

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

VITOR SOARES SODRÉ

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE UM AÇO MICROLIGADO ASSISTIDO PELO
EFEITO TRIP

BELO HORIZONTE
2018

VITOR SOARES SODRÉ

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE UM AÇO MICROLIGADO ASSISTIDO PELO
EFEITO TRIP**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira
Coorientadora: Profa. Dra. Ivete Peixoto Pinheiro

BELO HORIZONTE

2018

VITOR SOARES SODRÉ

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE UM AÇO MICROLIGADO ASSISTIDO PELO
EFEITO TRIP**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira - Orientador
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro - Coorientadora
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof. Dr. Carlos Eduardo dos Santos
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus por ter me guiado até aqui.

À minha família, familiares e amigos por todo apoio de sempre.

A todos os professores do CEFET MG, em especial ao Professor Almir Gonçalves Vieira e a Professora Ivete Peixoto Pinheiro.

Ao Professor Dr. Carlos Eduardo dos Santos e dos funcionários da Oficina Mecânica pela usinagem dos Corpos de Prova.

RESUMO

Aços são materiais amplamente utilizados em partes estruturais que exigem propriedades como resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste abrasivo. O desgaste é uma das falhas mais comuns que ocorrem em componentes mecânicos. Aços adequadamente desenvolvidos oferecem combinação de preço e desempenho que os tornam concorrentes com os aços altamente ligados, ferros fundidos e cerâmicos. O presente trabalho foi proposto tendo em vista o desenvolvimento de um aço cuja microestrutura visa minimizar os efeitos causados pelo desgaste abrasivo. O objetivo foi produzir quatro microestruturas multifásicas, constituídas por bainita, ferrita e M.A. (martensita/austenita retida), de um aço assistido pelo efeito TRIP. Avaliou-se a influência do tempo de transformação bainítica na fração volumétrica dos constituintes e na resistência ao desgaste. Os tratamentos térmicos para produzir as estruturas multifásicas foram feitos da seguinte forma: austenitização a 900°C por 10 minutos, seguido de resfriamento rápido para a temperatura de transformação bainítica de 400°C, na qual ocorreu transformação bainítica por tempos de 5, 10, 15 e 20 minutos e, finalmente, resfriamento em água. Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram empregadas para analisar as microestruturas obtidas. A quantidade de austenita retida das microestruturas multifásicas foi determinada pela técnica de Intensidades Integradas de Difração de Raios X (DRX). Para avaliar a dureza das amostras multifásicas foi feito ensaios de dureza Rockwell C. A amostra que apresentou a melhor dureza foi a com o tempo de transformação bainítica de 5 minutos com aproximadamente 41,8 HC. A resistência ao desgaste foi avaliada por meio de ensaios de microabrasão e que apresentou o melhor comportamento foi a amostra de 20 minutos, cuja microestrutura apresentou maior quantidade de bainita e menor do constituinte M.A..

Palavras-chave: Resistência ao desgaste, aços baixa-liga, microestrutura multifásica, aços TRIP

ABSTRACT

Steels are materials widely used in structural parts that require properties such as mechanical strength, toughness and abrasive wear resistance. Wear is one of the most common faults that occur in mechanical components. Properly developed steels offer a combination of price and performance that makes them competitive with highly bonded steels, cast iron and ceramic. The present work was proposed with a view to the development of a steel whose microstructure aims to minimize the effects caused by abrasive wear. The objective was to produce four multiphase microstructures, constituted by bainite, ferrite and M.A. (martensite / austenite retained), of a steel assisted by the TRIP effect. The influence of the bainitic transformation time on the volumetric fraction of the constituents and on the wear resistance was evaluated. The heat treatments to produce the multiphase structures were done as follows: austenitization at 900 ° C for 10 minutes, followed by rapid cooling to the bainitic transformation temperature of 400 ° C, in which bainitic transformation occurred for times of 5, 10, 15 and 20 minutes and finally cooling in water. Optical Microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM) were used to analyze the microstructures obtained. The amount of retained austenite of the multiphase microstructures was determined by the technique of Integrated Intensities of X-Ray Diffraction (XRD). To evaluate the hardness of the multiphase samples were made Rockwell C hardness tests. The sample that presented the best hardness was with the bainitic transformation time of 5 minutes with approximately 41.8 HC. The wear resistance was evaluated by means of microabrasion tests and the best behavior was the 20 minute sample, whose microstructure showed a higher amount of bainite and less of the M.A. constituent.

Keywords: Wear resistance, low-alloy steels; TRIP steel; multiphase microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Representação esquemática da microestrutura do aço multifásico assistido por efeito TRIP. MELHORAR IMAGEM	14
Figura 2 – Representação do efeito TRIP.	14
Figura 3 - Resfriamento controlado para aços TRIP e Dual Phase. Explicar o MS TRIP	16
Figura 4 - Esquema representando o processamento termomecânico dos aços TRIP.....	16
Figura 5 – Esquema do efeito dos elementos de liga no processamento dos aços TRIP.	17
Figura 6 - Representação esquemática da curva TTT de um aço eutetóide.	20
Figura 7 – Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior.	20
Figura 8 – Temperatura de início de formação da martensita e morfologia da mesa em função do teor de carbono.	21
Figura 9 - Fotomicrografias obtidas por Anazawa (2007) após ataque químico adaptado da técnica de LePera.	23
Figura 10 - Fotomicrografias obtidas por Gomes (2016) após ataque químico utilizando o Reagente de Bandoh.....	23
Figura 11 - Fotomicrografia obtida por MEV no estudo de Anazawa (2007)	24
Figura 12 - Fotomicrografia obtida por MEV no estudo de Gomes (2016).....	25
Figura 13 - Relação entre a resistência e ductilidade de algumas classes de materiais.....	27
Figura 14 - Variação do coeficiente de encruamento “n” com a deformação em aços DP, ARBL e TRIP. MELHORAR IMAGEM	28
Figura 15 - a) Curva de tensão versus deformação. b) Curva do ensaio de impacto Charpy. MELHORAR IMAGEM.....	29
Figura 16 - Diagrama esquemático de transformação para recozimento pleno.	30
Figura 17 – Comportamento das propriedades mecânicas para diferentes temperaturas de austêmpera.....	32
Figura 18 – Diferença entre os tipos de desgaste abrasivo. (a) por riscamento e (b) por rolamento... 33	33
Figura 19- Princípio do ensaio de microabrasão.	34
Figura 20 – Fluxograma de etapas realizadas.	39
Figura 21 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 5 minutos.....	41
Figura 22 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 10 minutos.....	42

Figura 23 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 15 minutos.....	42
Figura 24 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 20 minutos.....	43
Figura 25 – Fotomicrografia evidenciando-se o bandeamento da microestrutura obtida para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos.....	43
Figura 26 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos. (a) 1000x. (b) 2000x.....	45
Figura 27 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 10 minutos. (a) 1000x. (b) 2000x.....	45
Figura 28 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 15 minutos. (a) 1000x. (b) 2000x.....	46
Figura 29 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos. (a) 1000x. (b) 2000x.....	46
Figura 30 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos	49
Figura 31 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 10 minutos.....	50
Figura 32 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 15 minutos.....	50
Figura 33 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos.....	51
Figura 34 - Volume desgastado (V) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica.	53
Figura 35 - Coeficiente de desgaste (k) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica.	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composições químicas dos aços microligados assistidos pelo efeito TRIP. DIGITAR TABELA	15
Tabela 2 – Ataques químicos para aços multiconstituídos – Reagente LePera adaptado e Bandoh ...	22
Tabela 3 – Composição química (% peso)	36
Tabela 4 - Parâmetros para o ensaio de microabrasão	40
Tabela 5 – Fração Volumétrica das fases e do constituinte presentes no aço estudado	47
Tabela 6 – Fração Volumétrica de austenita retida obtida pela técnica das Intensidades Integradas.	48
Tabela 7 - Variação da dureza em função do tempo de transformação bainítica	51
Tabela 8 – Resultados do coeficiente de desgastes e volume desgastado.	52

