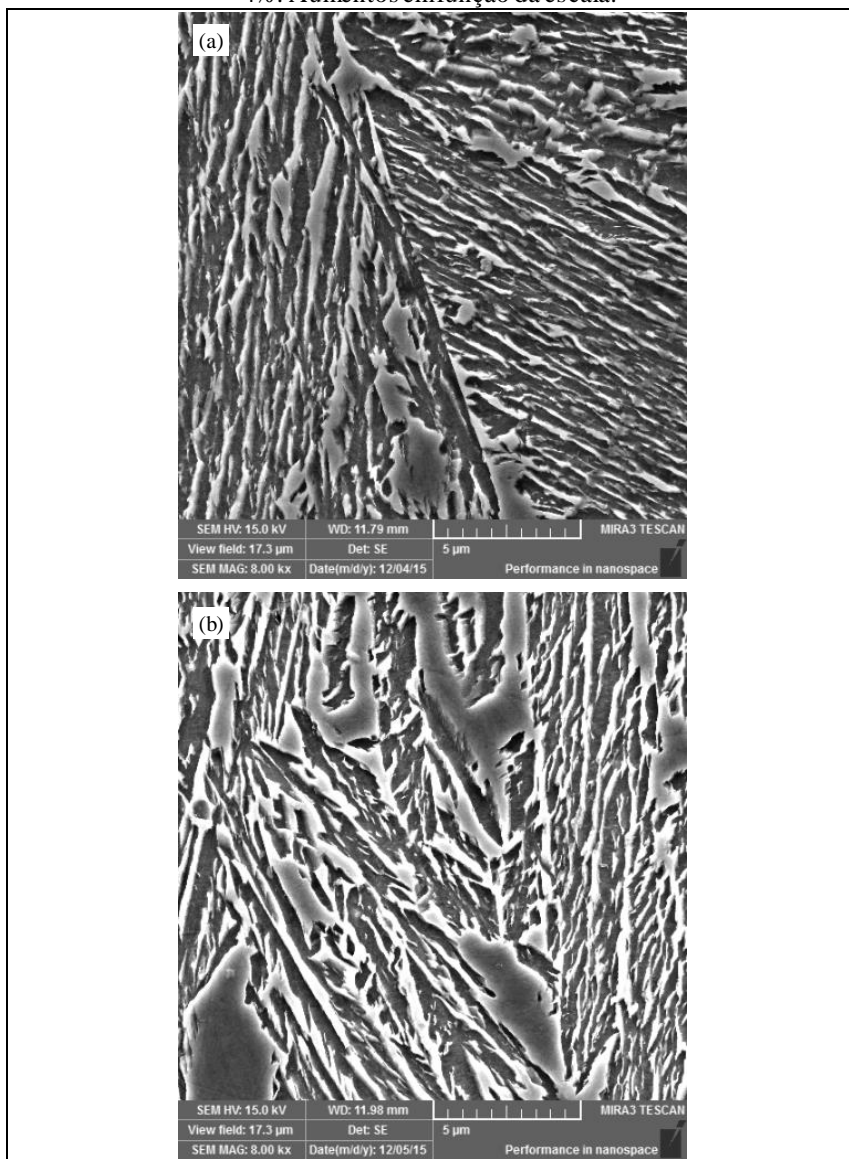
Figura 4.46 - Micrografias de amostras das Ligas 3 (a), Liga 4 (b), austenitizadas a 870°C e aus temperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

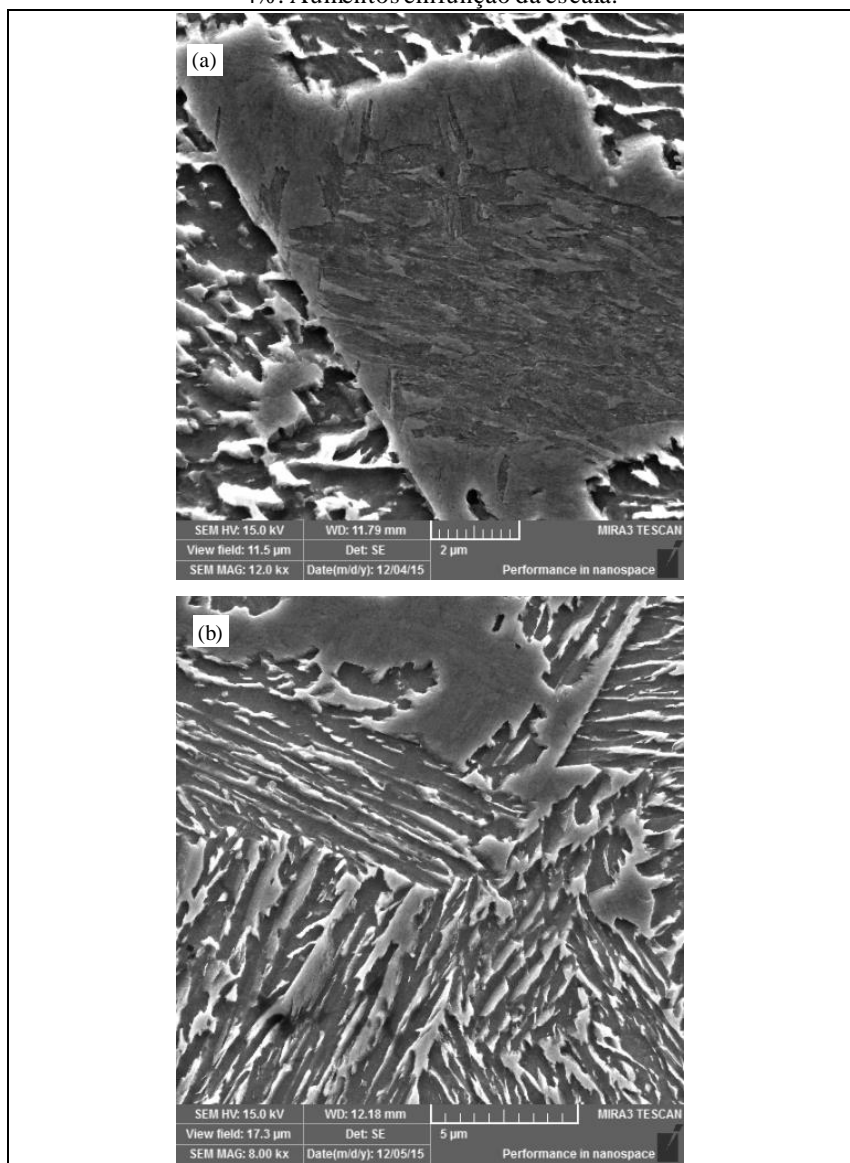
Analisando as amostras austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 370°C , conforme Figuras 4.47 e 4.48. Pode-se verificar a ausência das partículas de carbonetos em todas as ligas. Também é possível verificar que a maior temperatura de austenitização em todas as ligas, resultam em maiores taxas de transformação e a antecipação na estase de transformação, isso devido à redução da energia livre das fases bem como a saturação do carbono na austenita, o que será melhor enfatizado no capítulo referente a cinética.

Figura 4.47 - Micrografias de amostras das Ligas 1 (a), Liga 2 (b), austenizadas a 1150°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.48 - Micrografias de amostras das Ligas 3 (a), Liga 4 (b), austenitizadas a 1150°C e austemperadas a 370°C por 12 horas. Reagente Picral 4%. Aumentos em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

No presente estudo, os resultados obtidos até o momento estão de acordo com a literatura e estudos mais detalhados destes precipitados serão apresentados a seguir, utilizando microscopia eletrônica de transmissão (MET).

4.3.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)

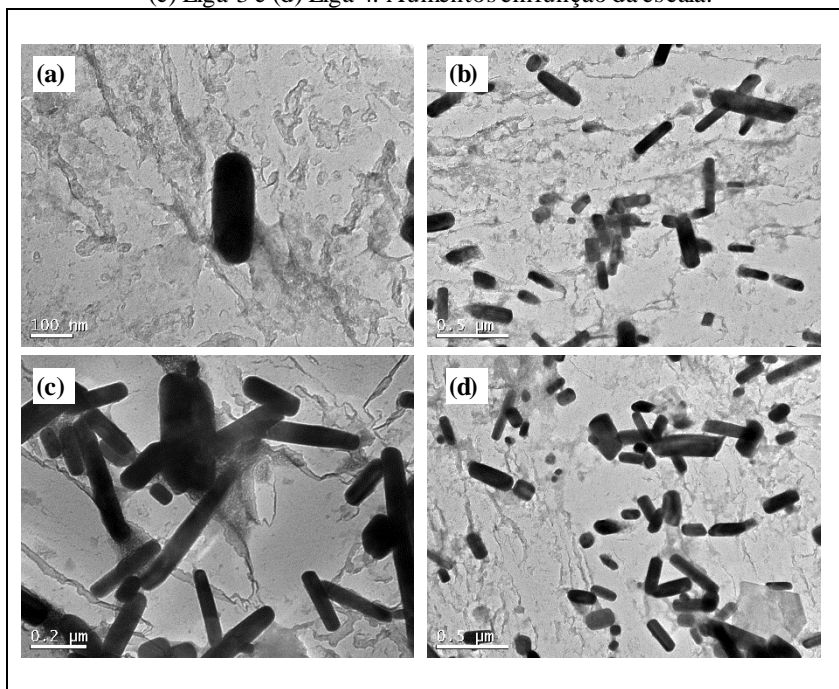
As análises de MET foram realizadas nas amostras das quatro ligas de aços austemperadas a 280°C, austenitizadas a 870°C e 1150°C para evidenciar a presença de precipitados e identificar os mesmos.

As primeiras amostras estudadas foram as austenitizadas a 870°C, devido nas análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) terem sido evidenciadas a presença de partículas, conforme já comentado anteriormente. Para esse estudo, utilizou-se a técnica da réplica de carbono, citada no subitem 3.2.8.

Através do uso de difração de elétrons em área selecionada por meio de Microscopia Eletrônica de Transmissão, verificou-se a precipitação dos carbonetos. Os precipitados foram identificados como carbonetos de cromo do tipo Cr_{23}C_6 (com estrutura cúbica e parâmetro de rede de 10,66 Å) pela interpretação das figuras de difração obtidas a partir das réplicas de extração com carbono, que estão de acordo com as análises termodinâmicas realizadas através do *software* JMatPro.

A identificação foi realizada a partir da indexação de pontos difratados nos padrões de difração obtidos. Algumas micrografias pertencentes a esse estudo são mostradas na Figura 4.49.

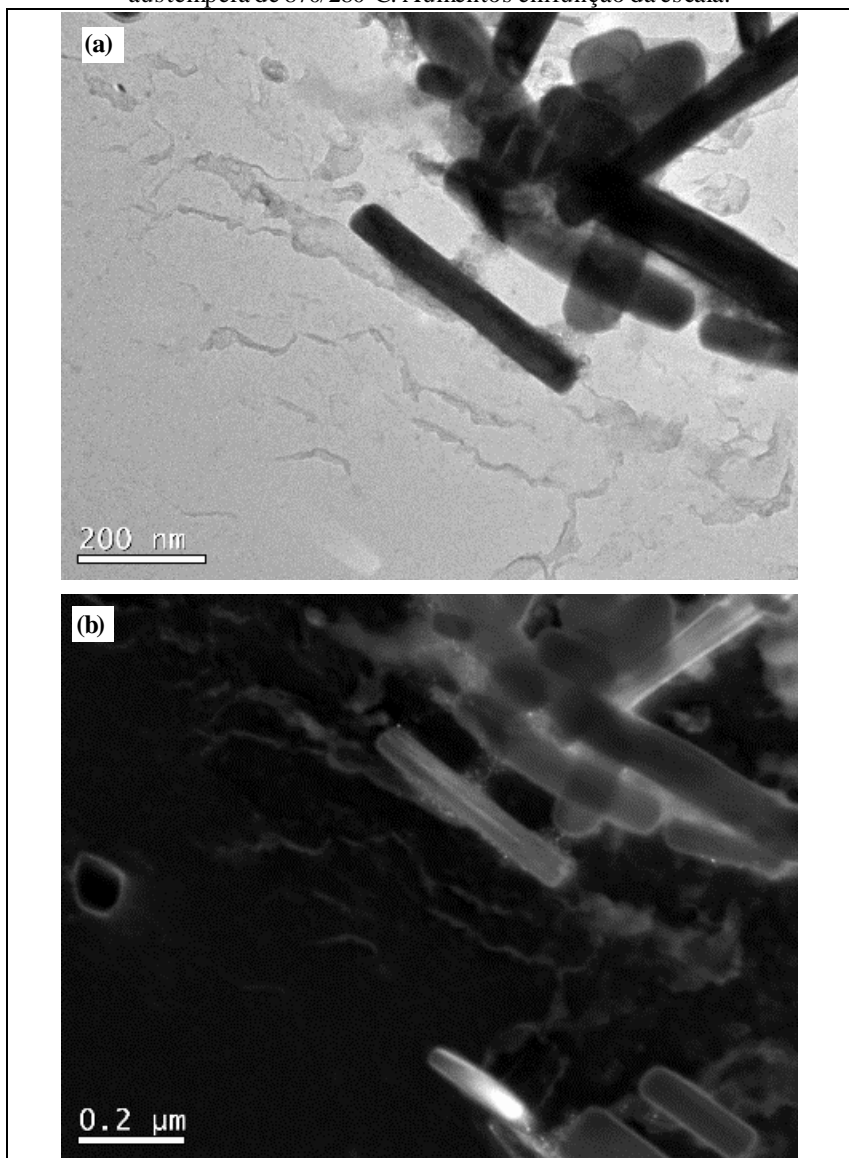
Figura 4.49: Imagens de campo claro mostrando os precipitados nas quatro ligas, na condição de austêmpera de 870/280 °C, sendo: (a) Liga 1; (b) Liga 2; (c) Liga 3 e (d) Liga 4. Aumentos em função da escala.

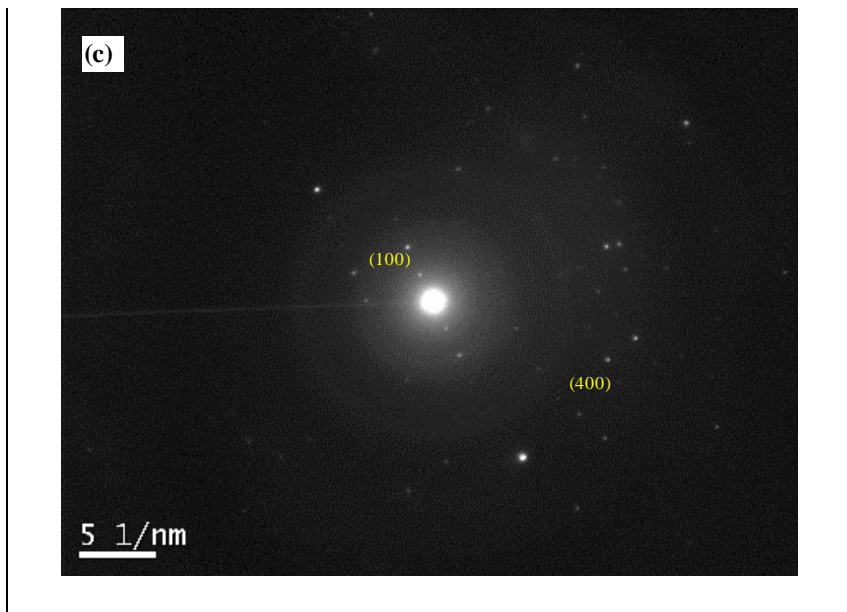


Fonte: A Autora (2017).

O campo claro e campo escuro, assim como o padrão de difração de elétrons de um dos precipitados são mostrados na Figura 4.50.

Figura 4.50: Imagens de campo claro (a), campo escuro (b) e diagrama de difração de elétrons (c) O carboneto de cromo na liga 1 nas condições de austêmpera de 870/280°C. Aumentos em função da escala.





Fonte: A Autora (2017).

As amostras austenitizadas a 1150°C não apresentaram difração, ou seja, não foram evidenciados os precipitados nessas amostras, como já era esperado pelas análises de simulações termodinâmicas e análises de microscopia eletrônica de varredura, onde não houve nenhuma evidencia de precipitados nas amostras tratadas nessas condições.

4.4 ASPECTOS CINÉTICOS DAS AMOSTRAS AUSTENITIZADAS A 870°C E 1150°C, AUSTEMPERADAS A 280°C E 370°C

As amostras austenitizadas a 870°C durante 01 hora e 1150°C durante 04 horas foram transformadas isotermicamente a 280 e 370°C. Os tempos variaram entre 0,02 (1 minuto) a 1560 horas para as amostras tratadas na seguinte condição 870°C/280°C e entre 0,02 (1 minuto) a 168 horas para as amostras tratadas nas demais condições. Após os tratamentos térmicos de austêmpera, as frações volumétricas de ferrita bainítica foram determinadas com auxílio de microscopia óptica e em algumas condições com difração de raios-X, segundo os métodos anteriormente descritos.

Os resultados das frações volumétricas, bem como seus respectivos desvios-padrão, são apresentados nas tabelas 4.2 a 4.5, para

870°C/280°C, 870°C/370°C, 1150°C/280°C, 1150°C/370°C, respectivamente.

Tabela 4.2: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 870°C/280°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.

LIGAS	LIGA 1		LIGA 2		LIGA 3		LIGA 4	
Tempo (h)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)
0,02	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0
0,5	1,1	98,9	0,7	99,3	0,3	99,7	0,6	99,5
1	2,8	97,2	1,3	98,7	0,2	99,8	0,3	99,7
3	1,3	98,7	19,2	80,8	3,5	96,5	2,4	97,7
6	46,8	53,2	64,5	35,6	19,3	80,7	43,0	57,0
12	70,1	29,9	81,4	18,6	56,6	43,4	66,4	33,6
24	82,0	18,1	84,0	16,0	72,1	27,9	79,8	20,2
36	80,4	19,6	84,5	15,5	76,6	23,4	77,9	22,1
72	83,6	16,4	84,7	15,3	82,3	17,7	80,5	19,5
168	85,2	14,8	84,7	15,3	82,6	17,4	83,0	17,0
408	83,8	16,2	83,6	16,4	70,3	29,7	83,3	16,7
839	86,0	14,1	85,9	14,1	78,6	21,4	80,2	19,8

Fonte: A Autora (2017).

Na Tabela 4.2, é possível observar que a partir de 24 horas de tratamento as amostras entram em estãse, pois a partir deste tempo, não há grande diferença na fração volumétrica transformada.

Na condição de 870°C/280°C, em algumas amostras realizou-se também a análise da fração volumétrica por difração de raios-X, no sentido de avaliar e comparar os resultados obtidos pela técnica de microscopia óptica. É importante mencionar que a difração de raios-X não permite a diferenciação entre ferrita bainítica e martensita, pois ambas possuem estruturas cristalinas semelhantes, havendo superposição dos picos de difração.

