

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Obtenção de aços fundidos de elevada resistência mecânica, boa tenacidade e resistência ao desgaste

Autora: Dircilene do Carmo

Orientadora: Prof^a Dr^a.Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte, março 2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dircilene do Carmo

Obtenção de aços fundidos de elevada resistência mecânica, boa tenacidade e resistência ao desgaste

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientadora: Prof^a Dr^a. Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte
Escola de Engenharia
2017

Folha de aprovação

Dedicatória

À minha família.

“Nothing happens unless first a dream...” Carl Sandburg, *The Complete Poems*

Agradecimento

Agradeço a Deus por sempre iluminar meus caminhos e guiar minhas decisões.

Agradeço a orientadora Prof^a. Dr^a. Geralda Cristina de Duraes Godoy pela oportunidade dada, por ter acreditado no meu trabalho, pela orientação, confiança, apoio e por todo o conhecimento transmitido.

Agradeço ao meu irmão Denilson, que sempre esteve do meu lado, incentivando e pelo conhecimento constante do dia a dia tanto profissional como pessoal.

A minha mãe Margarida pelo amor, por todo apoio e segurança. Ao meu pai Baltazar por todo carinho, amor que mesmo não estando aqui, tenho certeza que olha por nós.

As minhas irmãs Denise e Dirlane pelo incentivo, pela paciência em ler e corrigir meus trabalhos. Aos meus sobrinhos Douglas, Rafael, Ana, Pedro e Henrique, enfim toda a família que sempre esteve unida.

Agradeço ao professor Dagoberto Santos pelo aprendizado e utilização dos equipamentos dos Laboratórios.

Agradeço ao professor Marcelo Araújo Câmara do Departamento de Mecânica por tão gentilmente ter cedido seu tempo, pela usinagem dos corpos de prova, as sugestões e auxílio na utilização dos equipamentos.

Agradeço aos funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG pela atenção: Cida, Patrícia, Nelson, Andréia.

Agradeço aos colegas da pós-graduação por ter tornado essa jornada mais descontraída, por toda discussão construtiva no bandeirão: Daniela, Priscila, Fernanda, Mário, Leandro, Anderson e Ana. E aos alunos do laboratório de metalografia que sempre estiveram dispostos a ajudar.

Agradeço a todos que de alguma forma deram suporte necessário e foram diretamente ou indiretamente colaboradores para realização deste projeto e por acaso não tenha citado aqui.

A Capes, CNPq e Fapemig pelo fomento. E ao SENAI-CETEF Itaúna pelo fornecimento das amostras.

SUMÁRIO

1	Introdução	1
2	Objetivos	2
3	Revisão Bibliográfica	3
3.1	<i>Transformação da austenita</i>	3
3.2	<i>Ferrita</i>	4
3.3	<i>Aços de microestrutura ferrítica-bainítica com austenita estabilizada.....</i>	6
3.4	<i>Desgaste em aços de microestrutura ferrítica-bainítica com austenita estabilizada</i>	20
3.5	<i>Ensaio Tribológicos</i>	29
3.5.1	Ensaio Tribômetro modo esfera-disco	30
3.5.2	Ensaio Abrasômetro roda de borracha	31
3.6	<i>Considerações sobre revisão bibliográfica.....</i>	32
4	Metodologia.....	32
4.1	<i>Produção do aço</i>	33
4.2	<i>Tratamento térmico</i>	34
4.3	<i>Caracterização Estrutural</i>	36
4.3.1	Difração de Raios-X	36
4.3.2	Caracterização metalográfica	38
4.3.3	Microscopia Óptica e Eletrônica de varredura.....	38
4.4	<i>Ensaio mecânicos</i>	39
4.4.1	Ensaio de dureza	40
4.4.1	Dureza Rockwell.....	40
4.5	<i>Ensaio de desgaste.....</i>	40
4.5.1	Ensaio Abrasômetro roda de borracha	40
4.5.2	Ensaio Tribômetro modo esfera – disco	42
5	Discussão dos resultados.....	43
5.1	<i>Resultado da Análise Química</i>	43
5.2	<i>Fases Cristalinas Difração de Raios-X.....</i>	44
5.3	<i>Microestrutura: análises metalográficas</i>	46
5.4	<i>Resultados dos Ensaio Mecânicos.....</i>	50
5.5	<i>Resultados ensaio Abrasômetro roda de borracha.....</i>	53
5.6	<i>Resultados ensaio Tribômetro modo esfera-disco.....</i>	55

5.7	<i>Análise da superfície desgastada</i>	57
6	Conclusões	65
7	Sugestões para trabalhos futuros	66
8	Referências bibliográficas	67

LISTA DE FIGURAS

- Figura 3.1: Variação da temperatura de transformação martensítica inicial (M_s) e final (M_f) com a concentração de carbono. Fonte: Adaptado de Troiano, A.R. e Greninger, A. B. (1946, p. 303) apud Reed-Hill (2009, p. 625).....04
- Figura 3.2 – Imagens por microscopia eletrônica de varredura (MEV) com ataque com reagente 2% de nital, para o aço forjado à quente e austemperado, onde A_b representa austenita retida, BF representa ferrita-bainítica. Fonte: Adaptadas de Meng *et al.* (2015)08
- Figura 3.3 - Microestruturas obtidas por microscopia óptica com ataque de nital 2% de aço laminado a quente, submetido a diferentes temperaturas de austêmpera por 2 horas. Fonte: Adaptado de Putatunda *et al* (2009).....10
- Figura 3.4 - Efeito da temperatura de austêmpera em função no volume de austenita obtido pelo método de comparação direta utilizando as intensidades integradas dos picos identificados por difração de raios-X. Fonte: Adaptado de Putatunda *et al* (2009).11
- Figura 3.5 - Efeito do aumento da temperatura de austêmpera no limite de escoamento no gráfico (que diminui) à esquerda, e na ductilidade (que aumenta) , no gráfico à direita. Fonte: Adaptado de Putatunda, (2009).....12
- Figura 3.6 - Fractografias obtidas por MEV do aço médio carbono alto silício a diferentes temperaturas de austêmpera. Fonte: Adaptado de Putatunda (2009).....13
- Figura 3.7 – Imagens obtidas por MEV para aço fundido austemperado a 200°C por 240 h: (a) aumento de 3000x e (b) 10000x. Fonte: Carmo (2011).....15
- Figura 3.8 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) com reagente nital 2% do aço austemperado a 300°C por 18 h. Fonte: CARMO (2011).....16
- Figura 3.9 - Microestruturas obtidas por MO com ataque 2% Nital para aço fundido austemperado a diferentes temperaturas. Fonte: Putadunda (2001).....18
- Figura 3.10 - Fractografias por MEV do aço fundido austemperado a diferentes temperaturas adaptadas de Putadunda (2001).....20
- Figura 3.11 - Microestrutura por microscópio eletrônico de varredura com ataque nital 2% do aço austemperado a 300°C e 320°C, onde CFB representa a microestrutura bainítica livre de carbonetos e M a martensita. Fonte: Hernandez *et al.* (2016).....21
- Figura 3.12 – Configuração do teste com abrasômetro contínuo de alta temperatura. Fonte: Adpatado de Hernandez *et al.* (2016).....22
- Figura 3.13 - Detalhe dos discos montados do tribômetro disco duplo UTM 2000. Fonte: LEIRO, 2012.....24
- Figura 3.14 - a) Imagens do MEV das amostras de aço austemperado a 250°C, após 6.000 ciclos do ensaio de desgaste; b) imagem por MEV no modo de emissão de

elétrons retroespalhados (BSE) de fissuras superficiais e subsuperficiais do aço austemperado a 300°C após 18.000 ciclos do ensaio de desgaste por deslizamento....25

Figura 3.15: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ataque 2%Nital, para o aço com 0,30%C submetido a tratamento térmico a 325°C com microestrutura de bainita inferior e a 450°C composto de ferrita bainítica livre de carbonetos e o constituinte martensita-austenita (M/A). Fonte: Adaptado de Rementeria *et al* (2015).....26

Figura 3.16: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ataque 2%Nital, para o aço com 0,99%C submetido a tratamento térmico a 200°C e 350°C composto de ferrita bainítica e austenita em filmes a direita e em blocos a esquerda. Fonte: Adaptado de Rementeria *et al* (2015).....26

Figura 3.17: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ataque 2%Nital, indicando ranhuras na direção de deslizamento e oxidação no aço de 0,30%C; e placas de cisalhamento e propagação de trincas no aço de 0,99%C. Fonte: Adaptado de Rementeria *et al* (2015).....27

Figura 3.18 – Micrografias obtidas pela emissão de elétrons secundários (SE): a) microestrutura perlítica demonstrando ranhuras e cavidades (*pits*); b) microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida demonstrando ranhuras mais estreitas e profundas que na microestrutura martensítica; c) microestrutura martensítica demonstrando ranhuras mais largas e mais planas.....29

Figura 3.19 - Representação esquemática do equipamento tribômetro modo esfera/disco retirado da Norma ASTM-99, onde F representada a força aplicada, d o diâmetro da esfera, D a amostra, W a velocidade de rotação do disco.....30

Figura 3.20- Representação esquemática do equipamento roda de borracha/areia vertical adaptada da Norma ASTM-65.....31

Figura 4.1 - Desenho do Bloco do tipo Keel conforme norma ASTM A 781 para retirada de corpos de prova para testes de tração e impacto.....33

Figura 4.2 - Bloco fundido do tipo Keel obtido.....33

Figura 4.3 - Corpos de provas de tração e de desgaste posicionados no interior do forno de aquecimento para o tratamento térmico.....35

Figura 4.4 - Dimensões do corpo de prova.....39

Figura 4.5 - Representação do corpo de prova ensaio charpy segundo norma ASTM A370.....39

Figura 4.6 - Abrasômetro de roda de borracha disponibilizado pelo Centro Tecnológico Marcelino Corradi (SENAI-CETEF com apoio CNPq). Fonte: a autora.....41

Figura 4.7 - Tribômetro modo esfera/disco do laboratório de Tribologia e desgaste da Universidade Federal de Minas Gerais. Fonte: a autora.....42

Figura 5.1 - Difractogramas dos aços tratados a 300°C e 400°C por 2horas, para as duas amostras analisadas, aqui consideradas como AM1 e AM2.....44

Figura 5.2 - Gráficos de a_0 vs. $\text{sen}2\theta$ para estimar parâmetro de rede para os aços tratados a 300°C e 400°C por 2 horas.....	45
Figura 5.3 - Microscopia óptica tríplice ataque, LePera, Nital a)300°C-1hora; b) 400°C-1hora; c) 300°C-2horas; d) 400°C-2horas; e) 300°C-3horas; f) 400°C-3horas; g) 300°C-4horas; h) 400°C-4horas; i) 300°C-20horas; h) 400°C-20horas.....	48
Figura 5.4 - MEV Aço fundido e tratado isotermicamente, onde: ferrita (F),austenita retida em blocos (AR) a) 300°C / 2horas com aumento de 5000x e 10000x; b) 400°C / 2horas com aumento de 5000x e 10000x.....	49
Figura 5.5 - Fractografias obtidas por MEV do aço fundido e tratado isotermicamente com aumento de 700x, 1200x, 300x respectivamente a) 300°C por 2 horas; b) 400°C por 2 horas.....	52
Figura 5.6 - Volume material desgastado no ensaio de desgaste com abrasômetro de roda de borracha para tratamento térmico a 300°C e 400°C por 2 h.....	54
Figura 5.7 - Volume material desgastado no ensaio de desgaste com tribômetro módulo esfera-disco para tratamento térmico a 300°C e 400°C por 2 h.....	57
Figura 5.8 - Coeficiente de atrito em função do tempo de ensaio para as amostras 1, 2 e 3 de aço fundido tratadas a 300°C por 2 horas com filtro 40.....	58
Figura 5.9 - Coeficiente de atrito em função do tempo de ensaio para as amostras 1, 2 e 3 de aço fundido tratadas a 400°C por 2 horas com filtro 40 aplicado.....	59
Figura 5.10 - Imagens MEV das trilhas formados no ensaio de desgaste tribômetro módulo esfera-disco no aço tratado a (a) 300°C e (b) 400°C para as amostras 1, 2 e 3 respectivamente.....	60
Figura 5.11 - MEV e espectros da análise de EDS das superfícies nas regiões mais escuras e claras nas trilhas dos aços tratados a 300°C.....	61
Figura 5.12 - MEV e espectros da análise de EDS das superfícies nas regiões mais escuras e claras nas trilhas dos aços tratados 400°C.....	62
Figura 5.13 – Debris recolhidos sobre as amostras 1, 2 e 3 respectivamente, após ensaio de desgaste por deslizamento do aço tratado a 300°C (a) e tratado a 400°C (b).....	64
Figura 5.14 - Imagens MEV após ensaio de desgaste por abrasômetro roda de borracha (a) aço tratado a 300°C-2h (b) aço tratado a 400°C-2h.....	64

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 – Simbologias e nomenclaturas para as microestruturas ferríticas resultantes da decomposição da austenita. Fonte: Adaptado de Krauss e Thompson (1995) em acordo com o comitê de estruturas bainíticas <i>The Iron and Steel Institute of Japan</i> (ISIJ).....	05
Tabela III.2 - Características de aços utilizados para trilhos ferroviários na Suíça e na França (BHADESHIA, 2005).....	07
Tabela III. 3 - Composição química projetada para aço forjado a quente e austemperado (Meng <i>et al.</i> , 2015).....	07
Tabela III.4 - Composição química projetada para aço laminado a quente e austemperado (Putadunda et al.,2009).....	09
Tabela III.5 - Composição química projetada para aço fundido e austemperado de CARMO (2011).....	14
Tabela III.6 - Composição química projetada para aço fundido e austemperado. Fonte Putatunda (2001).....	17
Tabela III.7 - Propriedades mecânicas do aço fundido Putatunda (2001).....	19
Tabela III.8 - Composição química do aço apresentado por Hernandez <i>et al.</i> (2016).....	21
Tabela III.9 - Composição química do aço apresentado por Leiro <i>et al.</i> (2011).....	23
Tabela V.1 - Composição química do aço fundido.....	43
Tabela V.2- Valores médios referentes a determinação do parâmetro de rede da austenita pela equação 4.2 (a_{γ}); o teor de carbono na austenita retida (C_{γ}) calculado pela equação 4.3, e a quantidade de austenita via software.....	46
Tabela V.3 – Tabela com o comparativo de Propriedades mecânicas do aço fundido em função dos tratamentos térmicos a 300°C e 400°C, com valores obtidos por Putatunda (2009) em um aço laminado e austemperado. (Alongamento total (Al.); Limite de escoamento (L.E.); limite de resistência (L.R.); Tenacidade e Tenacidade à fratura.....	50
Tabela V.4 - Valores dureza (HRC) para o aço fundido com tratamento térmico a 300°C e 400°C por 2 horas.....	53
Tabela V.5– Dados desgaste: abrasômetro roda de borracha aço 300°C por 2 horas.....	53
Tabela V.6 - Dados desgaste: abrasômetro roda de borracha aço 400°C por 2 horas.....	54

Tabela V.7 - Desgaste por tribômetro modo esfera-disco tratamento térmico 300°C por 2 horas. (P=10N, 100rpm, 1 hora de ensaio, Esfera de WC-Co com 1,6mm de diâmetro).....55

Tabela V.8 - Desgaste por tribômetro modo esfera-disco tratamento térmico 400°C por 2 horas. (P=10N, 100rpm, 1 hora de ensaio, Esfera de WC-Co com 1,6mm de diâmetro).....55

Tabela V.9 – Valores médios da análise EDS fora e dentro da trilha de desgaste por deslizamento e dos debris para os aços tratados a 300°C e 400°C por 2 horas.....63

LISTA DE ABREVIações E SIGLAS

- ADI *Austempered Ductile Iron* (Ferro Fundido Nodular Austemperado)
- Al Alongamento total
- ASTM *American Society For Testing and Materials* (Sociedade Americana para testes de materiais)
- BSE Emissão de elétrons retroespalhados
- CCC Cúbica de Corpo Centrado
- CFC Cúbica de Face Centrada
- CNPq *National Counsel of Technological and Scientific Development* (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico)
- EDS Espectroscopia de raios-X dispersiva de energia
- ICSD *Inorganic Crystal Structure Database* (Banco de dados de estruturas cristalinas inorgânicas)
- ISIJ *The Iron and Steel Institute of Japan* (Instituto de ferro e aço japonês)
- LE Limite de escoamento
- LR Limite de resistência
- MA Regiões de martensita associada a austenita
- MEV Microscopia Eletrônica de Varredura
- Ms Temperatura de transformação martensítica inicial
- Mf Temperatura de transformação martensítica final
- MO Microscopia Óptica
- rpm Rotação por minuto
- SENAI-CETEF Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi
- SE Elétrons Secundários
- TRIP *Transformation induced plasticity* (Plasticidade induzida pela transformação de fases)
- UFMG Universidade Federal de Minas Gerais

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
B	Bainita
BII,B2:	Bainita superior
B _U	Bainita superior
B _L	Bainita inferior
C	Carbono
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Fe	Ferro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
W	Tungstênio
min.	Minuto
mm	Milímetro
MA	Constituente martensita austenita
MPa	Megapascal
h	Hora
θ	Partículas de cementita
γ	Austenita
γ_r	Austenita retida
α	Ferrita
α_p	Ferrita poligonal
α_q	Ferrita quase-poligonal
α_w	Ferrita de Widmanstätten
α_B	Bainita Granular
α°_B	Ferrita Bainítica
α'_m	Martensita cúbica escorregada

$\alpha'M$	Martensita
αM	Martensita auto-revenida
a_0	Pâmetro de rede da austenita
I_0	Fase matriz principal
II_0	Fases secundárias minoritárias
C_γ	Teor de carbono na austenita
C_0	Teor inicial de carbono
C_α	Teor de carbono na ferrita
P	Perlita
P'	Perlita degenerada
X_α	Volume de ferrita
X_γ	Volume de austenita

RESUMO

As linhas de pesquisa de aços de alta resistência mecânica geralmente envolvem materiais conformados, embora os aços fundidos possam se destacar pela possibilidade de obter componentes de geometrias complexas, dimensões variadas com formas praticamente definitivas e menor custo. Neste trabalho é proposto o estudo de aço fundido, sem processamento mecânico que reúne boas características mecânicas. A composição química selecionada para este trabalho constituiu de um aço baixo carbono e alto silício que foi submetido a tratamento isotérmico a temperaturas de 300°C e 400°C variando os tempos de 1 a 20 horas. O teor de silício (2,19%) foi definido com o intuito de inibir a formação de carbonetos, favorecendo o enriquecimento de carbono da austenita durante a formação do constituinte ferrita acicular livre de carbonetos e aumentando a fração de austenita retida. O tratamento de austêmpera a 400°C por 2 horas resultou em um aço fundido com menor tenacidade associado a uma menor resistência mecânica e menor ductilidade que o tratamento isotérmico a 300°C por 2 horas. Este tratamento térmico produziu uma microestrutura mais refinada que apresentou maior tenacidade e maior resistência mecânica e ductilidade. Esses resultados indicam que esses tratamentos térmicos são promissores para o aumento da resistência ao desgaste desde que garantiu propriedades que são fundamentais para que mecanismos de fratura não sejam predominantes no desgaste por deslizamento e abrasivo. Em especial, o tratamento abaixo da temperatura de transformação martensítica inicial (M_s) do aço.

Palavras chave: aço fundido, resistência mecânica, tenacidade

ABSTRACT

The research lines of high mechanical strength steels generally involve shaped materials, although the cast steels may stand out due to the possibility of obtaining components of complex geometries, varied dimensions with practically definitive shapes and lower cost. This work proposes the study of cast steel, without mechanical processing that has good mechanical characteristics. The chemical composition selected for this work consisted of a low carbon steel and high silicon that was subjected to isothermal treatment at temperatures of 300°C and 400°C, ranging from 1 to 20 hours. The silicon content (2.19%) was defined in order to inhibit the formation of carbides, favoring the carbon enrichment of austenite during the formation of the carbide-free acicular ferrite constituent and increasing the retained austenite fraction.

Austenite treatment at 400°C for 2 hours resulted in a cast steel with lower mechanical strength and lower ductility than the isothermal treatment at 300°C for 2 hours. This heat treatment produced a more refined microstructure that presented higher toughness and greater mechanical resistance and ductility. These results indicate that these heat treatments are promising for increased wear resistance since it has secured properties that are critical for fracture mechanisms not to predominate in sliding and abrasive wear. In particular, the treatment below the martensite start temperature (M_s) temperature of the steel.

Keywords: cast steel, mechanical strength, toughness

1 Introdução

Aços conformados mecanicamente podem ter as propriedades mecânicas melhoradas com o refino e encruamento no processo de laminação a frio e com recristalização na conformação a quente. Os aços conformados mecanicamente geralmente possuem melhores propriedades mecânicas, como resistência e tenacidade, estruturas mais refinadas e com menos segregações no estado bruto de conformação; o que normalmente não ocorre com os aços fundidos que exigem um tratamento térmico de homogeneização ou de normalização. Porém, as melhores combinações de propriedades mecânicas dos aços conformados são limitadas a componente de menor espessura e geometria simples. Já o processo de fundição se destaca pela possibilidade de obtenção de componentes mecânicos e estruturais de geometrias complexas e dimensões variadas com formas praticamente definitivas.

No caso dos aços fundidos as formas mais comuns ou tradicionais para o aumento da resistência mecânica são: (1) refino de grão por adição de elementos químicos modificadores – inoculantes; (2) elevação da velocidade de resfriamento; (3) endurecimento por solução sólida através da adição de carbono e elementos de liga; (4) aplicação de tratamentos térmicos de homogeneização seguido de normalização e às vezes adicionalmente têmpera e revenido. Ressalta-se que o aumento da espessura do fundido limita a eficácia de atuação das formas citadas.

Mais recentemente a literatura tem apresentado novas opções para a obtenção de aços fundidos de elevada resistência mecânica associada a apreciável ductilidade, possibilitando então, aços fundidos de elevada tenacidade. Dentre esses aços destacam-se os aços fundidos com estrutura de bainita livres de carbonetos, do inglês CFB, *carbide-free bainite* também designada por alguns autores, como microestrutura composta de ferrítica-bainítica e austenita estabilizada ou ainda ferrita acicular livre de carbonetos. São aços com estrutura tão fina a ponto de serem classificados como nanoestruturados. Esta microestrutura é obtida em um tratamento térmico de austêmpera, onde ocorre a transformação “bainítica incompleta”, resultando em feixes de ferrita bainítica e austenita retida rica em carbono (CABALLERO; BHADESHIA, 2004). Nestes casos, para o refino da estrutura a ponto de ser classificada como nanoestruturada, o carbono deve ser elevado, próximo de 0,8%, assim a temperatura

M_s se torna baixa, inferior a 200°C, o que permite baixas temperaturas de austêmpera. No entanto, são necessários longos tempos de tratamento térmico correspondendo a vários dias. O silício (Si) é elemento de liga fundamental para inibir a precipitação de carbonetos. Neste trabalho será adotado para designar este constituinte (“bainita incompleta”), microestrutura composta de ferrítica-bainítica e austenita estabilizada.

Os ferros fundidos nodulares austemperados, apresentam grande êxito na literatura e também em aplicações industriais sendo normatizados pela ASTM A 897. Esses ferros fundidos são conhecidos pela sigla de ADI, originada da língua inglesa, *Austempered Ductile Iron* e, servem de inspiração para o desenvolvimento de aços fundidos com estrutura da matriz similar. O ADI é uma classe de ferro fundido nodular, submetido a tratamento térmico de austêmpera, onde um patamar isotérmico é responsável pela transformação da estrutura bruta de fusão em uma estrutura ausferrítica (CARMO, D.J.; DIAS, 2001). Os elevados teores de silício (Si) no ADI, entre 2,4 a 2,8% inibem a formação de carbonetos. O ADI destaca-se pela elevada resistência mecânica, superior à de aços forjados e elevada ductilidade, que é inferior à de aços forjados, porém superior à da maioria dos ferros fundidos.

2 Objetivos

Investigar a possibilidade de se obter uma liga de aço fundido com médio teor de carbono e elevadas ductilidade e resistência mecânica, próximas àquelas apresentadas pelos aços fundidos de elevados teor de carbono, austemperados para obtenção de bainita nanoestruturada (ferrita bainítica e austenita de alto teor de carbono livres de carbonetos), porém com menores tempos de tratamento térmico.