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
2	OBJETIVOS	12
2.1	Objetivo Geral	12
2.2	Objetivos Específicos	12
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1	Histórico	13
3.2	Aço de Plasticidade Induzida por Deformação (TRIP – Transformation Induced Plasticity)	13
3.3	Processamento	15
3.4	Influência dos elementos de liga	17
3.5	Aspectos Microestruturais	18
3.6	Aspectos Mecânicos	26
3.7	Tratamentos térmicos	29
3.7.1	Recozimento	29
3.7.2	Têmpera	30
3.7.3	Austêmpera	31
3.7.4	Esferoidização	32
3.8	Aspecto tribológico	32
3.8.1	Ensaio de microabrasão	34
3.8.2	Efeito da microestrutura na resistência à abrasão	34
4	MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1	Material	36
4.2	Métodos	36
4.2.1	Usinagem dos Corpos de Prova	36
4.2.2	Tratamentos térmicos	37
4.2.3	Caracterização e Ensaios	37

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	41
5.1 Análise Microestrutural.....	41
5.1.1 Microscopia óptica	41
5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura.....	44
5.2 Medida das Frações Volumétricas das fases e do constituinte MA	47
5.3 Difração de Raios X.....	48
5.4 Ensaio de Dureza	51
5.5 Resistência ao desgaste abrasivo	52
6 CONCLUSÃO.....	55
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	56

1 INTRODUÇÃO

Os aços são materiais que apresentam alta variedade de propriedades e características além de apresentar um baixo custo relativo aliado a um bom desempenho e grande disponibilidade (SILVA; MEI, 2010).

Com intuito de obter produtos e componentes mais leves e ao mesmo tempo com boas propriedades mecânicas, alguns aços superresistentes de alta tenacidade e ductilidade vêm sendo estudados, principalmente com demanda estimulada pela indústria automobilística. Dentre eles, os aços assistidos pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) vêm sendo cada vez mais estudados objetivando a combinação desejada entre resistência e ductilidade, de acordo com as exigências impostas pela aplicação (NOGUEIRA, 2013).

Os aços assistidos pelo efeito TRIP possuem microestrutura multifásica que é obtida quando são submetidos a uma austenitização parcial ou total, seguida por um tratamento isotérmico na faixa de temperatura de transformação bainítica. Durante este estágio, parte da austenita se transforma em bainita e a outra parte é transformada em martensita por resfriamento brusco ou permanece como austenita retida. Quando o material é submetido a uma deformação plástica, ocorre a transformação da austenita retida em martensita (COSTA et al, 2012).

As propriedades mecânicas dos aços TRIP estão diretamente ligadas à sua microestrutura. Diversos estudos têm sido feitos a fim de alterá-la e assim modificar as propriedades finais do material. Isto pode ser conseguido pela aplicação de tratamentos térmicos com diferentes temperaturas, tempos de encharque, velocidades de resfriamento, entre outras variáveis, de modo a obter um aço para as mais diversas aplicações.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Analisar o efeito do tempo de transformação bainítica na resistência ao desgaste e na microestrutura de um aço microligado, assistido pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

2.2 Objetivos Específicos

- Obter quatro microestruturas multifásicas de um aço TRIP.
- Avaliar o efeito do tempo de transformação bainítica na fração volumétrica de austenita retida.
- Correlacionar as microestruturas obtidas com a dureza e resistência ao desgaste do aço TRIP.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Histórico

De acordo com Annibal Jr. et al (2005), existem diversas formas alotrópicas do ferro e múltiplos processos de transformação que conferem ao aço uma enorme versatilidade. O aço possui uma variedade de constituintes que proporcionam uma ampla variedade de propriedades e comportamentos mecânicos.

Na indústria automobilística, segundo Fukugauchi (2010, p. 27), em torno de 1973 e 1979 existiram duas grandes crises do petróleo. Novas classes de aços foram desenvolvidas de forma que apresentassem alta resistência mecânica e ao mesmo tempo fossem tão leves quanto ao alumínio e alguns materiais poliméricos. De acordo com Xiaodong (2010), o peso do veículo está diretamente ligado ao consumo de combustível.

Na década de 80, a indústria automobilística continuou focada na melhoria no desempenho de segurança dos automóveis e continuou desenvolvendo pesquisas que visavam à redução do peso dos componentes. Surgiram assim, aços refosforados, laminados a quente, laminados a frio, aços de alta resistência e microligados (FUKUGAUCHI, 2010).

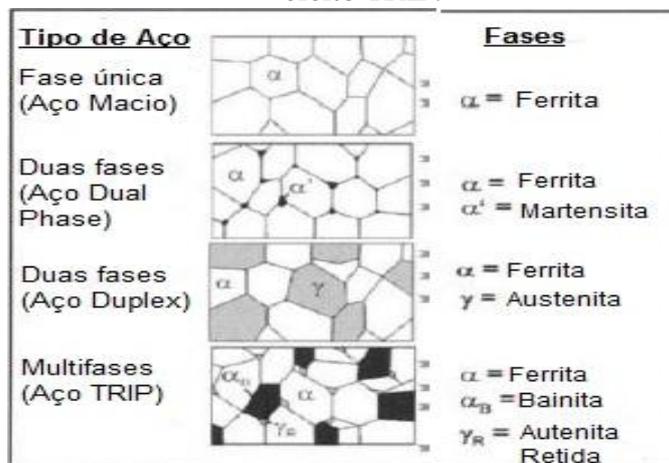
Por fim, na década de 90 e até início dos anos 2000, surgiram diversos tipos de aços que apresentam alta resistência mecânica como os bifásicos (Dual Phase – DP), aços de fases complexas (Complex Phase – CP) e os aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP, que será visto a seguir com mais detalhes (FUKUGAUCHI, 2010).

3.2 Aço de Plasticidade Induzida por Deformação (TRIP – Transformation Induced Plasticity)

A microestrutura do aço TRIP tem sido considerada uma das mais promissoras por proporcionar ao material alta resistência mecânica combinada a alta ductilidade. A sua microestrutura é complexa, associando ferrita, bainita, martensita e austenita retida (LIN, 2012).

Bleck (2004) mostra em seu trabalho uma forma esquemática da microestrutura do aço TRIP, comparada às microestruturas típicas de outros aços, conforme a figura 1.

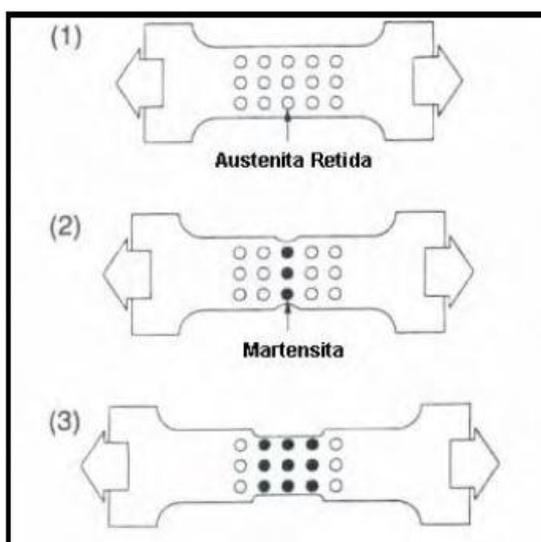
Figura 1 - Representação esquemática da microestrutura do aço multifásico assistido por efeito TRIP.



Fonte: Adaptado de Bleck (2004).

De acordo com Annibal Jr. et al (2005), o efeito TRIP resulta na transformação martensítica a partir de austenita retida induzida por deformação plástica. Em um ensaio de tração, esta transformação provoca endurecimento da região em deformação, evitando deformações localizadas (estricção), garantindo maior alongamento uniforme e maior taxa de encruamento (ANNIBAL JR et al, 2005; FUKUGAUCHI, 20101). Pode-se observar na figura 2 a simulação de um ensaio de tração de um aço TRIP (ANAZAWA, 2007).

Figura 2 – Representação do efeito TRIP.



Fonte: Anazawa (2007).