Ao analisar as amostras austemperadas por 12 horas, não se deve analisar pela quantidade de ferrita bainítica e sim pela quantidade de austenita retida, sendo assim os valores são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3: Resultados de fração volumétrica (Vv) de austenita retida e/ou martensita das amostras tratadas a 870°C/280°C por 12h, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) analisados por microscopia óptica (MO) e por difração de Raios X (DRX).

<i>LIGAS/ Técnica</i>	<i>M, M/A ou AR (%)</i>	
	<i>MO</i>	<i>DRX</i>
Liga 1	29,9	28,5
Liga 2	18,6	28,1
Liga 3	43,4	32,8
Liga 4	33,6	29,8

Fonte: A Autora (2017).

Como foi possível observar nas análises microestruturais do capítulo anterior, no tempo de 12 horas ainda havia martensita presente nas amostras, então a análise mais correta seria verificar a quantidade de austenita ainda não transformada.

Comparando-se os valores de fração transformada obtidos por microscopia óptica e difração de Raios X, observa-se uma mesma tendência para todas as condições estudadas. Os valores de fração volumétrica de ferrita bainítica obtidos com auxílio de difração são sempre menores que os obtidos por microscopia óptica. Como já comentado anteriormente, com o aumento de 1000X não é possível visualizar as regiões de austenita retida em filmes (ARF) entre os feixes de ferrita bainítica (Figuras 4.25 a 4.28), pois as mesmas possuem dimensões inferiores ao limite de resolução da técnica de microscopia óptica (200 nm). Vale ressaltar que este fenômeno é mais intenso para a temperatura de austêmpera de 280°C, em função do maior refinamento da microestrutura. Isto pode ser comprovado pela análise das imagens das Figuras 4.25 a 4.30. Por exemplo, para amostras das 4 ligas, tratadas respectivamente a 280 e 370°C; observa-se que a maior temperatura produz uma maior quantidade de regiões de austenita retida em blocos, que aparecem ao microscópio óptico como pequenas regiões claras com formato poligonal.

Na Tabela 4.4 são apresentados os resultados de fração volumétrica de ferrita bainítica obtidos por microscopia óptica (MO) e difração de Raios X (DRX) para a condição analisada de 870°C/280°C por 839h, para as quatro ligas estudadas.

Tabela 4.4: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 870°C/280°C por 839h, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) analisados por microscopia óptica (MO) e por difração de Raios X (DRX).

<i>LIGAS/ Técnica</i>	<i>FB (%)</i>	
	<i>MO</i>	<i>DRX</i>
Liga 1	86,0	70,8
Liga 2	85,9	73,8
Liga 3	78,6	56,6
Liga 4	80,2	67,6

Fonte: A Autora (2017).

Considerando os valores médios de fração volumétrica de ferrita bainítica obtidos por microscopia óptica (MO) e difração de Raios X (DRX), comparando as quatro ligas no tempo de 839 horas, resultados apresentados na Tabela 4.6, conclui-se que para a temperatura de 280°C o valor fornecido por DRX é aproximadamente 12% menor que o valor obtido por MO. A técnica de microscopia óptica permite a quantificação das ilhas de austenita retida em blocos (ARB), deste fato decorre a diferença entre os valores obtidos com auxílio desta técnica e os encontrados por difração de Raios X. Esta última analisa um maior número de grãos da amostra e fornece resultados baseados na diferença de estrutura cristalina das fases.

A tabela 4.5, apresenta os resultados obtidos da análise realizada para condição de tratamento térmico de 870°C/370°C, esses dados são referente as análises quantitativas por MO.

Tabela 4.5: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 870°C/370°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.

LIGAS	LIGA 1		LIGA 2		LIGA 3		LIGA 4	
Tempo (h)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)
0,02	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0
0,5	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0
1	0,0	100,0	5,3	94,7	0,0	100,0	0,0	100,0
3	3,1	96,9	7,1	92,9	0,0	100,0	0,0	100,0
6	6,3	93,7	12,1	87,9	0,0	100,0	4,5	95,5
12	38,5	61,5	45,1	54,9	5,6	94,4	9,5	90,5
24	50,9	49,1	56,2	43,8	18,9	81,1	29,1	71,0
36	61,2	38,8	68,3	31,7	33,5	66,5	40,2	59,8
72	63,9	36,1	73,3	26,8	57,8	42,2	64,4	35,6
168	69,4	30,6	71,8	28,2	58,4	41,6	63,0	37,0

Fonte: A Autora (2017).

Na Tabela 4.5, observa-se que a liga 3, com maior teor de manganês apresenta menor fração volumétrica transformada de ferrita bainítica em comparação as demais ligas e também é a liga 3 que entra em estase em tempos mais longos.

Em comparação com os resultados da Tabela 4.2, percebe-se que as ligas austemperadas a 280°C apresentam maiores transformações de ferrita bainítica para um mesmo tempo.

Resultados da quantidade volumétrica de ferrita bainítica para as quatro ligas de aços tratadas nas condições de 1150°C/280°C, são apresentados na Tabela 4.6.

Comparando os resultados apresentados na Tabela 4.6 com os da tabela 4.2, percebe-se a influência da temperatura de austenitização, para uma maior temperatura de austenitização tem-se uma menor fração volumétrica transformada, isso se deve ao maior gradiente térmico, e solubilização dos elementos de liga, assim como o efeito do tamanho de grão.

Tabela 4.6: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 1150°C/280°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.

LIGAS	LIGA 1		LIGA 2		LIGA 3		LIGA 4	
Tempo (h)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)
0,02	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0
0,5	0,9	99,1	0,5	99,5	0,0	100,0	0,2	99,8
1	1,5	98,5	0,9	99,2	0,3	99,7	0,5	99,5
3	2,6	97,4	15,3	84,7	1,7	98,3	2,4	97,6
6	40,5	59,5	53,3	46,8	37,7	62,3	42,3	57,7
12	68,6	31,4	68,3	31,7	56,2	43,8	57,8	42,2
24	71,4	28,6	70,6	29,4	67,3	32,7	70,4	29,6
36	72,3	27,7	71,5	28,5	69,7	30,3	71,5	28,5
72	73,7	26,3	73,5	26,5	71,5	28,5	72,9	27,1
168	73,6	26,4	74,5	25,5	71,9	28,1	71,9	28,1

Fonte: A Autora (2017).

Na Tabela 4.7, são apresentadas as frações volumétricas de ferrita bainítica para as quatro ligas na condição de tratamento de 1150°C/370°C.

Em comparação com as demais condições, essa condição de 1150°C/370°C, foi a que apresentou uma maior fração volumétrica transformada de ferrita bainítica, com microestrutura mais grosseira que a obtida na temperatura de austêmpera de 280°C, Figuras 4.30 e 4.29, respectivamente.

Tabela 4.7: Resultados de fração volumétrica (Vv) de ferrita bainítica das amostras tratadas a 1150°C/370°C, para os diferentes teores de silício (liga 2), manganês (liga 3) e níquel (liga 4) estudados.

LIGAS	LIGA 1		LIGA 2		LIGA 3		LIGA 4	
Tempo (h)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)	FB (%)	M, M/A ou AR (%)
0,02	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0	0,0	100,0
0,5	10,5	89,5	12,3	87,7	5,7	94,3	9,0	91,1
1	56,6	43,4	60,0	40,0	42,0	58,0	45,0	55,0
3	60,0	40,0	62,0	38,0	51,0	49,0	56,0	44,0
6	74,9	25,1	77,9	22,1	71,0	29,0	73,0	27,0
12	84,2	15,8	92,0	8,0	79,0	21,0	83,0	17,0
24	87,4	12,7	93,2	6,8	83,5	16,6	84,7	15,3
36	89,9	10,1	94,0	6,0	88,0	12,0	89,0	11,0
72	92,3	7,7	94,7	5,3	89,4	10,6	90,7	9,3
168	94,3	5,7	95,0	5,0	91,2	8,8	93,0	7,0

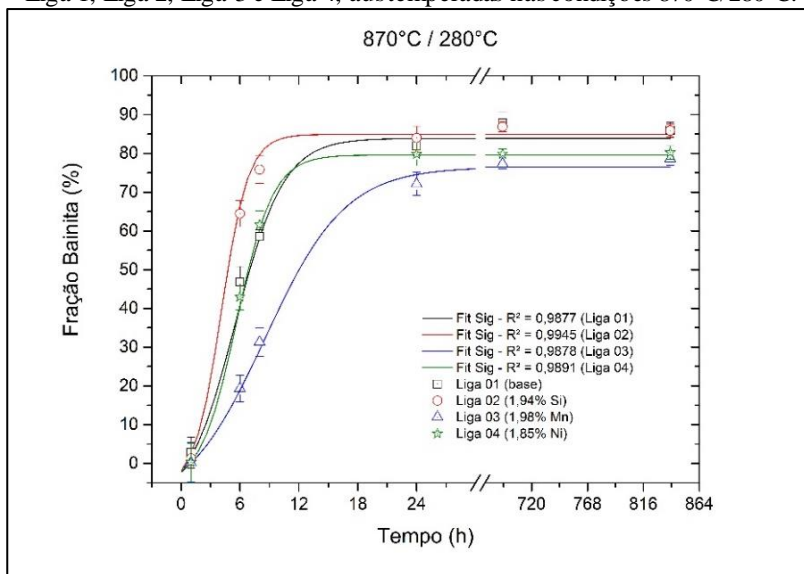
Fonte: A Autora (2017).

Como uma primeira aproximação, a cinética de transformação bainítica incompleta pode ser estudada utilizando a equação JMAK. A dependência da fração transformada (Vv) com o tempo é dada pela equação 23, onde k e n são constantes. Este modelo assume que os núcleos estão aleatoriamente dispersos e as taxas de nucleação e crescimento permanecem constantes durante a transformação (PADILHA, 2007).

$$V_V = 1 - e^{-k.t^n} \quad (23)$$

Nas Figuras 4.51 e 4.54, são apresentadas as curvas de cinéticas correspondentes ao ajuste pela equação de JMAK para as quatro ligas estudadas, onde avalia-se a influência do silício, manganês e níquel na fração transformada de ferrita bainítica em relação ao tempo de tratamento, na condição de tratamento térmico de 870/280°C e 870/370°C, respectivamente.

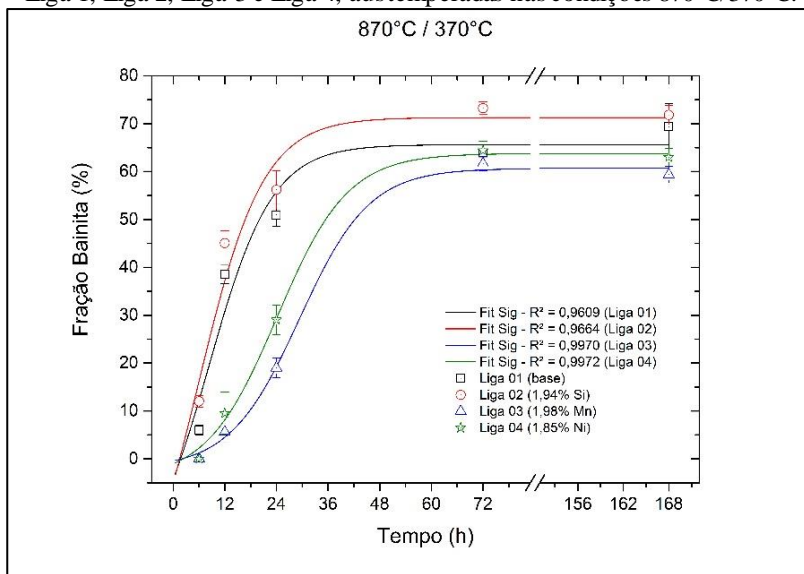
Figura 4.51 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 870°C/280°C.



Fonte: A Autora (2017).

Em ambas as condições de austêmpera, 280°C e 370°C, foi possível observar que na liga 2, com maior teor de silício, a curva de cinética mostra uma tendência de deslocamento para maiores velocidades de transformação em relação ao comportamento das demais ligas, o que é caracterizado pelo aumento do potencial termodinâmico em que ocorre o início de transformação de austenita em ferrita bainítica, isso para ambas as temperaturas de austêmpera. Este fenômeno pode ser constatado na Figura 2.37 (a) indicado pela linha (BS), assim pode-se verificar que quanto maior o teor de silício na liga, maior a temperatura de início de transformação (FERRER, 2003).

Figura 4.52 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 870°C/370°C.



Fonte: A Autora (2017).

A liga 2, com maior teor de silício, teve uma fração transformada de ferrita bainítica de aproximadamente 86% (na condição de tratamento 870/280°C) e 72% (na condição de tratamento 870/370°C) e foi possível perceber que a partir de 24h de tratamento, iniciou-se a estase da reação para essa liga.

Já para as curvas contendo manganês (liga 3) e níquel (liga 4), o efeito dos elementos de liga foi justamente o oposto. O manganês e o níquel deslocam significativamente os campos de transformação de fase para direita, aumentando o tempo de reação e dificultando a transformação da mesma, sendo assim resultou em tempos maiores para o início da estase da transformação bainítica. Os resultados obtidos da transformação bainítica, nas condições de austêmpera 870/280°C, foi de aproximadamente 79% para a liga 3 e 80,% para a liga 4. E o tempo de início de estase foi próximo de 24h para ambas as ligas na temperatura de austêmpera de 280°C. Na condição de austêmpera 870/370°C os valores de transformação bainítica foram de 58% para a liga 3 e 63% para a liga 4. Já os tempos de início de estase ficaram na ordem de 72 horas para ambas as ligas.

Este efeito de retardo da transformação bainítica para o elemento manganês, pode ser evidenciado na Figura 2.34 (ligas 4, 5 e 6), onde as curvas de cinética mostram uma tendência de deslocamento para menores velocidades de transformação em relação ao comportamento das demais ligas, o que é caracterizado pela diminuição do potencial termodinâmico em que ocorre o início de transformação de austenita em ferrita bainítica, indicado pela linha (BS), constata-se que quanto maior o teor de manganês na liga, menor a temperatura de início de transformação (FERRER, 2003).

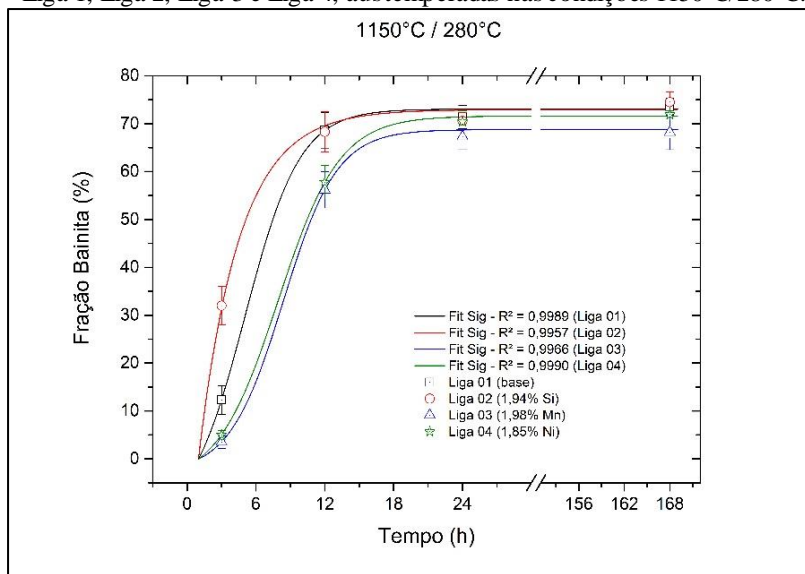
Quanto ao níquel, esse também afeta o retardo das transformações isotérmicas assim como o manganês. Porém o seu efeito consiste em um deslocamento das curvas em "C" para tempos mais longos sem alterar substancialmente a forma e a posição dos microconstituintes, conforme mostrado na Figura 2.36.

Em temperaturas de austêmpera menores, 280°C, o atraso da nucleação da ferrita bainítica não foi tão intensificado como na maior temperatura de austêmpera, 370°C. Logo, a fração volumétrica de ferrita bainítica para as ligas austemperadas a 280°C foi maior que nas ligas austemperadas a 370°C.

Neste estudo, como já comentado anteriormente, trabalhou-se também com uma temperatura de austenitização maior, 1150°C e um maior tempo de permanência, sendo de 4 horas, os quais auxiliaram na obtenção de uma austenita homogênea e sem carbonetos oriundos do processamento termomecânico. O tempo e essa temperatura possuem grande importância na transformação bainítica. Pois, com uma maior temperatura de austenitização, tem-se um maior tamanho de grão austenítico e, conseqüentemente, uma área superficial de contorno por unidade de volume menor, diminuindo o número de sítios potenciais para nucleação da ferrita no contorno de grão. Assim, um aumento no tamanho de grão austenítico leva à necessidade de aumento da força motriz termodinâmica para a nucleação.

No gráfico das Figuras 4.53 e 4.54, são apresentadas as curvas cinéticas correspondentes ao ajuste pela equação de JMAK para as quatro ligas estudadas, onde avalia-se a influência do silício, manganês e níquel na fração transformada de ferrita bainítica em relação ao tempo de tratamento, na condição de tratamento térmico de 1150/280°C e 1150/370°C, respectivamente.

Figura 4.53 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 1150°C/280°C.

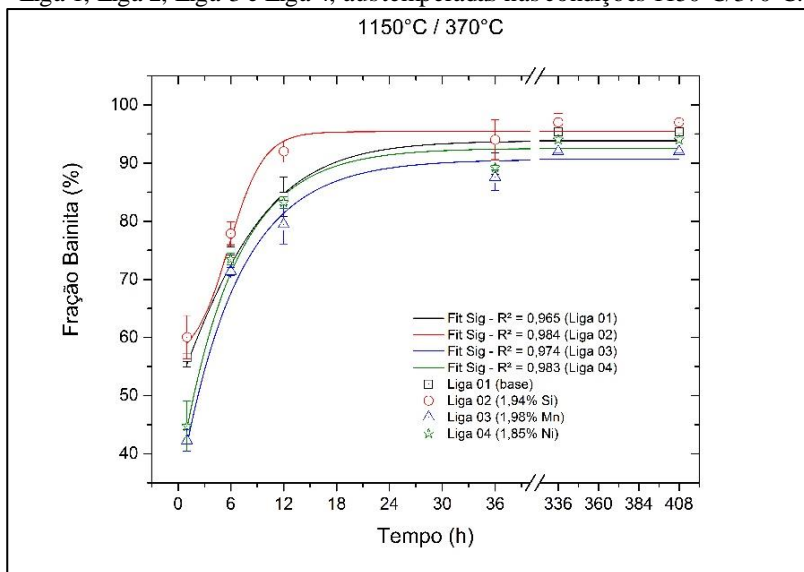


Fonte: A Autora (2017).

Observando a Figura 4.53, é possível verificar a mesma tendência das curvas já apresentadas para a condição 870°C/280°C (Figura 4.51), o silício da mesma forma acelerando a reação e o manganês e níquel retardando a transformação bainítica. Comparando aos resultados de fração volumétrica transformada, nota-se que para maior temperatura de austenitização (1150°C), menores frações transformadas de ferrita bainítica.