Objetivos específicos:

- Avaliar as microestruturas obtidas por meio de ensaios de difração de raios-x, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV).
- Comparar os efeitos de tratamentos térmicos de austêmpera com tratamento isotérmico em temperatura abaixo de M_s, este com objetivo de obtenção de aço fundido multifásico (martensita, bainita e austenita).

- Avaliar as propriedades mecânicas do aço obtido por meio de ensaios de tração, charpy e macrodureza.
- Avaliar o desempenho do aço fundido em estudo em relação ao desgaste por abrasão e deslizamento.

3 Revisão Bibliográfica

Apresenta-se uma revisão da literatura focada nos aços com microestrutura ferrítica-bainítica e austenita estabilizada, assim como seu comportamento em análises de desgaste.

Apresenta-se também uma breve bibliografia sobre a transformação da austenita.

3.1 Transformação da austenita

A austenita transforma-se em fases estáveis e metaestáveis pelo resfriamento. A microestrutura que se originará após o resfriamento irá depender da composição química do material, dos parâmetros de tratamento térmico como temperatura, tempo e taxa de resfriamento. As microestruturas podem ser constituídas de ferrita, ferrita-bainítica, bainita, perlita, martensita, austenita retida, ou mistas.

Conforme Varshney *et al.*, pode-se obter boas propriedades mecânicas, como alta resistência combinada com alta ductilidade, através da estabilidade da austenita retida, que pode ser aumentada durante o processo de recozimento intercrítico, seguido de tratamento isotérmico no intervalo de transformação bainítica (VARSHNEY *et al.*, 2016). Por estabilização da austenita entende-se que o valor da temperatura M_s (início de transformação martensítica) é menor que o que seria considerando a composição de carbono da liga. As temperaturas de transformação martensítica inicial (M_s) e final (M_f) decrescem em função do aumento da quantidade de carbono (Figura 3.1). No tratamento térmico de austêmpera, parte da austenita será estabilizada mesmo após o resfriamento até a temperatura ambiente. Após o tratamento térmico, a austenita retida pode-se transformar em martensita por solicitação mecânica. A produção de um aço

fundido de maior resistência mecânica e ductilidade é então obtida por maior estabilidade da austenita retida.

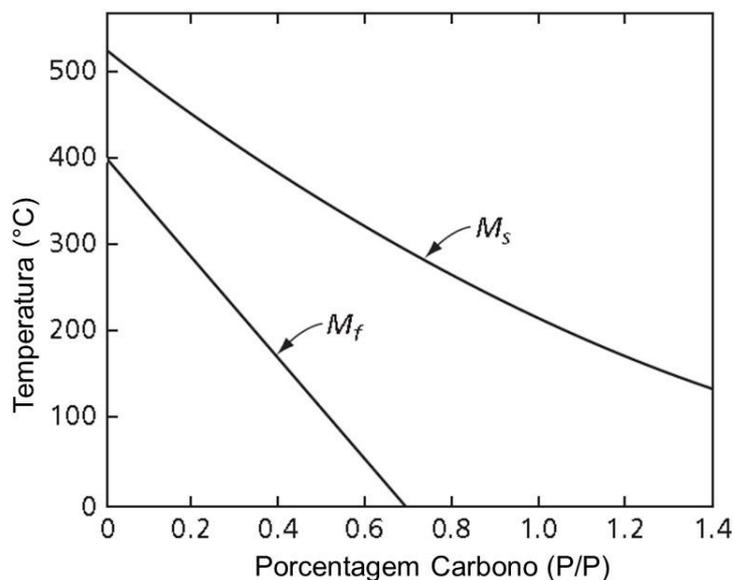


Figura 3.1: Variação da temperatura de transformação martensítica inicial (M_s) e final (M_f) com a concentração de carbono Fonte: Adaptado de Troiano, A.R. e Greninger, A. B. (1946, p. 303) apud Reed-Hill (2009, p. 625)

3.2 Ferrita

A fase cristalina CCC, ferrita, é caracterizada por conter um valor máximo em peso de 0,02% de carbono a 727°C. Conforme o teor de carbono, elementos de liga e taxas de resfriamento serão formadas diferentes morfologias de ferrita durante o resfriamento.

Krauss e Thompson, em conformidade com o Comitê de estruturas bainíticas do Instituto de ferro e aço japonês (ISIJ), unificaram as nomenclaturas dos mais diversos produtos ferríticos de decomposição austenítica por resfriamento contínuo para aços de baixo e ultra-baixo carbono conforme disposto na tabela III.1 (KRAUSS; THOMPSON, 1995).

Tabela III.2 – Simbologias e nomenclaturas para as microestruturas ferríticas resultantes da decomposição da austenita. Fonte: Adaptado de Krauss e Thompson (1995) em acordo com o comitê de estruturas bainíticas *The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ)*.

Símbolo	Nomenclatura
I_0 (Fase matriz principal)	
α_p	Ferrita poligonal
α_q	Ferrita quase-poligonal
α_w	Ferrita de Widmanstätten
α_B	Bainita Granular
α^o_B	Ferrita Bainítica
α'_m	Martensita cúbica escorregada
II_0 (Fases secundárias minoritárias)	
γ_r	Austenita retida
MA	Constituente martensita-austenita
$\alpha'M$	Martensita
αM	Martensita auto-revenida
B	BII, B2: bainita superior B _U : Bainita superior B _L : Bainita inferior
P'	Perlita degenerada
P	Perlita
θ	Partículas de cementita

A ferrita poligonal é formada em altas temperaturas e baixas taxas de resfriamento, é nucleada no contorno de grão austenítico e o seu crescimento é entre os grãos equiaxiais preferencialmente.

A ferrita quase-poligonal é formada em aços de muito baixo carbono sob resfriamento rápido. É constituída de grãos ferríticos relativamente grosseiros e irregulares.

A ferrita de Widmanstätten também é formada em temperaturas mais elevadas, porém abaixo da formação da ferrita poligonal, e alta taxas de resfriamento. É constituída de grãos grosseiros e cristais alongados de ferrita, nucleando no contorno de grão austenítico ou a partir de ferritas poligonais.

A ferrita bainítica é obtida em aços baixo e ultra-baixo carbono submetidos a altas velocidades de resfriamento. É constituída de grãos ferríticos muito finos e alongados, podendo haver a presença de austenita retida e/ou o constituinte martensita-austenita (MA).

A martensita pode-se transformar a partir da austenita retida entre os grãos de ferrita, este fenômeno é comumente referido como constituinte martensita-austenita em microestrutura ferríticas ou bainíticas (BRAMFITT; SPEER, 1990; KRAUSS, G., 2005). Ao realizar um resfriamento a partir de uma região austenítica, forma-se a ferrita-bainítica, porém ainda se tem a austenita retida estável devido ao enriquecimento desta fase em carbono. Isto ocorre em função do crescimento nas regiões adjacentes da própria ferrita-bainítica. Com o resfriamento a austenita se transformará em ferrita e carbonetos, no entanto se o resfriamento for muito rápido não ocorrerá a transformação e aparecerá a martensita na forma ripa com austenita retida, formando o microconstituente M.A (BRAMFITT; SPEER, 1990).

3.3 Aços de microestrutura ferrítica-bainítica com austenita estabilizada

Os estudos em engenharia de materiais têm buscado obter ligas que combinem ductibilidade e resistência mecânica como os aços fundidos de alto Si. De acordo com Bhadeshia e Edmonds dependendo da quantidade de Silício ou Alumínio (Al) adicionada ao aço, a formação de cementita pode ser retardada ou eliminada (BHADESHIA; EDMONDS, 1983). A precipitação de cementita durante a transformação bainítica pode ser suprimida no aço com adição de silício, que tem baixa solubilidade na cementita retardando o crescimento da cementita a partir da austenita. Os aços contendo cerca de 2% de silício e austemperados na região de bainita superior terão em sua microestrutura placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita enriquecidas de carbono (BHADESHIA; EDMONDS, 1983). O carbono que é rejeitado para a austenita residual não forma cementita e permanece em solução na austenita tornando a mesma estável a temperatura ambiente. Conforme Bhadeshia, a presença de carbonetos em aços de alta resistência constitui uma característica indesejada, uma vez que possibilita a nucleação de trincas e vazios (BHADESHIA, 2005).

Segundo Bhadeshia, em estudos sobre o comportamento em serviço dos aços ferrítico-bainíticos, é destacado o excepcional desempenho do aço para aplicações em componentes ferroviários (BHADESHIA, 2005). Na tabela III.2 são apresentadas as características de aços deste tipo empregados na Suíça e França correlacionados com suas propriedades mecânicas.

Tabela III.2 - Características de aços utilizados para trilhos ferroviários na Suíça e na França (BHADESHIA, 2005).

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

Meng *et al.* (2015), elaboraram um aço forjado à quente, a fim de estudar em qual temperatura de tratamento, o aço teria uma melhor combinação de resistência, tenacidade e ductilidade (MENG et al., 2015). As amostras foram austenitizadas a 920°C por 30 minutos, submetidas a austêmpera a 300°C por 5 horas, 320°C por 4 horas, 350°C por 1 hora, e resfriados ao ar até a temperatura ambiente. A composição química utilizada está apresentada na tabela III.3, nota-se que estes autores utilizaram silício e alumínio para evitar a precipitação de carbonetos. A temperatura de Ms estimada foi de 278°C.

Tabela III. 3 - Composição química projetada para aço forjado a quente e austemperado (Meng *et al.*, 2015).

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	P
(%em peso)	0,28	0,82	2,14	1,62	0,33	0,22	1,21	0,008

Meng *et al.*(2015), obtiveram uma microestrutura composta de ferrita bainítica e austenita, apresentando uma microestrutura mais refinada a 300°C e mais grosseira a 350°C, onde pode ser observado a austenita em blocos (Figura 3.2).

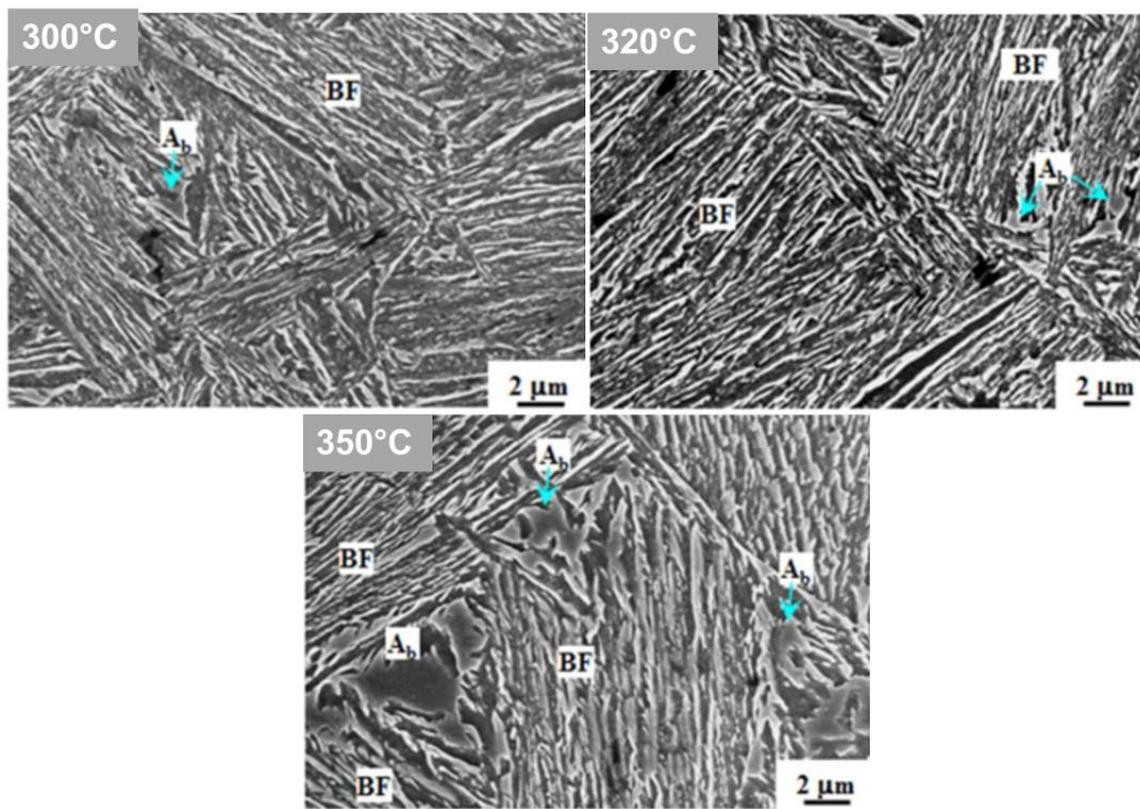


Figura 3.2 – Imagens por microscopia eletrônica de varredura (MEV) com ataque com reagente 2% de nital, para o aço forjado à quente e austemperado, onde A_b representa austenita retida, BF representa ferrita-bainítica. Fonte: Adaptadas de Meng *et al.* (2015).

No trabalho de Meng *et al.*(2015), notou-se uma redução na quantidade de austenita retida com a redução da temperatura de austêmpera. O limite de escoamento variou de 977MPa para 350°C e 1113MPa para 300°C, o que foi atribuído a microestrutura mais refinada. A ductilidade variou de 20,5% a 300°C a 25,8% a 350°C. Com o aumento da temperatura de austêmpera, a tenacidade aumentou até um valor máximo de 120J/cm² obtida nas amostras tratadas a 320°C e depois diminui para 84J/cm² a 350°C. Estes autores concluíram que a austenita em blocos contribui de forma positiva para o efeito TRIP (Plasticidade induzida pela transformação de fases, do inglês, *Transformation induced plasticity*), aumentando a capacidade de encruamento e a ductilidade, no entanto contribui também para a nucleação de trincas e redução da tenacidade, devido a formação de martensita induzida por deformação.

Putadunda *et al.*(2009), propuseram um aço médio carbono, baixa liga e alto silício com o intuito de produzir um aço de alta resistência e alta tenacidade à fratura, com

tratamento térmico de austêmpera (PUTATUNDA et al., 2009). O aço, produzido por esses autores, foi laminado a quente, recozido a 900°C por 1 hora, seguido de austêmpera por 2 horas a diferentes temperaturas (260°C, 316°C, 344°C, 371°C, 385°C e 400°C). A composição química utilizada pelo mesmo está apresentada na tabela III.4 e a temperatura de transformação martensítica (Ms) foi de 296°C.

Tabela III.4 - Composição química projetada para aço laminado a quente e austemperado (Putadunda et al.,2009).

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu
(%em peso)	0,40	2,00	0,60	1,00	0,20	0,5

A composição química foi definida com o objetivo de obter uma microestrutura com ferrita bainítica e austenita.

A amostra austemperada a 260°C por 2 horas, ou seja, abaixo de Ms apresentou uma microestrutura similar a martensita revenida (Figura 3.3). As amostras submetidas a 316°C, 344°C, 371°C, 385°C e 400°C por 2 horas, ou seja, acima de Ms, exibiram microestruturas mistas de ferrita, austenita e martensita (Figura 3.3).

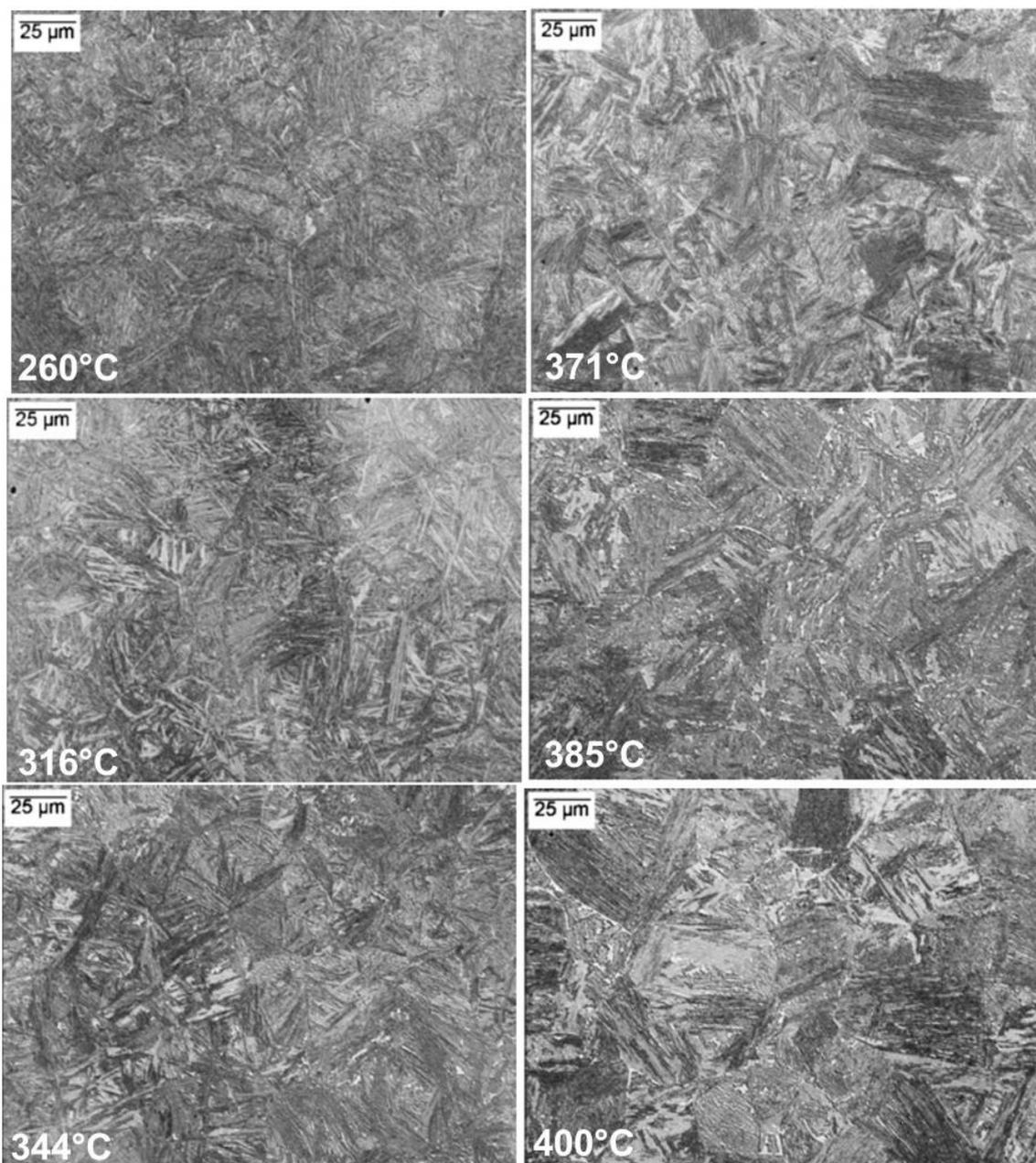


Figura 3.3 - Microestruturas obtidas por microscopia óptica com ataque de nital 2% de aço laminado a quente, submetido a diferentes temperaturas de austêmpera por 2 horas. Fonte: Adaptado de Putatunda *et al* (2009).

A quantidade de fase austenítica, aumentou com o aumento da temperatura de tratamento térmico de 316°C para 400°C, o que foi atribuído ao processo de nucleação e crescimento (Figura 3.4). Na temperatura de austêmpera de 316°C, as taxas de nucleação são mais altas e o crescimento das agulhas de ferrita é mais lento, deixando a microestrutura mais refinada.

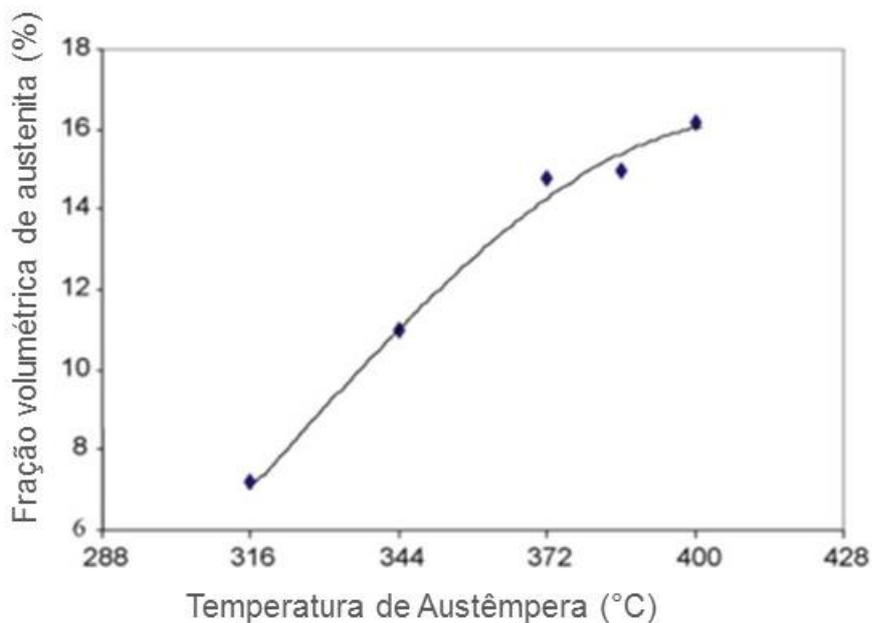


Figura 3.4 - Efeito da temperatura de austêmpera em função no volume de austenita obtido pelo método de comparação direta utilizando as intensidades integradas dos picos identificados por difração de raios-X. Fonte: Adaptado de Putatunda *et al* (2009).

O teor de carbono na austenita diminuiu com o aumento da temperatura de austêmpera de 1,93% a 316°C (600F) a 1,51% a 400°C (750F). O volume inicial de carbono na austenita será dividido entre a ferrita e a austenita final rica em carbono; como a quantidade de carbono na ferrita é baixo, o aumento do volume final de austenita acarreta em uma menor quantidade de carbono na austenita. A presença de martensita foi atribuída a austenita não estabilizada que se transformou durante o resfriamento.

Putatunda *et al.*(2009), constataram que com o aumento da temperatura de austêmpera, o limite de escoamento reduziu de aproximadamente 1410MPa para 890MPa. Enquanto a ductilidade, aumentou de aproximadamente 10% para 18%, o que foi atribuído a maior presença de austenita na matriz (Figura 3.5). O limite de resistência também diminuiu com o aumento da temperatura de tratamento térmico (1779MPa a 1354MPa, o que foi atribuído a uma microestrutura mais refinada nas temperaturas menores de austêmpera.

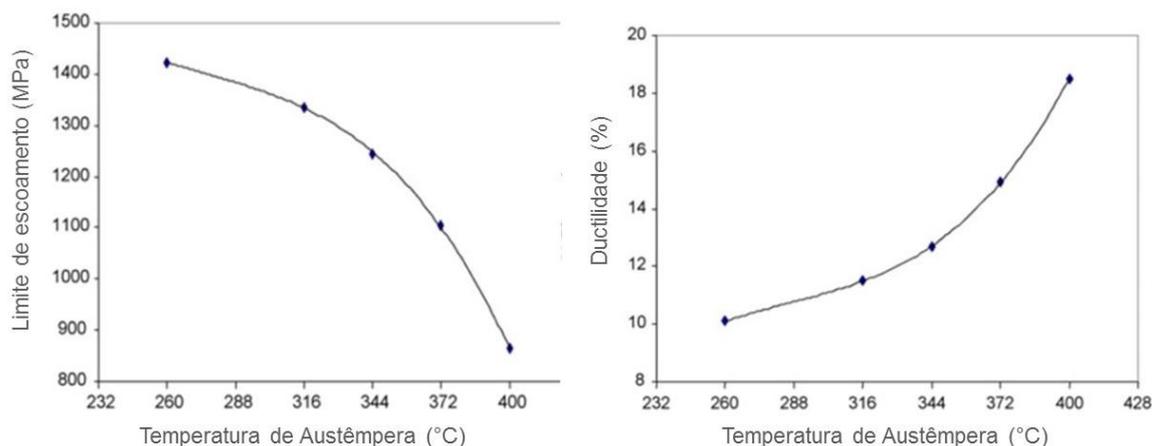


Figura 3.5 - Efeito do aumento da temperatura de austêmpera no limite de escoamento no gráfico (que diminui) à esquerda, e na ductilidade (que aumenta), no gráfico à direita. Fonte: Adaptado de Putatunda, (2009).