O efeito TRIP confere ao aço um significativo acréscimo no alongamento total. Com esse aumento, é atribuída ao processo de deformação plástica uma acomodação nas ripas de martensita. Os resultados quantitativos do alongamento dos corpos de prova foram aumentados durante a deformação que levou a transformação da austenita retida em martensita (ANAZAWA, 2007).

Durante o desenvolvimento do aço TRIP várias composições químicas foram propostas para que fosse alcançadas as propriedades mecânicas desejadas, de acordo com Ferrer (2003). A Tabela 1 representa as composições químicas de aços baixa liga assistidos pelo efeito TRIP.

Tabela 1 – Composições químicas dos aços microligados assistidos pelo efeito TRIP.

Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,035	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-

Fonte: Ferrer (2003)

3.3 Processamento

De acordo com Kantovicki (2005) e Fukuhauchi (2010), os aços TRIP são processados, normalmente, por laminação a frio, seguido de recozimento, ou laminação a quentes.

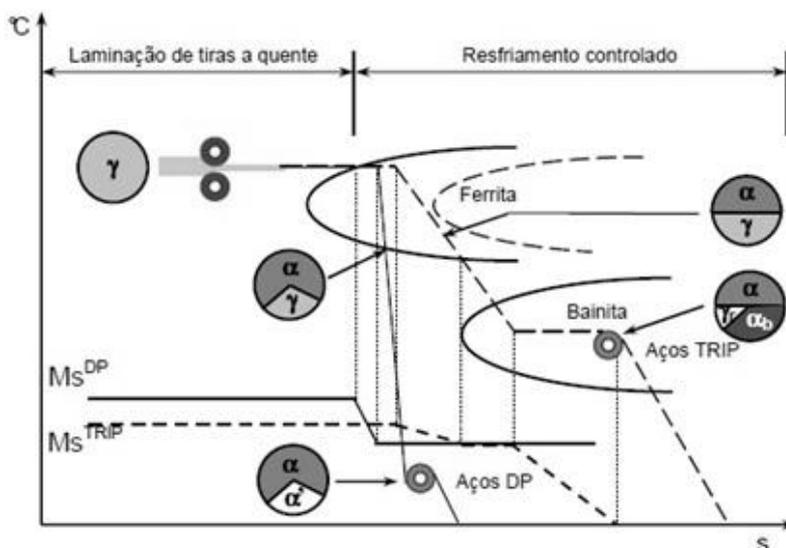
Apesar de muitas melhorias que foram desenvolvidas recentemente, no caso de aços de alta resistência mecânica e com boa estampabilidade, aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP estão em fase inicial de desenvolvimento (ANNIBAL et al, 2005).

Na laminação a quente, controlando-se os parâmetros tais como o grau de deformação (ϵ), taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) e a temperatura de deformação (T), é possível ajustar a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço para que este apresente boa conformabilidade. Para exemplificar, a figura 3 ilustra o resfriamento para a produção das chapas de aço TRIP, comparado aos aços Dual Phase (BLECK, 2002).

Os autores Hulka et al (2003) e Ferrer (2003) afirmam que, como os elementos de liga e o carbono atrasam a formação da ferrita, deve-se aplicar uma baixa taxa de resfriamento ao aço no seu processamento termomecânico. Portanto, para obter ferrita pró-

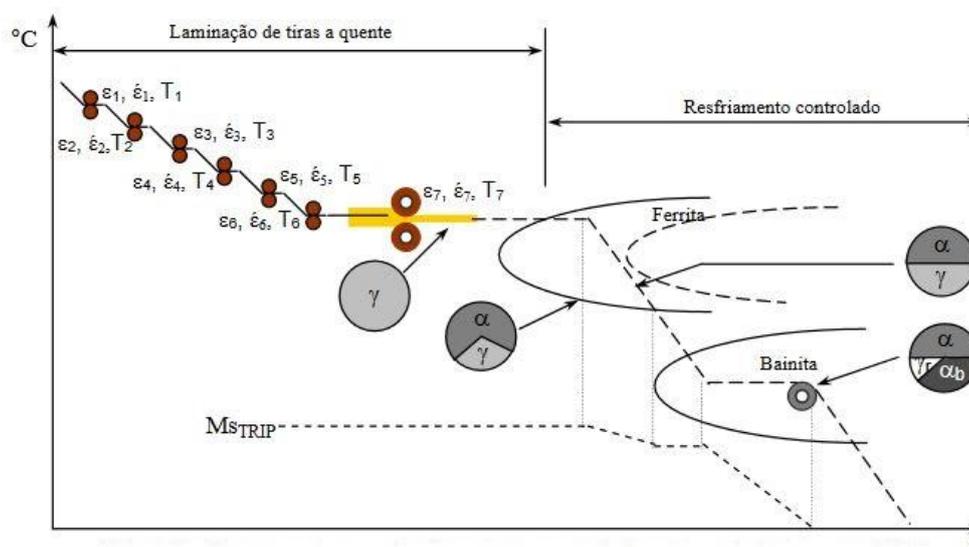
eutetóide em sua microestrutura, deve haver um rigoroso controle na velocidade de resfriamento na fase de acabamento da laminação. De forma esquemática, a figura 4 representa o processamento termomecânico do aço TRIP (ANNIBAL et al, 2005).

Figura 3 - Resfriamento controlado para aços TRIP e Dual Phase.



Fonte: Bleck (2002).

Figura 4 - Esquema representando o processamento termomecânico dos aços TRIP.



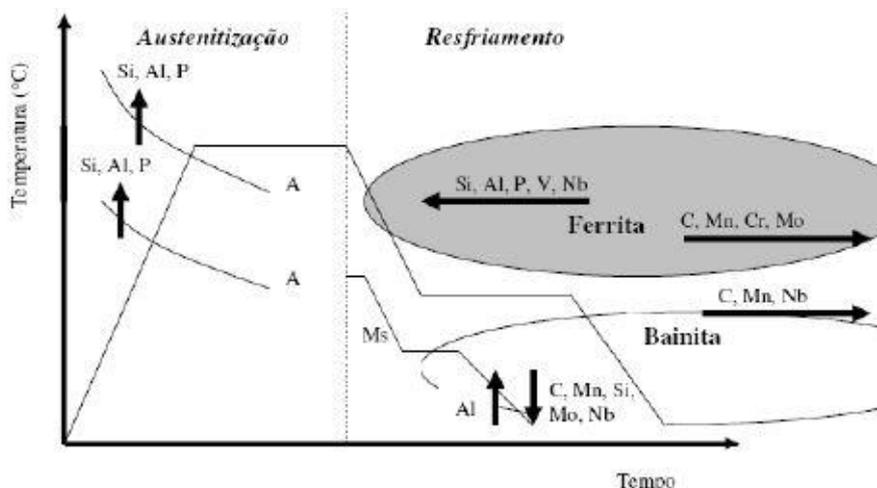
Fonte: Annibal et al (2005).

O tratamento térmico dos aços TRIP acontece em três etapas: primeiramente, o tratamento intercrítico, elevando a temperatura até a austenitização, seguido de resfriamento até a temperatura para realização da austêmpera, de modo que forme bainita. Neste último, é a austenita que se transforma em bainita, mas pode ocorrer a presença da austenita retida entre as placas de bainita. E para o processamento, é importante ressaltar que a composição química deve ser ajustada e também a quantidade de austenita retida para que se aplicando uma deformação, aconteça a transformação martensítica (COLPAERT, 2008).

3.4 Influência dos elementos de liga

De acordo com os autores Jimenez-Melero, et al. (2009) e Ferrer (2003) os elementos de liga são extremamente importantes para a termodinâmica e cinética das transformações de fase, atuando diretamente nas temperaturas de transformação de fases, promovendo ou retardando as transformações. Os efeitos dos principais elementos de liga no processamento dos aços TRIP podem ser verificados na figura 5.

Figura 5 – Esquema do efeito dos elementos de liga no processamento dos aços TRIP.



Fonte: Bleck (2002).