Novamente para ambas as condições de austêmpera, 280°C e 370°C, foi possível observar que na liga 2, com maior teor de silício, a curva de cinética mostra uma tendência de deslocamento para maiores velocidades de transformação em relação ao comportamento das demais ligas.

Figura 4.54 – Curvas cinéticas da transformação bainítica incompleta para a Liga 1, Liga 2, Liga 3 e Liga 4, austemperadas nas condições 1150°C/370°C.

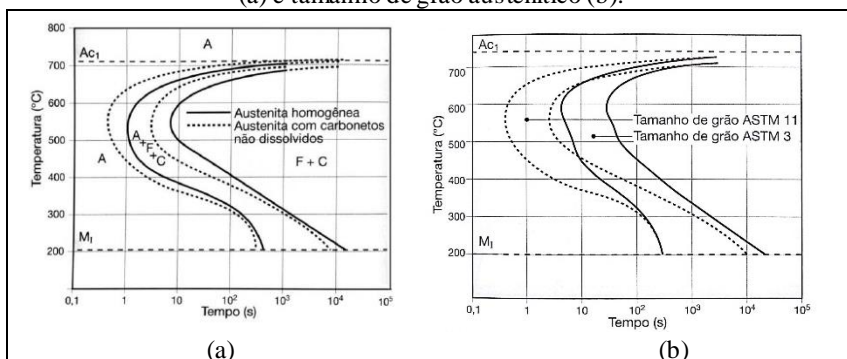


Fonte: A Autora (2017).

As curvas de cinética, Figura 4.54 (1150°C/370°C), quando comparadas com a curvas na condição de austêmpera de 870°C/370°C, apresentam uma maior velocidade de transformação para todas as ligas, resultando em maiores frações volumétricas de ferrita bainítica.

A Figura 4.55 ilustra a influência da temperatura de austenitização na homogeneidade da austenita juntamente da influência do grão austenítico nas curvas de transformação de fase (TTT).

Figura 4.55 – Influência da Temperatura de austenitização na homogeneidade (a) e tamanho de grão austenítico (b).



Fonte: Colpaert (2008).

Uma austenita com carbonetos, provenientes de processos anteriores, deslocam as curvas para a esquerda antecipando as transformações, desta forma, é possível comparar os resultados obtidos pelas condições de 870°C/280°C e 1150°C/280°C, e o que nota-se é justamente essa antecipação na transformação de ferrita bainítica, Figura 4.52. Assim como o aumento no tamanho do grão retarda o início da transformação da austenita em ferrita.

Nota-se nas Figuras 4.56 a 4.59, que para uma menor temperatura de austenitização 870°C, obtêm-se a aceleração das transformações e maiores frações volumétricas transformadas de ferrita bainítica.

Figura 4.56 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 1.

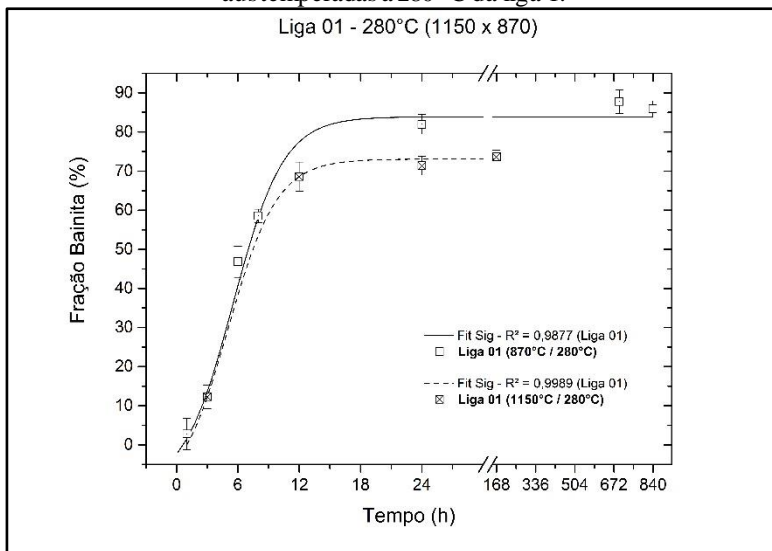


Figura 4.57 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 2.

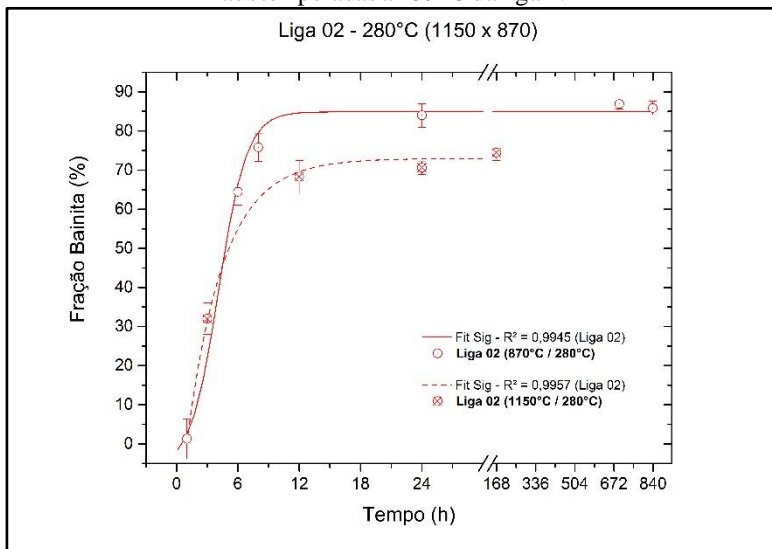
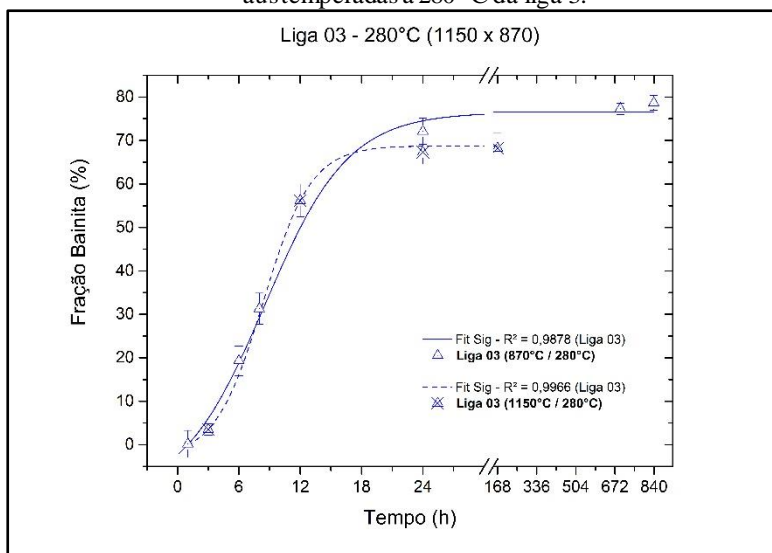
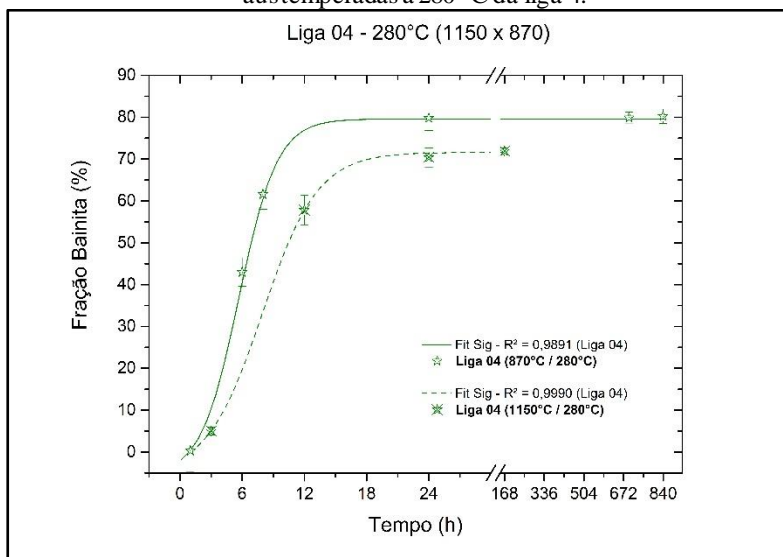


Figura 4.58 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 3.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.59 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 280 °C da liga 4.



Fonte: A Autora (2017).

Analisando as Figuras 4.60 a 4.63, as quais mostram a influência da temperatura de austenitização (870 e 1150°C), austemperadas a 370°C, os materiais não se comportaram de mesma forma em relação ao retardo da formação de ferrita bainítica. No estudo em questão houve uma antecipação referente à condição de austenitização de 1150°C/370°C por 4 hora em relação a condição de 870°C/370°C por 1 hora.

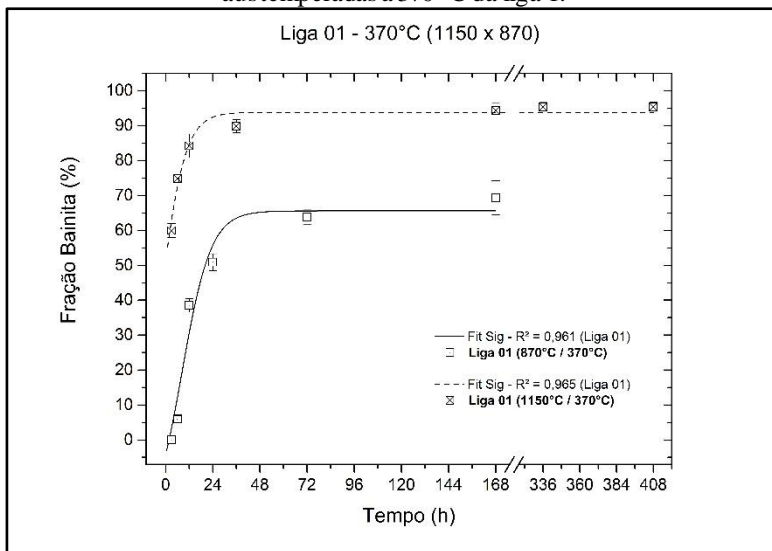
Segundo os resultados obtidos por Penalba et al. (1996), em seu estudo sobre a influência do tamanho de grão austenítico em resfriamento contínuo, constatou-se que para um maior tamanho de grão austenítico, implica em maiores frações volumétricas de ferrita bainítica, da mesma forma que os resultados encontrados neste trabalho, embora o estudo em questão não tenha mensurado o tamanho de grão na região de análise.

Este fenômeno pode estar associado ao efeito da presença de partículas capazes de controlar o crescimento do grão austenítico. A interação entre as partículas e os contornos de grão, gera uma reação à força motriz para o crescimento dos grãos, desta forma, estabilizando-os (PORTER; EASTERLING, 1992).

Diante disso, o possível mecanismo de transformação bainítica que pode estar associado ao fenômeno ocorrido neste trabalho é descrito como o fenômeno de arraste de soluto, pois quando este reduz drasticamente a cinética de crescimento da ferrita, entra em ação o mecanismo de nucleação simpática, formando outra subunidade de ferrita bainítica, nucleada na interface austenita/ferrita anterior, que por sua vez atrai os elementos substitucionais pelo efeito de arraste de soluto, até nuclear simpaticamente outra subunidade, num processo reiterativo, como mencionado no subitem 2.2.2.

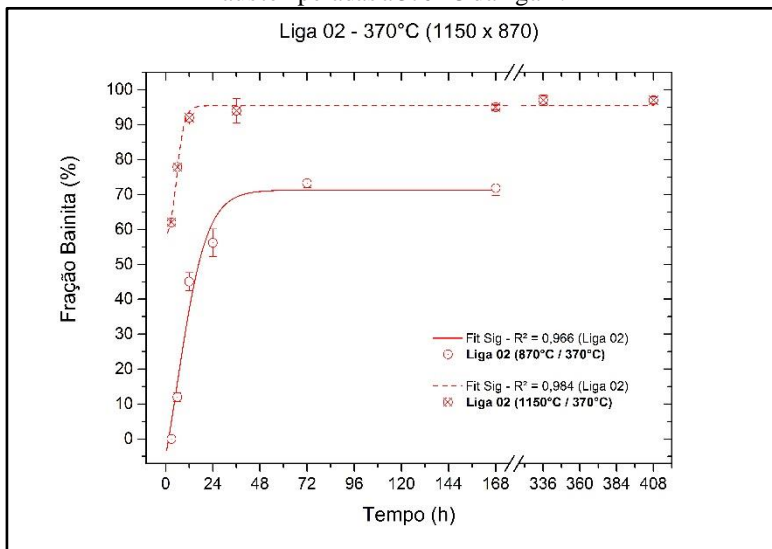
Desta forma, é possível afirmar que as maiores temperaturas de austenitização e maiores temperaturas de austêmpera 1150/370 °C, em todas as ligas, resultaram em maiores frações volumétricas de ferrita bainítica e a antecipação na estase, devido à redução da energia livre das fases bem como a saturação do carbono na austenita, conforme mostrado nas Figuras 4.60 a 4.63.

Figura 4.60 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 1.



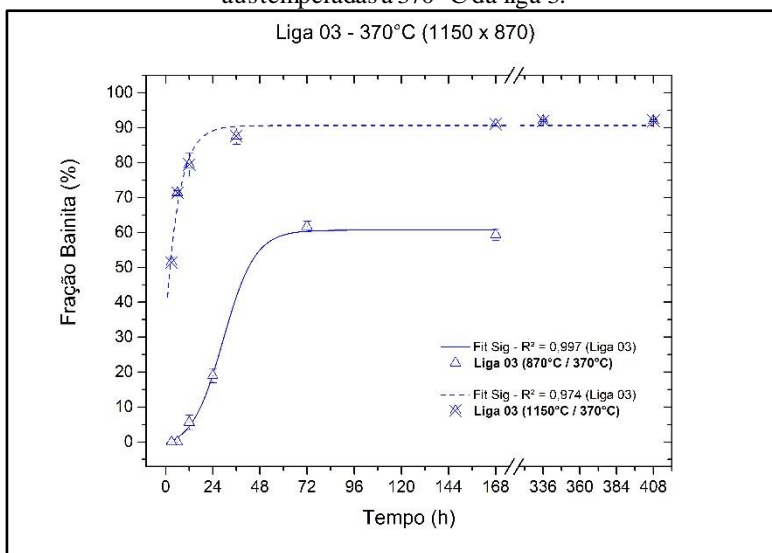
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.61 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 2.



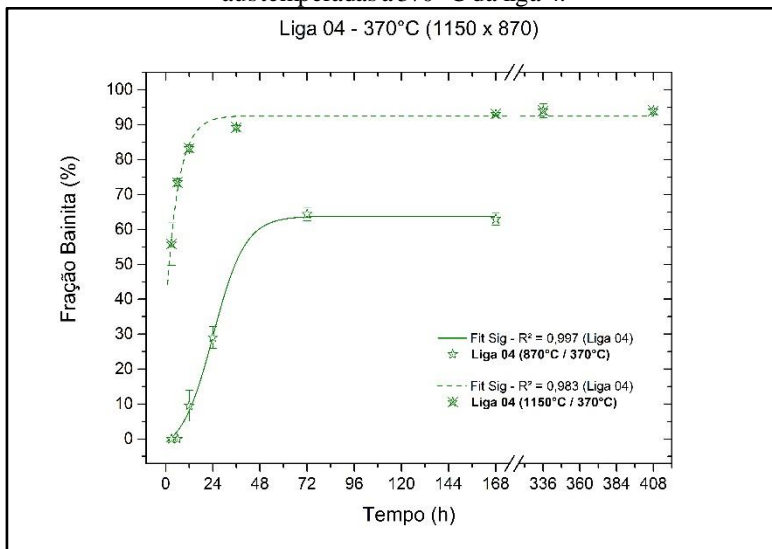
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.62 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 3.



Fonte: A Autora (2017).

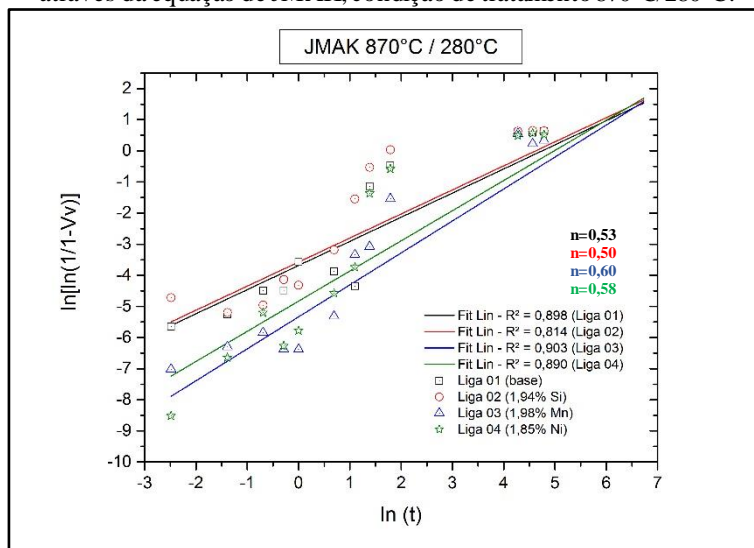
Figura 4.63 – Influência da temperatura de austenitização nas amostras austemperadas a 370 °C da liga 4.



Fonte: A Autora (2017).

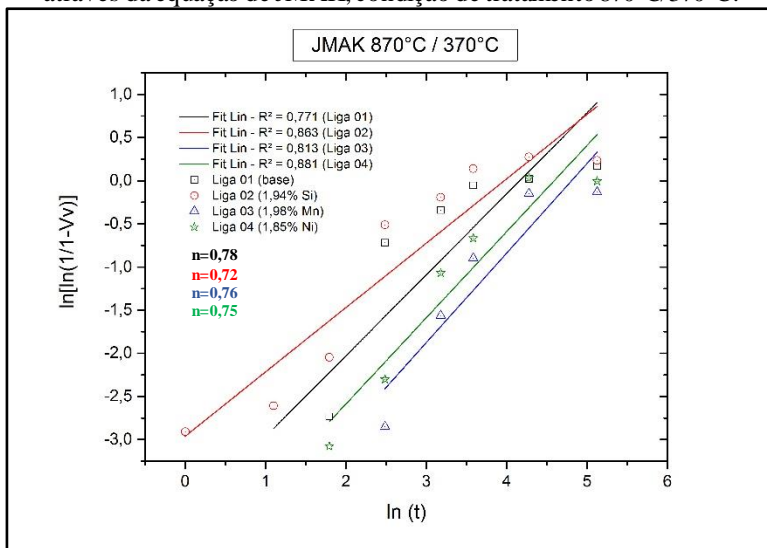
Nas Figuras 4.64 a 4.67 são apresentadas a linearização das frações transformadas utilizando também a equação de JMAK, sendo esta a forma mais usual para obtenção do coeficiente “n” da equação.

Figura 4.64 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 870°C/280°C.