Putatunda *et al.* (2009), demonstraram que a tenacidade a fratura aumentou até a temperatura de 316 °C quando chegou ao valor de aproximadamente $116,2\text{MPa}\sqrt{m}$ e depois reduziu para cerca de $60\text{MPa}\sqrt{m}$, com a aumento da temperatura de tratamento térmico. Este comportamento foi atribuído aos grãos mais grosseiros de austenita com menor teor de carbono, formados a temperaturas mais altas de austêmpera; tornando a microestrutura mais susceptível a formação de martensita por deformação mecânica e reduzindo a tenacidade à fratura.

As fractografias demonstraram que o aço tratado a 316°C apresentou modo de fratura misto com planos de quase-clivagem e ocasionais microcavidades, indicando uma fratura dúctil, o que explica o maior valor ($116,2\text{MPa}\sqrt{m}$) atingido nesta temperatura. As demais amostras mostram planos de clivagem indicando fratura frágil (Figura 3.6).

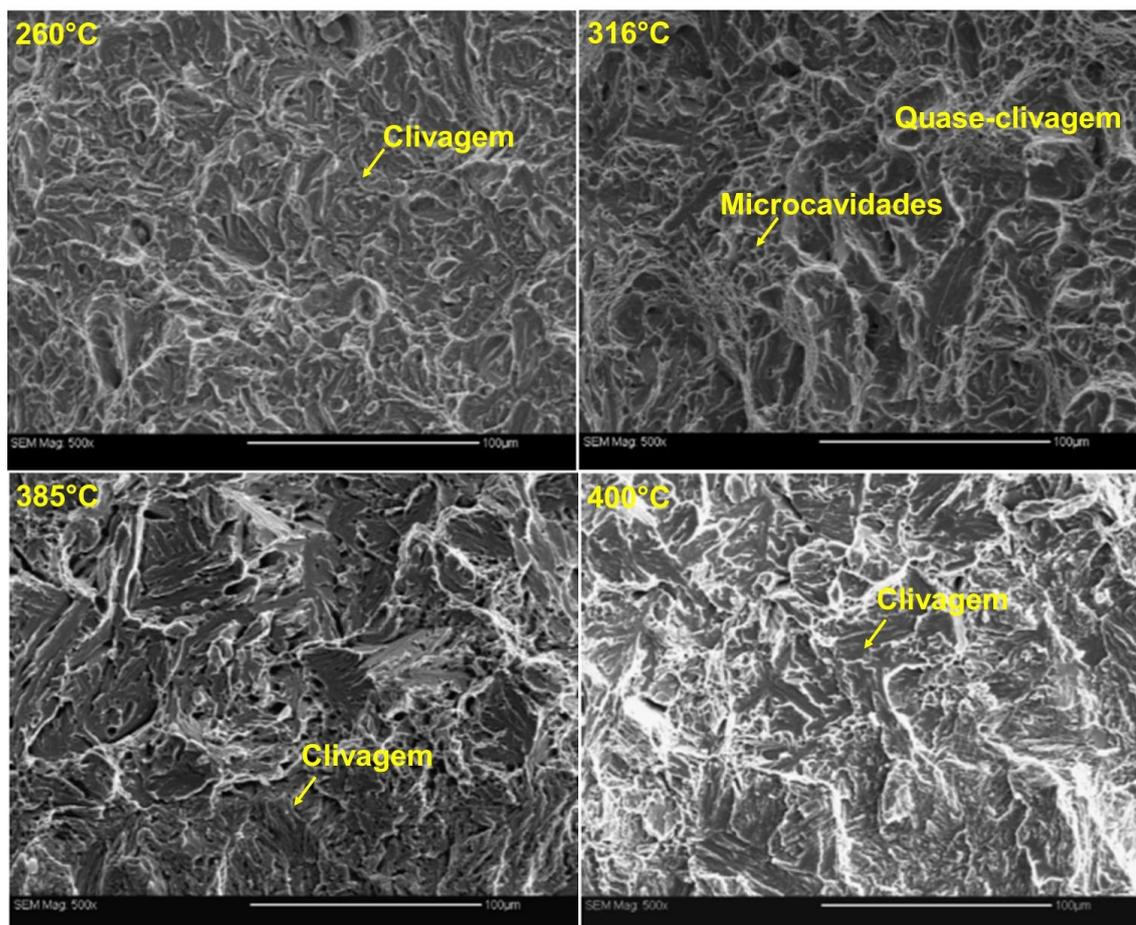


Figura 3.6 - Fractografias obtidas por MEV do aço médio carbono alto silício a diferentes temperaturas de austêmpera. Fonte: Adaptado de Putatunda (2009).

Carmo, apresenta um trabalho pioneiro no Brasil na obtenção de aço fundido e austemperado com bainita livre de carbonetos, nas condições em que é avaliado (CARMO, 2011). A tabela III.5 indica a composição química do aço fundido, estudado por Carmo (2011). Os elementos de liga e em especial o teor de carbono, visaram uma baixa temperatura de início de formação de martensita (M_s). Isto é importante para se possibilitar a austêmpera em baixa temperatura e conseqüentemente ter uma microestrutura bem refinada, composta de ferrita bainítica com austenita estabilizada. Uma desvantagem inerente desse projeto é a necessidade de longos tempos de austêmpera.

O elemento silício (Si) tem a função de inibir a precipitação de carbonetos. O cobalto (Co) visa acelerar a cinética de transformação bainítica. Molibdênio (Mo), níquel (Ni) e Cr visam aumentar a temperabilidade bainítica. Conforme Krauss, a temperabilidade

refere-se à transformação controlada por difusão e a propensão do aço em endurecer sobre algumas condições de resfriamento e determinada profundidade (KRAUSS, GEORGE, 2005). O Mo aumenta a temperabilidade e reduz as temperaturas de têmpera. O Ni contribui para a expansão do campo da austenita.

Tabela III.5 - Composição química projetada para aço fundido e austemperado de CARMO (2011).

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
% em peso	0,81	1,35	2,13	0,03	0,01	1,03	0,159	0,564	0,01	1,54

Carmo realizou fusão em forno a indução de média frequência e foram fundidos blocos tipo Y conforme norma ASTM A 897. Os blocos foram austenitizados a 1100°C por 4 h com resfriamento lento dentro do forno que possibilitou a matriz completamente perlítica (CARMO, 2011). Em sequência os corpos de prova foram submetidos a austenitização a 875°C por 30 minutos e tratamentos isotérmicos a 300°C e a 200°C, acima da temperatura de Ms que variou de 169°C a 178°C. Para a temperatura de 200°C, o tempo de tratamento térmico variou de 72 a 520 horas; e para 300°C de 08 a 240 horas.

Segundo Carmo, para esse aço tratado a 200°C foi necessário um tempo de manutenção de 240 h a fim de se evitar regiões com martensita-austenita (M.A.) e a estrutura obtida foi tão refinada que não pode ser resolvida por microscopia óptica (CARMO, 2011). Apresenta-se na Figura 3.7, a estrutura do aço austemperado a 200°C por 240 h. Na Figura 3.7 (a), obtida por microscopia eletrônica de varredura com aumento de 3000 vezes, observa-se a austenita praticamente em forma de filmes. Na figura 3.7 (b) com aumento de 10.000 vezes é possível verificar que os “blocos de austenita” são menores que 1µm. O termo “blocos de austenita” está entre aspas somente para destacar da microestrutura (a) da (b), visto que a austenita se encontra bastante refinada, menores que 1µm.

O aço tratado a 200°C por 240 horas apresentou os valores entre 1842 a 2035MPa para a resistência à tração, 1743 a 1868MPa para a resistência ao escoamento e 0,8 a 0,9% para o alongamento.

No trabalho de Carmo (2011), no aço tratado a 200°C por 240 horas apresentou os valores entre 1842 a 2135MPa para a resistência à tração, 1743 a 1850MPa para a resistência ao escoamento e 0,8 a 0,9% para o alongamento.

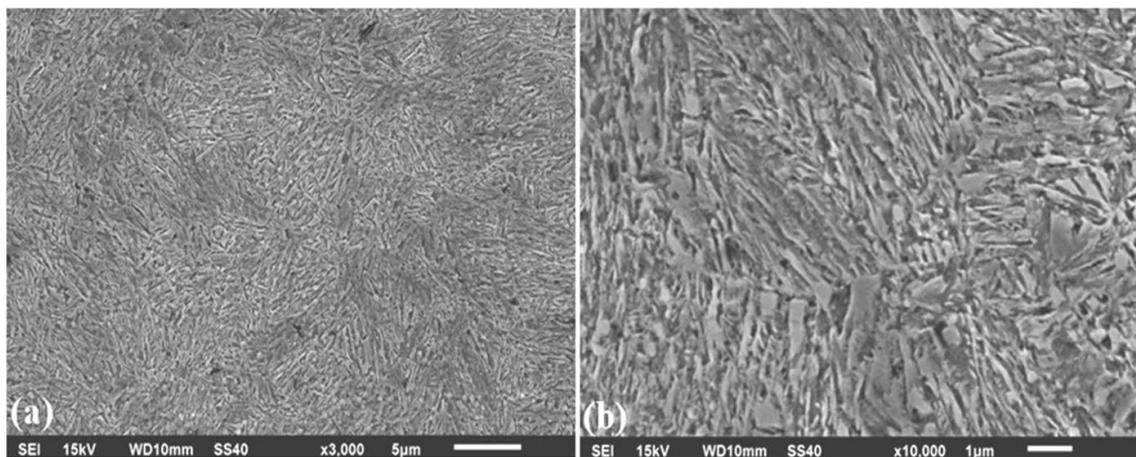


Figura 3.7 – Imagens obtidas por MEV para aço fundido austemperado a 200°C por 240 h: (a) aumento de 3000x e (b) 10000x. Fonte: Carmo (2011).

Na figura 3.8 é apresentada a estrutura do aço austemperado por 18 h, onde são evidenciados os feixes de bainita superior e a presença da austenita em blocos. Destaca-se que para o tratamento térmico com 18 horas, não há presença de M.A. como no tratamento com 8 horas.

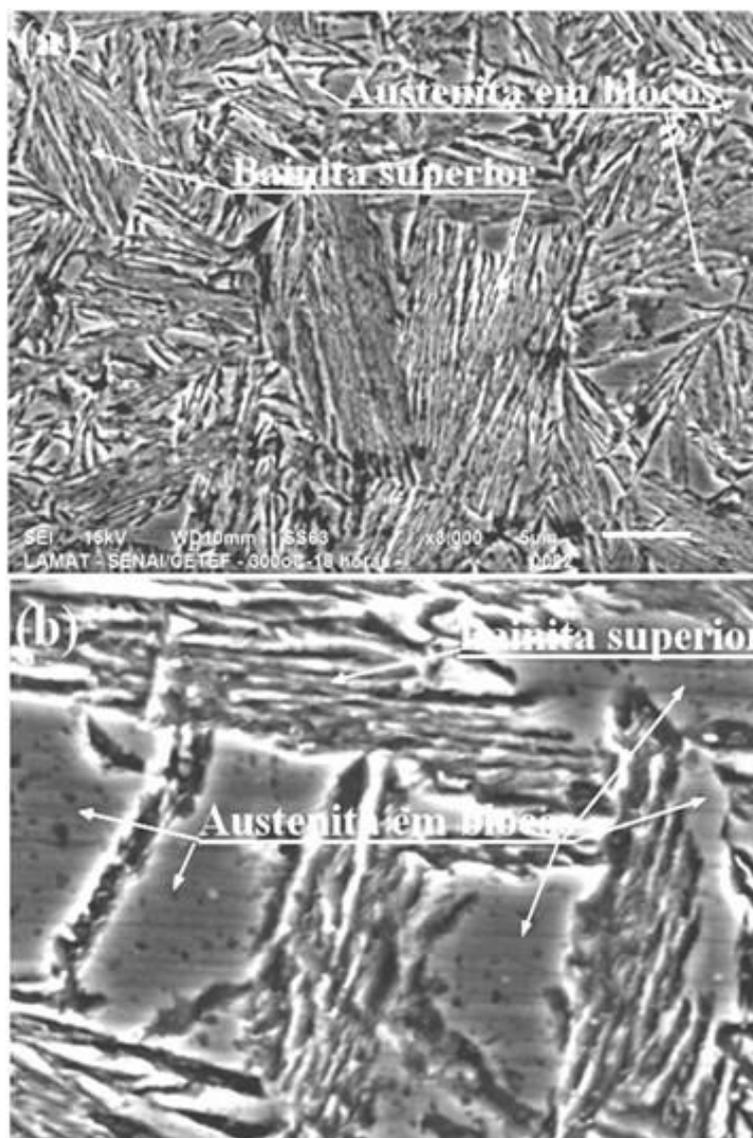


Figura 3.8 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) com reagente nital 2% do aço austemperado a 300°C por 18 h. Fonte: CARMO (2011).

De acordo com Carmo (2011) o aço com tratamento isotérmico a 300°C por 18 horas apresentou resistência a tração entre 1685 a 1691MPa, resistência ao escoamento entre 1509 a 1521MPa e alongamento entre 14 a 15% (CARMO, 2011).

Os aços estudados por Carmo (2011) apresentaram resistência à fadiga superiores à de aços forjados e ADI; mesmo apresentando defeitos de fundição como descontinuidades, proveniente da contração de solidificação. Os valores obtidos foram de 516MPa para o aço austemperado a 300°C por 18 h e 593MPa para o aço tratado a 200°C por 240 h.

Putatunda (2001), também desenvolveu um aço fundido alto carbono e alto silício austemperado, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita e austenita rica em carbono similar ao ADI, com boa combinação de alta resistência ao escoamento, boa ductilidade, alta resistência à fadiga e resistência ao desgaste (PUTATUNDA, 2001). Este aço alto carbono e alto silício (composição química tabela III.6), foi fundido, austenitizado a 927°C por 2 horas e austemperado por 2 horas a 260, 288, 302, 357, 385 e 399°C.

Tabela III.6 - Composição química projetada para aço fundido e austemperado. Fonte Putatunda (2001).

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Ni
% em peso	1,02	2,45	0,40	0,010	0,006	0,20

Na temperatura de 260°C a microestrutura obtida foi bainita inferior, consistindo em finas agulhas de ferrita (mais escuras) e pequenas regiões de austenita (mais claras) (Figura 3.9). Em temperaturas próximas ou superior à formação da bainita superior 350°C, foram identificadas ferrita tipo *feathery* e austenita na microestrutura (Figura 3.9). Esta classificação de “*feathery*” é utilizada para designar a bainita superior que se forma nos limites de grãos da austenita na forma de feixes (BHADESHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, 1990).

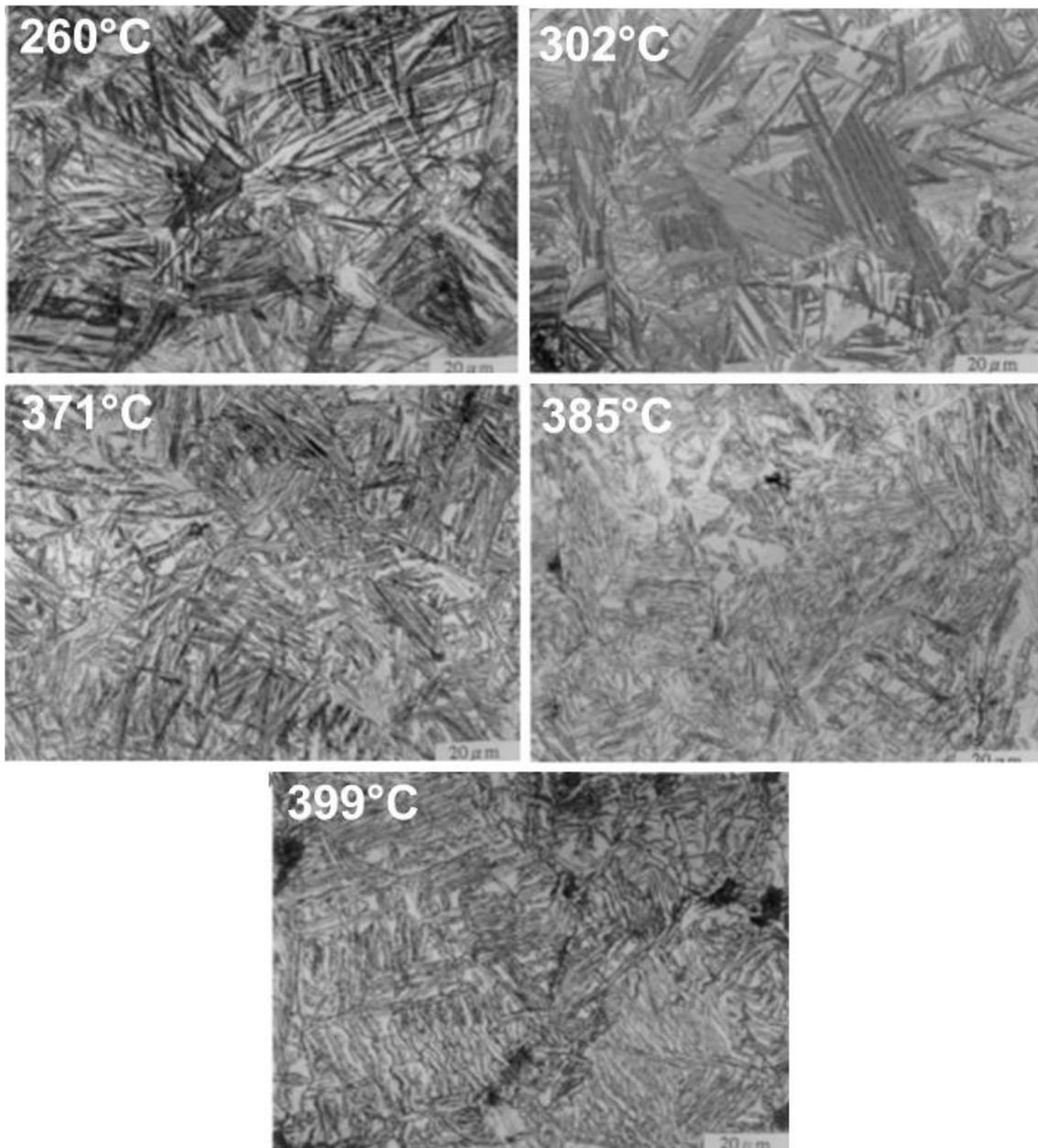


Figura 3.9 - Microestruturas obtidas por MO com ataque 2% Nital para aço fundido austemperado a diferentes temperaturas. Fonte: Putadunda (2001).

Com o aumento da temperatura de austêmpera, a microestrutura ficou mais grosseira. A quantidade de austenita aumentou, tendo valor máximo de 42% a 385°C, depois reduzindo. Este comportamento foi atribuído a alta taxa de difusão do carbono, fazendo com que a austenita não mantenha mais o carbono, reduzindo sua quantidade novamente. O teor de carbono na austenita aumentou com o aumento da temperatura de austêmpera, tendo seu teor máximo de 2,10% também a 385°C e depois reduzindo. Esta redução a temperatura de 400°C, foi atribuída a alta taxa de difusão do carbono a

temperaturas superiores a 385°C. Segundo o autor, a 385°C todo o carbono está na austenita, que alcançou o máximo de solubilidade (2,10%), e não suportou mais carbono.

As propriedades mecânicas obtidas por Putatunda (2001) estão representadas na tabela III.7. Com o aumento da temperatura de tratamento, tanto a resistência ao escoamento e à tração reduziram, enquanto o alongamento aumentou. A dureza do material também reduziu com o aumento da temperatura de austêmpera.

Tabela III.7 - Propriedades mecânicas do aço fundido Putatunda (2001).

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

As fractografias (Figura 3.10) deste aço elaborado por Putatunda (2001), indicam que o material tratado a 260°C tem planos de clivagem típico de fratura frágil, a 371 e 385°C mostra modo de fratura dúctil-frágil. Na temperatura de 399°C apresenta fratura frágil. O modo de fratura frágil foi relacionado com o teor de carbono da austenita nestas temperaturas, que por ser baixo, tornava a austenita mais susceptível a transformar em martensita durante o ensaio de tenacidade à fratura.

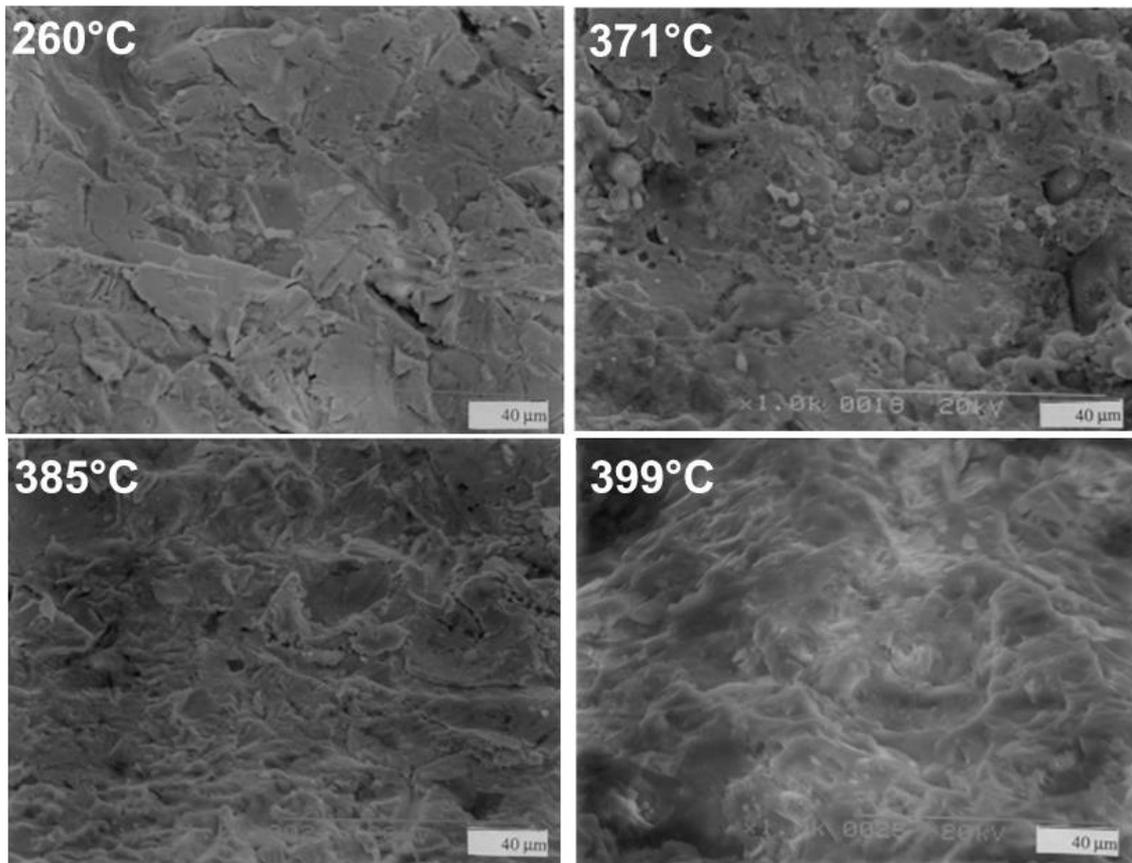


Figura 3.10 - Fractografias por MEV do aço fundido austemperado a diferentes temperaturas adaptadas de Putadunda (2001).

3.4 Desgaste em aços de microestrutura ferrítica-bainítica com austenita estabilizada

Hernandez *et al.* (2016), publicaram um estudo sobre o comportamento de um aço alto silício com microestrutura bainítica livre de carbonetos, submetido a ensaios de desgaste abrasivo (HERNANDEZ *et al.*, 2016). O aço cuja composição química é apresentada na tabela III.8, foi austenitizado a 880°C por 30min, e as amostras submetidas a austêmpera a 300°C e 320°C por 2horas. A temperatura de transformação martensítica foi de 312°C.

Tabela III.8 - Composição química do aço apresentado por Hernandez *et al.* (2016).

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al
(%em peso)	0,25	1,42	0,015	0,35	0,42	1,88	0,026

Em Hernandez *et al.* (2016), a amostra submetida a temperatura de 300°C e 320°C apresentara microestrutura bainítica livre de carbonetos (Figura 3.11). Na amostra submetida a 300°C, abaixo da temperatura de Ms, foi constatado também a presença de martensita.