O **carbono** é o principal elemento de liga, de acordo com Dimatteo et al (2006) e Ferrer (2003), pois é este elemento que irá determinar a quantidade de austenita formada no campo intercrítico e sua retenção após a transformação do campo bainítico. No processo de transformação por deformação, quando o carbono se encontra em baixas concentrações,

a transformação da austenita retida em martensita ocorre quase que de imediato, o que melhora a conformabilidade quando submetido à estampagem. Porém, quanto maior a quantidade de carbono na composição química maior a estabilidade da austenita retida e maior a tensão necessária durante a deformação para que haja a transformação martensítica (FUKUGAUCHI, 2010).

Um fator importante durante a transformação bainítica é tentar evitar a precipitação de carbonetos, com isso, o **silício** desempenha um papel essencial na estabilização da austenita retida. Este elemento, também ajuda a favorecer a formação de ferrita pró-eutetóide. Em contrapartida, de acordo com Bleck (2002) e Matlock (2002) o silício oxida-se durante o recozimento intercrítico, prejudicando assim a qualidade da superfície do aço. O silício pode ser substituído pelo alumínio o qual também auxilia na formação de ferrita durante resfriamento e apresenta menores efeitos na precipitação de carbonetos (FUKUGAUCHI, 2010; DIMATTEO et al, 2006).

O **fósforo**, em baixas concentrações, pode conferir ao aço uma grande melhoria nas propriedades mecânicas e, assim como o Si, também auxilia no retardo de precipitação de carbonetos. Porém, estes efeitos só são efetivos quando associados ao Si ou Al. Grande quantidade de fósforo na composição química compromete a ductilidade do material, propriedade na qual, é essencial no caso de aço TRIP (BLECK, 2002).

O **nióbio** e o **titânio** podem aumentar consideravelmente as propriedades mecânicas do aço TRIP, entretanto, sua presença pode causar um atraso na transformação bainítica (DIMATTEO et al, 2006).

O **manganês**, de acordo com Ferrer (2003), está presente como elemento de liga com o objetivo de aumentar a temperabilidade e, conseqüentemente, aumentar sua resistência mecânica e dureza. Porém, conforme mostra Bleck (2002), este pode comprometer a formação de ferrita durante o resfriamento (FUKUGAUCHI, 2010).

3.5 Aspectos Microestruturais

Gorni (2008) e Jacques et al (1997), após realizarem vários tratamentos térmicos, obtiveram estruturas de aços TRIP compostas por cerca de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40% de bainita e 5 a 15% de austenita retida. Cada um destes constituintes foi responsável pelas propriedades mecânicas final do componente metálico.

- *Austenita Retida:*

A austenita é uma solução sólida de carbono em ferro de estrutura CFC, presente a temperaturas entre 727 e 1495°C. A solubilidade máxima do carbono no ferro é de 2,11% a 1148° (SILVA e MEI, 2010).

O principal fator que leva a retenção de austenita é a concentração de elementos químicos de sua composição. O carbono é o principal elemento que influencia na retenção austenita, o qual reduz a linha M_i de início de formação de martensita. Dessa forma, a austenita pode ser notada à temperatura ambiente e conseqüentemente ocorre o aumento da concentração de carbono (CHIAVERINI, 2008).

Para que haja transformação da austenita retida em martensita é essencial que se aplique um maior esforço de cisalhamento e o carbono aumenta a resistência ao cisalhamento da austenita (CHIAVERINI, 2008).

A estabilidade da austenita retida em aços TRIP está diretamente ligada à sua resistência a transformação a partir de tensão, deformação e temperatura. Existem vários fatores que afetam a estabilização da austenita retida como a concentração de elementos de ligas estabilizadores de austenita, o tamanho e a morfologia das partículas de austenita e as propriedades mecânicas da matriz circundante (CHIANG et al, 2011).

- *Bainita:*

A bainita pode ser definida como um produto de transformação formado em faixa de temperatura intermediária entre a transformação eutetóide e a formação da martensita, constituído por agregados de ferrita e cementita (COLPAERT, 2008).

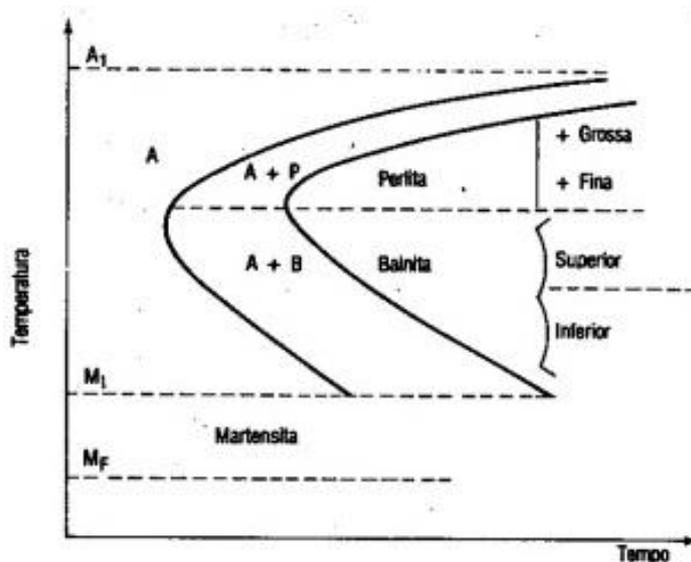
Segundo Bhadeshia (2001), a microestrutura de um aço que apresenta este constituinte está relacionada à formação de um agregado metaestável de ferrita e carbonetos, fenômeno no qual, acontece a partir da transformação da fase austenita em temperaturas acima do início de formação da martensita e abaixo da formação de perlita. A figura 6 exemplifica esse processo.

Segundo Colpaert (2010), a bainita pode ser classificada como bainita superior e bainita inferior, a depender da faixa de temperatura que acontece a transformação.

A diferença metalográfica e microestrutural entre a bainita inferior e superior está na precipitação de cementita que ocorre entre as agulhas de ferrita, na bainita superior e

inferior, entretanto, na bainita inferior ocorre também a precipitação de cementita dentro das agulhas de ferrita. Isto ocorre, pois, a baixas temperaturas o coeficiente de difusão de carbono é menor, dificultando a segregação para a austenita. A figura 7 ilustra o processo de formação da bainita superior e inferior (SILVA e MEI, 2010).

Figura 6 - Representação esquemática da curva TTT de um aço eutetóide.



Fonte: Silva e Mei (2010).

Figura 7 – Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior.



Fonte: Silva e Mei (2010).

- *Ferrita:*

O ferro puro ou aços que apresentem teores de carbono abaixo do limite de solubilidade da cementita na fase CCC são monofásicos, ou seja, contém apenas a fase CCC, esta chamada de ferrita que está presente à temperatura ambiente (COLPAERT, 2008).

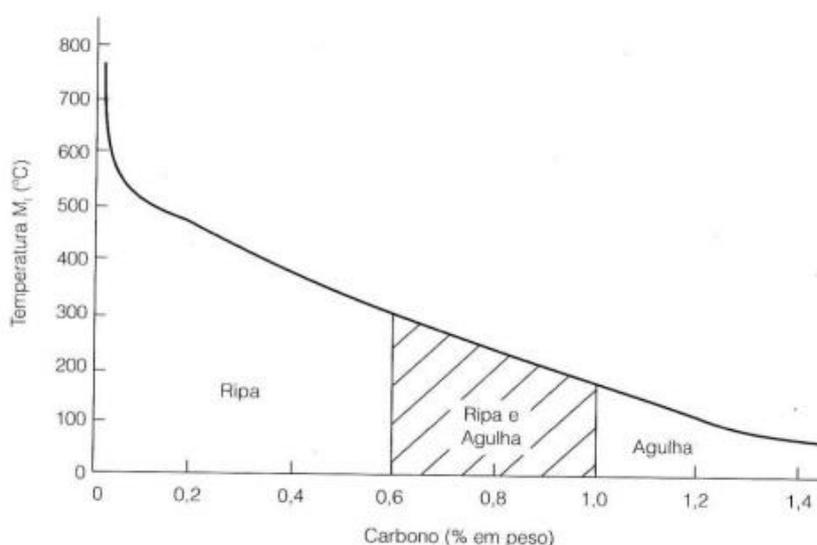
A ferrita é formada por difusão e sua morfologia depende da taxa de resfriamento. Nos resfriamentos mais lentos ela se apresenta na forma equiaxial e nos resfriamento de maior velocidade, na forma de agulhas. O coeficiente de solubilidade do carbono é menor na ferrita em comparação com a austenita, pois esta é mais compacta e apresenta menos espaços livres (SILVA; MEI, 2010).