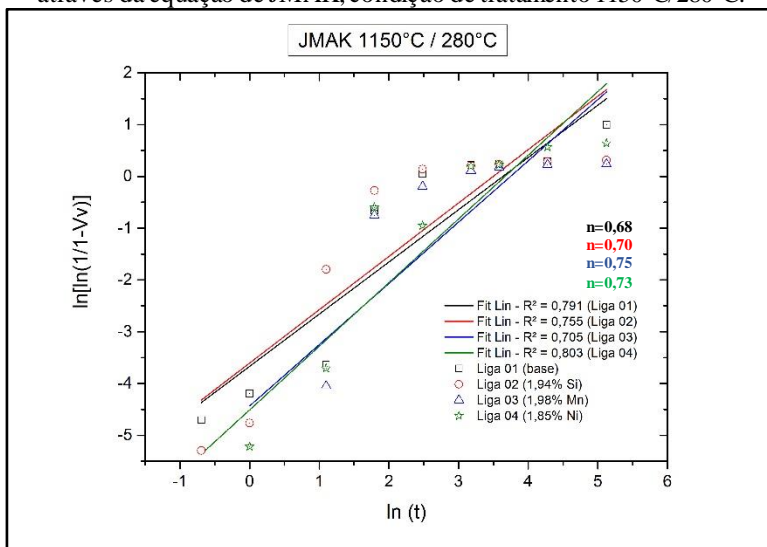
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.65 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 870°C/370°C.



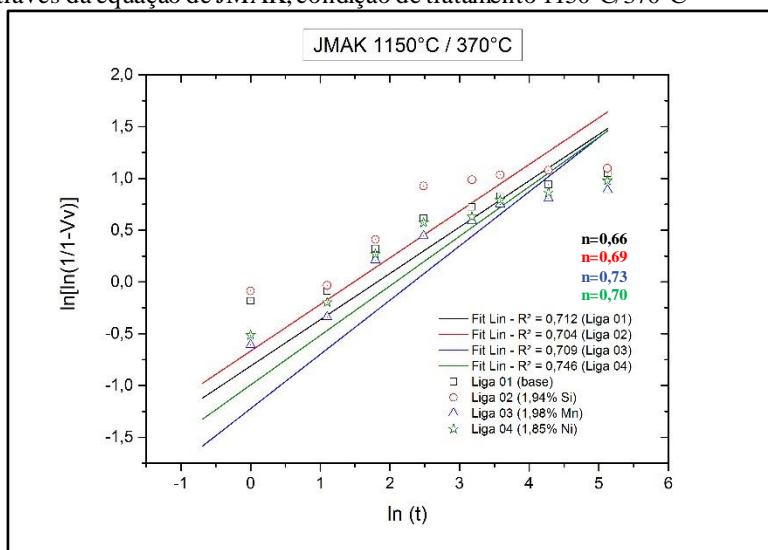
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.66 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 1150°C/280°C.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.67 – Linearização das frações transformadas em função do tempo através da equação de JMAK, condição de tratamento 1150°C/370°C



Fonte: A Autora (2017).

É importante salientar que tanto para reações com controle na interface, com nucleação em contornos de grãos, após saturação, como para transformações com crescimento controlado por difusão, no caso de agulhas e plaquetas com dimensões finitas, longas, mas pequenas em comparação com as distâncias entre as mesmas, são esperados valores de $n = 1$ (PADILHA, 2007). No presente trabalho foram encontrados valores de “ n ” entre 0,50 e 0,78. Interessante notar que todas as retas apresentam inclinações semelhantes e, portanto, valores do expoente “ n ” também semelhantes. Isso significa dizer que o mecanismo de transformação (nucleação e crescimento) operante é o mesmo.

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

Conforme os resultados cinéticos apresentados anteriormente, pode-se constatar que em todas as ligas se obteve o fenômeno da estase da reação bainítica.

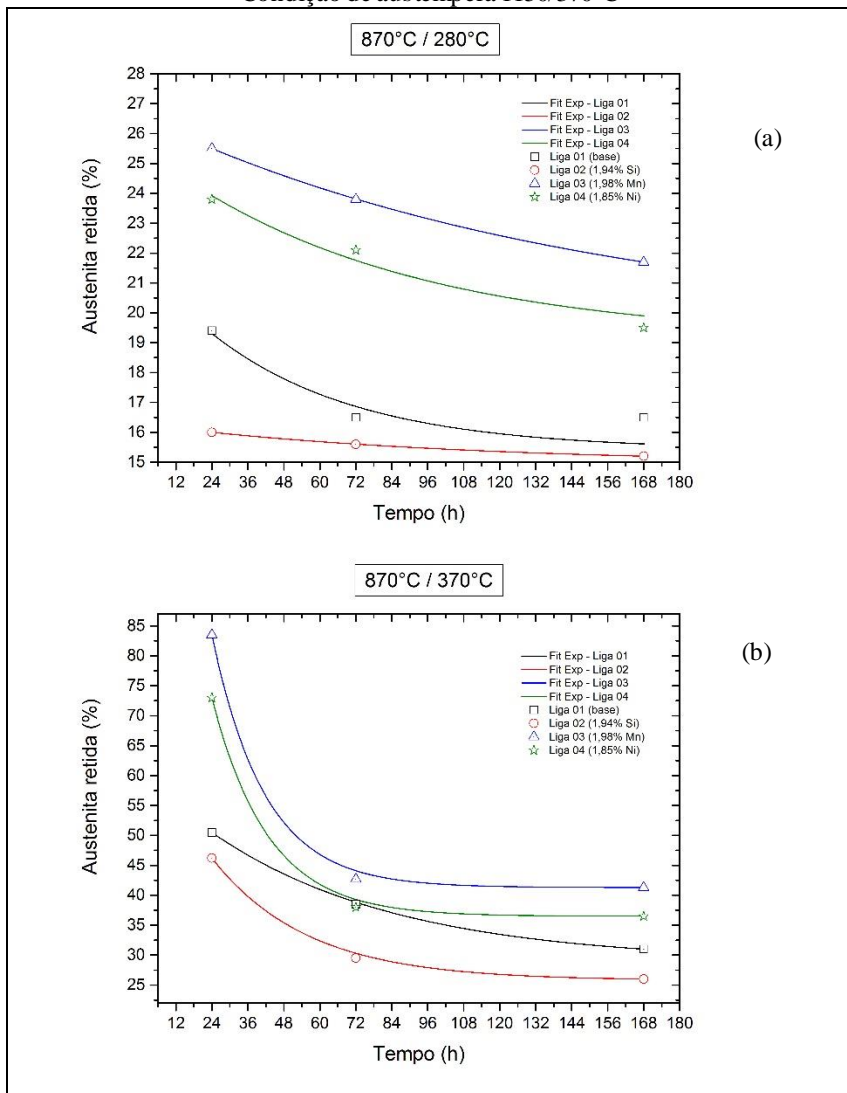
Os resultados da contagem das diferentes morfologias da austenita retida ao longo do tempo de tratamento térmico, no patamar da estase da reação, são mostrados na Tabela 4.8 e Figura 4.68.

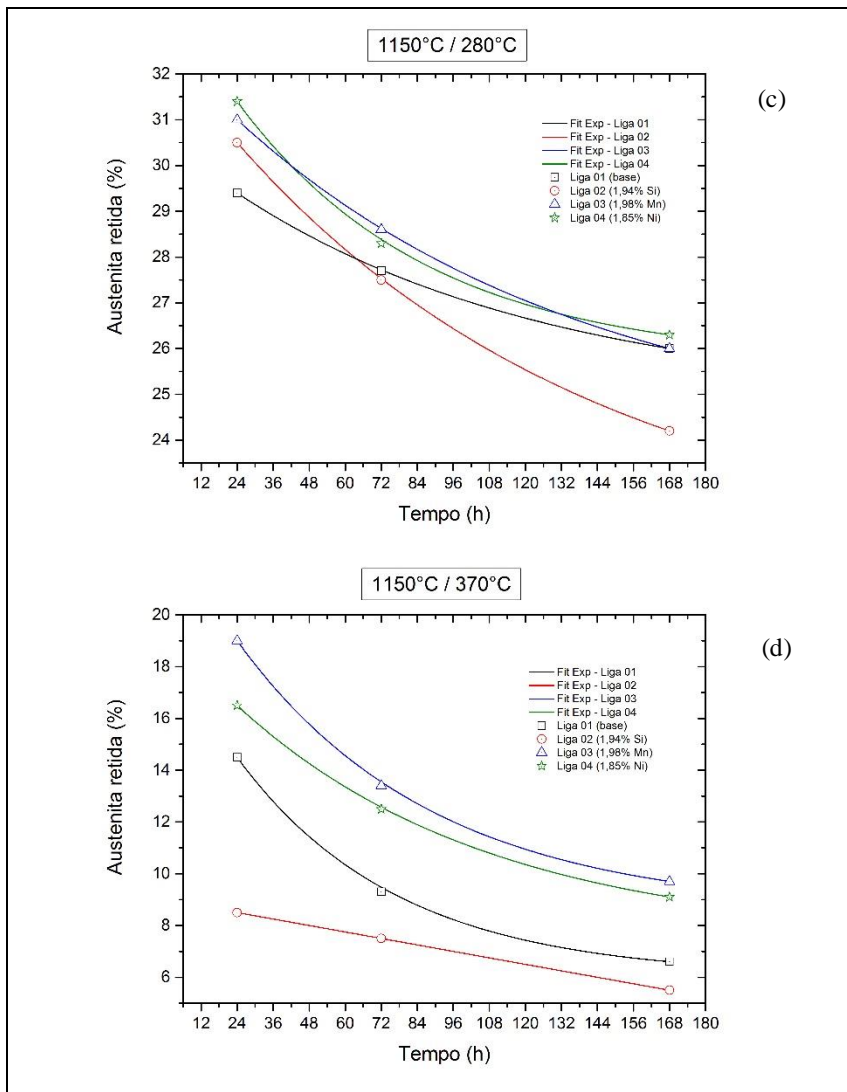
Tabela 4.8 – Porcentagem da austenita retida na região de estase da reação bainítica

Condição	870/280°C				Condição	870/370°C			
Ligas	Tempo (h)	ARB (%)	ARF (%)	AR (%)	Ligas	Tempo (h)	ARB (%)	ARF (%)	AR (%)
1	24	12	7,5	19,5	1	24	45	5,5	50,5
2		8,4	7,6	16	2		42	4,2	46,2
3		19,5	6	25,5	3		80,5	3	83,5
4		13	11	24	4		68,4	4,6	73
1	72	10	6,5	16,5	1	72	31	7,5	38,5
2		8,7	6,9	15,6	2		25	4,5	29,5
3		18	5,8	23,8	3		39,4	3,3	42,7
4		11,5	10,5	22	4		33	5	38
1	168	10,5	6	16,5	1	168	27	4	31
2		8	7,2	15,2	2		22	4	26
3		13,5	8,2	21,7	3		38,3	3	41,3
4		11	9	20	4		32	4,5	36,5
Condição	1150/280°C				Condição	1150/370°C			
Ligas	Tempo (h)	ARB (%)	ARF (%)	AR (%)	Ligas	Tempo (h)	ARB (%)	ARF (%)	AR (%)
1	24	18,9	10,5	29,4	1	24	8,5	6	14,5
2		18,5	12	30,5	2		4,5	4	8,5
3		25,5	5,5	31	3		12,5	6,5	19
4		24,6	6,8	31,4	4		11	5,5	16,5
1	72	16,7	11	27,7	1	72	5,3	4	9,3
2		15,3	12,2	27,5	2		2,5	5	7,5
3		22,6	6	28,6	3		8,4	5	13,4
4		21	7,3	28,3	4		8	4,5	12,5
1	168	16	10	26	1	168	3,6	3	6,6
2		13	11,2	24,2	2		2	3,5	5,5
3		21	5	26	3		6,5	3,2	9,7
4		20,3	6	26,3	4		5,6	3,5	9,1

Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.68 – Variação da austenita retida total (AR) ao longo do tempo de tratamento isotérmico, considerando o patamar da estase da reação bainítica para todas as ligas, sendo: (a) Condição de austêmpera 870/280°C; (b) Condição de austêmpera 870/370°C; (c) Condição de austêmpera 1150/280°C; (d) Condição de austêmpera 1150/370°C





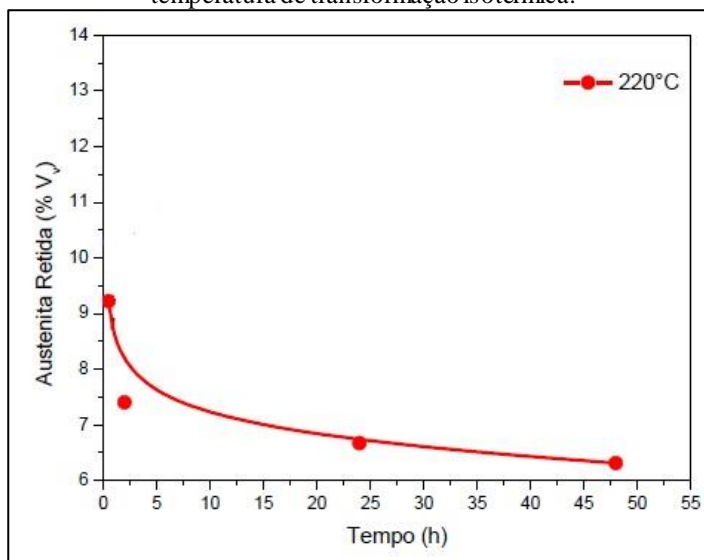
Observa-se uma redução das frações volumétricas, tanto da austenita retida em blocos quanto da austenita em filmes, ao longo do tempo de tratamento isotérmico para todas as ligas. No geral, o comportamento está coerente com a literatura, que aponta uma ligeira redução da austenita retida devido a possível nucleação de novas

subunidades de ferrita bainítica, mesmo dentro da estase da reação bainítica (JUNIOR, 2011).

Constata-se, para todas as condições experimentais, maiores frações volumétricas de austenita retida para as ligas 3 e 4, com maiores teores de manganês e de níquel, respectivamente.

Pode-se notar um comportamento similar ao obtido neste estudo, como o reportado para um aço de médio carbono austemperado a 220°C, conforme ilustrado na Figura 4.69, indicado pela curva vermelha do gráfico. Houve também uma redução, ao longo do tempo de tratamento, na quantidade de austenita retida total.

Figura 4.69 - Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo e temperatura de transformação isotérmica.



Fonte: Adaptado de Junior (2011).

4.5 COMPORTAMENTO MECÂNICO

4.5.1 Ensaio de Dureza

Foram realizadas medições de dureza, com o auxílio de um durômetro Rockwell, com o objetivo de avaliar a influência das transformações de fase na dureza das amostras. Os resultados estão

contidos nas Tabelas 4.9 a 4.12 e mostram a variação dos valores de dureza ao longo do tempo para as quatro ligas estudadas, nas diferentes condições de austêmpera.

Na Tabela 4.9, observam-se os resultados na condição de tratamento térmico de 870/280 °C para as quatro ligas estudadas.

Tabela 4.9 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 870/280 °C.

Tempo (h)	Liga 01		Liga 02		Liga 03		Liga 04	
	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio
0,02	60,00	0,00	63,00	0,00	59,57	0,75	62,33	0,58
0,50	62,93	0,12	63,67	0,58	60,17	0,29	61,57	0,40
1,00	63,50	0,00	59,07	0,40	63,00	0,00	60,00	1,00
3,00	58,50	0,87	53,67	1,15	56,67	1,15	61,33	0,29
6,00	47,33	2,52	48,00	0,87	55,00	1,00	53,00	0,00
12,00	49,33	0,58	49,83	1,04	52,00	1,73	50,33	1,15
24,00	47,33	2,08	50,17	0,29	48,00	0,87	48,67	0,76
36,00	50,00	1,00	50,00	0,50	47,50	0,00	47,50	1,32
72,00	49,83	0,29	50,00	0,50	47,00	0,50	47,23	0,75
168,00	50,50	0,50	50,50	0,50	47,67	0,58	49,17	0,76
408,00	49,50	0,50	49,83	0,29	45,33	0,58	47,00	1,00
839,00	48,17	1,04	51,67	0,58	47,00	0,50	49,00	0,00

Fonte: A Autora (2017).

Tabela 4.10 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 870/370 °C

Tempo (h)	Liga 01		Liga 02		Liga 03		Liga 04	
	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio
0,02	60,50	0,00	61,50	0,00	60,00	0,00	62,50	0,40
0,50	60,00	0,20	62,00	1,00	59,80	0,50	62,00	0,50
1,00	61,50	0,30	60,00	0,50	60,50	0,50	61,50	1,50
3,00	59,00	1,00	59,50	1,50	60,00	1,50	62,00	0,50
6,00	59,50	1,50	57,00	0,50	60,00	0,50	60,50	0,30
12,00	53,00	0,70	50,00	1,80	57,00	2,00	58,50	1,50
24,00	49,50	1,80	49,00	0,50	53,00	1,00	52,50	0,70
36,00	48,00	2,00	48,50	0,30	50,00	0,80	51,00	1,50
72,00	47,50	0,30	48,00	1,00	49,00	1,00	48,50	0,50
168,00	47,00	0,50	48,00	0,50	49,00	0,50	48,50	0,40

Fonte: A Autora (2017).

Tabela 4.11 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 1150/280 °C

Tempo (h)	Liga 01		Liga 02		Liga 03		Liga 04	
	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio
0,02	58,00	0,50	59,00	0,00	60,00	0,00	60,50	0,50
0,50	57,50	0,60	59,00	0,50	60,50	1,00	59,00	0,50
1,00	57,00	0,20	59,50	0,60	60,70	0,50	60,00	1,00
3,00	56,00	1,00	57,00	1,50	59,50	1,50	60,50	0,20
6,00	50,50	1,50	49,00	0,50	57,00	0,50	57,50	0,30
12,00	48,20	0,30	47,70	0,60	57,00	0,70	49,00	1,00
24,00	48,00	0,50	48,50	0,50	49,30	0,60	47,80	0,50
36,00	48,00	1,00	48,00	0,30	48,30	0,30	48,00	0,50
72,00	47,70	0,80	47,80	0,50	47,00	0,70	47,50	1,00
168,00	44,50	0,50	47,00	0,60	46,50	1,00	46,00	0,30

Fonte: A Autora (2017).