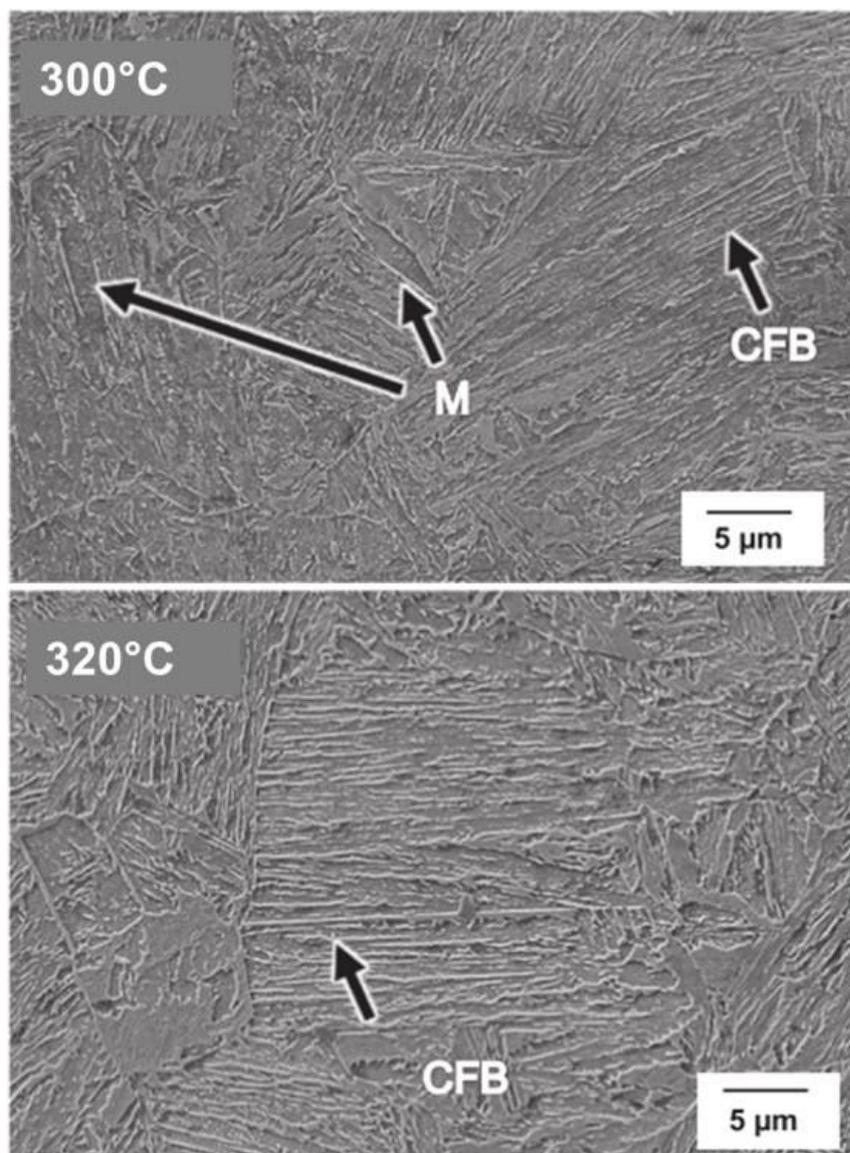


Figura 3.11 - Microestrutura por microscópio eletrônico de varredura com ataque nital 2% do aço austemperado a 300°C e 320°C, onde CFB representa a microestrutura bainítica livre de carbonetos e M a martensita. Fonte: Hernandez *et al.* (2016).

O ensaio tribológico utilizado em Hernandez *et al.* (2016), foi em um equipamento de abrasão contínua a alta temperatura. A configuração deste equipamento é similar ao abrasômetro roda de borracha (figura 3.12). A amostra que é aquecida por indução, é colocada em contato com uma roda, que neste caso é de aço Hardox 500, e entre eles há um fluxo contínuo de areia. A força aplicada no ensaio foi de 45N.

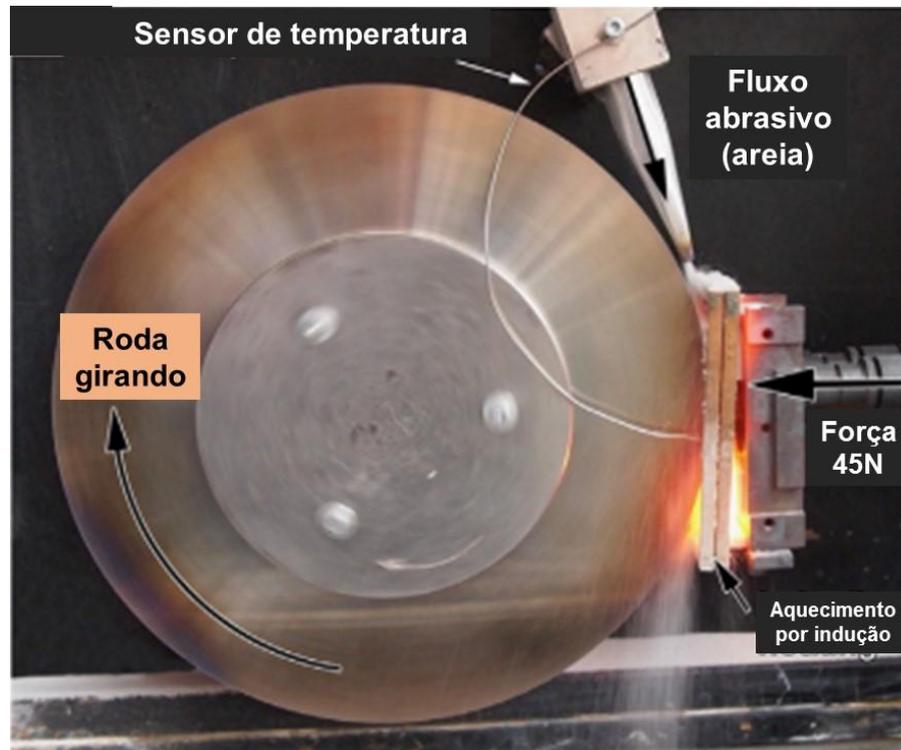


Figura 3.12 – Configuração do teste com abrasômetro contínuo de alta temperatura.
Fonte: Adpatado de Hernandez *et al.* (2016)

Na temperatura ambiente ambas as amostras demonstraram comportamento similar. Com o aumento da temperatura no ensaio de desgaste, as amostras submetidas a 300°C demonstraram maior desgaste. Para a amostra submetida a 300°C foi identificado a combinação de mecanismos de desgaste de formação de proa e microcorte, causados pelo uso do abrasivo sílica, observados na temperatura de ensaio de desgaste a 500°C. No mecanismo de microcorte o material é removido em forma de microcavacos de forma similar a uma ferramenta de corte. No mecanismo de formação de proa, uma parte do material é formada na frente do abrasivo e outra parte deslocadas para as bordas dos sulcos.

Nas temperaturas de ensaio de desgaste de 300 e 500°C, pôde ser observado uma camada de óxido, a análise por dispersão de energia (EDX) nas superfícies desgastadas, revelou a presença de oxigênio. A maior taxa de desgaste à temperatura de ensaio de 500°C, foi do aço tratado a 300°C que apresentou menor tenacidade (16%), maior dureza (486 HV) que o aço tratado a 320°C (18% e 456HV). A temperatura alta de ensaio de desgaste de 500°C, as durezas dos aços ficaram em torno de 320 a 350HV, porém a taxa de desgaste foi diferente, sugerindo que a tenacidade pode interferir no desgaste abrasivo a elevadas temperaturas.

Leiro *et al.* (2011) avaliaram a resistência ao desgaste por deslizamento de aços bainíticos livres de carbonetos, com diferentes quantidades de austenita (LEIRO *et al.*, 2011). As amostras do aço laminado, com a composição química apresentada na tabela III.9, foram austenitizadas a 820°C por 30 minutos, e depois mantidas por 1 hora a diferentes temperaturas (250°C, 300°C e 350°C).

Tabela III.9 - Composição química do aço apresentado por Leiro *et al.* (2011).

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
(%em peso)	0,61	1,72	0,75	0,35	0,04	0,12

As microestruturas obtidas consistiam em ferrita e austenita em filmes. A quantidade de austenita retida aumentou com o aumento da temperatura de tratamento (12 a 18%). A dureza do aço reduziu com o aumento da temperatura de austêmpera (600 a 420 HV), o que foi atribuído a maior quantidade de fase dúctil (austenita retida).

O ensaio de desgaste por rolamento/deslizamento foi realizado em um tribômetro de disco duplo (UTM2000) que é constituída de dois servomotores com rotação inversa onde são montados os discos de teste (Figura 3.13).



Figura 3.13 - Detalhe dos discos montados do tribômetro disco duplo UTM 2000. Fonte: LEIRO, 2012.

O aço tratado a menor temperatura 250°C teve a menor taxa de desgaste, seguido dos aços tratados a 300°C e 350°C. O melhor desempenho do aço tratado a 250°C foi atribuído às melhores propriedades mecânicas e a menor quantidade de austenita retida.

As taxas de desgaste aumentaram com aumento de ciclos do ensaio de desgaste, isto se deve ao aumento da área de contato do disco da amostra com o disco da contra-amostra. Os danos superficiais observados após o ensaio de desgaste por deslizamento foram atribuídos principalmente ao desgaste adesivo e trincas superficiais devido a fadiga por contato. Na Figura 3.14 (a), estão representados os danos observados pelos autores na amostra. As marcas de “entalhe” foram atribuídas a duas possibilidades: a delaminação do material devido a fadiga de contato por rolamento; e aos debris, que oxidados e acumulados na superfície, eram duros suficientes, a ponto de causar estes entalhes quando pressionados na amostra durante o ensaio. A evidência de desgaste adesivo está nas trincas observadas na Figura 3.14 (b). Durante o período de *running-in*, a deformação plástica das asperezas gerou pontos de concentração de tensões, que ocorrem devido a adesão, resultando em sítios de nucleação de trincas.

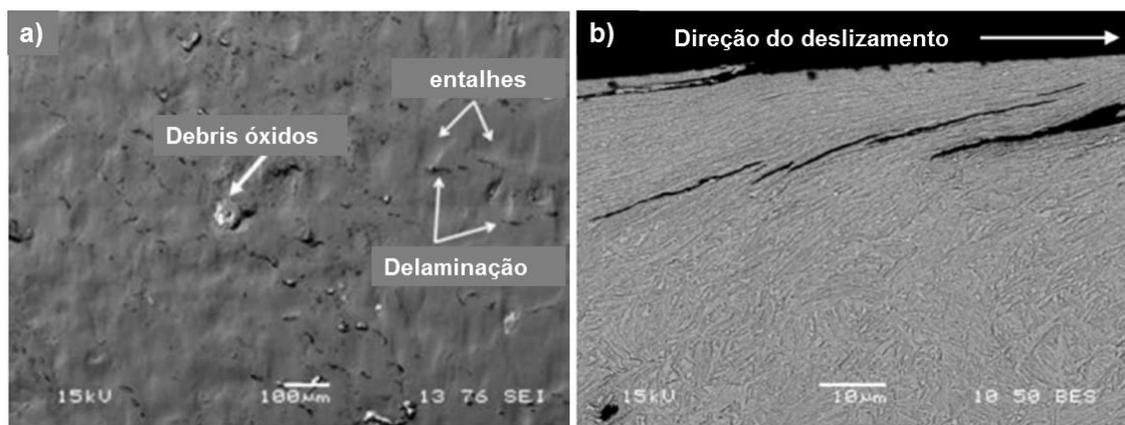


Figura 3.14 - a) Imagens do MEV das amostras de aço austemperado a 250°C, após 6.000 ciclos do ensaio de desgaste; b) imagem por MEV no modo de emissão de elétrons retroespalhados (BSE) de fissuras superficiais e subsuperficiais do aço austemperado a 300°C após 18.000 ciclos do ensaio de desgaste por deslizamento.

De acordo com Viáfara, o período de running-in, corresponde à região no começo da interação entre duas superfícies, onde acaba o comportamento crescente do coeficiente de atrito que após o running-in se torna aproximadamente constante (VIÁFARA, 2010). Ainda conforme Viáfara, o mecanismo de adesão consiste na formação de junções nos pontos de contato das superfícies, onde a proximidade das asperezas resulta em uma interação física ou química. O mecanismo de deformação plástica vem do sulcamento produzido pelas asperezas de uma superfície na outra devido a sobreposição durante o deslizamento.

Rementeria *et al.*, estudou o comportamento ao desgaste por deslizamento de dois aços alto silício com teores de carbono de 0,30% e 0,99%. O aço com 0,30%C e 1,48%Si foi austenitizado a 925°C por 15 minutos, seguido de tratamento isotérmico a 325, 350, 425 e 450°C por 30 minutos. A temperatura M_s foi de 300°C. O aço com 0,99%C, 2,47%Si foi austenitizado a 950°C por 15 minutos, seguido de tratamento isotérmico a 200, 250, 300 e 350°C por 8, 10, 15 e 40 horas. A temperatura M_s foi de 170°C (REMENTERIA *et al.*, 2015).

As microestruturas obtidas para o aço com 0,30%C para as temperaturas de tratamento de 325 e 350°C foram classificadas como bainita inferior. Para as temperaturas de 425 e 450° foram classificadas como feixes de ferrita bainítica livre de carbonetos e constituinte martensita-austenita (Figura 3.15).

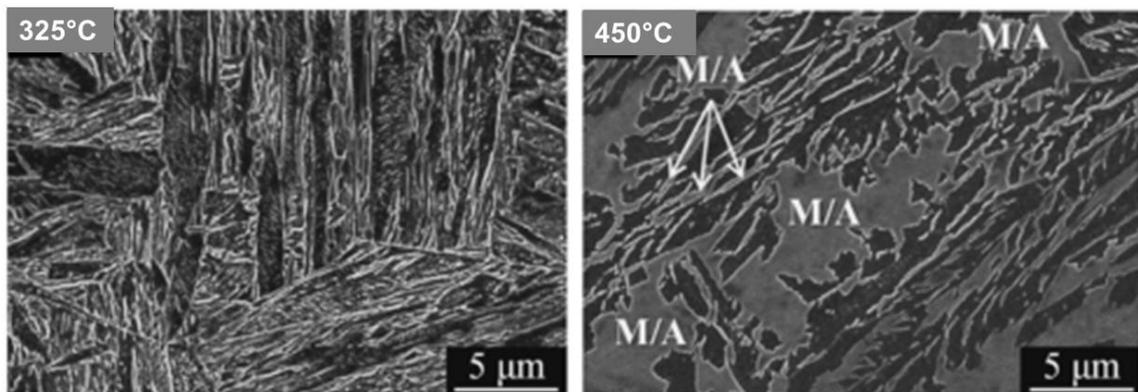


Figura 3.15: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ataque 2%Nital, para o aço com 0,30%C submetido a tratamento térmico a 325°C com microestrutura de bainita inferior e a 450°C composto de ferrita bainítica livre de carbonetos e o constituinte martensita-austenita (M/A). Fonte: Adaptado de Rementeria *et al* (2015).

As microestruturas obtidas para o aço com 0,99%C foi de ferrita bainítica com filmes e blocos de austenita (Figura 3.16).

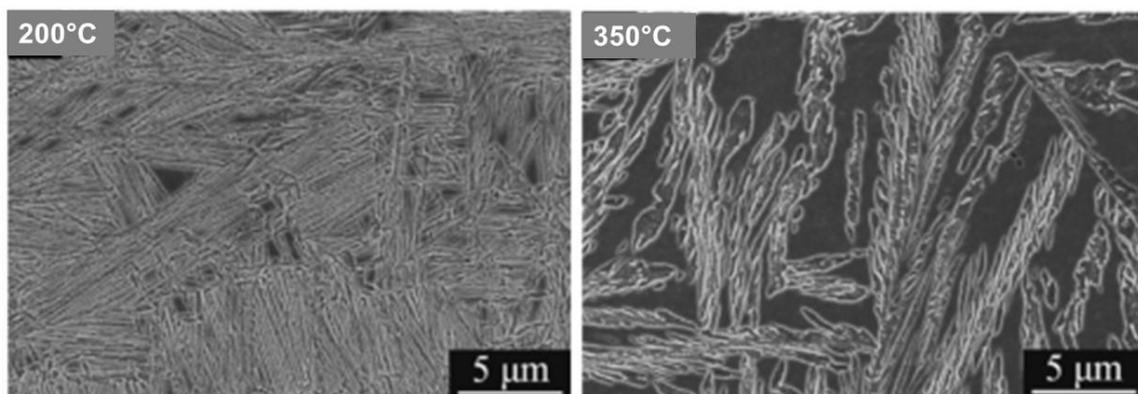


Figura 3.16: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ataque 2%Nital, para o aço com 0,99%C submetido a tratamento térmico a 200°C e 350°C composto de ferrita bainítica e austenita em filmes a direita e em blocos a esquerda. Fonte: Adaptado de Rementeria *et al* (2015).

Para analisar o desgaste por deslizamento os autores utilizaram um tribômetro no módulo esfera-disco. Os parâmetros utilizados no ensaio foram: esferas de alumina com diâmetro de 6mm; amostras polidas de 15mmx10mmx5mm, velocidade de 10mm/s; força de 0,50N por 7200 ciclos.

Os melhores resultados obtidos para o aço de 0,30%C foram das amostras submetidas a 425°C que apresentou a microestrutura ferrítica-bainítica livre de carbonetos. Os aços com 0,99%C apresentaram resistência a desgaste inferior aos aços de 0,30%C.

Os mecanismos de desgaste observados no aço de 30%C foram ranhuras na direção do deslizamento, nervuras laterais em torno das ranhuras devido a deformação plástica e oxidação. Para o aço de 0,99%C foram observadas desgaste por cisalhamento causado pela deformação plástica na região de contato sob compressão, resultando na propagação de trincas (Figura 3.17).

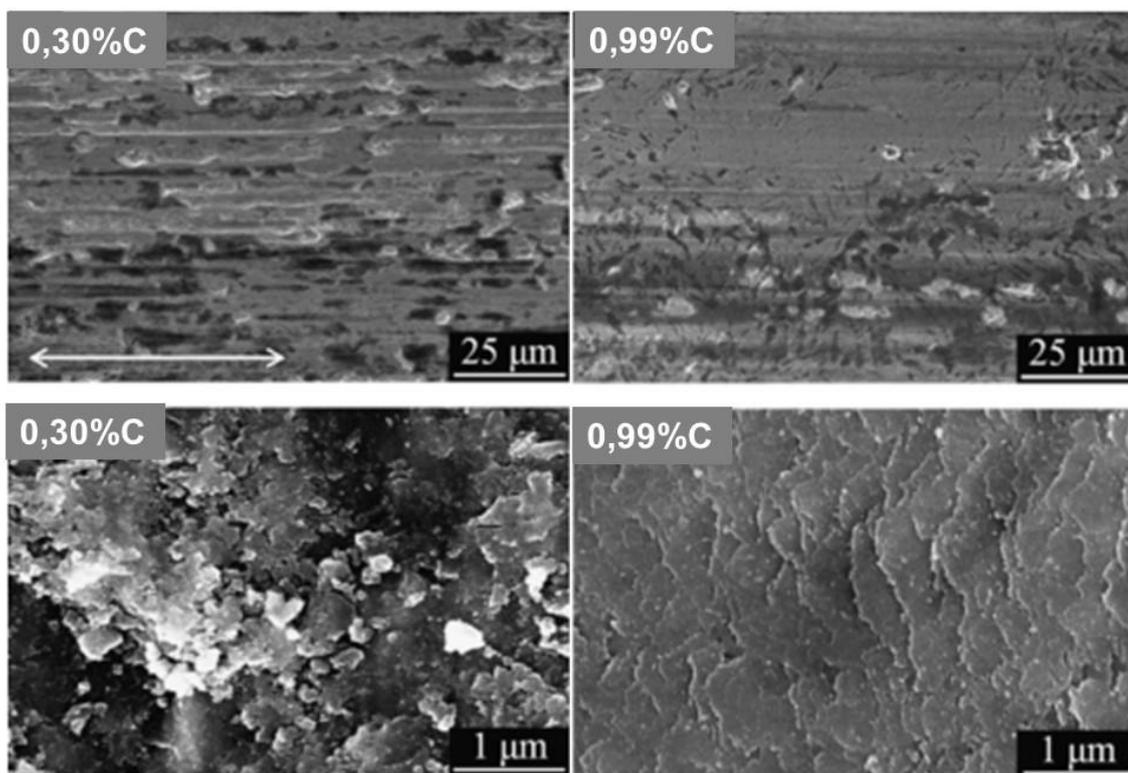


Figura 3.17: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ataque 2%Nital, indicando ranhuras na direção de deslizamento e oxidação no aço de 0,30%C; e placas de cisalhamento e propagação de trincas no aço de 0,99%C. Fonte: Adaptado de Rementeria *et al* (2015).

Bakshi *et al.*, analisou o desgaste por abrasão de três corpos de três microestruturas diferentes compostas de perlita, bainita nanoestrutura e martensita (BAKSHI *et al.*, 2013). O aço analisado por estes autores possuía 0,83%C e 1,90%Si, foi fundido em forno à indução à vácuo.

As amostras foram austenitizadas a 930°C por 1 hora. Para obtenção de uma microestrutura perlítica foi realizado resfriamento de 550°C a temperatura ambiente e obtida dureza de aproximadamente 378HV. Para obter uma microestrutura composta de ferrita bainítica nanoestruturada e austenita, foi realizado tratamento isotérmico a 200°C por 10 dias e dureza obtida foi em torno de 622HV. Para obtenção de martensita as amostras foram resfriadas ao ar após austenitização, obtendo a dureza de 739HV.

No ensaio de desgaste foi utilizado um abrasômetro, cuja velocidade e rotação da roda de borracha, foi mantida constante e finalizado após 10 minutos. Foi utilizado areia como abrasivo, a velocidade de rotação foi de 250rpm e força de carregamento de 130N.

Apesar da diferença de dureza entre as amostras estudadas por estes autores, as diferenças no volume de desgaste entre elas não foram significativas. Para a microestrutura perlítica a taxa de desgaste foi de $8,7 \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1} / 10^{-5}$, para a ferrita-bainítica e austenita retida rica em carbono foi de $8,1 \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1} / 10^{-5}$ e para martensítica $9,4 \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1} / 10^{-5}$. Os autores atribuíram essa diferença pouco significativa aos diferentes tipos de mecanismos de desgaste de cada microestrutura. Na microestrutura perlítica as partículas adesivas deslizam levando a formação de cavidades denominadas como "*pitting*". Na microestrutura martensítica notou-se fragmentações com pouca adesão do material na superfície. Na microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida, tal como na perlítica, nota-se deformação plástica na superfície com aderência do material fragmentado. Os autores também observaram que houve transformação da austenita retida em martensita após o ensaio, levando a maior dureza superficial na microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida. Na figura 3.18 pode-se verificar na microestrutura perlítica ranhuras e cavidades (*pits*); na microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida, ranhuras mais estreitas e profundas que na microestrutura martensítica que demonstra ranhuras mais largas e mais planas.

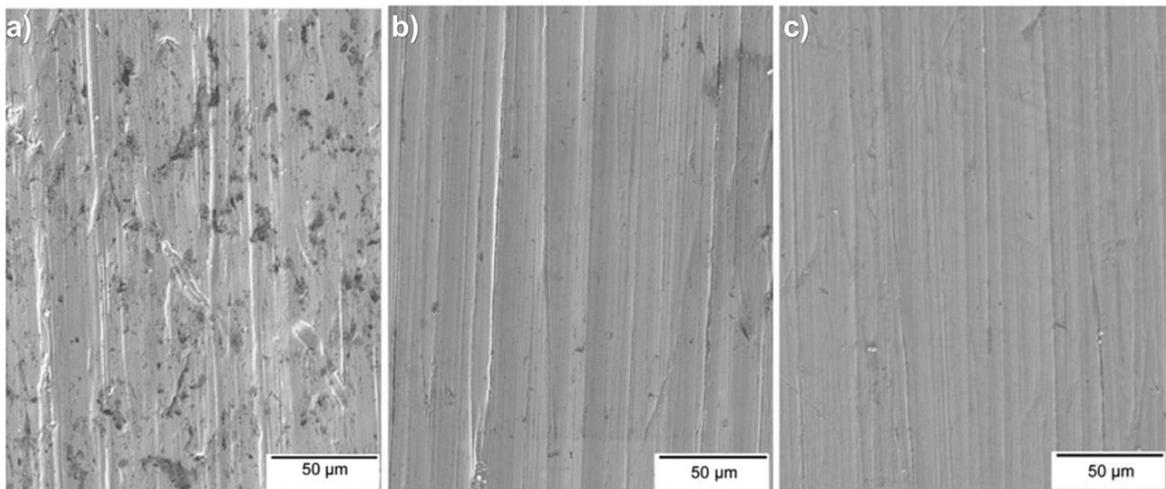


Figura 3.18 – Micrografias obtidas pela emissão de elétrons secundários (SE): a) microestrutura perlítica demonstrando ranhuras e cavidades (*pits*); b) microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida demonstrando ranhuras mais estreitas e profundas que na microestrutura martensítica; c) microestrutura martensítica demonstrando ranhuras mais largas e mais planas.