- *Martensita:*

A martensita é uma fase metaestável que se dá pelo resfriamento brusco da austenita. É uma transformação de fase que acontece por cisalhamento de estruturas e não por difusão, como acontece com a ferrita (SILVA; MEI, 2010).

A martensita pode apresentar diversas morfologias, em forma de ripas ou em forma de agulhas, a figura 8 mostra a relação da morfologia, temperatura e teor de carbono (SILVA; MEI, 2010).

Figura 8 – Temperatura de início de formação da martensita e morfologia da mesa em função do teor de carbono.



Fonte: Silva e Mei (2010, p.62).

De acordo com Colpaert (2008), é importante enfatizar que como a martensita origina-se da austenita, ambas apresentam a mesma composição química. A sua formação depende da temperatura que o material atingiu, pois esta atuará como força motriz para que ocorra esta transformação, que ocorre na presença de grandes tensões residuais.

A martensita tem como propriedades mecânicas, boa resistência e dureza, porém é frágil, e de acordo com Silva e Mei (2010), o material que apresenta este constituinte em sua microestrutura não pode ser diretamente utilizado sem antes passar por um revenimento, tratamento térmico que alivia as tensões que são geradas na têmpera, conferindo ao material, propriedades como tenacidade e ductilidade.

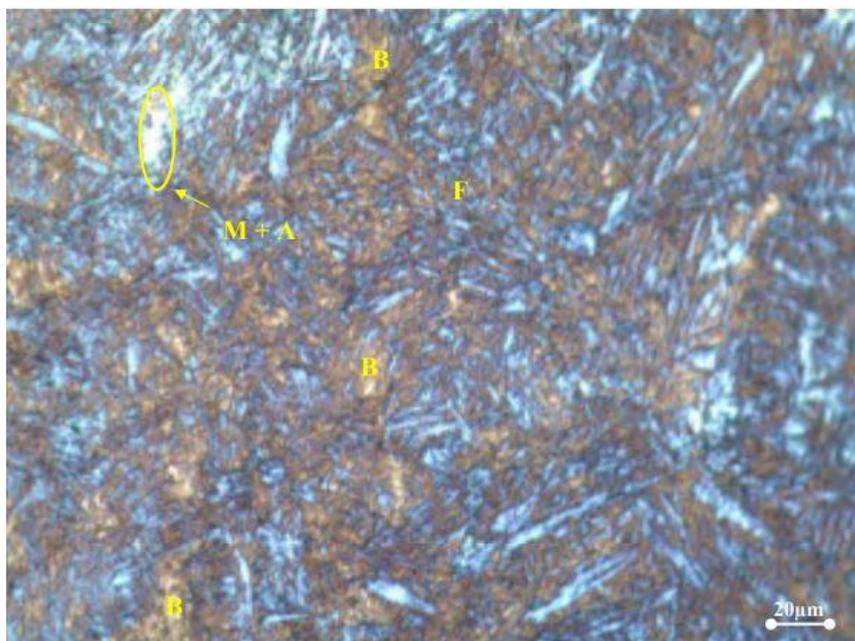
Para avaliar a microestrutura e determinar a presença das fases e constituintes, conta-se, de acordo com a bibliografia, com algumas técnicas de caracterização que permitem a identificação e quantificação dos mesmos. A microscopia óptica, a microscopia eletrônica de varredura e a Difração de Raios X são três delas. Na microscopia óptica, necessita de um ataque químico específico para que as fotomicrografias coloridas sejam obtidas e as fases e constituintes sejam distinguidas. Gomes (2016) utilizou em sua dissertação o reagente químico de Bandoh, já Anazawa (2007) utilizou o reagente de LePera aperfeiçoado por Girault et al. (1998). As composições químicas de cada reagente são apresentadas na tabela 2. E as figuras 9 e 10 mostram as imagens obtidas por ambos os autores.

Tabela 2 – Ataques químicos para aços multiconstituídos – Reagente LePera adaptado e Bandoh

Composição Química dos reagentes	Resultado do ataque	Autor do ataque
Bandoh: Solução A: 7 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$, 100 ml H_2O Solução B: 5 g ácido pícrico, 100 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ Solução C: 4 ml HNO_3 , 95 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$.	Ferrita é azul, martensita e austenita retida são amarelas, e bainita marrom.	Bandoh. Bandoh et al (1988).
LePera: Solução aquosa de 1% de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ misturada com uma solução de Picral 4%, na proporção de 1:1	Martensita branca, bainita marrom e ferrita azulada.	LePera. LePera et al (1979)

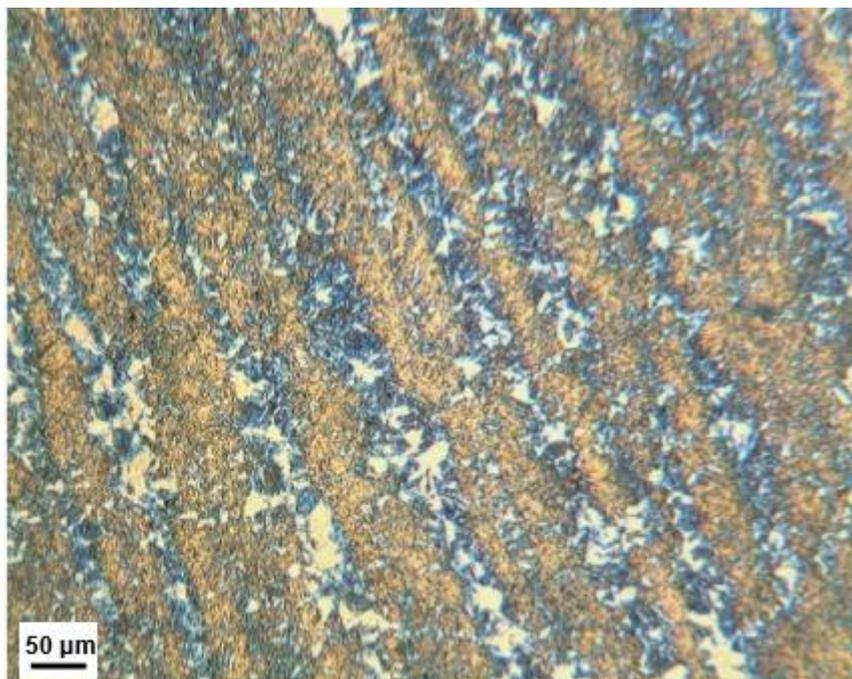
Fonte: Adaptado de Gomes (2016).

Figura 9 - Fotomicrografias obtidas por Anazawa (2007) após ataque químico adaptado da técnica de LePera.



Fonte: Anazawa, 2007.

Figura 10 - Fotomicrografias obtidas por Gomes (2016) após ataque químico utilizando o Reagente de Bandoh.