Tabela 4.12 – Resultados de dureza Rockwell para as quatro ligas na condição de austêmpera 1150/370 °C

Tempo (h)	Liga 01		Liga 02		Liga 03		Liga 04	
	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio	Dureza (HRc)	Desvio
0,02	61,00	1,00	60,50	0,00	61,00	0,50	61,50	0,50
0,50	60,50	0,50	58,50	0,50	60,00	1,00	60,00	0,70
1,00	56,00	0,60	55,00	0,40	59,00	0,50	59,20	0,50
3,00	55,00	1,50	55,50	1,30	58,20	2,00	57,00	0,20
6,00	54,90	0,40	53,20	0,50	56,00	0,50	57,20	0,50
12,00	52,40	0,30	50,70	1,00	54,80	0,50	54,70	1,50
24,00	51,00	0,40	50,50	0,50	52,00	0,40	51,00	1,00
36,00	50,20	0,50	50,10	0,40	49,80	0,50	48,70	0,50
72,00	49,50	1,00	50,00	0,50	48,50	1,00	47,50	0,70
168,00	48,10	0,50	49,60	0,50	47,70	0,50	46,60	0,40

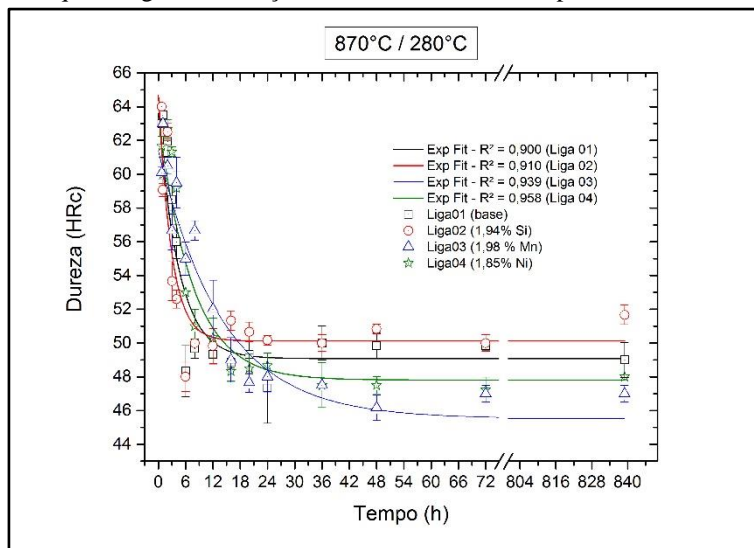
Fonte: A Autora (2017).

Analisando as Tabelas 4.9 a 4.12, percebe-se uma maior dureza, aproximadamente 62 HRc, para todas as ligas, nos primeiros tempos de tratamento (entre 0,02 a 1,0h aproximadamente), em todas as condições de austêmpera. Resultado atribuído à presença de uma matriz predominantemente martensítica, formada devido à instabilidade da austenita a temperatura ambiente após o resfriamento.

A partir do tempo de 3 horas de tratamento isotérmico, constata-se a redução exponencial dos valores de dureza, para todas as ligas, até atingirem patamares de estabilização, com variações insignificantes ao longo do tempo. Este comportamento está associado à decomposição da austenita, que resulta em uma microestrutura composta de ferrita bainítica, martensita com austenita e austenita remanescente.

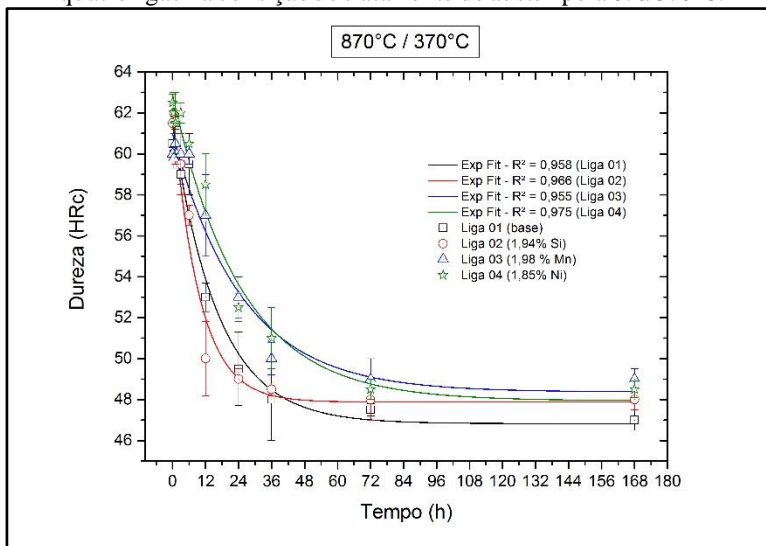
Nas Figuras 4.70 a 4.73, são apresentados gráficos que auxiliam na interpretação do efeito dos elementos de liga, no perfil de dureza.

Figura 4.70 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 870/280°C.



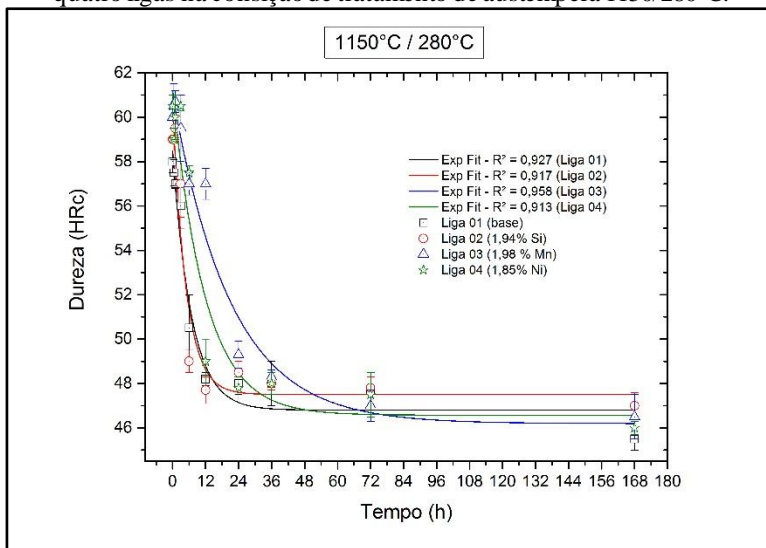
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.71 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 870/370°C.



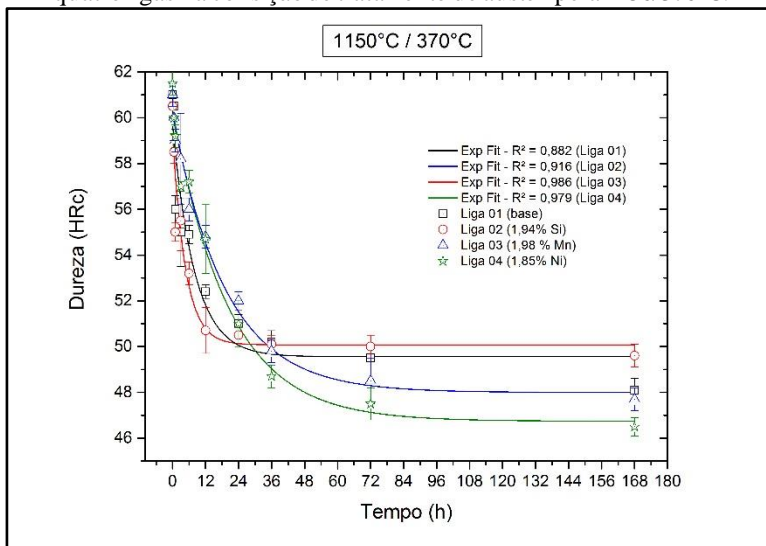
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.72 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 1150/280°C.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.73 – Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as quatro ligas na consição de tratamento de austêmpera 1150/370°C.



Fonte: A Autora (2017).

Observa-se um comportamento similar para todas as ligas e todas as condições de tratamento de austêmpera, em relação ao perfil da curva de dureza, onde os valores diminuem gradativamente ao longo do tempo.

Nos tempos iniciais, os altos valores de dureza (≈ 60 HRc) estão associados a presença de martensita em maior quantidade na microestrutura das ligas. Como o manganês e o níquel tendem a retardar a formação da ferrita bainítica, para tempos intermediários (entre 2h e 24h), onde não houve enriquecimento suficiente de carbono na austenita, as ligas 2 e 4 apresentam maior fração de martensita e conseqüentemente os valores de dureza são superiores em comparação à liga 1.

A estabilização da decomposição da austenita é atingida para liga 1 com aproximadamente 24 horas de tratamento térmico nas condições de austêmpera de $870/280^{\circ}\text{C}$ e $870/370^{\circ}\text{C}$, com dureza média de 49HRc, já nas condições de austêmpera de $1150/280^{\circ}\text{C}$ e $1150/370^{\circ}\text{C}$, é no tempo de aproximadamente 12 horas de tratamento com dureza média entre 48 a 52 HRc, respectivamente.

Para liga 2, maior teor de silício, a estabilidade acontece com aproximadamente 12 horas, em todas as condições de austêmpera, tendo uma dureza média de 49HRc.

A liga 3, maior teor de manganês, apresentou a estabilidade da austenita nas condições de austêmpera de $870/280^{\circ}\text{C}$ e $1150/280^{\circ}\text{C}$ em tempos de aproximadamente 24h com dureza média de 50,5 HRc, na condição de austêmpera de $1150/370^{\circ}\text{C}$ o tempo foi menor em torno de 12h com dureza média de 54 HRc e na condição de austêmpera de $870/370^{\circ}\text{C}$ o tempo foi maior de aproximadamente 36h com dureza média de 50 HRc.

A liga 4, maior teor de manganês, apresentou-se de forma similar a liga 3, a estabilidade da austenita nas condições de austêmpera de $870/280^{\circ}\text{C}$ e $1150/280^{\circ}\text{C}$ em tempos de aproximadamente 24h com dureza média de 49 HRc, na condição de austêmpera de $1150/370^{\circ}\text{C}$ o tempo foi menor em torno de 12h com dureza média de 54 HRc e na condição de austêmpera de $870/370^{\circ}\text{C}$ o tempo foi maior de aproximadamente 36h com dureza média de 51 HRc.

Associasse este comportamento linear de dureza a estase da reação bainítica, uma vez que a microestrutura não sofre variações significativas na fração volumétrica de seus constituintes.

4.5.2 Ensaios de Tração

Foram realizados ensaios de tração para as quatro ligas estudadas, em amostras austemperadas nas condições 870/280°C e 1150/280°C, em tempos selecionados.

Para as condições de austêmpera de 870/280°C, foram utilizados os tempos de 12h, 24h, 72h, 168h, 408h e 839h de tratamento para verificar a influência da manutenção da temperatura de austêmpera na possível alteração da morfologia da austenita retida. Buscou-se correlacionar a evolução da fração de austenita retida, ao longo do tempo, com as propriedades mecânicas das ligas. Para a condição de austêmpera de 1150/280°C, os tempos utilizados foram de 12h, 24h, 72h e 168h de tratamento.

Com os ensaios mecânicos de tração foi possível caracterizar a influência dos elementos silício, manganês e níquel no comportamento mecânico e no modo de fratura resultante. A Tabela 4.13 apresenta as principais propriedades mecânicas obtidas através deste ensaio para a condição de austêmpera 870/280 °C.

Tabela 4.13- Propriedades mecânicas das quatro ligas na condição de austêmpera de 870/280 °C.

Liga	Tempo (h)	AR (%)	Dureza (HRc)	Dureza (HB)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	A (%)	E (MPa)	Ur (J/mm ³)	Ut (J/mm ³)
1	24	19,4	47,3	443	1157	1277	0,91	6,2	13690	62,6	80,9
2		16,0	50,2	481	1218	1523	0,80	7,0	10499	74,7	201,0
3		25,5	48,0	455	925	1214	0,76	5,1	9708	43,1	107,9
4		23,8	48,7	469	1130	1690	0,67	13,0	11834	54,5	297,7
1	72	16,5	49,8	480	1043	1134	0,92	5,4	11030	48,7	60,4
2		15,6	50,0	481	1246	1685	0,74	13,1	11192	70,4	278,1
3		23,8	47,0	443	906	1193	0,76	4,8	9682	40,6	110,1
4		22,1	47,2	443	1141	1524	0,75	10,7	10970	62,4	203,9
1	168	16,5	50,5	485	1082	1197	0,90	6,0	11070	54,7	69,4
2		15,2	50,5	485	1236	1565	0,79	8,5	10345	77,8	217,9
3		21,7	47,7	451	947	1251	0,76	6,0	9863	47,9	133,5
4		19,5	49,2	470	1174	1459	0,80	10,5	9398	71,3	185,3
1	408	14,8	49,5	475	994	1033	0,96	5,5	9947	50,5	55,8
2		-	49,8	480	974	1260	0,77	8,4	10245	45,1	183,4
3		-	45,3	425	954	1014	0,94	5,0	10264	46,9	54,8
4		19,3	47,0	443	1083	1476	0,73	11,0	8538	66,1	184,9
1	839	13,7	48,2	457	886	1192	0,74	7,7	9289	37,9	110,5
2		-	51,7	505	1256	1504	0,84	10,3	11180	72,8	189,8
3		-	47,0	442	1010	1188	0,85	7,6	9085	58,2	102,0
4		20,8	49,0	469	978	1487	0,66	11,9	7822	72,8	196,1

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

Fonte: A Autora (2017).

A liga 1 obteve uma tensão limite de resistência médio de 1167MPa, tensão de escoamento médio de 1032 MPa e alongamento médio de 6,2%, situado na estase da reação, destacando-se uma moderada deformação plástica para o tempo de 839 horas nesta liga.

Conforme a fração de austenita retida para as amostras austemperadas na estase da reação, Tabela 4.6, contata-se uma fração volumétrica de austenita tipo bloco de aproximadamente 11% para a liga 1; 8% para liga 2; 13% para liga 3 e 12% para liga 4, diferenciando-se possivelmente sua distribuição e estabilidade termomecânica.

Para a liga 2, com maior teor de silício, a fração volumétrica de austenita retida total é menor, devido ao efeito do silício de antecipar a transformação bainítica, e conseqüentemente estabilizar a austenita. Desta forma, a liga 2 apresenta maior fração de ferrita bainítica transformada assim propicia maiores valores médios de resistência mecânica, 1507MPa e escoamento ao material, 1186MPa, e maiores valores de alongamento, 9,5%, devido à presença de menores blocos de austenita retida.

Para as ligas 3 e 4, com maiores teores de manganês e de níquel, respectivamente, a fração volumétrica de austenita retida total é maior, devido ao efeito destes elementos em reduzir as temperaturas de transformação de fase BS e MS, e conseqüentemente estabilizar a austenita.

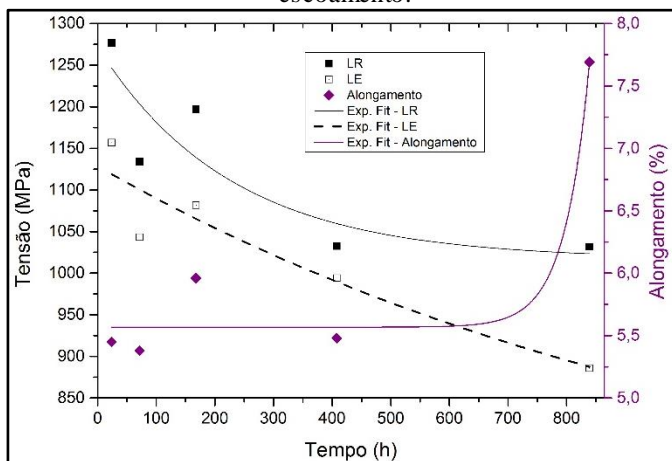
Em relação a liga 3 (alto teor de Mn), que tem uma maior fração de austenita retida na forma de blocos, observam-se as seguintes propriedades, tensão limite de resistência médio de 1172 MPa, tensão de escoamento médio de 924 MPa e alongamento médio de 5,7%.

A liga 4, com maior teor de níquel, como já comentado apresentou maior fração volumétrica de austenita retida em relação as liga 1 e 2, com isto, a austenita retida obtida para essa liga, possui maior estabilidade mecânica e propicia maiores valores de alongamento. Além disso, os filmes de austenita retida, localizados entre as placas de ferrita bainítica, podem aumentar a resistência do material, por transformação em martensita durante o ensaio. Sendo assim, a martensita obtida na liga 4 é, possivelmente, mais tenaz do que as obtidas na liga 1 (SANTOFIMIA, 2007).

Nas amostras ensaiadas da liga 4, foram obtidos maiores valores de limite de resistência, aproximadamente 1527 MPa e os valores de escoamento médio de 1101 MPa, aproximando-se da liga 2, o valor do alongamento foi de aproximadamente 11,4%. Resultando assim, em uma maior energia de deformação.

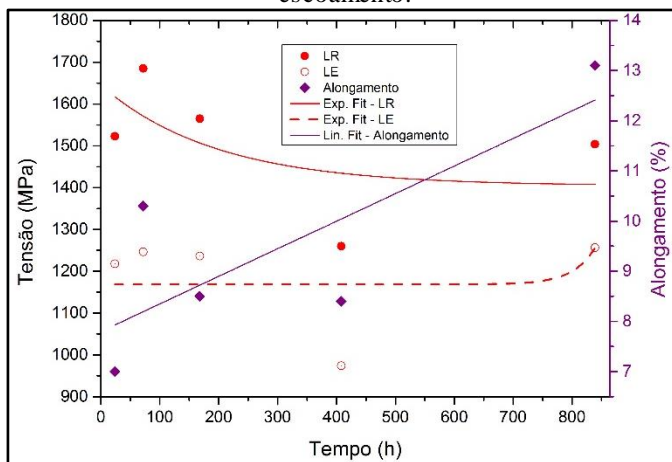
Para analisar o efeito do tempo de tratamento térmico sobre o comportamento mecânico das ligas estudadas, são apresentadas as Figuras 4.74 a 4.77, verificando a influência deste parâmetro de processo nas propriedades de tração das ligas 1 a 4.

Figura 4.74 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 1 (liga base). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



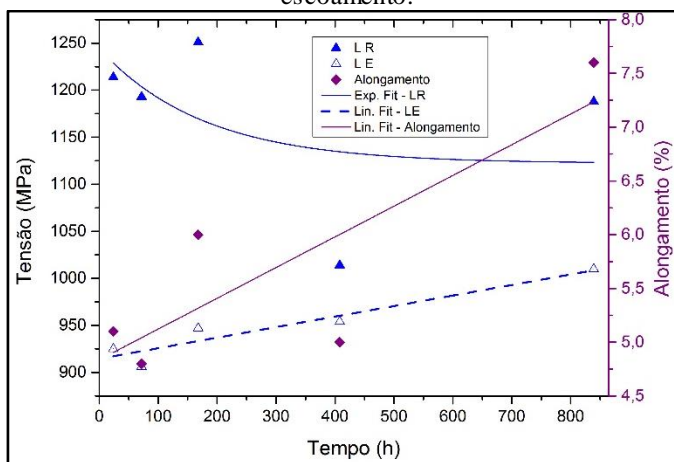
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.75 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 2 (1,94% Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



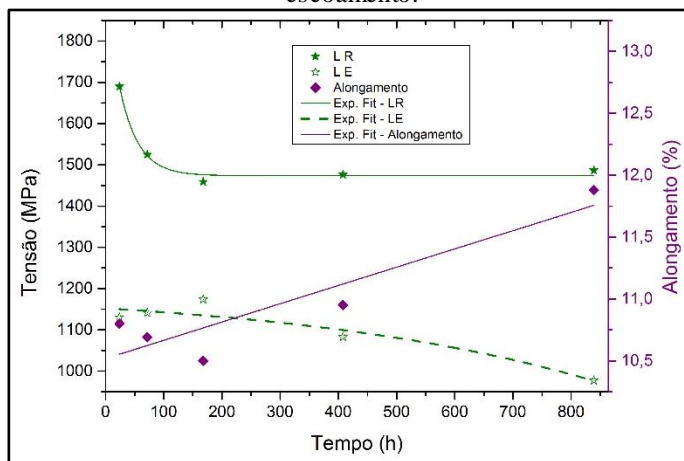
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.76 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,98% Mn). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.77 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,85% Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



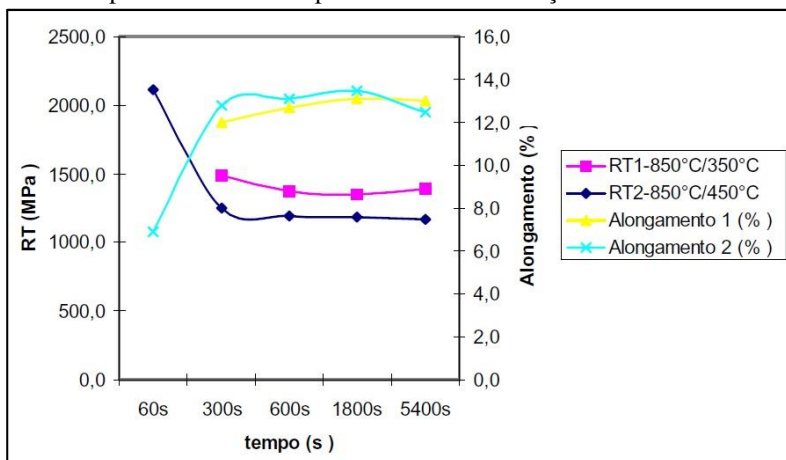
Fonte: A Autora (2017).