3.5 Ensaios Tribológicos

Testes tribológicos envolvem estudo de atrito, lubrificação e desgaste e para tanto pode ser usado uma variedade de equipamentos (GAHR, ZUM, 1987). Tribômetros são instrumentos para medir atrito e taxas de desgaste e são a tecnologia básica mais utilizada em investigações tribológicas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014). O tribômetro tem como proposta simular o atrito e desgaste em condições controladas.

Neste trabalho serão utilizados o tribômetro modo esfera-disco para analisar o desgaste por deslizamento e o abrasômetro de roda de borracha para análise do desgaste abrasivo.

3.5.1 Ensaio Tribômetro modo esfera-disco

Esta técnica de ensaio é aplicada para determinar o desgaste por deslizamento. O ensaio de desgaste com o tribômetro esfera-disco é útil na análise do encruamento, atrito e desgaste e tem sido utilizado na avaliação de materiais ferroviários evitando gastos dispendiosos em campo.

O ensaio pino-disco ou esfera-disco é caracterizado pela aplicação de uma carga na amostra, que normalmente tem a forma de um disco, através de um indentador que pode ter superfície lisa (disco) ou esférica (Figura 3.19). A amostra será submetida a um movimento de rotação e poderá ser observado na mesma a formação de uma pista de desgaste resultante da aplicação da carga sobre o pino. O ensaio também pode ser realizado com a amostra parada e o pino realizando o movimento de rotação sobre a mesma. O resultado deste ensaio é pela análise da massa perdida ao longo do tempo de ensaio. As condições do teste são definidas em função das condições de trabalho que o material é submetido. Os parâmetros definidos para a realização do ensaio são: velocidade de rotação, carga aplicada, distância percorrida, material da bola ou pino e temperatura ambiente.

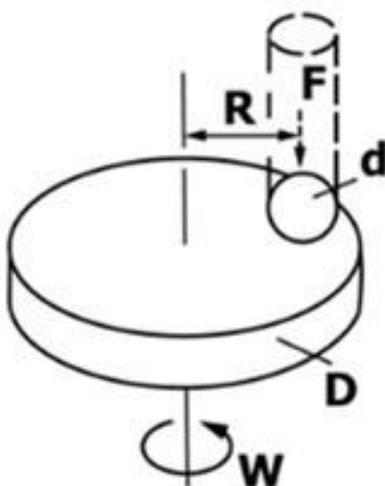


Figura 3.19 - Representação esquemática do equipamento tribômetro modo esfera/disco retirado da Norma ASTM-99, onde F representada a força aplicada, d o diâmetro da esfera, D a amostra, W a velocidade de rotação do disco.

3.5.2 Ensaio Abrasômetro roda de borracha

Um dos tipos mais comuns de ensaios para análise de desgaste abrasivo é com abrasômetro roda de borracha. Neste ensaio, a amostra de superfície plana, no formato de bloco ou placa, é pressionada com uma carga constante contra a superfície de um disco recoberto de borracha. Durante o ensaio são liberados grãos abrasivos de areia que vão desgastando a amostra (Figura 3.20). Este ensaio é normalizado pela norma americana ASTM-65, *Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*.

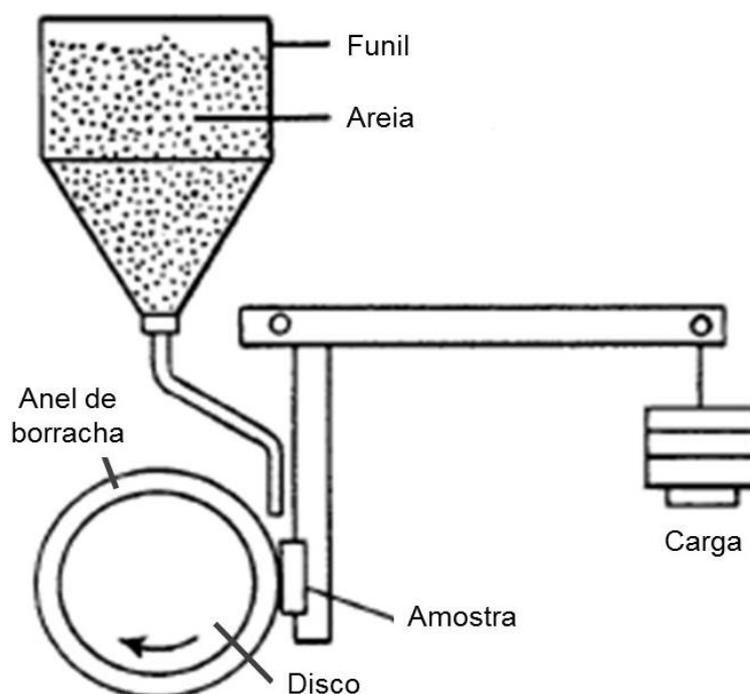


Figura 3.20- Representação esquemática do equipamento roda de borracha/areia vertical adaptada da Norma ASTM-65.

Os parâmetros a serem definidos conforme norma são rotação do disco de borracha (rpm), carga aplicada sobre a amostra (N), vazão de abrasivo (g/min), dimensões da amostra (mm).

3.6 Considerações sobre revisão bibliográfica

Os aços ferrítico-bainítico com austenita retida, devem apresentar melhoria na resistência à fadiga devido ao fato de que os carbonetos na bainita são sítios para a nucleação de trincas. As mais elevadas resistências mecânicas são obtidas nos aços ferríticos-bainítico com austenita retida, com composição química que possibilite a austêmpera em temperaturas baixas, em torno de 200°C, obtendo a estrutura na escala de nanoestrutura (BHADESHIA, 2005). Essa composição química inclui o teor de carbono da ordem de 0,8 % em peso para diminuir a temperatura M_s e teor de Si entre 1,5 a 2,0 % para inibir a formação de carbonetos. Porém, uma desvantagem desses aços está relacionada aos tempos elevados necessários para os tratamentos térmicos. Aços bainíticos livres de carbonetos, empregados em trilhos suíços e franceses apresentam carbono entre 0,2 a 0,3% (BHADESHIA, 2005). Porém, foi verificado que estes aços apresentam menor resistência ao desgaste e menor dureza superficial devido a menor resposta ao encruamento quando comparados aos aços perlíticos tradicionais. Então, os aços fundidos ferríticos-bainítico com austenita retida, tratados termicamente a baixas temperaturas se apresentam como uma alternativa interessante, uma vez que se pode associar a elevada resistência mecânica e ao desgaste, com considerável tenacidade.

Neste trabalho procurou-se avaliar as propriedades mecânicas e resistência ao desgaste de um aço médio carbono, alto silício e baixos teores de elementos de liga, com uma microestrutura similar à de aços de alta resistência aliados a tempos de tratamento térmico isotérmicos menores, sem conformação mecânica.

4 Metodologia

Neste capítulo serão apresentados os materiais e métodos utilizados na realização do experimento que foi realizado com o intuito de obter um aço fundido com tratamento térmico isotérmico que combine alta resistência mecânica e tenacidade.

4.1 Produção do aço

A elaboração do aço foi realizada em forno à indução de média frequência, marca Inductotherm, cujo cadinho tem capacidade para 120 kg de aço. A elaboração foi realizada ao ar, ou seja, sem atmosfera controlada. A carga foi constituída de 97,3% de sucata de aço; 1% de FeMn de alto carbono; 1% de FeSi 75%; 0,05% de FeV45% para o refino de grão e 0,15% de CaSi70% para a desoxidação. Foram vazados blocos do tipo Keel conforme a norma ASTM A781, ilustrado nas Figuras 4.1 e 4.2. Este bloco se aplica para a retirada de corpos de prova para teste de tração e de impacto. Também foram vazados blocos no formato de 75 mm x 25 mm x 12 mm para preparação de corpos de prova para teste de desgaste no abrasômetro roda de borracha, conforme a norma ASTM G 65. Assim como para o ensaio de desgaste no tribômetro módulo esfera-disco, conforme norma ASTM G99-05.

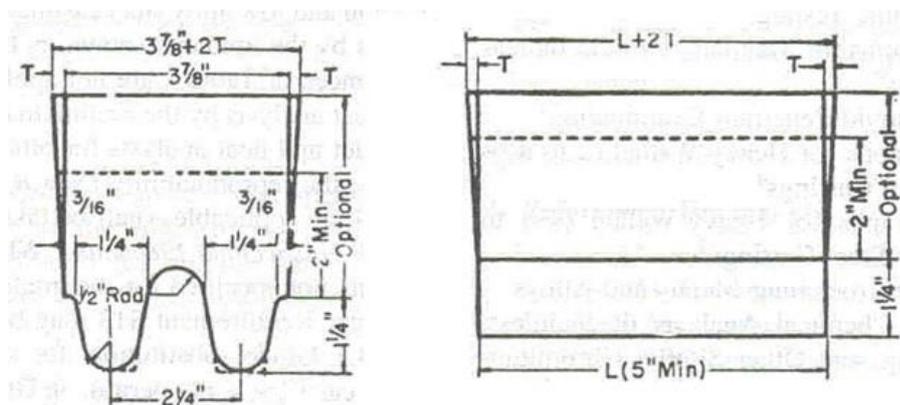


Figura 4.1 - Desenho do Bloco do tipo Keel conforme norma ASTM A 781 para retirada de corpos de prova para testes de tração e impacto.



Figura 4.2 - Bloco fundido do tipo Keel obtido.

O material usado neste trabalho é uma liga de baixo carbono com alto teor de silício. O aço consiste em 0,28% de carbono e 2,20% de silício com pequenas quantidades de elementos de liga como níquel, molibdênio e cromo. O teor de silício utilizado foi no intuito de induzir a formação de austenita retida adiando a formação de carbonetos na transformação bainítica. O silício é considerado um retardador da formação de carbonetos, favorecendo assim o enriquecimento de carbono da austenita durante a formação da bainita aumentando a fração de austenita retida (GIRAULT et al., 2001).

4.2 Tratamento térmico

Os blocos do tipo Keel e os do tipo para testes de desgaste foram homogeneizados em tratamento térmico com aquecimento a 1150°C com manutenção nesta temperatura por 7 horas e posteriormente resfriados lentamente dentro do forno.

Foi definido um tratamento térmico de austêmpera com aquecimento na taxa de 150°C por hora até a temperatura de 930°C, com tempo de duas horas de encharque. Posteriormente, foi feito tratamento isotérmico na temperatura de 400°C, com manutenção de 1, 2, 3, 4 e 20 horas em banho de sais. Com o mesmo ciclo, mesma taxa de aquecimento e manutenção da temperatura de encharque de 930°C do ciclo anterior, foi realizado outro tratamento isotérmico a temperatura de 300°C, com manutenção de 1, 2, 3, 4 e 20 horas em banho de sais. O intuito era observar a influência das microestruturas obtidas em diferentes temperaturas nas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.

As temperaturas escolhidas para o tratamento térmico isotérmico foram em função da temperatura de início da transformação martensítica. A fórmula linear de Andrews (1965) foi baseada nas medidas de temperatura de transformação martensítica (M_s) e composição química de cerca de 184 aços oriundos da Inglaterra, Alemanha, França e Estados Unidos. Em 1982, Kung e Raymen analisaram várias fórmulas para obtenção de temperaturas de M_s com auxílio de dilatômetros. Eles concluíram que a fórmula linear de Andrews demonstra bons resultados com exceção para ligas com alto teor de cromo; e a fórmula de Steven e Haynes bons resultados com exceção para ligas com altos teores de molibdênio. A conclusão é que ambas as fórmulas são boas para estimar

valores de M_s para aços de alta e baixa liga. Os autores sugeriram uma modificação na fórmula de Andrews incorporando os efeitos do cobalto e silício para aperfeiçoar os resultados obtidos (equação 4.1) (KUNG; RAYMENT, 1982).

Neste estudo foi utilizado a fórmula de Andrews, com a adequação sugerida por Kung e Rayment (equação 4.1) que leva em consideração os elementos por porcentagem em peso antes do tratamento térmico. A temperatura M_s calculada para a composição química do material produzido para este estudo, com alteração sugerida por Kung e Rayment, foi 339°C.

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) + (10(\%Co) - 7,5(\%Si)) \quad (4.1)$$

A Figura 4.3, ilustra os corpos de prova para tração e para desgaste posicionados dentro do cesto no interior do forno de aquecimento para o tratamento térmico. Esta ilustração refere-se ao aço no tratamento de austêmpera. Os corpos de prova foram protegidos com uma pintura de graxa e grafite.



Figura 4.3 - Corpos de provas de tração e de desgaste posicionados no interior do forno de aquecimento para o tratamento térmico.

4.3 Caracterização Estrutural

A caracterização estrutural das amostras foi realizada por difratometria de raios-X (DRX), micrografias ópticas (MO), e micrografias eletrônicas de varredura (MEV), posteriormente a preparação adequada das mesmas.

4.3.1 Difração de Raios-X

As análises de difração de raios-X foram realizadas para estimar a quantidade de austenita retida nas fases. Foram analisadas amostras representativas expostas a tratamento isotérmico as temperaturas de 300°C e 400°C por 2 horas para efeito de estudo. O tempo de 2 horas foi escolhido para o estudo, pois segundo a literatura, é o tempo mínimo para se obter uma microestrutura ferrítica-bainítica (Putatunda, 2009). As amostras tinham dimensões de 10mm x 10mm x 5mm. A superfície para ensaio foi lixada até a granulometria de lixa #600 e polidas com pasta de diamante 9µm.

Os dados de difração de raios-X foram coletados de um difratômetro de raios-X Philips PANanalytical PW1710, usando radiação $\text{CuK}\alpha$ (λ $\text{K}\alpha$ médio=1,54184Å e $\text{K}\alpha_1$ =1,54056Å), velocidade de varredura 0,02° 2 θ /s, intervalo de varredura angular 2 θ foi de 10° a 120°. O difratômetro está instalado no Laboratório de Raios-X do Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A identificação dos picos foi realizada por meio de comparação utilizando as cartas da base de dados *Inorganic Crystal Structure Database* (ICSD), com estrutura cúbica.

O volume de austenita retida foi estimado por microscopia óptica através do processamento digital via software adaptado ao microscópio, que converte a imagem original em escala de cinza. A utilização de um histograma relacionando os valores máximos e mínimos dos tons de cinza da imagem analisada facilita o processo de distinção entre as fases constituintes e a definição dos níveis de segmentação. O nível

de segmentação significa o limiar em que toda a fase é demarcada pelo usuário, de modo que o software possa contabilizar a área selecionada.

Os cálculos de parâmetros de rede (a_0) foram realizados em função da equação 4.2 (CULLITY, 2011) utilizando os valores de espaçamento entre planos ($d_{(h,k,l)}$) fornecidos pela difração de raios-X. Desta forma foram obtidos os parâmetros de rede para os principais planos da austenita.

$$a_0 = d_{(h,k,l)} \times \sqrt{(k^2 + l^2 + m^2)} \quad (4.2)$$

Onde a_0 representa o parâmetro de rede da austenita em angstrom presente na liga, denominada de a_γ e $d_{(h,k,l)}$ o espaçamento interplanar difratado medido por difração de raios-X. Como no difratômetro, vários ângulos de difração foram encontrados correspondente a fase austenita, utilizou-se do método de interpolação para determinar, o parâmetro de rede da austenita retida na liga.

Os valores do espaçamento entre planos e parâmetros de rede são relacionados com o ângulo de difração da Lei de Bragg. Conforme Cullity (2001), os valores tornam-se mais precisos quando o ângulo de difração θ é máximo, havendo uma relação linear entre a_0 e $\sin^2\theta$. Sendo assim, o valor de a_0 é mais preciso ao extrapolar o valor de θ para 90° , este método é chamado de extrapolação.

Pela equação 4.3 é possível relacionar o parâmetro de rede da austenita retida (a_γ) e o teor de carbono na austenita retida (C_γ) (REED-HILL, 1994). Sendo assim, a partir da equação 4.2 onde se calculou o valor do parâmetro de rede (a_γ), pode-se calcular o valor da concentração de carbono na austenita (ou seja, concentração do carbono na austenita retida (C_γ) (equação 4.3).

$$C_\gamma = \frac{a_\gamma - 3,548}{0,044} \quad (4.3)$$

Onde a_γ é o parâmetro de rede da austenita retida, em angstrom e C_γ é o teor de carbono da austenita retida em porcentagem em peso.

4.3.2 Caracterização metalográfica

As amostras foram retiradas da seção transversal dos corpos de prova após tratamento térmico e depois dos testes de desgaste fora da região desgastada. As amostras foram preparadas de maneira convencional (corte, embutimento lixamento, polimento e ataque químico), utilizando lixas de silício (SiC) de granulometria: 240, 400, 1200 e acabamento especular com polimento final com pasta de diamante de 9, 3 e 1 μ m. As amostras foram embutidas a quente com resina termofixa (baquelite).

Os ataques químicos realizados sobre a superfície polida com Nital 2% e LePera que consistiu na mistura de metassulfato de sódio 1% e ácido pícrico 4% na proporção 1:1. A solução foi preparada imediatamente antes da sua utilização, e não foi empregada para mais do que quatro amostras. O ataque nas amostras foi de 10s para o material tratado isotermicamente a 400°C e de 12 segundos para o tratado a 300°C, seguido de imersão em água por 2 minutos e secado ao ar frio.

4.3.3 Microscopia Óptica e Eletrônica de varredura

A análise de microscopia óptica (MO) foi realizada com o equipamento da marca Leica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. Também foi utilizado o equipamento do Centro Tecnológico Marcelino Corradi (SENAI-CETEF) de Itaúna, marca PME OLYMPUS GX51 com referência na norma ABNT NBR 15454:2007.

A análise de microscopia eletrônica (MEV) foram realizadas em um equipamento modelo FEI-Inspect S50 do Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

4.4 Ensaios mecânicos

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados após o tratamento térmico. Para os ensaios de tração foram preparados corpos de prova com 4mm de diâmetro e 27mm de comprimento útil de acordo com a norma ASTM A370. A Figura 4.4, ilustra as dimensões dos corpos de prova.

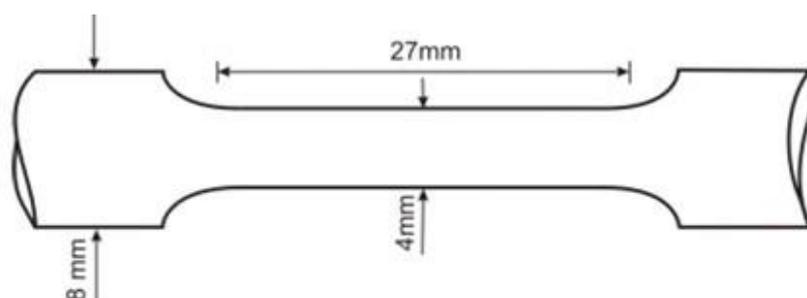


Figura 4.4 - Dimensões do corpo de prova.

Os corpos de prova para o ensaio Charpy foram preparados segundo a norma ASTM A370 (Figura 4.5). O ensaio de resistência ao impacto (Charpy) foi realizado em máquina de Impacto modelo PW 30/15, fabricante Wolpert/Amsier com energia de impacto de 300Joules, corpo de prova de 10x10x55 mm³ com entalhe em V a temperatura ambiente de 24°C. Os ensaios foram conduzidos segundo a norma ABNT NBR ISO 148-1:2013.

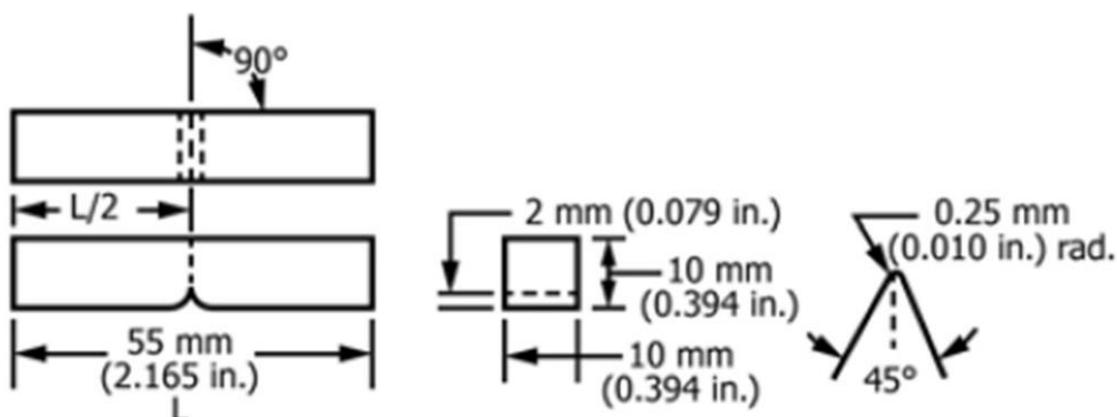


Figura 4.5 - Representação do corpo de prova ensaio charpy segundo norma ASTM A370.

4.4.1 Ensaios de dureza

A dureza é a medida da resistência à penetração em um material com uma determinada carga localizada (CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, 2010). O teste de dureza utilizado foi o de macrodureza Rockwell C (HRC).

4.4.1 Dureza Rockwell

Os ensaios de dureza em escala Rockwell foram realizados nos corpos de prova preparados para os testes de desgaste, em superfícies retificadas; as durezas foram realizadas fora das regiões testadas por desgaste. As medições de dureza foram realizadas com carga de 150Kgf a temperatura ambiente de 24°C. Os ensaios foram conduzidos conforme a norma ABNT NBR NM ISSO 6508-1:2008 com o equipamento durômetro universal Dura Vision DV30 pertencente ao Laboratório de ensaios e Análises em Materiais (LAMAT) do Centro Tecnológico Marcelino Corradi (SENAI-CETEF) de Itaúna.

4.5 Ensaio de desgaste

Com o intuito de analisar o desgaste e a influência das diferentes microestruturas obtidas foram realizados ensaios em dois tipos de tribômetro: roda de borracha e esfera-disco.

4.5.1 Ensaio Abrasômetro roda de borracha

O ensaio de desgaste teve por objetivo determinar o volume de desgaste por abrasão. O equipamento utilizado para o ensaio de desgaste abrasivo foi o abrasômetro tipo areia com roda de borracha construído com referência a norma ASTM G65. O equipamento

foi disponibilizado pelo Centro Tecnológico Marcelino Corradi (SENAI-CETEF) de Itaúna, que construiu este equipamento com o apoio do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), segundo o processo 454963/2012, chamada CNPq/VALE (Figura 4.6).



Figura 4.6 - Abrasômetro de roda de borracha disponibilizado pelo Centro Tecnológico Marcelino Corradi (SENAI-CETEF com apoio CNPq). Fonte: a autora

Foram ensaiados 10 corpos de prova, sendo 05 amostras do aço fundido tratado a 300°C e 05 amostras do aço tratado a 400°C. As amostras foram usinadas e a rugosidade da área a ser ensaiada foi mantida em valores inferiores a 0,8µm, segundo a norma ASTM G65.

Para o cálculo do volume desgastado foi utilizado a equação conforme Norma ASTM G65 (equação 4.4).

$$Volume\ perdido\ (mm^3) = \frac{massa\ perdida(g)}{densidade\ (\frac{g}{cm^3})} \times 1000 \quad (4.4)$$

4.5.2 Ensaio Tribômetro modo esfera – disco

O ensaio de desgaste teve por objetivo determinar o volume de desgaste, analisar o coeficiente de atrito durante o deslizamento e verificar se os tratamentos térmicos realizados produziram microestruturas diferentes, capazes de produzir respostas diferentes, em relação à resistência ao desgaste.

O equipamento utilizado para o ensaio de desgaste por deslizamento foi o tribômetro Microphotonisc modelo SMT-A/0100-MT/60/NI, do Laboratório de Desgaste - Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG (Figura 4.7), com a configuração esfera-disco, o programa de aquisição de dados foi Nanovea.