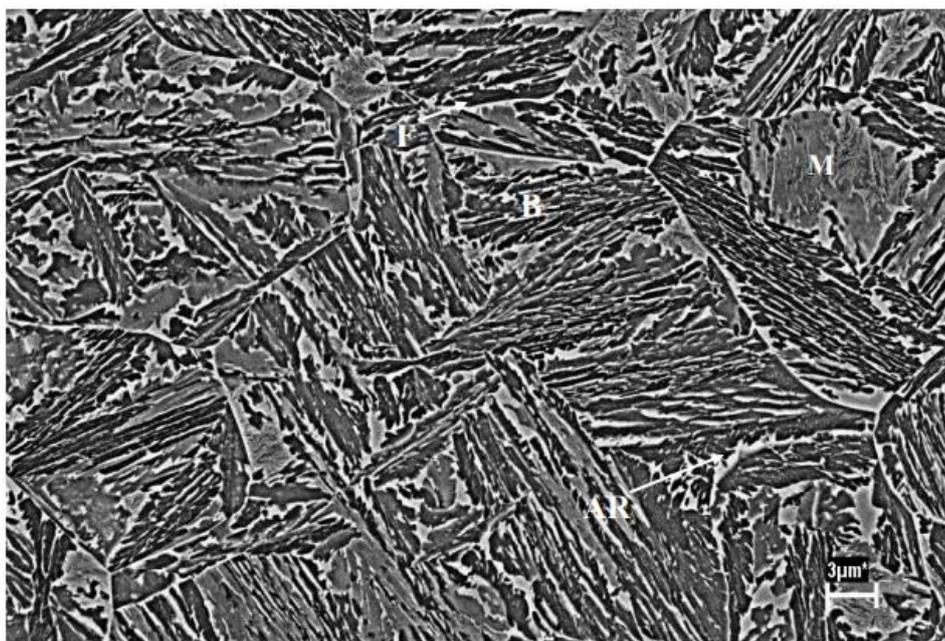
Fonte: Gomes, 2014.

Observa-se na fotomicrografia obtida por Gomes (2016) um bandeamento na microestrutura, que segundo Silva (1995), é explicado pela segregação dentrítica em aços laminados ou forjados. E, também, pela presença de elementos de liga, como o manganês, quando alocados em espaços interdentríticos que foram formados pela laminação, geralmente inibe a formação de ferrita. E em aços com alto teor de manganês, quando se eleva a temperatura intercrítica até a austenitização e aplicando o resfriamento lento, ocorre formação de ferrita em regiões de menor teor de manganês, enquanto nas regiões com maior teor deste elemento de liga ocorre a formação de perlita (GOMES, 2016).

Para a microscopia eletrônica de varredura, MEV, tanto Anazawa (2007) quanto Gomes (2016) realizaram um ataque químico com Nital 2%, as figuras 11 e 12 apresentam as imagens obtidas por ambos. Observa-se nas imagens que em ambos os trabalhos, foram encontradas ferrita, bainita e o constituinte martensita/austenita retida.

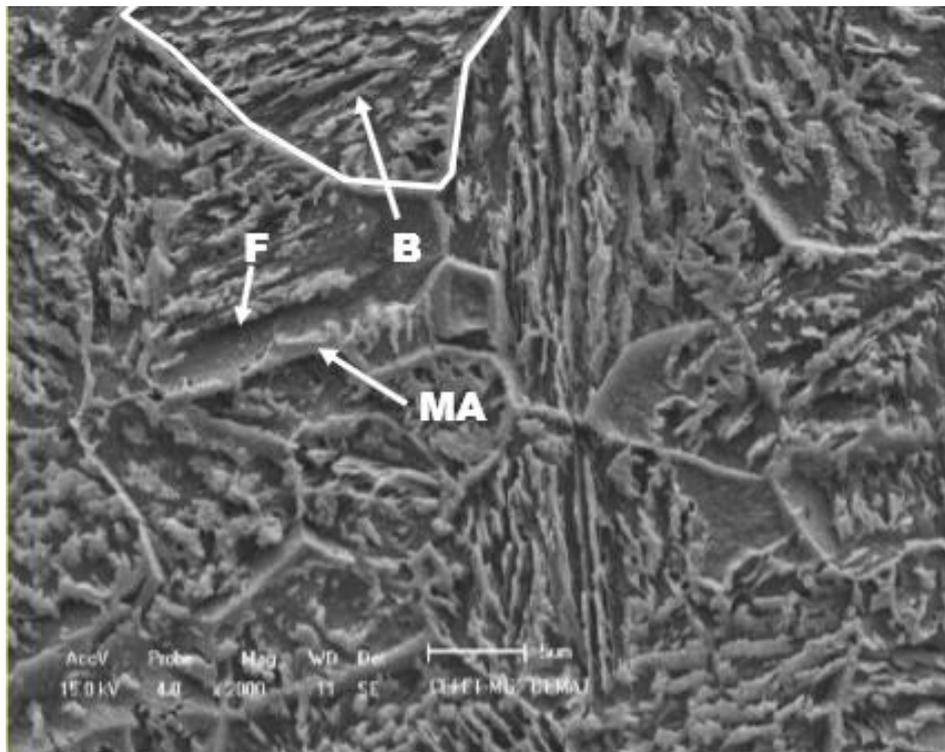
Por último, para complementar a identificação da austenita retida nos aços multifásicos e quantificar esta fase utiliza-se a técnica de Difração de Raios X. Este método utilizado por Anazawa (2007), Gomes (2016) e Dafe (2013) foi válido e eficiente. O principal mecanismo evidenciado pelo efeito TRIP, é a transformação de austenita retida em martensita, durante a aplicação de uma deformação sobre o material, portanto, torna-se de suma importância uma atenção para identificar e quantificar a austenita retida.

Figura 11 - Fotomicrografia obtida por MEV no estudo de Anazawa (2007)



Fonte: Anazawa, 2007.

Figura 12 - Fotomicrografia obtida por MEV no estudo de Gomes (2016)



Fonte: Gomes, 2016.

Pelo método elaborado por Durnin e Ridal (1968), é possível determinar a fração volumétrica de austenita a partir dos espectros de raios X. (GOMES, 2016). A técnica, chamada de Intensidades Integradas, consiste em comparar as intensidades de acordo com os planos (hkl) em que se apresentam austenita e martensita. A intensidade de uma determinada fase é obtida de acordo com a equação:

$$I_{(hkl)} = K \cdot FF^* \cdot LP \cdot m \cdot \exp(-2M) \cdot A(\theta) \cdot \frac{V}{v^2} \quad (1)$$

Sendo:

K = constante de proporcionalidade que depende da intensidade da radiação utilizada e do tamanho dos cristais da amostra;

FF* = Produto do fator de estrutura pelo seu complexo conjugado para a reflexão (hkl);

LP = Fator de polarização de Lorentz;

m = Fator de multiplicidade do plano (hkl);

$\exp(-2M)$ = fator de temperatura de Debye-Waller;

$A(\theta)$ = Fator de absorção;

V = Volume Relativo da fase analisada;

v = volume da célula unitária da fase correspondente, a qual fornece a reflexão (hkl).

Dado P a razão entre as intensidades de duas fases e admitindo que K e $A(\theta)$ sejam os mesmo para ambas as fases, tem-se:

$$P = \frac{I_{\gamma}^{(hkl)}}{I_{\alpha}^{(hkl)}} \quad (2)$$

Substituindo os valores, tem-se:

$$P = \frac{FF_{\gamma}^* \cdot LP_{\gamma} m_{\gamma} \cdot \exp(-2M)_{\gamma} \cdot V_{\gamma} v_{\alpha}^2}{FF_{\alpha}^* \cdot LP_{\alpha} m_{\alpha} \cdot \exp(-2M)_{\alpha} \cdot V_{\alpha} v_{\gamma}^2} \quad (3)$$

Sendo,

$$G = \frac{FF_{\gamma}^* \cdot LP_{\gamma} m_{\gamma} \cdot \exp(-2M)_{\gamma} \cdot v_{\alpha}^2}{FF_{\alpha}^* \cdot LP_{\alpha} m_{\alpha} \cdot \exp(-2M)_{\alpha} \cdot v_{\gamma}^2} \quad (4)$$