A partir das Figura 4.74 a 4.77, observa-se, variações de intensidade entre as ligas, que os limites de resistência decrescem com a evolução do tempo de tratamento para todas as ligas estudadas. Inversamente, o alongamento tende a aumentar com a manutenção das amostras à temperatura isotérmica de 280°C.

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

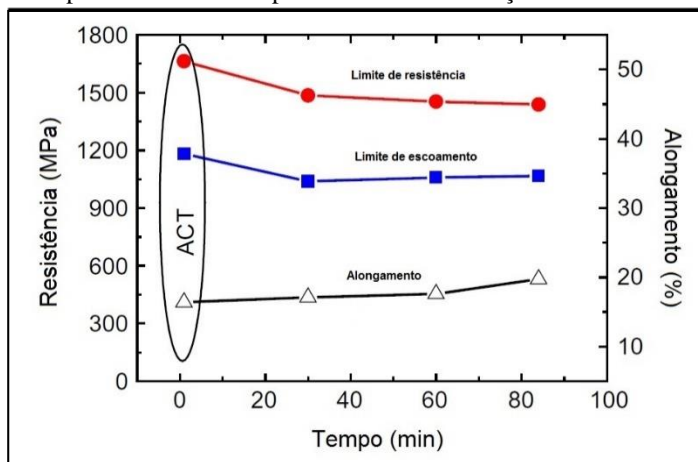
Ranieri (2005) e Tian (2012) também obtiveram resultados de comportamento inverso dos limites de resistência em comparação com o alongamento, a partir da evolução do tempo de tratamento térmico, os quais são mostrados nas Figuras 4.78 e 4.79, respectivamente.

Figura 4.78 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica



Fonte: Ranieri (2005).

Figura 4.79 - Resistência à tração e alongamento em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica



Fonte: Tian (2012).

Os altos valores de resistência mecânica, nos tempos iniciais, conforme já citado anteriormente, são atribuídos à presença de martensita

proveniente da decomposição da austenita residual, instável, durante os ensaios de tração.

Na Tabela 4.14 são apresentados os principais resultados das propriedades mecânicas obtidas através deste ensaio para a condição de austêmpera 1150/280 °C.

Tabela 4.14- Propriedades mecânicas das quatro ligas na condição de austêmpera de 1150/280 °C.

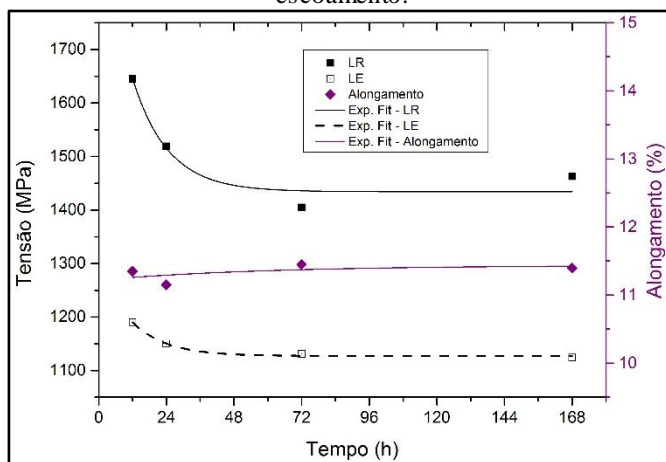
Liga	Tempo (h)	Dureza (HRC)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE / LR	A (%)	E (MPa)	Ur (J/mm ³)	Ut (J/mm ³)
1	12	48,2	1190	1645	0,72	11,3	11565	64,3	248,3
2		47,7	1417	1596	0,89	11,7	12170	85,9	273,2
3		49,3	1419	1608	0,88	12,6	11408	94,8	297,7
4		49,0	1406	1635	0,86	12,3	9856	100,0	262,6
1	24	48,0	1150	1519	0,76	11,2	12846	47,1	261,3
2		48,2	1249	1518	0,82	12,6	11613	69,7	282,6
3		48,3	1302	1477	0,88	13,8	11435	76,2	320,1
4		47,8	1155	1418	0,81	13,2	10463	59,5	281,2
1	72	47,7	1131	1405	0,80	11,5	13770	46,5	255,4
2		47,8	1096	1433	0,76	11,8	11251	55,0	239,9
3		47,0	1175	1418	0,83	13,4	8950	82,2	267,7
4		48,0	1191	1493	0,80	12,0	12502	61,0	260,6
1	168	44,2	1124	1463	0,77	11,4	13744	46,7	244,9
2		47,0	1137	1346	0,84	12,8	12408	56,4	279,0
3		46,5	1068	1398	0,76	17,3	8670	71,0	374,2
4		46,0	1105	1433	0,77	14,2	10775	60,2	312,4

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

Fonte: A Autora (2017).

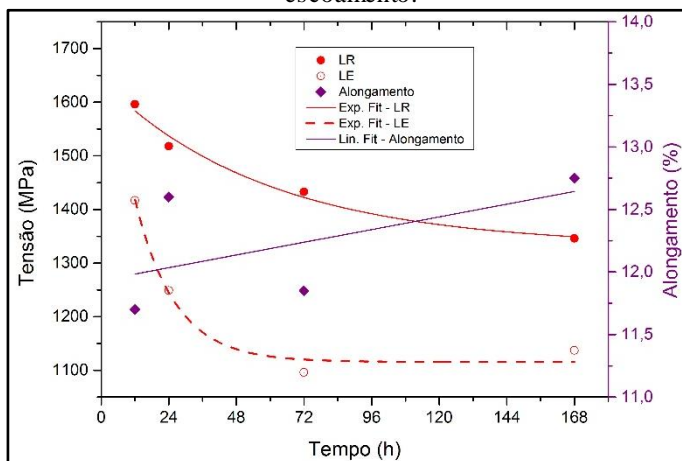
Para analisar o efeito do tempo de tratamento térmico sobre o comportamento mecânico das ligas estudadas, são apresentadas as Figuras 4.80 a 4.83, verificando a influência deste parâmetro de processo nas propriedades de tração das ligas 1 a 4.

Figura 4.80 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 1 (liga base). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



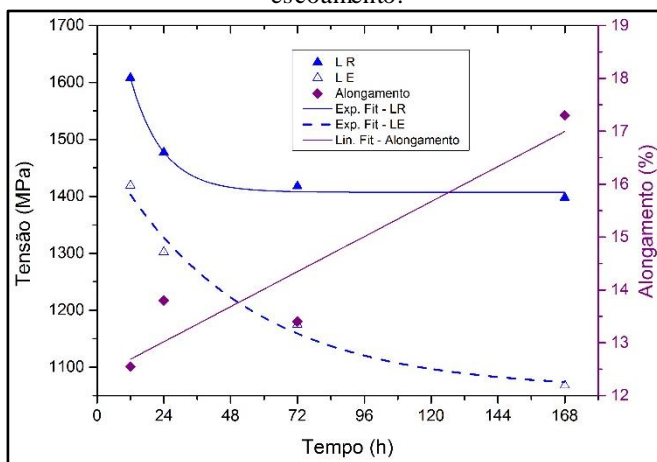
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.81 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 2 (1,94% Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



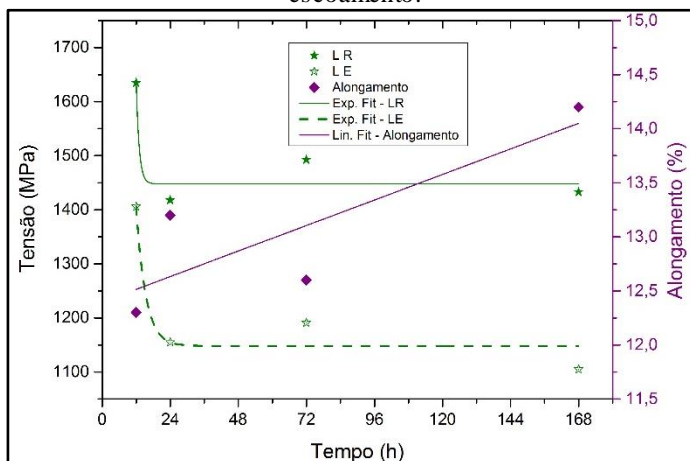
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.82 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,98% Mn). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.83 – Variação dos limites de resistência, limite de escoamento e alongamento em função do tempo de tratamento de austêmpera a 280°C para a liga 3 (1,85% Si). Legenda: LR – limite de resistência e LE – limite de escoamento.



Fonte: A Autora (2017).

Na liga 1 (liga base), Figura 4.80, observa-se que os valores de deformação dos são muito similares, igualmente os valores de tensão de escoamento que variam entre 1190MPa (12 horas) e 1124MPa (168h), os valores de limite de resistência tiveram maior alteração no decorrer do tempo, apresentando valores que variam de 1645 MPa (12 horas) e 1463MPa (168 horas).

Esta similaridade nos valores de deformação para os diferentes tempos de tratamento isotérmico, pode ser associado ao fato de que a matriz está em sua grande parte transformada desde os primeiros tempos (12 horas). Portanto, não apresenta grandes variações ao longo do tempo, este período onde não há modificações substanciais em sua estrutura que é chamado de estáse.

Para liga 2, sob a influência do silício, Figura 4.81, nota-se um comportamento com maiores valores das tensões limite resistência e escoamento para os primeiros tempos, variando de 1596MPa (12 horas) a 1436MPa (168 horas) para os limites de resistência, e 1417MPa (12 horas) a 1137MPa (168 horas) para o limite de escoamento, esta variação entre os tempos iniciais e finais de austêmpera ocorre pela instabilidade da austenita retida. Devido ao pouco período de tratamento térmico, não houve tempo para uma melhor difusão do carbono na austenita, causando instabilidade mecânica (SANTOFIMIA, 2007).

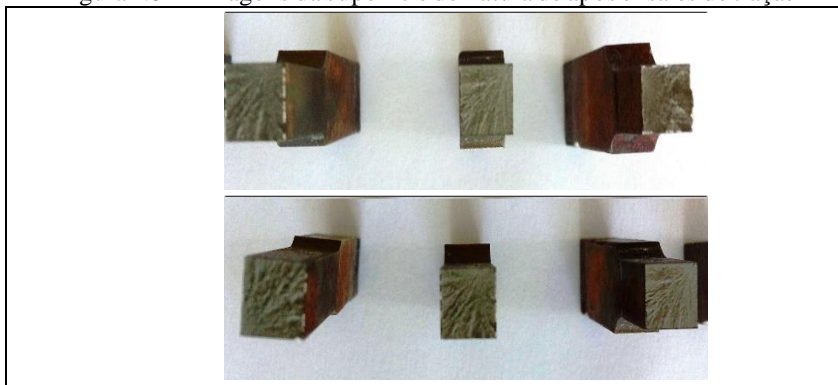
Percebe-se que a liga 3 (maior teor de manganês), Figura 4.82, em 12 horas apresentou a maior diferença entre os demais tempos, tendo sua tensão limite de resistência o valor de 1608 MPa enquanto para os demais tempos houve pouca variação 1477MPa (24 horas) para 1398MPa (168 horas). Pelo fato de o manganês retardar a transformação bainítica, para o tempo de 12 horas sua matriz ainda não está completamente transformada, havendo ainda uma porcentagem maior de martensita e austenita retida neste período do que nos demais, e isto afeta substancialmente as propriedades mecânicas.

Para liga 4, com maior teor de Níquel, Figura 4.83, a fração volumétrica de austenita retida total é maior que nas ligas 2 e 3, devido ao efeito no níquel de reduzir as temperaturas de transformação de base Bs e Ms. O níquel também tem o efeito de reduzir o tamanho de grão austenítico, resultando em uma maior densidade de discordâncias, proporcionando melhores propriedades mecânicas (SANTOFIMIA, 2007). O valores das tensões limite resistência e escoamento para os primeiros tempos, variam 1635MPa (12 horas) a 1433MPa (168 horas) para os limites de resistência, e 1406MPa (12 horas) a 1105MPa (168 horas) para o limite de escoamento.

4.5.3 Análise das superfícies de fratura

Na Figura 4.84, ilustra-se o aspecto macroscópico das superfícies de fratura para algumas amostras rompidas pelo ensaio de tração. Para análise dos mecanismos de fratura associados à ruptura destas amostras, foram obtidas imagens das superfícies de fratura com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura, conforme ilustrado nas Figuras 4.85 a 4.92, onde estão correlacionadas as morfologias das fraturas das amostras austemperadas por 24h e 168h, com as imagens da microestrutura para as quatro ligas estudadas, respectivamente nas condições de austêmpera de 870/280°C.

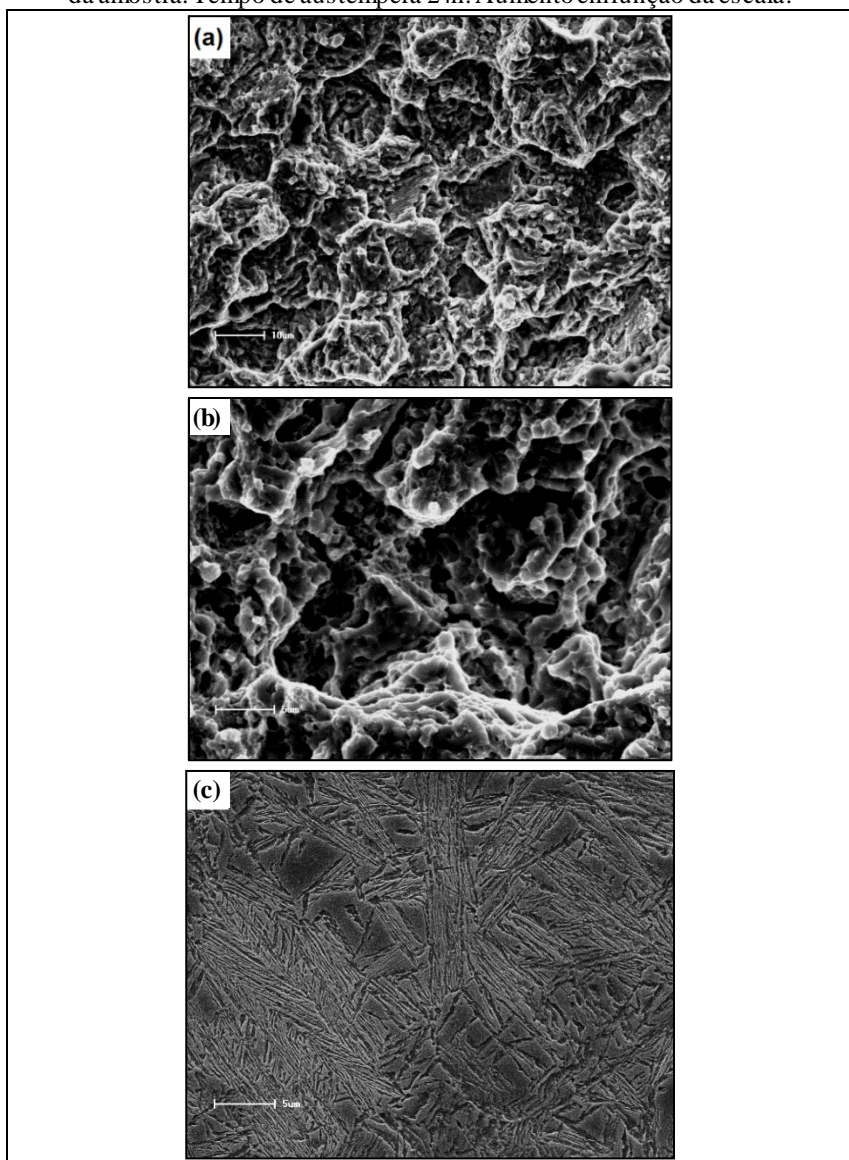
Figura 4.84 – Imagens da superfície de fratura de após ensaios de tração



Fonte: A Autora (2017).