Figura 4.7 - Tribômetro modo esfera/disco do laboratório de Tribologia e desgaste da Universidade Federal de Minas Gerais. Fonte: a autora.

No tribômetro na configuração esfera e disco, foram realizados ensaios em quatro amostras expostas a mesma carga de 10N por um período de 1 hora equivalente a 6000 ciclos. A rotação aplicada em todos os ensaios foi de 100rpm. O raio da pista definido foi de 5mm. A esfera utilizada foi de metal duro (WC/Co) de diâmetro de 1,6mm. A dureza da esfera é de 1610HV, cerca de três vezes a dureza do material a ser analisado

a fim de garantir maior desgaste no mesmo sem desgastar significativamente a esfera. A cada ensaio foi usado uma nova esfera. As esferas como as amostras foram limpas por meio do ultrassom, modelo Elmasonic P, disponível no laboratório de Tribologia e desgaste da Universidade Federal de Minas Gerais, utilizando acetona por 10 minutos. Foram preparadas 06 amostras, sendo 03 para o aço fundido tratado a 300°C e 03 tratado a 400°C. As amostras foram usinadas de forma obter rugosidade média (Ra) inferior a 0,8µm conforme norma ASTM G99-05 (2011).

Para o cálculo do volume desgastado foi utilizado a equação conforme Norma ASTM G99-05, considerando que não houve desgaste significativo na esfera (equação 4.5).

$$\text{Volume perdido (mm}^3\text{)} = \frac{\pi(\text{raio da pista desgastada,mm})(\text{largura da trilha,mm}^3)}{6(\text{raio da esfera,mm})} \quad (4.5)$$

5 Discussão dos resultados

Este capítulo será dedicado a discussão dos resultados de todos os experimentos realizados na caracterização e estudo das propriedades do material bem como as discussões pertinentes.

5.1 Resultado da Análise Química

A composição química do material em porcentagem de peso é demonstrada na tabela V.1. O aço consiste em 0,28% de carbono e 2,20% de silício com pequenas quantidades de elementos de liga como níquel, molibdênio e cromo.

Tabela V.1 - Composição química do aço fundido.

C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	P (%)	S(%)
0,28	2,20	1,25	1,91	0,29	0,09	0,03	0,01

Fonte: Relatório de análise química por espectrometria óptica do laboratório de ensaios e análises em materiais do SENAI/FIEMG de Itaúna.

5.2 Fases Cristalinas Difração de Raios-X

Na Figura 5.1 estão apresentados os difratogramas obtidos para as amostras tratadas termicamente a 300°C e 400°C por 2 horas. Os picos de difração identificados para a ferrita foram {110}, {200}, {211}, {310} e para austenita {111}, {200}, {220}, {311}, {222}.

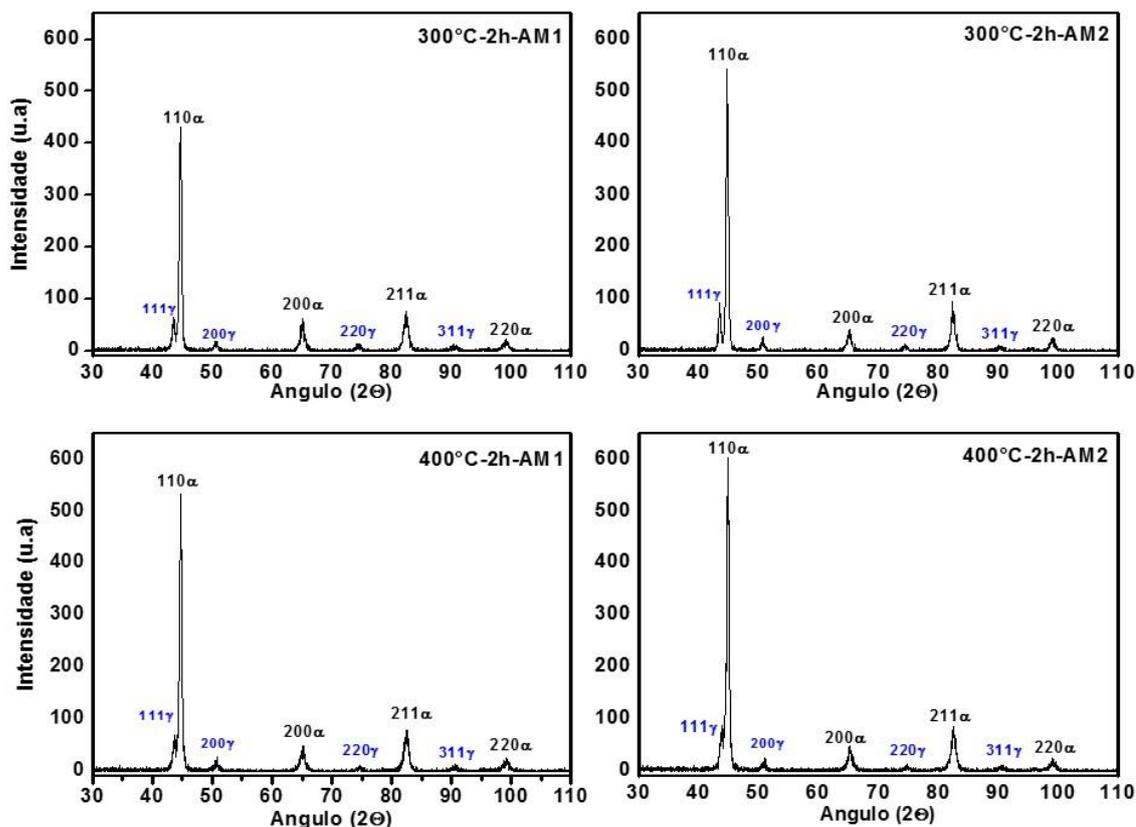


Figura 5.1 - Difratogramas dos aços tratados a 300°C e 400°C por 2 horas, para as duas amostras analisadas, aqui consideradas como AM1 e AM2

Observa-se que para ambas as faixas de tratamento térmico, os padrões de raios-X obtidos foram bastante similares. Por difração de raios-X é complicado analisar separadamente as fases da ferrita (α) e martensita (α'), pois há sobreposição dos picos difratados correspondentes a estas fases. Calculando o teor de carbono na austenita (equação 4.2), podemos estimar o valor de M_s (início de temperatura de formação de martensita). Em caso deste ser menor que a temperatura ambiente e como nenhum processo de deformação foi realizado após o tratamento de austêmpera (o aço já é fundido na forma final), podemos concluir que não há martensita no produto final.

Para determinação do teor de carbono na austenita retida e presente nos difratogramas indicados na Figura 5.1, utilizou-se a equação 4.2, que é função do parâmetro de rede determinado por difratometria. Para o cálculo do parâmetro de rede da austenita (a_γ), foi utilizado a equação 4.1 baseando-se nos valores obtidos pela difratometria. Com os valores encontrados, foi realizado o método de extrapolação de uma relação linear entre a_0 vs. $\text{sen}^2\theta$, onde θ são os ângulos de difração associados a fase da austenita retida, considerando que a_0 é determinado para $\theta=90^\circ$, ou seja, $\text{sen}^2 90^\circ = 1$ (Figura 5.2).

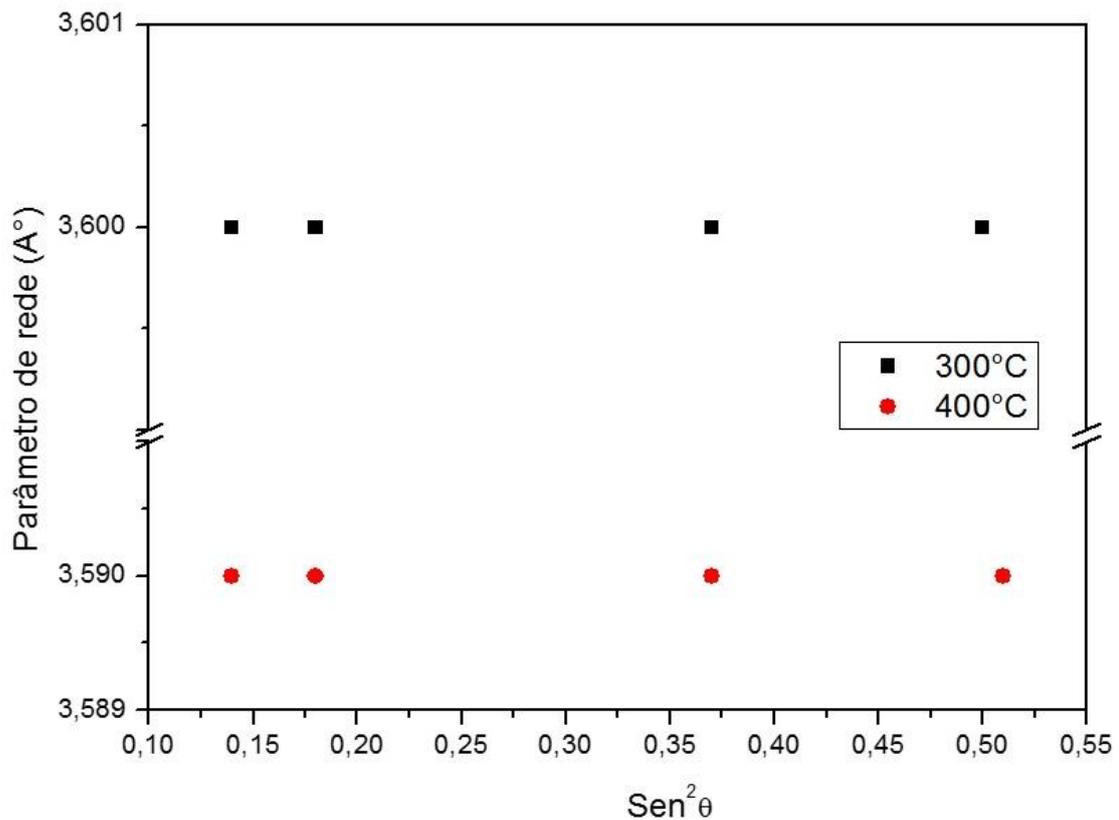


Figura 5.2 - Gráficos de a_0 vs. $\text{sen}^2\theta$ para estimar parâmetro de rede para os aços tratados a 300°C e 400°C por 2 horas.

A Tabela V.2 indica esses cálculos dos parâmetros de rede da austenita retida presente após tratamentos térmicos de austêmpera, realizados a 200 e 300°C; a quantidade de carbono na austenita (C_γ) calculado pela equação 4.2 e a quantidade de austenita retida, obtida por meio de processamento digital.

Em conclusão pode-se afirmar que as fases cristalinas presentes no aço fundido após tratamento térmico foram a austenita (CFC) e ferrita (CCC) e possivelmente martensita.

O tratamento a 300°C, produziu uma austenita mais rica em carbono (Tabela V.2), onde se observa maior parâmetro de rede austenítico (a_γ).

Tabela V.2- Valores médios referentes a determinação do parâmetro de rede da austenita pela equação 4.2 (a_γ); o teor de carbono na austenita retida (C_γ) calculado pela equação 4.3, e a quantidade de austenita via software (processamento digital).

Identificação do aço	Parâmetro de rede (Å) Eq. 4.1 e Fig.5.2	Carbono na Austenita (%) Equação 4.2	Quantidade de Austenita por software(%)
300°C x 2h	3,6016	1,218	11,89
400°C x 2h	3,5947	1,061	23,30

Este resultado vem de encontro com o objetivo deste trabalho que buscou, através de controle de composição química e tratamentos térmicos de austêmpera, produzir uma austenita de alto teor de carbono, ou seja, que o carbono ficasse em solução sólida, precipitando menor quantidade de carbonetos. Nenhum dos gráficos obtidos na difratometria acusa presença de carbonetos (Figura 5.1). Se houver carbonetos, a quantidade dos mesmos deve estar abaixo da resolução obtida na difratometria. A produção de uma microestrutura sem carbonetos e uma ferrita em forma de agulhas, garante um material de maior resistência mecânica e boa tenacidade.

5.3 Microestrutura: análises metalográficas

A evolução das microestruturas com a alteração do tempo de tratamento térmico pode ser observada na Figura 5.3. Os aspectos mais importantes que ressaltam nas microestruturas é o refinamento obtido no tratamento realizado a 300°C em comparação ao de 400°C. A quantidade de austenita retida é maior após tratamento térmico realizado a 400°C, concordando com o valor estimado da difratometria (Tabela V.2.). Segundo Putatunda *et al.* (2009), a taxa de nucleação é mais alta e o crescimento das agulhas de ferrita é mais lento em baixas temperaturas, resultando em uma grande quantidade de finas placas de ferrita e menor fração de austenita. Esses autores encontraram, para o aço estudado por eles, que acima de 385°C, a taxa de nucleação é menor, resultando em maior crescimento das agulhas de ferrita produzindo desta forma uma microestrutura mais grosseira (PUTATUNDA *et al.*, 2009). A composição química dos materiais

estudados por esses autores é similar a estudada neste trabalho, mas não se trata de um aço fundido. Os resultados obtidos nesta dissertação, diferem dos obtidos por Putatunda *et al.* (2009) por utilizarmos o processo de fundição do aço sem conformação. O teor de carbono do aço estudado por esses autores é 0,4% enquanto no aço fundido, em estudo neste trabalho, é igual a 0,28%. De qualquer forma, sabendo que no tratamento térmico de austempêra (recozimento isotérmico) tem-se processos de difusão dos átomos envolvidos, espera-se que a baixa temperatura a cinética de transformação de fases seja mais lenta que em altas temperaturas.

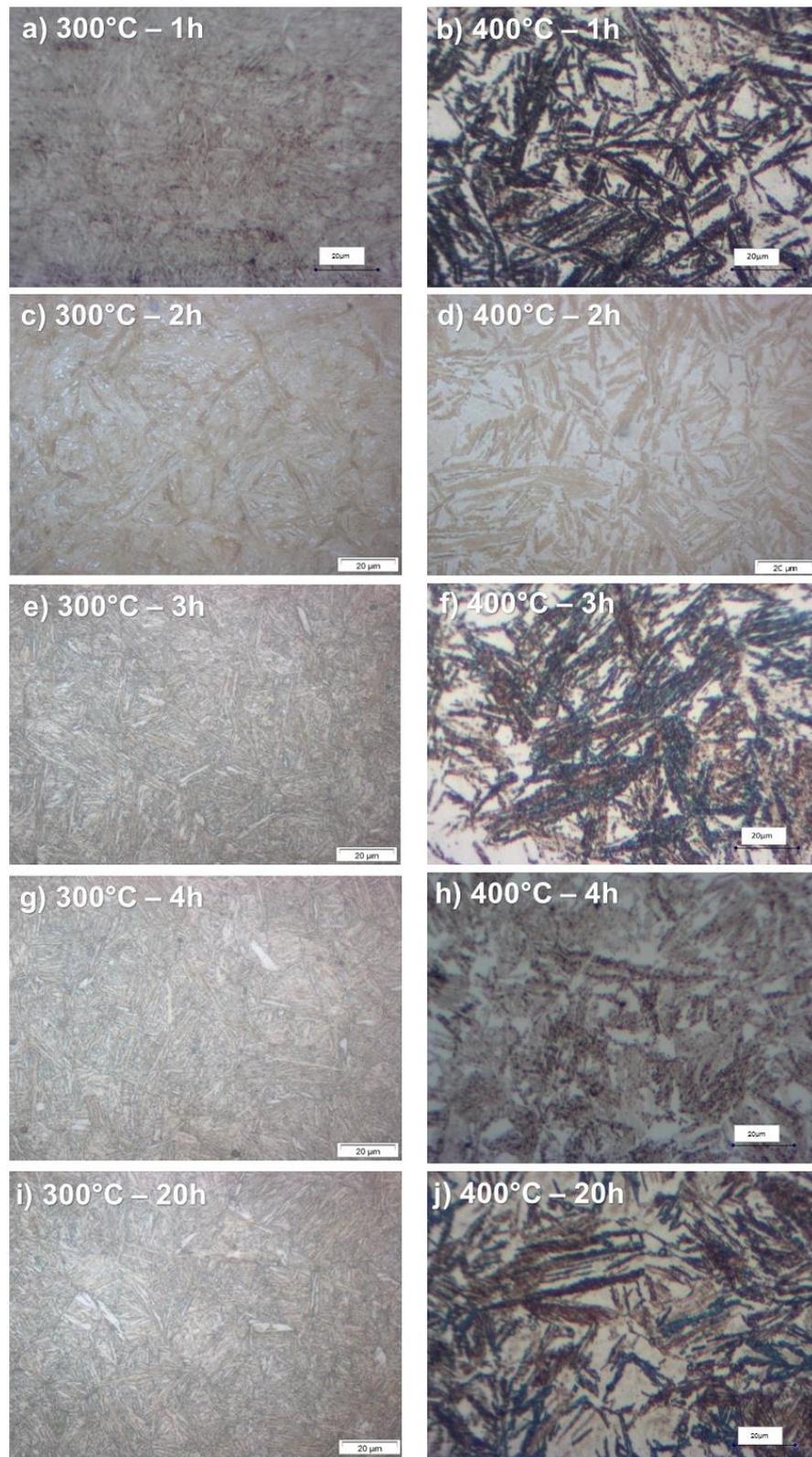


Figura 5.3 - Microscopia óptica tríplice ataque, LePera, Nital a)300°C-1hora; b) 400°C-1hora; c) 300°C-2horas; d) 400°C-2horas; e) 300°C-3horas; f) 400°C-3horas; g) 300°C-4horas; h) 400°C-4horas; i) 300°C-20horas; h) 400°C-20horas.

Como pode ser visto pelas imagens obtidas por MEV (Figura 5.4), o material exposto a 300°C tem estrutura mais refinada que o exposto de 400°C, que apresenta blocos de austenita. Quanto maior o teor de carbono na fase austenita mais baixo é a temperatura M_s , levando a uma maior quantidade de austenita retida. A presença de silício também influi na solubilidade do carbono na austenita. As placas de ferrita bainítica nucleiam rejeitando carbono para a austenita. Se o teor de carbono na austenita não for alto, suficiente para estabilizar a austenita na temperatura ambiente, a austenita se transformará em martensita. A Tabela V.3, indica resultados que apontam pela presença de uma austenita mais rica em carbono para o tratamento térmico realizado a 300°C, corroborando com os resultados da Figura 5.4, onde se observa uma menor quantidade de austenita retida no aço fundido tratado nesta temperatura mais alta. A Figura 5.4, realizada no MEV, confirma os resultados do difratograma de Raios-X obtidos. A identificação dos constituintes nesta figura foi realizada baseada no trabalho de CARMO (2011).

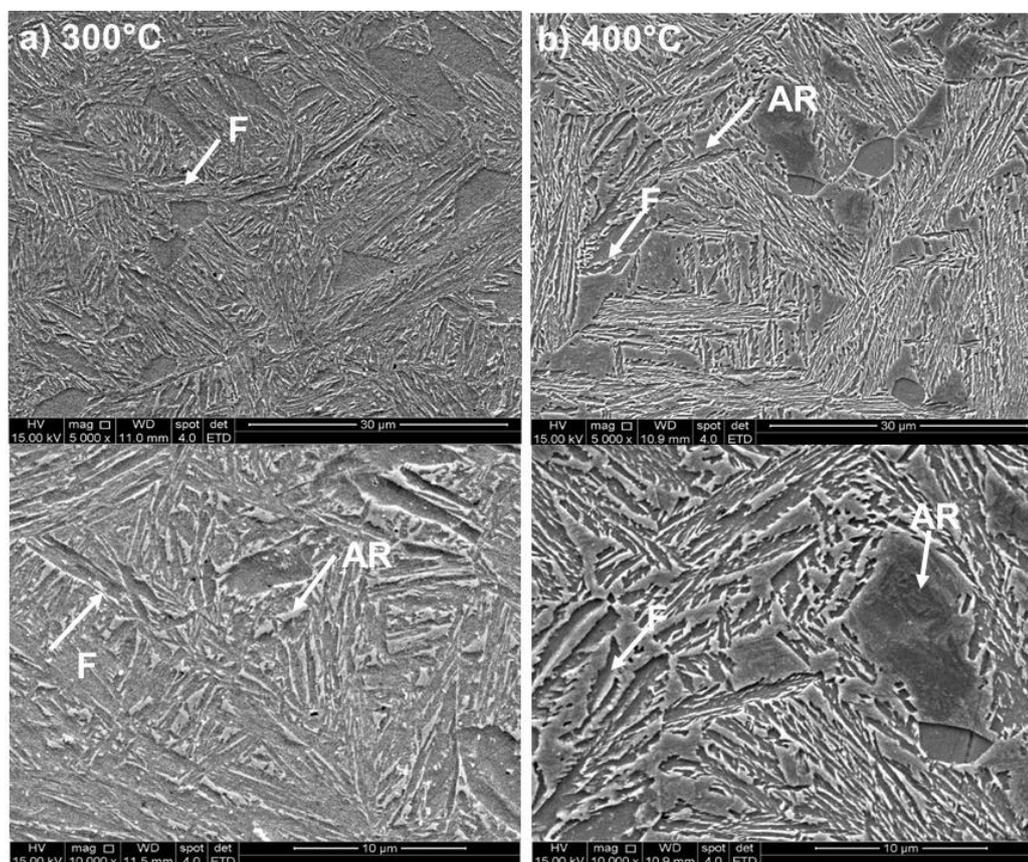


Figura 5.4 - MEV Aço fundido e tratado isotermicamente, onde: ferrita (F), austenita retida em blocos (AR) a) 300°C / 2horas com aumento de 5000x e 10000x; b) 400°C / 2horas com aumento de 5000x e 10000x.

5.4 Resultados dos Ensaio Mecânicos

Devido a diferenças na composição química e variações no processo de produção, temperatura de tratamento e tempos diferentes, utilizados por diferentes autores, que estudaram a influência de tratamentos térmicos de austêmpera em aços com adição de silício, é muito difícil fazer comparação de propriedades mecânicas, de ductilidade e tenacidade. No entanto pode se ter uma ordem de grandeza para saber se um aço tem alta ou baixa resistência mecânica, alta ou baixa ductilidade e alta ou baixa tenacidade. Na tabela V.3, são apresentados os resultados dos ensaios mecânicos em função do tempo de tratamento térmico isotérmico de 2 horas a 300°C e 400°C. Nesta tabela também são expostos os resultados obtidos por Putatunda *et al* (2009) que realizou um tratamento térmico isotérmico também por 2 horas em um aço laminado a quente.

Tabela V.3 – Tabela com o comparativo de Propriedades mecânicas do aço fundido em função dos tratamentos térmicos a 300°C e 400°C, com valores obtidos por Putatunda (2009) em um aço laminado e austemperado. (Alongamento total (Al.); Limite de escoamento (L.E.); limite de resistência (L.R.); Tenacidade e Tenacidade à fratura.

Condição	Al. (%)	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	Tenacidade (J/cm²)
300°C x 2h	6,82	1350	1647	27
400°C x 2h	2,1	1311	1329	7
Putatunda et al. (2009)*	Al. (%)	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	Tenacidade à fratura (MPa√m)
316°C x 2h	12,0	1313	1653	116,2
400°C x 2h	19,5	860	1354	62

* o aço utilizado por esses autores não é um aço fundido, mas sim laminado a quente.

Os resultados obtidos por Putatunda *et al.* (2009), estão associados a um aço laminado a quente com 0,4%C e 2,0% de silício austemperado a 316 e 400°C por 2 horas. Não se pode comparar a tenacidade pois foram obtidas em ensaios com características diferentes. No entanto, pode-se notar que a tenacidade ao impacto do aço fundido deste trabalho diminui de 27 para 7J/cm², da mesma forma houve uma redução significativa da tenacidade à fratura do aço laminado de 116,2 a 62 MPa√m.

O aço em estudo neste trabalho é um aço fundido com 0,28%C e 2,2% Si. Desta forma, podemos concluir que com o tempo de tratamento de 2 horas de austêmpera no aço fundido, foi possível obter na temperatura de 300°C, uma alta resistência mecânica, maior que o material tratado a 400°C. Nesta temperatura obteve-se também uma maior ductilidade que a obtida a 400°C. Uma alta resistência mecânica e maior ductilidade levou o material tratado a 300°C apresentar uma maior tenacidade. A presença de uma microestrutura refinada contribuiu para este resultado.

No aço fundido tratado a 400°C, a austenita se apresenta em blocos favorecendo uma menor tenacidade. Enquanto a 300°C, a austenita retida rica em carbono se apresenta em filmes, tornando-a mais estável relativo à propagação de trincas, contribuindo para uma melhor tenacidade em relação ao aço de 400°C.