Obtem-se:

$$P = G \cdot \frac{V_{\gamma}}{V_{\alpha}} \quad (5)$$

A soma dos volumes parciais representados por V_{γ} e V_{α} , é igual a 1, portanto, combinando-se (4) com (5), tem-se:

$$V_{\gamma} = \frac{P}{P+G} \quad (6)$$

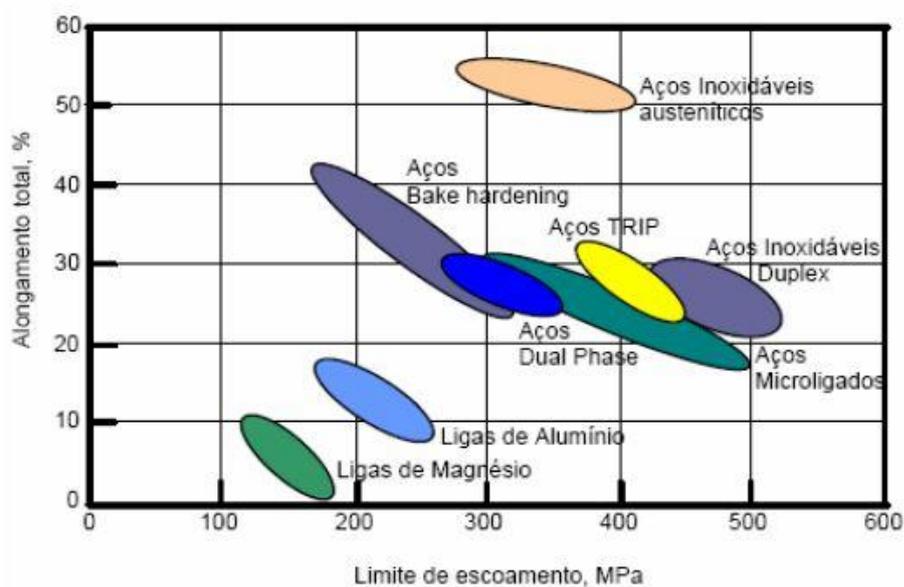
3.6 Aspectos Mecânicos

De acordo com Ferrer (2013), a transformação por deformação plástica da austenita retida em martensita é umas das principais características que definem o comportamento mecânico dos aços TRIP. Mas para que esta transformação aconteça a deformação deve

ocorrer em temperaturas maiores que a de início de transformação de martensita e abaixo de uma temperatura de instabilidade mecânica da austenita (FUKUGAUCHI, 2010)

Aços assistidos pelo efeito TRIP apresentam combinações propriedades mecânicas como resistência e ductilidade maiores comparadas às dos aços Dualphase e a uma variedade de aços de alta resistência e até mesmo ligas de alumínio e magnésio. A relação de resistência e ductilidade de algumas classes de materiais pode ser observada na figura 13 (ANNIBAL et al., 2005).

Figura 13 - Relação entre a resistência e ductilidade de algumas classes de materiais.

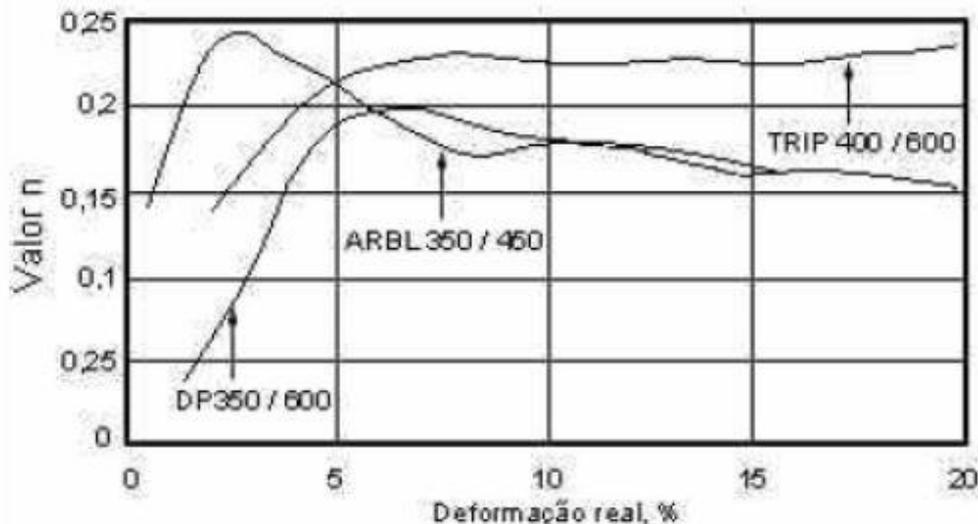


Fonte: Kantovicki (2005).

Segundo Fukugauchi (2010), recentemente, os resultados de autores como Mazzioni-Leduc et al (2010) e Kantovicki (2005) mostravam que a presença das fases austenita retida e/ou martensita na microestrutura do aço resulta em uma melhoria nas resistências mecânicas e no endurecimento por deformação. E comparando-se com aços de alta resistência e baixa liga, o aço TRIP apresenta uma maior taxa de encruamento que permite uma maior absorção de energia quando submetido a ensaios de impacto.

Pode ser observada na figura 14, uma relação da taxa de encruamento com a deformação real do material. Nota-se que o aço TRIP quando comparado ao aço Dual Phase e a aços de alta resistência conseguem absorver mais energia diante de uma deformação (ANNIBAL, et al., 2005).

Figura 14 - Variação do coeficiente de encruamento “n” com a deformação em aços DP, ARBL e TRIP.

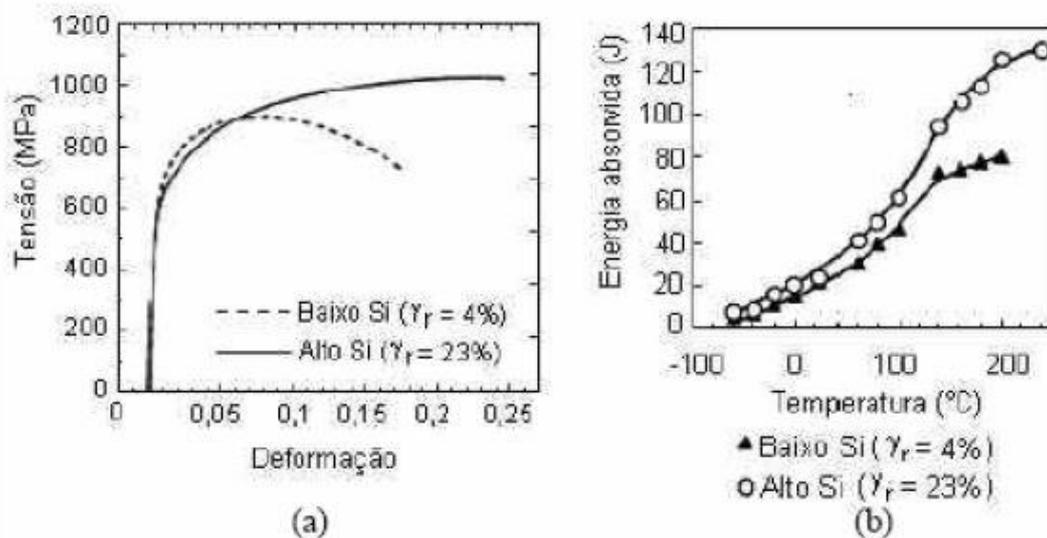


Fonte: Andrade et al., (2002).

Matlock et al (2002) desenvolveram um trabalho que teve como objetivo analisar a importância da austenita retida na taxa de encruamento do aço TRIP. Utilizando duas amostras, uma com alto teor de Si e uma com baixo teor de Si. Ambos foram submetidos às mesmas condições de tratamento térmico e foi evidenciado que o aço que obtinha alto teor de Si resultou em uma fração volumétrica de 23% de austenita retida e a de baixo teor de Si, 4%. Como pode ser visualizado na figura 15(a), a amostra com maior quantidade de austenita retida apresenta um menor limite de escoamento, porém, um maior limite de resistência. Com relação à taxa de encruamento, como pode ser visto na figura 15(b), a amostra maior quantidade de austenita retida teve uma maior absorção de energia quando foi submetido ao ensaio de impacto Charpy. (MATLOCK et al, 2001).

O efeito TRIP também influencia a ductilidade do aço. Se durante a deformação a frio, se austenita retida transforma-se em martensita no início da deformação a frio, o material não apresentará ductilidade significativa. Para que o aço TRIP apresente um valor de ductilidade considerável, é necessário que a transformação martensítica aconteça quando o material está submetido a altos níveis de deformação, ou seja, manter a austenita retida estável até tal momento, pois esta, retarda o processo de estrição em pontos do material onde ocorre concentração de tensão, quando o material está submetido a esforços de tração (GORNI, 2008).