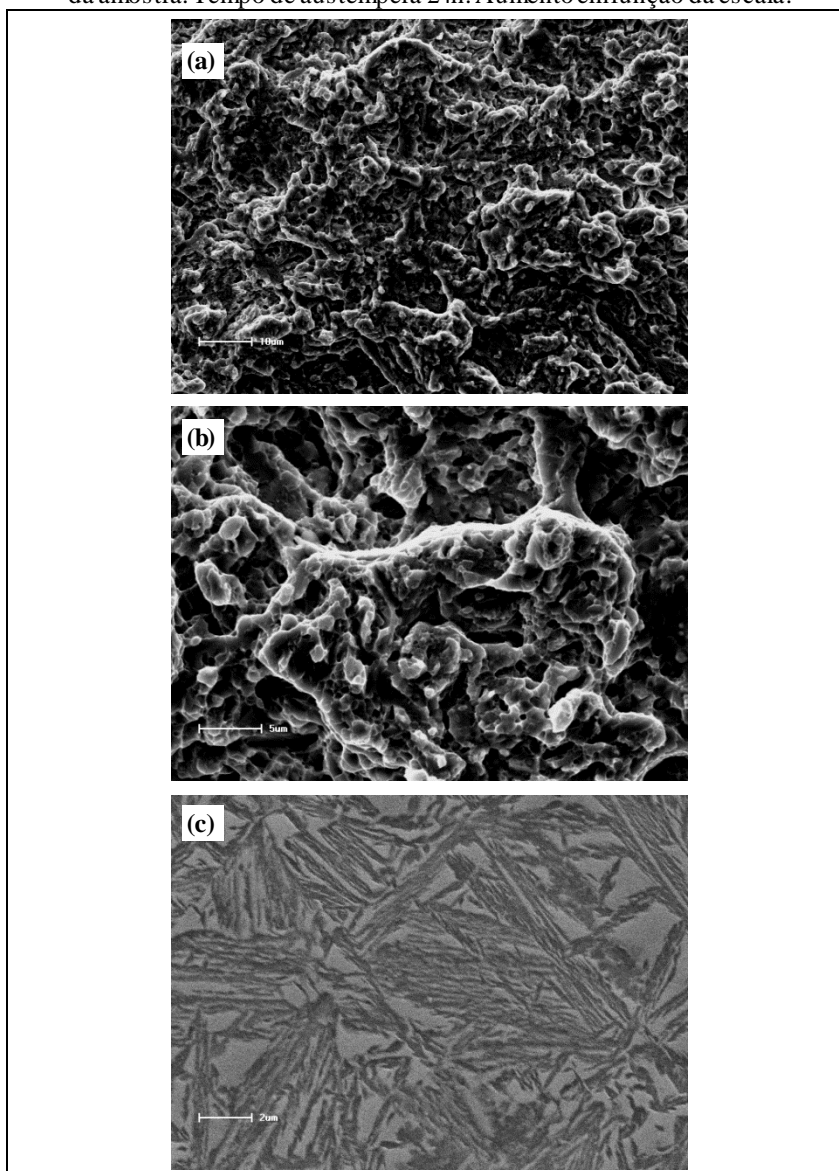
Nas figuras 4.85 a 4.88 são apresentadas imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para análise dos mecanismos de fratura associados à ruptura destas amostras, nestas figuras estão relacionadas as amostras das quatro ligas austemperadas por 24h, nas condições de austêmpera de 870/280°C.

Figura 4.85 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 1. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.



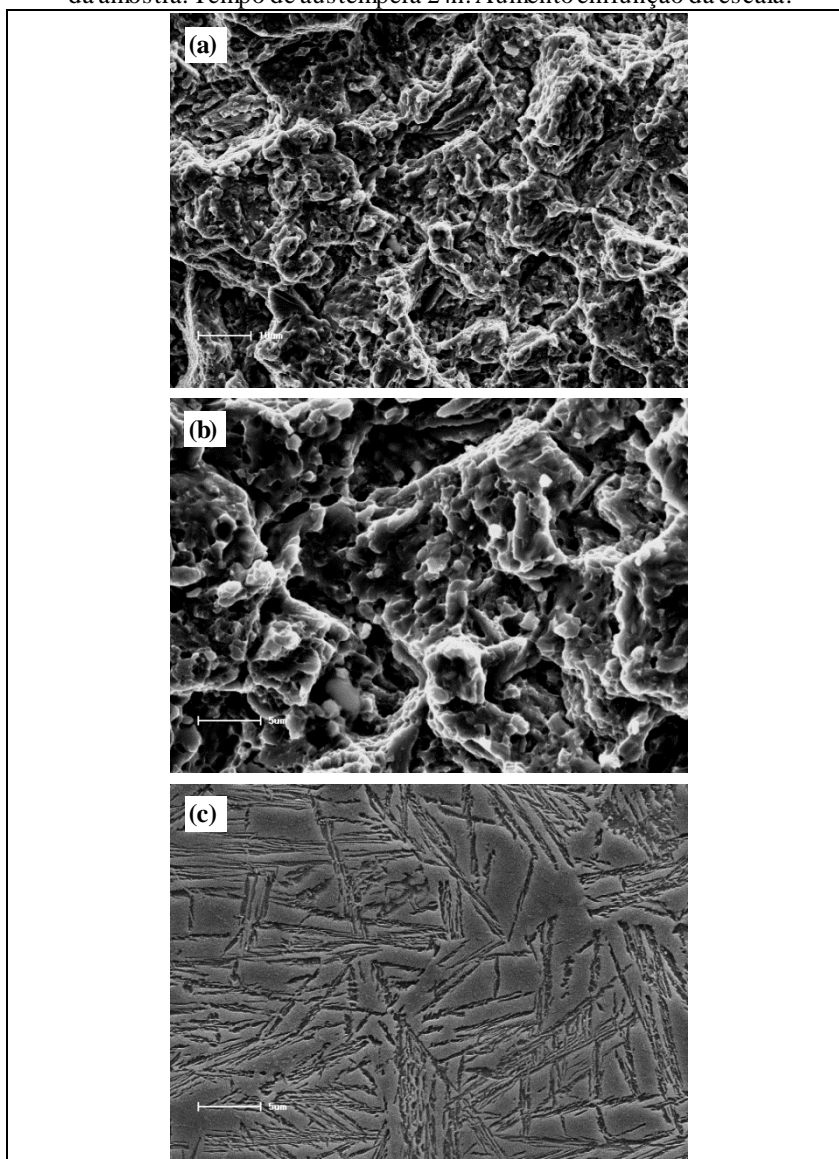
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.86 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 2. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.



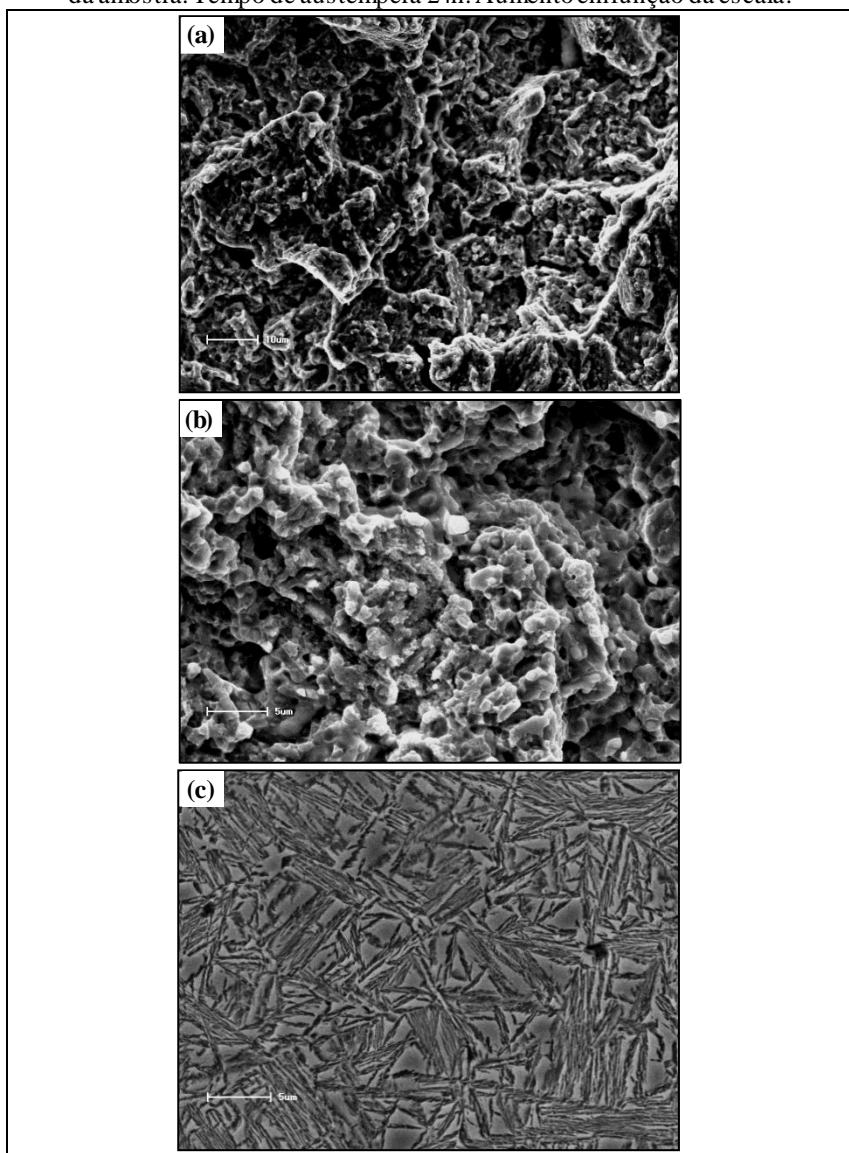
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.87 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 3. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.88 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 4. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 24h. Aumento em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

A partir da análise das fractografias da Figura 4.85 e 4.88 é possível constatar para todas as ligas, que o modo de fratura predominantemente é do tipo frágil, através do mecanismo de clivagem, com pequenas incidências de microcavidades, características de alvéolos. Com isto, pode-se atribuir um comportamento global de fratura de “quase-clivagem”, devido à ação combinada dos dois micromecanismos de falha. Nota-se que o tempo de tratamento não interfere no mecanismo de falha, permanecendo predominantemente frágil até o final dos experimentos.

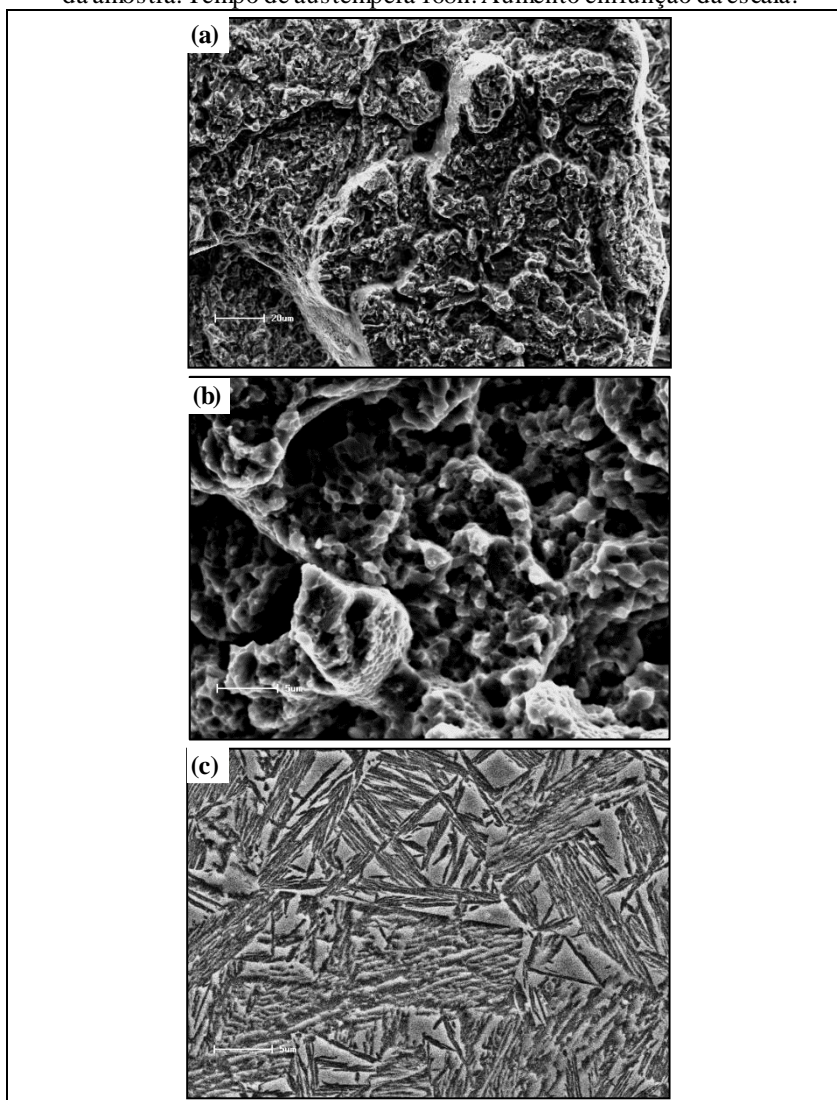
Nas Figuras 4.89 a 4.92 são apresentadas imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para análise dos mecanismos de fratura associados à ruptura destas amostras, nestas figuras estão relacionadas as amostras das quatro ligas austemperadas por 168h, nas condições de austêmpera de 870/280°C.

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

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

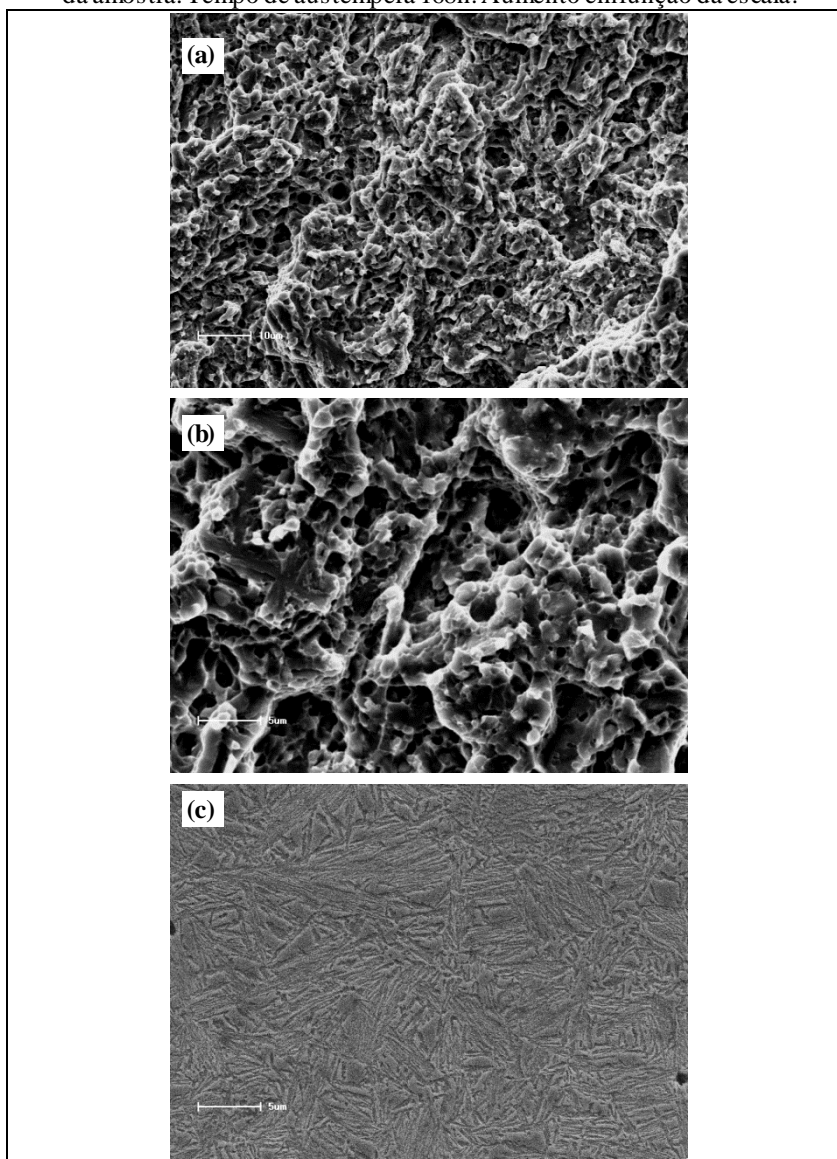
A concentração de tensões, associado com a distribuição de dureza altamente heterogênea, devido a presenças de várias fases na microestrutura, contribui para a nucleação prematura de trincas (CABALLERO et al., 2009).

Figura 4.89 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 1. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.



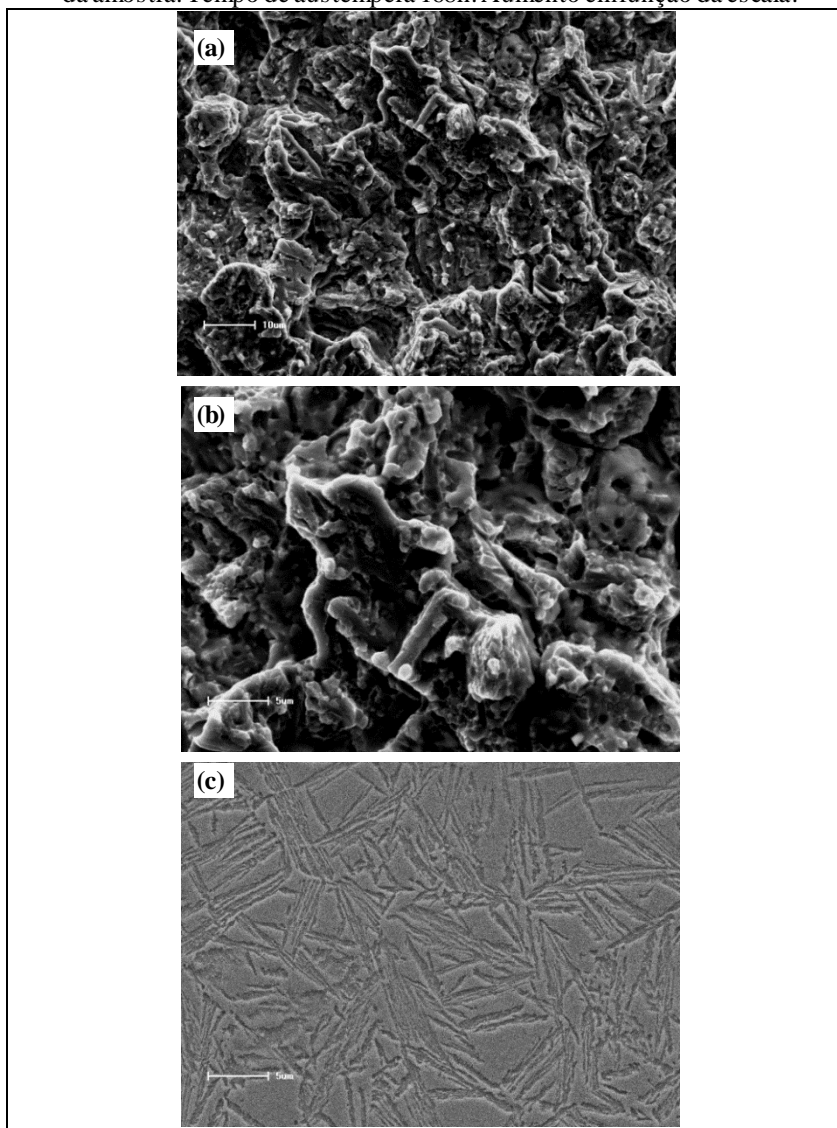
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.90 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 2. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.