A ductilidade do aço laminado do trabalho de Putatunda *et al.*, teve valores superiores com a temperatura de tratamento térmico maior de 400°C. Já no aço fundido, observa-se que o comportamento foi o contrário do obtido por Putatunda *et al.*, o que pode ser atribuído ao fato da austenita não estar estabilizada, tendo a possível presença de martensita neste material.

Conclui-se que a resistência mecânica dos aços fundidos austemperados foram da mesma ordem de grandeza dos aços laminados a quente austemperados e estudados por Putatunda *et al.* (2009)*.

As fractografias apresentadas na Figura 5.5 (a), foram obtidas do corpo de prova austemperado a 300°C por 2 horas. Pode-se observar dimples com presença de alguns planos de clivagem e vazios que sugerem que o aço austemperado a 300°C, apresentou fratura mista dúctil-frágil, com presença mais marcante de dimples.

As fractografias dos corpos de prova de impacto estão apresentadas na figura 5.5 (b), foram obtidas do corpo de prova austemperado a 400°C por 2 horas. Este aço apresentou uma maior quantidade de planos de clivagem mistos com dimples e vazios, comparado ao aço fundido tratado a 300°C, sugerindo que a fratura é do tipo frágil-dúctil. O menor valor de tenacidade do aço tratado a 400°C está relacionada com uma microestrutura mais grosseira, mais propícia a propagação de trincas e a possível presença de martensita.

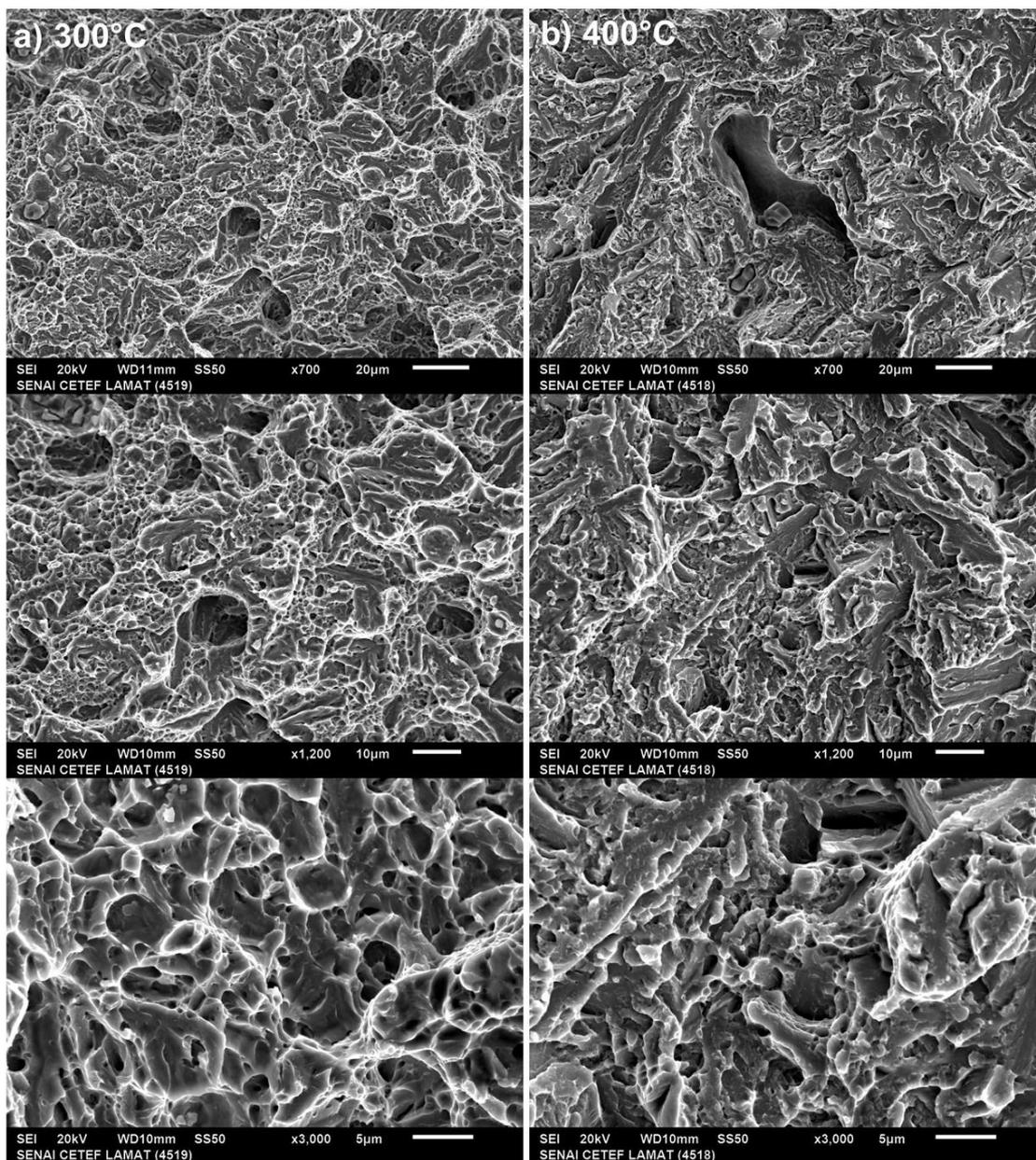


Figura 5.5 - Fractografias obtidas por MEV do aço fundido e tratado isotermicamente com aumento de 700x, 1200x, 300x respectivamente a) 300°C por 2 horas; b) 400°C por 2 horas.

Na tabela V.4, estão dispostos os resultados macrodureza Rockwell C. O aço fundido tratado a 300°C por 2 horas, que tem uma microestrutura mais refinada, apresentou maior dureza que o tratado a 400°C.

Tabela V.4 - Valores dureza (HRC) para o aço fundido com tratamento térmico a 300°C e 400°C por 2 horas.

Tempo	Valores dureza (HRC/150Kgf)					Média	Desvio padrão
300°C	48,85	48,42	48,88	49,1	48,52	48,8	0,25
400°C	46,05	46,78	46,68	46,32	46,7	46,5	0,28

5.5 Resultados ensaio Abrasômetro roda de borracha

Os resultados obtidos no ensaio de desgaste abrasivo por roda de borracha estão expostos nas tabelas V.5 e V.6 abaixo.

Tabela V.5 – Dados desgaste: abrasômetro roda de borracha aço 300°C por 2 horas.

Número da amostra	1	2	3	4	5
Comprimento (mm)	76,0	76,5	75,8	76,0	75,5
Altura (mm)	8,6	8,6	8,6	8,6	8,6
Largura (mm)	26,5	26,0	26,0	25,3	25,7
Massa inicial (g)	130,7	130,5	127,5	124,1	126,5
Massa final (g)	130,3	130,2	127,1	123,7	126,1
Massa perdida (g)	0,4	0,3	0,4	0,4	0,4
Densidade (g/cm ³)	7,5	7,6	7,5	7,5	7,6
Densidade média (g/cm ³)	7,5				
Rotação (rpm)	198,0	198,0	198,0	198,0	198,0
∅ inicial da roda (mm)	218,9	218,9	218,7	218,6	218,5
∅ final da roda (mm)	218,9	220,5	218,6	218,5	218,4
Fluxo de areia/minuto (g)	0,4	0,4	0,4	0,4	0,4
Peso de areia do ensaio (Kg)	11,0	11,0	10,9	10,9	10,9
Perda de volume (mm ³)	49,3	46,2	46,6	46,9	52,6
Perda de volume corrigido (mm ³)	49,3	45,9	46,7	46,9	52,6
Perda de volume corrigido médio (mm ³)	48,3				
Desvio padrão (mm ³)	2,9				
Coeficiente de variação (%)	6,0				

Tabela V.6 - Dados desgaste: abrasômetro roda de borracha aço 400°C por 2 horas.

Número da amostra	1	2	3	4	5
Comprimento (mm)	78,0	77,6	76,8	76,6	77,0
Altura (mm)	8,9	8,9	9,0	8,7	8,6
Largura (mm)	27,2	27,1	26,9	26,0	26,4
Massa inicial (g)	136,7	136,4	136,8	120,8	123,7
Massa final (g)	136,2	136,0	136,3	120,3	123,3
Massa perdida (g)	0,5	0,4	0,5	0,4	0,4
Densidade (g/cm ³)	7,2	7,3	7,4	7,0	7,1
Densidade média (g/cm ³)	7,2				
Rotação (rpm)	198,0	198,0	198,0	198,0	198,0
∅ inicial da roda (mm)	220,5	220,5	222,7	223,1	220,1
∅ final da roda (mm)	220,5	220,5	222,6	223,1	220,1
Fluxo de areia/minuto (g)	0,4	0,4	0,4	0,4	0,4
Peso de areia do ensaio (Kg)	11,0	11,0	10,9	10,9	10,9
Perda de volume (mm ³)	63,2	58,8	63,0	62,1	60,3
Perda de volume corrigido (mm ³)	63,2	58,8	63,0	62,1	60,3
Perda de volume corrigido médio (mm ³)	61,5				
Desvio padrão (mm ³)	1,9				
Coefficiente de variação (%)	3,1				

O aço fundido austemperado a 300°C, cuja microestrutura é mais refinada, apresentou maior resistência ao desgaste por abrasão do que o aço tratado a 400°C (Figura 5.6). Sua maior resistência mecânica e maior tenacidade garantiram maior resistência no desgaste abrasivo.

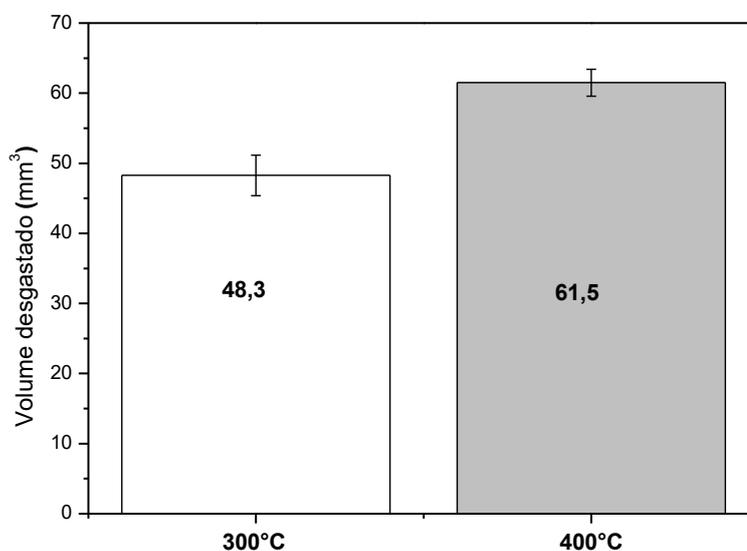


Figura 5.6 - Volume material desgastado no ensaio de desgaste com abrasômetro de roda de borracha para tratamento térmico a 300°C e 400°C por 2 h.

Geralmente é considerado que materiais de maior dureza, oferecerão maior dificuldade a penetração e, portanto, tem se menor quantidade de material removido. Conforme Hernandez, se as durezas dos materiais são similares, o material com maior tenacidade apresentará maior resistência ao desgaste por abrasão, uma vez que será requerido maior energia para deformar plasticamente e remover material (HERNANDEZ et al., 2016). O comportamento referente ao desgaste por abrasão está conforme o artigo de Hernandez et al (2016), ou seja, o aço fundido austemperado a 300°C tem maior dureza, resistência mecânica e maior tenacidade. Isto refletiu em maior resistência ao desgaste no teste de desgaste por abrasão em roda de borracha.

5.6 Resultados ensaio Tribômetro modo esfera-disco

Os resultados obtidos no ensaio de desgaste com o tribômetro modo esfera-disco estão expostos nas tabelas V.7 e V.8 abaixo.

Tabela V.7 - Desgaste por tribômetro modo esfera-disco tratamento térmico 300°C por 2 horas. (P=10N, 100rpm, 1 hora de ensaio, Esfera de WC-Co com 1,6mm de diâmetro).

Número da amostra	1	2	3
Raio da pista desgastada (mm)	5,3	5,3	5,4
Largura da trilha (mm)	0,7	0,7	0,7
Raio da esfera (mm)	0,8	0,8	0,8
Volume perdido (mm ³)	1,0	1,2	1,0
Volume médio perdido (mm ³)	1,1		
Desvio padrão	0,1		

Tabela V.8 - Desgaste por tribômetro modo esfera-disco tratamento térmico 400°C por 2 horas. (P=10N, 100rpm, 1 hora de ensaio, Esfera de WC-Co com 1,6mm de diâmetro).

Número da amostra	1	2	3
Raio da pista desgastada (mm)	5,4	5,5	5,4
Largura da trilha (mm)	0,7	0,8	0,6
Raio da esfera (mm)	0,8	0,8	0,8
Volume perdido (mm³)	1,1	1,6	0,8
Volume médio perdido (mm³)	1,2		
Desvio padrão	0,4		

A variação do volume perdido no teste de desgaste por deslizamento do aço tratado a 300°C e 400°C não são significativas, nas condições de ensaio impostas neste trabalho. Estas condições foram definidas, tendo em vistas outros trabalhos similares realizados em aços conformados, com microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida e bainita livre de carbonetos. O estudo sugere que novos ensaios sejam realizados, em condição mais branda (menor carga e esfera com menor dureza e maior diâmetro), para conseguir diferenciar a resposta ao desgaste por deslizamento.

O ensaio de desgaste abrasão por roda de borracha é considerado um teste de três corpos que é menos agressivo que o teste de desgaste por deslizamento (dois corpos). Desta forma, o uso deste teste permitiu diferenciar a resposta ao desgaste em função da temperatura de austêmpera.

Estudos (HUTCHINGS, 1992), apontam que além da resistência mecânica, a tenacidade influencia na resistência ao desgaste por fratura frágil, nas condições de deslizamento, uma vez que o material pode suportar maiores deformações sem romper por fratura. No entanto, mesmo apresentando valores de propriedades mecânicas diferentes, como por exemplo o valor de tenacidade, não houve diferença significativa nos resultados obtidos nas amostras de aço fundido submetidos a tratamento térmico a 300 e 400°C. (Figura 5.7). Seria necessário reavaliar as condições propostas no ensaio para analisar com mais precisão o efeito da maior tenacidade no aço fundido. Uma vez que a severidade imposta neste ensaio foi alta, não permitindo avaliar o desgaste nas condições impostas.

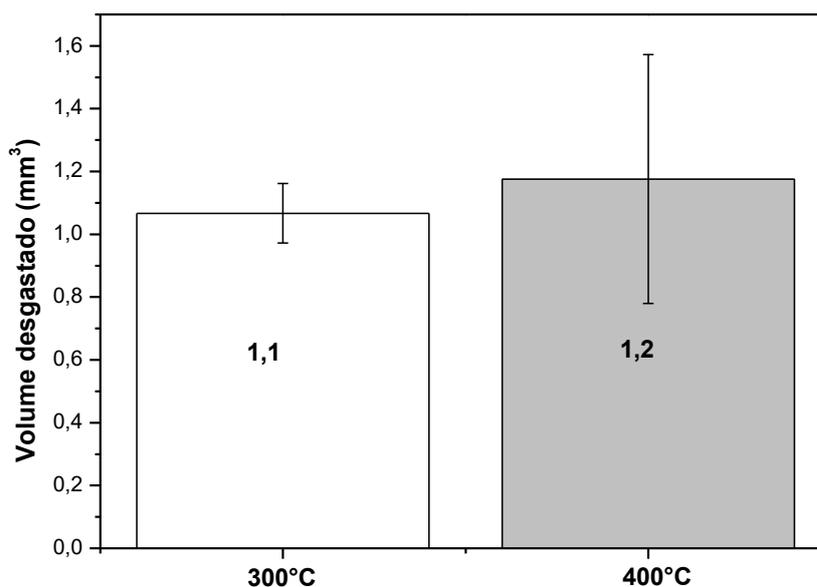


Figura 5.7 - Volume material desgastado no ensaio de desgaste com tribômetro módulo esfera-disco para tratamento térmico a 300°C e 400°C por 2 h.

5.7 Análise da superfície desgastada

Nas Figuras 5.8 e 5.9, tem-se as curvas obtidas no ensaio tribômetro modo esfera/disco, foi aplicado filtro 40 com o objetivo de atenuar as flutuações do sinal medido. Nota-se oscilações nos valores de coeficiente de atrito, sendo maior a oscilação para o aço austemperado a 400°C. Em geral essas oscilações são função de processos oxidativos quando se tem formação de óxidos (queda do coeficiente de atrito) e ruptura do óxido (aumento do coeficiente de atrito) que se desprendem e viram debris ou são aderidos à superfície de desgaste (HUTCHINGS, 1992). Em inglês, esse processo é denominado “*oxidation-scrape-oxidation*”. Esse processo foi mais acentuado no aço austemperado a 400°C. No entanto não resultou em resistência ao desgaste por deslizamento diferente para os dois aços, conforme tabelas V.8 e V.9.

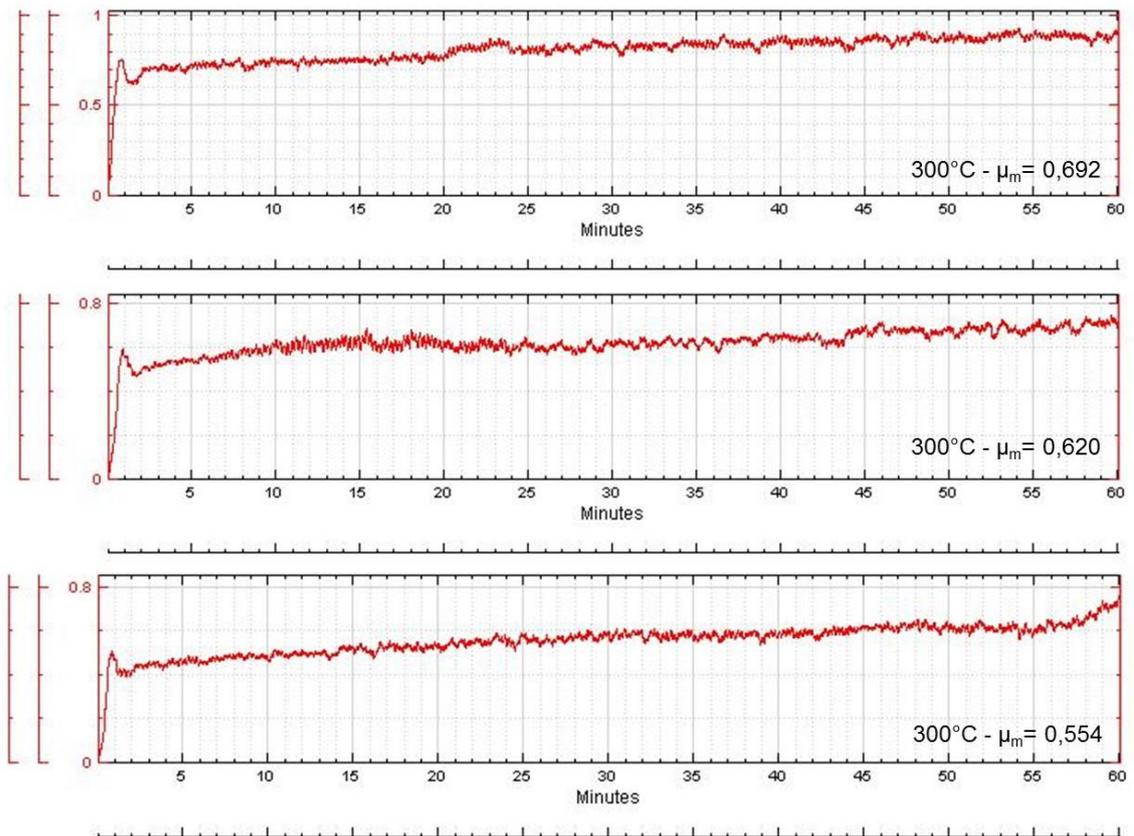


Figura 5.8 - Coeficiente de atrito em função do tempo de ensaio para as amostras 1, 2 e 3 de aço fundido tratadas a 300°C por 2 horas com filtro 40.

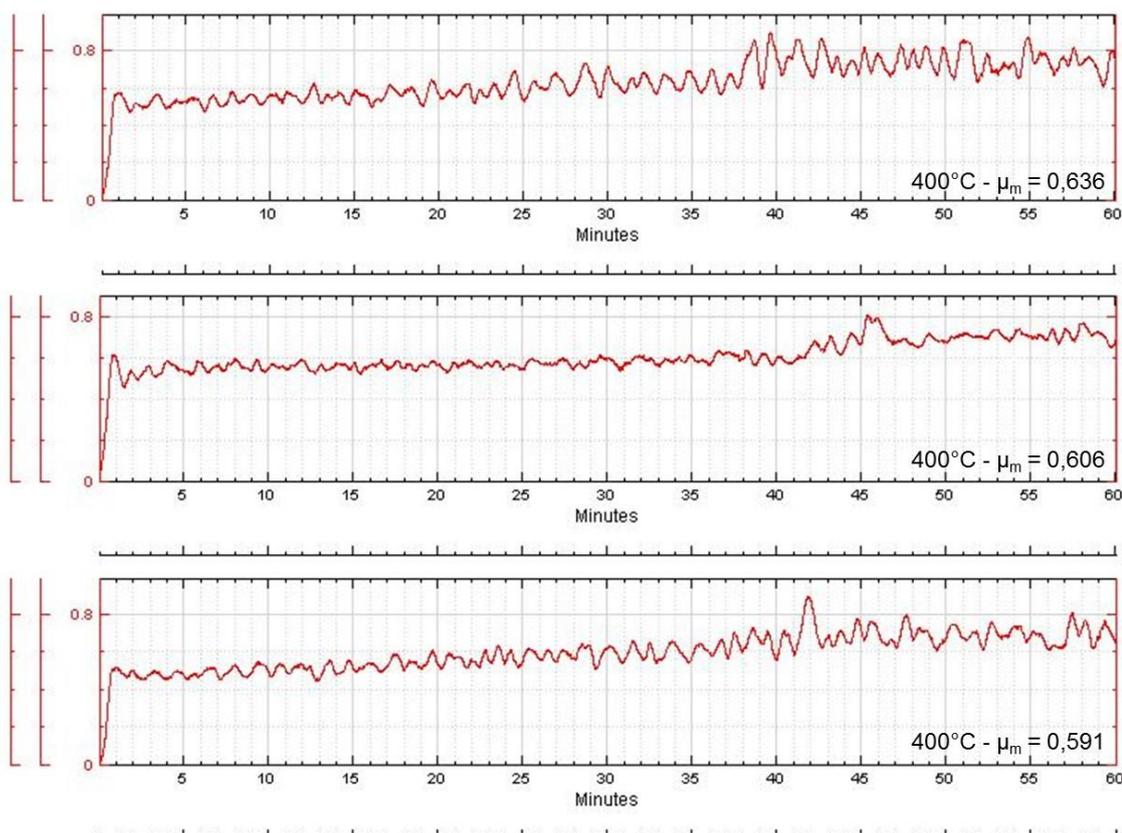


Figura 5.9 - Coeficiente de atrito em função do tempo de ensaio para as amostras 1, 2 e 3 de aço fundido tratadas a 400°C por 2 horas com filtro 40 aplicado.

Segundo Blau (2009), a forma como as superfícies a serem ensaiadas são polidas e o endurecimento das mesmas no decorrer do ensaio, pode afetar a magnitude de transições de atrito das curvas nos ensaios de desgaste (BLAU, 2009). As amostras foram preparadas da mesma maneira, assim como foram impostos os mesmos parâmetros de ensaio, a diferença entre as amostras de 300 e 400°C é a microestrutura.

Blau (1981, 2005) estudou o processo do running-in em vários sistemas tribológicos, demonstrando as diferentes curvas encontradas em gráficos de atrito em função do tempo (BLAU, 1981, 2005). Dentre as curvas apresentadas por Blau, destaca-se o esquema da curva de running-in para o deslizamento de metais a seco, sem lubrificação, que apresentava um maior desgaste inicial das asperezas entre as superfícies com a subsequente formação de camadas de debris transferidas para o material. Este comportamento foi similar ao da curva apresentada pelo aço fundido e tratado a 300°C .