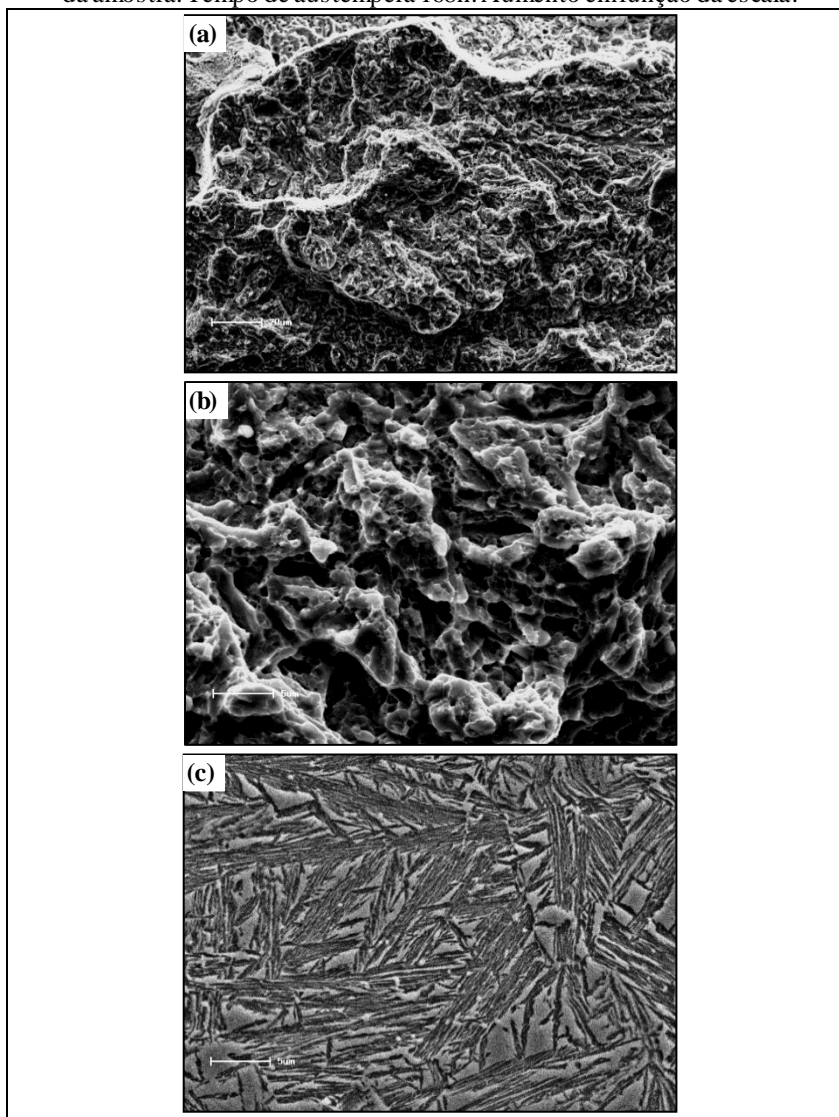
Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.91 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 3. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

Figura 4.92 – Imagens das superfícies de fratura e microestrutura das amostras ensaiadas para a liga 4. Sendo: (a) e (b) superfície de fratura e (c) microestrutura da amostra. Tempo de austêmpera 168h. Aumento em função da escala.



Fonte: A Autora (2017).

A partir da análise das fractografias apresentadas, e verificando a relação LE/LR, fornecida pela Tabela 4.15, as ligas 1, 2 e 3 não apresentam diferenças nesse valor para os tempos de 24 e 168h. Já a liga 4, apresenta maior valor para a relação LE/LR no tempo de 168h, sendo 0,67 e 0,80, respectivamente.

Desta forma, estando de acordo aos valores apresentados da relação LE/LR, a liga 4 foi a que apresentou menor valor para a relação, apresentando assim uma maior ductilidade com os valores mais altos de alongamento em relação as demais ligas estudadas.

Nota-se que o tempo de tratamento não interfere no mecanismo de falha, com o estado de tensão uniaxial, a fratura sempre ocorreu de maneira frágil, formada por clivagem e alguns alvéolos, indícios de uma “quase-clivagem”. A liga 4 contém em sua microestrutura 17% de austenita retida (168h), a qual não foi suficiente para modificar o micromecanismo de fratura do material.

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

Conforme já discutido anteriormente, a liga 4 possui maior fração de austenita retida, devido ao efeito do níquel de reduzir as temperaturas de transformação de fase BS e MS. Com isto, a austenita retida obtida para a liga 4, possui maior estabilidade mecânica e propicia maiores valores de alongamento. Além disso, os filmes de austenita retida localizadas entre as placas de ferrita bainítica, podem aumentar a resistência do material.

4.5.4 Ensaio de Impacto

Foram realizados ensaios de impacto para as quatro ligas estudadas, em amostras austemperadas nas condições 870/280°C, em tempos selecionados de 12h, 24h, 72h e 168h de tratamento para verificar a influência da manutenção da temperatura de austêmpera na possível alteração da morfologia da austenita retida. A Tabela 1 apresenta os dados de energia absorvida por ensaio de impacto tipo Charpy.

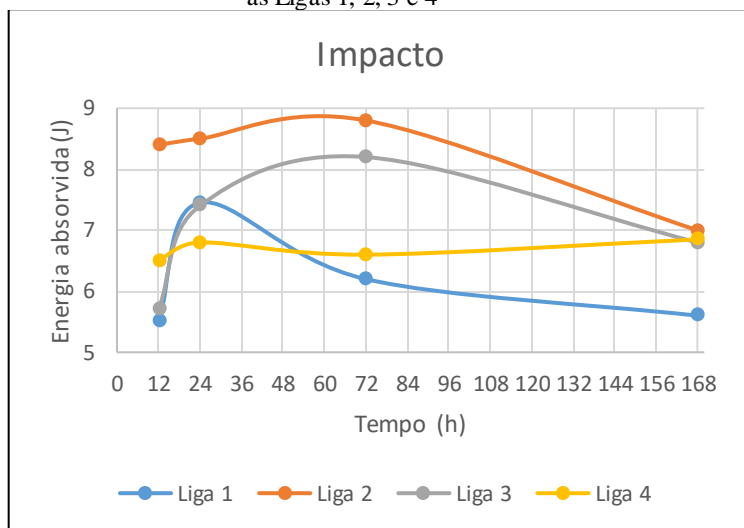
Tabela 4.15 – Absorção de Energia (J) durante o Ensaio de Impacto

Liga/ Tempo (h)	1	2	3	4
12	5,5	8,4	5,7	6,5
24	7,6	8,5	7,4	6,8
72	6,2	8,8	8,2	6,6
168	5,6	7,0	6,8	6,7

Fonte: A Autora (2017)

Na Figura 1, mostra-se o comportamento das ligas na linha do tempo de austêmpera de 12, 24, 72 e 168h.

Figura 4.93 – Gráfico da Evolução do Impacto ao Longo do Tempo para as Ligas 1, 2, 3 e 4



Fonte: A Autora (2017)

Para todas as ligas, percebe-se que para o tempo de 12h a tenacidade ao impacto foi menor, isso se deve a maior quantidade de martensita presente nessa condição, nessa condição todas ligas apresentaram maior valores para dureza, aproximadamente 50HRC.

Com o tempo de 24h, a porcentagem de ferrita bainítica aumenta, combinada com a austenita retida na forma de filmes, aumentando a tenacidade ao impacto para todas as ligas. Para tempos maiores, as ligas,

encontram-se em estase da reação, logo maior fração de ferrita bainítica e menor quantidade de austenita retida, ocorrendo uma pequena diminuição nos valores de energia absorvida por impacto.

Nota-se que a liga 2, com maior teor de silício, apresentou maior tenacidade ao impacto, essa liga apresenta maior quantidade de austenita retida na forma de filmes, conforme Tabela 4.8.

Assim como o silício, o manganês promove características similares na microestrutura. Porém, o que o difere é o retardamento da transformação bainítica, logo como a transformação de ferrita bainítica é menor, tem-se uma maior quantidade de austenita retida, o que auxilia na tenacidade ao impacto.

Para a liga 4, maior teor de níquel, observa-se que praticamente não há variação na tenacidade ao impacto. Barbacki (1995) relata também que o níquel proporciona o refinamento do grão e, além disso, com o tamanho de grão reduzido gera-se um aumento na resistência e tenacidade do aço, também comentado por Zepter (2007). Isso explica o valor da média das energias absorvidas, de 6,7 Joules, ser um pouco superior quando comparada com a Liga 1.

5 CONCLUSÃO

1) A evolução da fração volumétrica de ferrita bainítica em relação tempo de austêmpera pôde ser descrita pelo modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). A partir da análise das curvas de cinética pode-se constatar que a liga 2 (maior teor de Si) acelerou o início da nucleação de ferrita bainítica. E as ligas 3 (maior teor de Mn) e a liga 4 (maior teor de Ni) apresentaram um atraso no início da nucleação de ferrita bainítica.

2) Para todas as condição de austêmpera estudadas, a liga 2, apresentou curvas que indicaram uma maior taxa de transformação de fase e uma maior fração transformada para essa liga, com maior teor de silício. Constatando-se correspondência entre os modelos numéricos e experimentais;

3) Para todas as condição de austêmpera estudadas, a liga 3, apresentou curvas que indicaram uma menor taxa de transformação de fase e uma menor fração transformada para essa liga, com maior teor de manganês. Constatando-se correspondência entre os modelos numéricos e experimentais;

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

5) O grau de refinamento da microestrutura e as frações transformadas associadas ao início do fenômeno de estase da transformação foram maiores para a menor temperatura de austêmpera 280. Atribui-se estes resultados a uma maior taxa de nucleação e à capacidade da austenita absorver mais carbono antes do início do fenômeno de estase da reação.

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

7) Constatou-se a estase da reação, com a formação de ferrita bainítica e de austenita retida, microestrutura resultante até o final dos experimentos de tratamento térmico de austêmpera para todas as ligas e condições estudadas. Sendo que para as condições de austêmpera de 1150/370°C esse tempo foi menor em relação as demais condições, seguindo com segundo menor tempo na condição de austêmpera de 870/280°C;

8) Ficou evidenciado pelo estudo da evolução microestrutural que as ligas austemperadas na temperatura de 280°C apresentaram uma estrutura mais refinada em comparação a temperatura de austêmpera de 370°C.

9) Houve pouca variação da fração volumétrica de ferrita bainítica na região de estase da reação, sendo que a liga 1 apresentou uma variação de 5% (nas condições de 870/280°C e 1150/370°C); de 3% (na condição 1150/280°C); e 12% (na condição 870/370°C). A liga 2 apresentou uma variação de 3% (na condição de 870/280°C); 5% (nas condições de 870/370°C e 1150/280°C); de 2% (na condição 1150/370°C). A liga 3 apresentou uma variação de 0,5% (na condição de 870/280°C); 1% (na condição de 870/370°C); 6% (na condição 1150/280°C); e de 8% (na condição 1150/370°C).

10) Foi possível com o auxílio da técnica de microscopia eletrônica de transmissão (MET), constatar o tipo de precipitado presente nas quatro ligas estudadas na condição de austêmpera de 870/280 °C, sendo carboneto de cromo do tipo Cr_{23}C_6 . Nas amostras estudadas na condição de austêmpera de 1150/280 °C não se evidenciaram carbonetos.

11) Verificou-se que a liga 2, apresentou menor fração de austenita retida na forma de blocos do que nas ligas 1, 3 e 4. Devido essa liga ter maior teor de silício em sua composição química e assim ter maior fração volumétrica de ferrita bainítica transformada.

12) Com relação as propriedades mecânicas na condição de austêmpera de 870/280°C, a liga 2 (maior teor de silício) apresentou maior valor de resistência mecânica entre todas as ligas, devido maior porcentagem de ferrita bainítica e seu grau de refinamento;

13) Com relação as propriedades mecânicas na condição de austêmpera de 1150/280°C, percebe-se de uma forma geral que os valores de resistência mecânica são ligeiramente menores que a condição de

austêmpera de 870/280°C, e os alongamentos maiores o que pode ser atribuído a presença de carbonetos de cromo na condição de austêmpera de 870/280°C;

14) O tipo de fratura que se constatou em todas as ligas foi uma fratura do tipo frágil, através do mecanismo de clivagem, com pequenas regiões apresentando mecanismo de nucleação e crescimento de alvéolos.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Aprofundar o estudo dos aspectos morfológicos mediante uso de técnicas de difração de raios X, para a quantificação de fases, e de microscopia eletrônica de transmissão, para determinar o tamanho médio de filmes e blocos de austenita retida, que possibilitem melhorar o embasamento aos fenômenos constatados neste trabalho;

Caracterizar os mecanismos atômicos da transformação com o auxílio de microscopia eletrônica de transmissão de modo a verificar a existência de arranjos de discordâncias na interface α/γ .

Complementar o estudo do comportamento mecânico destes aços através de ensaios de resistência a fadiga, tenacidade a fratura e ensaios de desgaste.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AARONSON, H.I. *Decomposition of austenite by diffusional processes*. Philadelphia, PA, AIME, 1960.

AARONSON, H.I. *The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions*. In: *Decomposition of austenite by diffusional process*, 1962. New York, Interscience Publishers, p. 387 – 548, 1962.

AARONSON, H.I.; LEE, J.K. *The kinetic equations of solid-solid nucleation theory and comparisons with experimental observations*. In: *Lectures on the theory of phase transformations*. Aaronson, H.I. (Ed.), 2 ed., TMS, Warrendale, USA, p.165-229, 1999.

AARONSON, H.I.; SPANOS, G.; REYNOLDS, W.T. *A progress report on the definitions of bainite*. *Scripta Materialia*, v.47, p.139-144, 2002.

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. *Manual of Standards and Recommended Practices: Section G, AAR M-107*. USA, 2000. p.21-56.

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

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

BHADESHIA, H.K.D.H., EDMONDS, D.V. *The mechanism of bainite formation in steels*. *Acta Metallurgica*, v.28, n.8, p.1265-1273, 1980.

BHADESHIA, H.K.D.H., *Bainite in Steels*, the Institute of Materials, London, U.K., 1992.

BHADESHIA, H.K.D.H., *Mat. Sc. and Eng. A*, 1999, vol.273-275, p.58.

BHADESHIA, H.K. *Bainite in Steels*. 2. ed. IOM Communications Ltd, London, 2001.

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

BLECK, W.; HULKA, K.; PAPAMETELLOS, K. *Effect of niobium on the mechanical properties of TRIP steels*, Materials Science Fórum, v. 284 – 286, p. 327 – 334, 1998.

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

BRAMFITT, B. I.; SPEER, J. G. *A perspective on the morphology of bainite*. Metallurgical Transaction A, v. 21A, p. 817 – 829, 1990

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

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

CHANG, L. C.; BHADESHIA, H.K.D. H. *Carbon content of austenite in isothermally transformed 300M steel*. Materials Science and Engineering, v. A184, p. L17-L19, 1994.

CLAYTON, P. *The relations between wear behavior and basic material properties for pearlitic steels*. Wear, Netherlands, v.60, p.75-93, oct. 1980.

CONSTABLE, T.; BOELEN, R.; PERELOMA, E. V. *The quest for improved wheel steels enters the martensitic phase*. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.14, 2004, Orlando. 14p.

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

DUBÉ, C.A.; AARONSON, H.I.; MEHL, R.F. *Revue de Metalurgie*, 55, p. 201-210, 1958.

ENOMOTO, M. *Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite*. Scripta Materialia, v.47, n.3, p.145-149, 2002.

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

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

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

HABRAKEN, L.J. and Economopoulos, M., *In: Transformation and Hardenability in Steels*, 1967, Climax Mo.Co., Ann Harbour, Michigan.

HESSE O., KAPYSTYAN A., BRYKOV M.: *Kinetics of Isothermal Transformation of High-Carbon Low-Alloyed Austenite and Its Microstructure after Such Treatment*. The 8th Int Conf on Material Technologies and Modeling MMT, Ariel University, Ariel, Israel. July 28-August 01, 2014 186-194.

HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H. K. D. H. *Steels Microstructure and Properties*. 2nd ed. London: Gray Publishing, 1995.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION.
http://www.imoa.info/moly_uses, acessado em 07/2013

KEY TO METAL. <http://www.keytometals.com>, acessado em 07/2013.

KISMAN, K.R.; AARONSON, H.I. *Influence of Al, Co, Si upon the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction*. Metallurgical Transaction, v.4, n.4, p.959-967, 1973.

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

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

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

KRAL, M.V.; SPANOS, G. *Three dimensional morphology of cementite precipitates*. Scripta Materialia, v. 36, n.8, p.875-882, 1997.

KRAMER, J.J.; POUND, G.M.; MEHL, R.F. *The free energy of formation and the interfacial enthalpy in pearlite*. Acta Metallurgica, v.6, p. 763-771, 1958.

LIU, C.; ZHAO, Z.; NORTHWOOD, D.O.; LIU, Y. *A new empirical formula for the calculation of Ms temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels*. Journal of Materials Processing Technology, v. 113, p. 556-562, 2001.

LONSDALE, C.; NORTON, M.; OSUCH, K.; SITARZ, M.; WOOD, L. G. *Worldwide application of cast steel wheel technology for the global railroad industry*. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 45p.

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

MINICUCCI, D. J. Principais Defeitos em Rodas Ferroviárias: Manual de Treinamento da MWL Brasil. Caçapava, p.38-43. Trabalho não publicado.

OBLAK, J.M.; HEHEMANN, R.F. *Structure and growth of Widmanstätten ferrite and bainite*. In: Transformation and hardenability in steels, p.15-33. Ann Arbor, MI: Climax Moly, 1967.

OLIVEIRA, C.A.S. *Têmpera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas*. Rio de

Janeiro; RJ. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, 1994.

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

PICKERING, F.B. *The Structure and Properties of Bainite in Steels*. Symposium: Transformation and Hardenability in Steels, 1967.

PURDY, G.R.; BRECHET, Y.J.M. *A solute drag treatment of the effect of alloying elements on the rate of the proeutectoid ferrite transformation in steels*. *Acta Metallurgica et Materialia*, v.43, p.3763–3774, 1995.

QUIDORT, D; BRECHET, Y. *The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steel*. *Scripta Materialia*, v.47, p.151-156, 2002.

RAMOS, D.S. *Estudo de aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares austemperados*. Joinville, SOCIESC, 2008.

REED HILL, R.E. *Physical Metallurgy Principles*. Boston, Mass, 3 ed, 1994.

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

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

SAJJADI, S.A. ZEBARJAD, S.M. *Isothermal transformation of austenite to bainite in high carbon steels*. *Materials Processing Technology*, v. 189, p. 107-113, 2007.

SAKAMOTO, H.; TOYAMA, K.; HIRAKAWA, K. *Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel*. *Materials Science and Engineering A, USA*, v.285, p.288-292, 2000.

STARK, I. SMITH, G. D. W. e BHADSHIA, H. K. D. *The distribution of substitutional alloying elements during the bainite transformation*. Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 837-844, 1990.

THEWLI, G. *Classification and quantification of microstructures in steels*. Journal Materials Science and Technology, v. 20, p. 143-160, 2004.

TROIANO, A.R., *The Role of Hydrogen and Other Interstitials on the Mechanical Behavior of Metals*, Trans. AIME, vol.52, p.54-80.

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

VILLAS BÔAS, R. L.; CUNHA, A. P. A.; GUIMARÃES, A. A.; PIVOTTO, D. J. R.; MEI, P. R., *Efeito da adição de molibdênio e nióbio em aços com carbono entre 0,5 e 0,7 %*. Anais do 5º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2009. p. 01-07.

VILLAS BÔAS, RENATO LYRA. *Desenvolvimento de Aço Microligado para Rodas Ferroviárias*. Dissertação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, Campinas. 2010. 104p.

ZENER, C. *Kinetics of the decomposition of austenite*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 167, p.550, 1946.