Ainda conforme Blau (1981) destaca-se também o esquema da curva de running-in para o deslizamento de metais a seco, sem lubrificação, que apresenta a formação de camadas de debris transferidas para o material, mas destaca-se a formação de filmes óxidos. Este comportamento foi similar ao da curva apresentada pelo aço fundido e tratado a 400°C.

Na figura 5.10 pode-se notar camadas de debris presos nas superfícies desgastadas por deslizamento durante o ensaio no tribômetro módulo esfera-disco. No aço tratado a 300°C pode-se verificar que o material deslocado durante o deslizamento era depositado ao longo da pista (regiões mais escuras). Conforme Chang a transferência de camadas é comum no processo de desgaste por rolamento/deslizamento, uma vez que os debris podem eventualmente serem unidos mecanicamente (CHANG, 2005). Para o aço tratado a 400°C o material retirado durante o deslizamento era depositado periodicamente com o decorrer do ensaio, como pode-se notar pelas regiões mais escuras na figura 5.10.

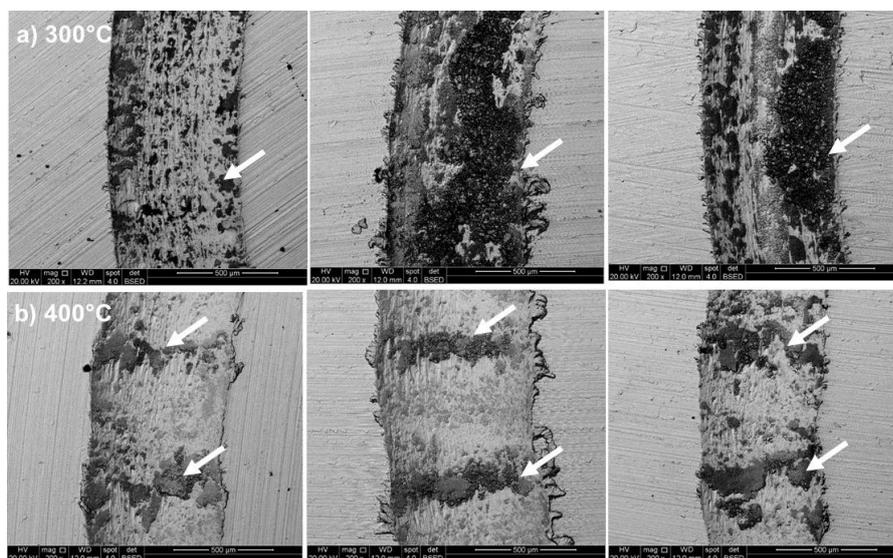


Figura 5.10 - Imagens MEV das trilhas formados no ensaio de desgaste tribômetro módulo esfera-disco no aço tratado a (a) 300°C e (b) 400°C para as amostras 1, 2 e 3 respectivamente.

Nestas áreas mais escuras foram realizadas, análise de espectroscopia de raios-X dispersiva de energia (EDS), o que possibilitou verificar uma maior presença de óxidos nestas áreas em relação as análises realizadas em outras áreas da trilha de desgaste e fora da trilha de desgaste (figura 5.11 e 5.12).

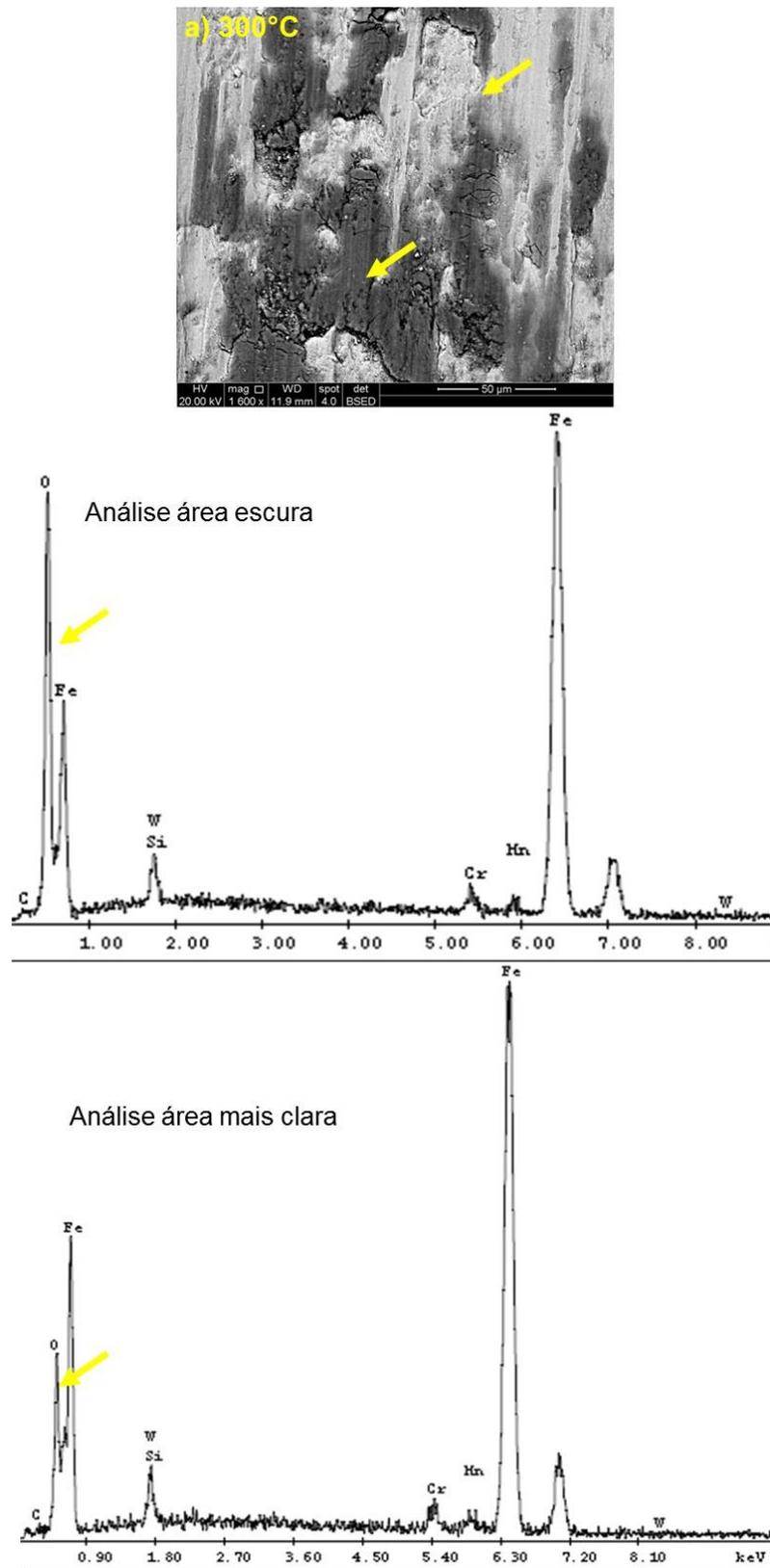


Figura 5.11 - MEV e espectros da análise de EDS das superfícies nas regiões mais escuras e claras nas trilhas dos aços tratados a 300°C.

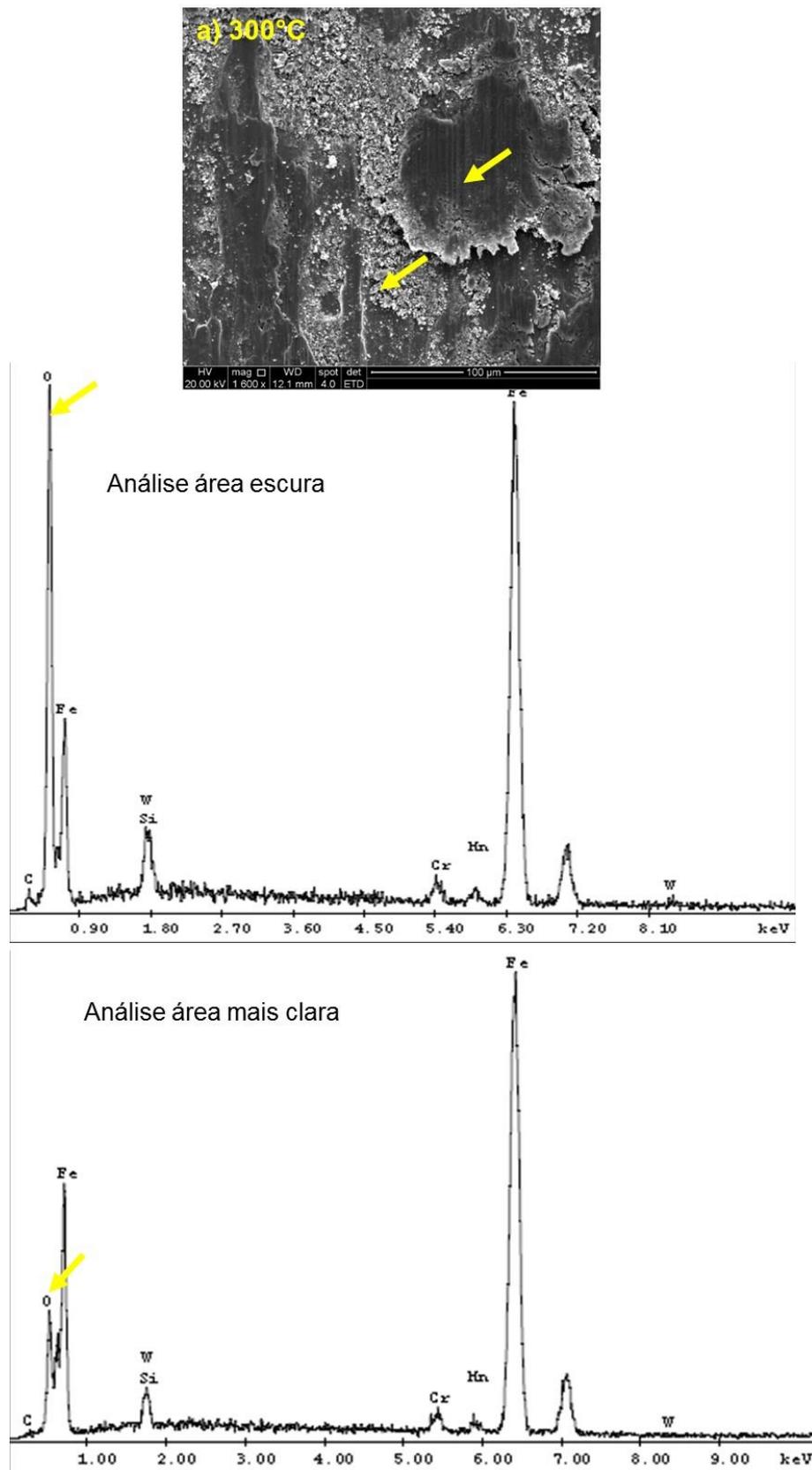


Figura 5.12 - MEV e espectros da análise de EDS das superfícies nas regiões mais escuras e claras nas trilhas dos aços tratados 400°C.

A análise semiquantitativa de EDS confirmou a alta presença de oxigênio dentro da pista, permitindo dizer que houve um mecanismo oxidativo de desgaste em ambos os aços (Tabela V.9). Nota-se, contudo, que a oxidação após desgaste por deslizamento no aço tratado a 400°C foi significativamente maior que no aço tratado a 300°C. No entanto, este resultado não pode ser associado ao volume de desgaste no desgaste por deslizamento, pois os resultados foram similares.

Pela análise EDS é possível verificar a presença de traços de oxigênio, ferro, manganês e silício mostrando que houve oxidação durante o ensaio de desgaste. Nota-se também a presença de tungstênio possivelmente transferido pela esfera durante o ensaio de deslizamento (Tabela V.9).

Tabela V.9 – Valores médios da análise EDS fora e dentro da trilha de desgaste por deslizamento e dos debrís para os aços tratados a 300°C e 400°C por 2 horas.

Elemento	300°C / 2hs		400°C / 2hs		300°C / 2hs	400°C / 2hs
	Fora da trilha	Dentro da trilha	Fora da trilha	Dentro da trilha	Análise debrís	Análise debrís
O	0,0	6,1	2,0	11,9	4,5	13,4
Si	3,5	3,1	3,5	2,8	2,6	2,7
Cr	2,4	2,5	2,4	2,2	2,4	1,9
Mn	1,8	1,6	1,7	1,5	1,8	1,6
Fe	92,2	84,4	90,6	78,6	85,8	78,5
W	0,0	2,4	0,0	3,0	2,9	2,1

Os debrís gerados pelo ensaio de desgaste foram recolhidos utilizando uma fita crepe dupla face, que foi colocada sobre a marca de desgaste após o ensaio no tribômetro. As imagens dos debrís analisados pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) estão apresentados na Figura 5.13. Observa-se que o tamanho das partículas geradas para o aço tratado a 400°C são similares aos do 300°C (Figura 5.13). Geralmente debrís de tamanhos pequenos sugerem desgaste brando e os de maiores tamanho, desgaste severo (HUTCHINGS, 1992). Nas condições de ensaio realizadas, não foi possível detectar grandes diferenças no regime de desgaste por deslizamento no aço fundido tratado a 300°C e 400°C.

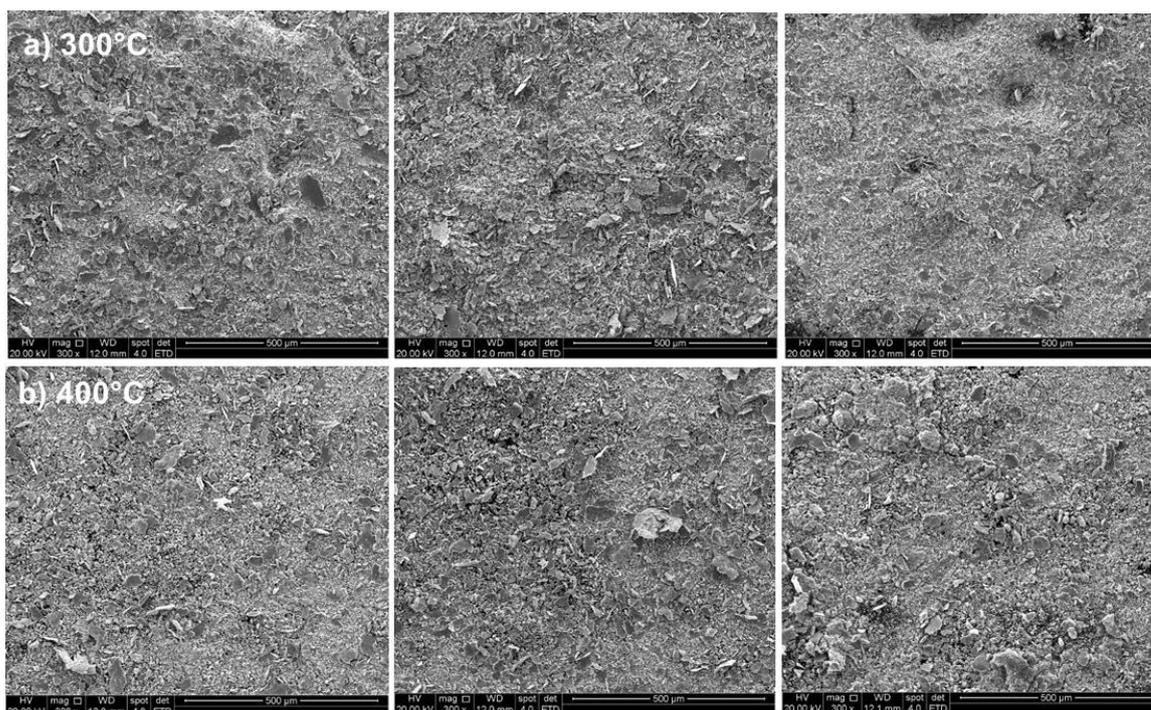


Figura 5.13 – Debris recolhidos sobre as amostras 1, 2 e 3 respectivamente, após ensaio de desgaste por deslizamento do aço tratado a 300°C (a) e tratado a 400°C (b).

Na figura 5.14, demonstra-se a superfície desgastada pelo ensaio com abrasômetro de roda de borracha. Nota-se que o aço tratado a 300°C, cuja tenacidade é maior, está mais propenso a desenvolver sulcos mais lisos enquanto ao de 400°C sulcos mais profundos e fragmentação.

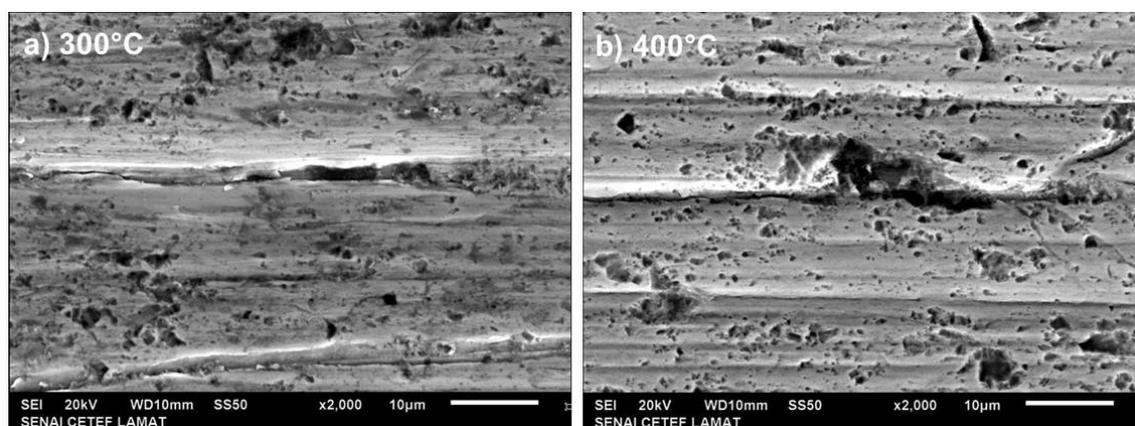


Figura 5.14 - Imagens MEV após ensaio de desgaste por abrasômetro roda de borracha (a) aço tratado a 300°C-2h (b) aço tratado a 400°C-2h.

6 Conclusões

Tendo em vista os resultados obtidos apresenta-se as seguintes conclusões em relação ao processo de produção de um aço fundido com adição de silício e austemperado:

1. Nas condições propostas para o tratamento térmico deste aço fundido e considerando a composição química selecionada foi possível produzir uma microestrutura ferrítica-bainítica com austenita retida rica em carbono e possivelmente martensita.
2. Considerando os valores de resistência mecânica, resistência ao escoamento, alongamento e tenacidade obtidos para o aço tratado a 300°C, ou seja, abaixo de Ms, conclui-se que não é necessário um tempo de tratamento térmico longo para obter bons resultados para um aço fundido compatíveis com aços conformados.
3. Tendo em vista os resultados obtidos para o aço tratado a 300°C, este demonstra que é possível obter materiais fundidos, em condições convencionais, com alta resistência, boa ductilidade e tenacidade com menores tempo de tratamento térmico isotérmico.
4. O tratamento térmico a 400°C, ou seja, temperatura acima de Ms, nas condições propostas neste trabalho, possibilita a obtenção de uma microestrutura mais grosseira comparada à obtida a 300°C. Porém, considerando o processo de produção convencional, sem atmosfera controlada, os resultados obtidos para resistência mecânica foram satisfatórios.
5. Uma maior tenacidade pode contribuir para uma maior resistência ao desgaste por abrasão, assim como uma microestrutura mais refinada.

7 Sugestões para trabalhos futuros

1. Estudo de resistência ao desgaste por deslizamento com menor severidade.
2. Avaliação de tratamentos superficiais (ex. Nitretação) para melhorar a resistência ao desgaste em aços fundidos;
3. Realizar tratamento térmico na temperatura intercrítica afim de elevar a quantidade de austenita estabilizada para avaliar sua influência no desgaste e nas propriedades mecânicas do aço fundido.

8 Referências bibliográficas

ASTM A781. Standard Specification for Castings , Steel and Alloy , Common Requirements , for General Industrial Use. **Annual Book of ASTM Standards**, 2016.

ASTM A 897. Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings. **Annual Book of ASTM Standards**, 2016.

ASTM G99-05. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. **Annual Book of ASTM Standards**, 2011.

ASTM G 65. Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. **Annual Book of ASTM Standards**, 2013.

BAKSHI, S. DAS; SHIPWAY, P. H.; BHADESHIA, H. K. D. H. Three-body abrasive wear of fine pearlite , nanostructured bainite and martensite. **Wear**, v. 308, n. 1–2, p. 46–53, 2013.

BHADESHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, J. W. Bainite in Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 767–797, 1990.

BHADESHIA, H. K. D. H. High Performance Bainitic Steels. **Materials Science Forum**, v. 500–501, p. 63–74, 2005.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 2. **Metal Science**, 1983.

BLAU, P. J. Interpretations of the Friction and Wear Break-in Behavior in Metals in Sliding Contact. **Wear**, v. 71, n. 1, p. 29–43, 1981.

BLAU, P. J. On the nature of running-in. **Tribology International**, v. 38, n. 11–12 SPEC. ISS., p. 1007–1012, 2005.

BLAU, P. J. **Friction Science and Technology: From Concepts to Applications**.

2009.

BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. A perspective on the morphology of bainite. **Metallurgical Transactions A**, v. 21, n. 3, p. 817–829, 1990.

CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. Very strong bainite. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, n. 3–4, p. 251–257, 2004.

CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 8 th ed. John Wiley & Son, Inc., 2010.

CARMO, D.J.; DIAS, J. F. **Ferro fundido nodular austemperado ADI**. Itaúna, 2001.

CARMO, D. J. **Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo**. 2011. Universidade Federal de Minas Gerais. 2011.

CHANG, L. C. The rolling/sliding wear performance of high silicon carbide-free bainitic steels. **Wear**, v. 258, n. 5–6, p. 730–743, 2005.

CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**. 2011.

GAHR, K. H. ZUM. **Microstructure and Wear of Materials**. 1st ed. New York: Elsevier Science Publishing Company INC., 1987.

GIRAULT, E.; MERTENS, A; JACQUES, P. J.; et al. Comparison of the effects of silicon and aluminum on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. **Scripta Materialia**, v. 44, n. 6, p. 885–892, 2001.

HERNANDEZ, S.; LEIRO, A.; RIPOLL, M. R.; et al. High temperature three-body abrasive wear of 0.25C 1.42Si steel with carbide free bainitic (CFB) and martensitic microstructures. **Wear**, v. 360–361, p. 21–28, 2016.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials**. 2st ed. Londres: Arnold, 1992.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. Ohio: ASM International, 2005.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. 3rd ed. Ohio: ASM International, 2005.

KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 1 995, p. 937–945, 1995.

KUNG, C. Y.; RAYMENT, J. J. An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of ms temperature. **Metallurgical Transactions A**, v. 13, n. 2, p. 328–331, 1982.

LEIRO, A. **Wear and Fatigue Properties of Isothermally Treated High-Si Steels**. 2012. 92 f. 2012.

LEIRO, A.; KANKANALA, A.; VUORINEN, E.; PRAKASH, B. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling / sliding conditions. **Wear**, v. 273, n. 1, p. 2–8, 2011.

MENG, J.; FENG, Y.; ZHOU, Q.; et al. Effects of Austempering Temperature on Strength, Ductility and Toughness of Low-C High-Al/Si Carbide-Free Bainitic Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 8, p. 3068–3076, 2015.

PUTATUNDA, S. K. Fracture toughness of a high carbon and high silicon steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 297, p. 31–43, 2001.

PUTATUNDA, S. K.; SINGAR, A. V.; TACKETT, R.; LAWES, G. Development of a high strength high toughness ausferritic steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 513–514, n. C, p. 329–339, 2009.

REED-HILL. **Princípios de metalurgia física**. 2nd ed. Rio de Janeiro, 1982.

REMENTERIA, R.; GARCÍA, I.; ARANDA, M. M.; CABALLERO, F. G. Reciprocating-

sliding wear behavior of nanostructured and ultra-fine high-silicon bainitic steels. **Wear**, v. 338–339, p. 202–209, 2015.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 4 th ed. Elsevier Science Publishing Company INC., 2014.

STANDARD TEST METHOD FOR MEASURING ABRASION USING THE DRY SAND/RUBBER WHEEL APPARATUS¹. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. , 2016.

VARSHNEY, A.; SANGAL, S.; KUNDU, S.; MONDAL, K. Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite. **Materials and Design**, v. 95, p. 75–88, 2016.

VIÁFARA, C. C. **Transição no regime de desgaste por deslizamento dos aços: uma abordagem termodinâmica**. 2010. 231 f. 2010.