Figura 15 - a) Curva de tensão versus deformação. b) Curva do ensaio de impacto Charpy.



Fonte: Matlock et. al, (2002).

3.7 Tratamentos térmicos

Tratamento térmico é o processo no qual o aço está submetido consiste de um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento que tem como objetivo modificar as suas propriedades mecânicas e físicas ou conferindo ao material algumas características específicas. Processo no qual é controlado sob condições de tempo, temperatura, velocidade de resfriamento e atmosfera. As propriedades dos aços estão diretamente ligadas à sua estrutura a qual pode ser modificada a partir desses tratamentos. Os principais objetivos para realizar este procedimento são: remoção de tensões, aumento ou diminuição da dureza, melhora na usinabilidade, melhora na resistência ao desgaste, entre outros (CHIAVERINI, 2008).

3.7.1 Recozimento

Recozimento é um tratamento que tem como principal objetivo remover tensões devido aos processamentos mecânicos (a frio ou a quente), diminuir a dureza do material e melhorar sua usinabilidade, ajustar sua microestrutura, ou seja, o tamanho dos grãos. Eliminar, enfim, os efeitos dos processamentos térmicos e mecânicos que foram submetidos ao aço anteriormente. O tratamento *Recozimento* abrange outros tratamentos específicos, entre eles, o recozimento pleno ou total, que consiste em aquecer o aço a uma

Para que a têmpera seja realizada com sucesso deve-se levar em consideração a velocidade de resfriamento, para que não ocorra transformação da austenita em ferrita e cementita em altas temperaturas, pois podem apresentar estruturas mistas causando certa heterogeneidade nas propriedades mecânicas entre a superfície e o centro da peça (CHIAVERINI, 2008).

3.7.3 Austêmpera

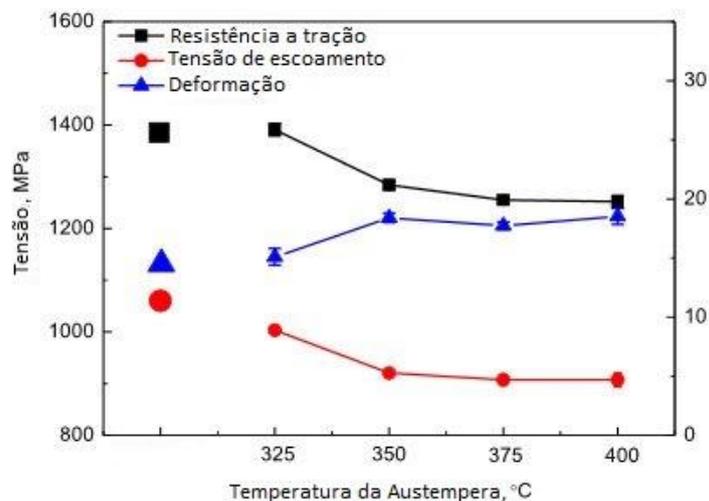
De acordo com Chiaverini (2008), a austêmpera é considerada um tratamento isotérmico, pois este se baseia no conceito das curvas em C e nas transformações da austenita que ocorrem em temperatura constante. O constituinte que é formado neste tratamento é a *bainita* a qual apresenta propriedades mecânicas iguais ou superiores à martensita revenida.

Os objetivos da austêmpera são obter uma estrutura que apresenta propriedades como: ductilidade, resistência ao impacto e sem gerar mudanças na dureza do material, reduzir a formação de trincas e empenamentos, melhorando assim sua exatidão dimensional (SILVA e MEI, 2010).

O procedimento para realizar este tratamento, conforme indicado por Silva e Mei (2010, p. 132) consiste em: austenitizar o aço; resfriamento em banho de óleo, sal ou chumbo na região de transformação bainítica; transformação da austenita em bainita seguido de resfriamento ao ar em temperatura ambiente.

Wang et al (2006) mostraram em seu trabalho a influencia da austêmpera nas propriedades mecânicas de um aço (colocar a composição química do aço). Após a austenitização a 880°C, as amostras foram mantidas por 15 minutos em diferentes temperaturas bainítica. Os resultados estão mostrados na figura 17. Percebe-se que, quando se eleva a temperatura de austêmpera, o limite de resistência à tração e o limite de escoamento diminuem, enquanto a ductilidade aumenta.

Figura 17 – Comportamento das propriedades mecânicas para diferentes temperaturas de austêmpera.



Fonte: Adaptado de K. Wang et al (2016)

3.7.4 Esferoidização

Recozimento de esferoidização tem como objetivo principal a distribuição dos carbonetos na microestrutura, sendo capaz de dispersá-los na matriz na forma de pequenos glóbulos ou esferas (principalmente os presentes na perlita) (COLPAERT, 2008).

As formas de se obter uma estrutura de carbonetos esferoidizados em uma matriz ferrítica e após a austenitização total ou parcial podem ser por meio de manutenção por um determinado intervalo de tempo em temperatura abaixo de A_1 , de modo que a austenita origina uma estrutura de ferrita e carbonetos esferoidizados ou ferrita e perlita, dependendo das condições de resfriamento e microestrutura inicial da peça; ou diminuir a velocidade de resfriamento ao atingir a linha A_1 ; ou então se pode intercalar em temperaturas acima e abaixo de A_1 (SILVA e MEI, 2010).

E de acordo com Chiaverini (2010), a estrutura obtida tem como principais características a ductilidade e boa usinabilidade em aços de alto carbono.

3.8 Aspecto tribológico

O movimento relativo entre uma superfície sólida sobre outra entre materiais diferentes ou iguais envolvam diversos mecanismos artificiais ou naturais que são

estudados pela tribologia. Esta é a ciência que estuda a interação das superfícies dos materiais, considerando o desgaste, lubrificações e fricções (HUTCHINGS, 1992).

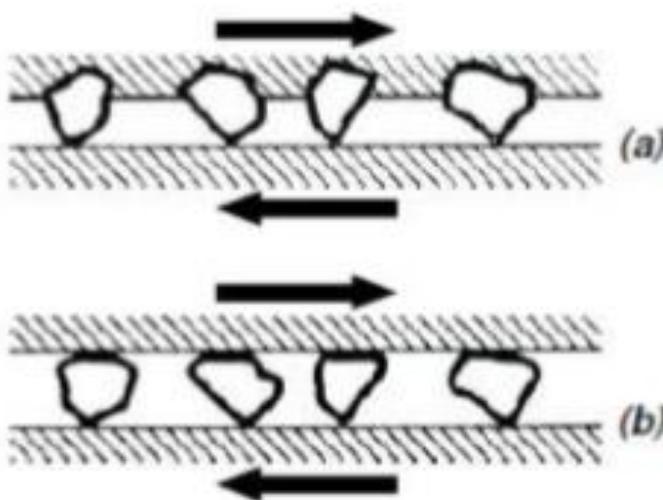
De acordo com Cozza (2006), o desgaste está presente sempre onde há contato e movimento e é importante ressaltar que existem diferentes tipos de desgastes que acontecem entre os materiais quando uma superfície desliza sobre a outra em um movimento relativo, o desgaste adesivo, erosivo e o que especificamente será estudado, o desgaste abrasivo.

É definido pela norma ASTM G40 - 96 que o desgaste abrasivo é “o desgaste devido a partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida”.

Segundo Cozza (2006), na literatura são encontradas duas classificações que são utilizadas de modo a diferenciar o modo em que as marcas de desgaste são geradas nos corpos-de-prova pelas partículas abrasivas, o desgaste abrasivo por riscamento e por rolamento.

Entende-se desgaste abrasivo por riscamento quando uma das peças em movimento relativo apresenta partículas abrasivas incrustadas em sua superfície. E no desgaste abrasivo por rolamento, as partículas estão livres entre ambas as superfícies, permitindo o rolamento das mesmas entre elas. A figura 18 representa esquematicamente esta diferença (HUTCHINGS, 1992).

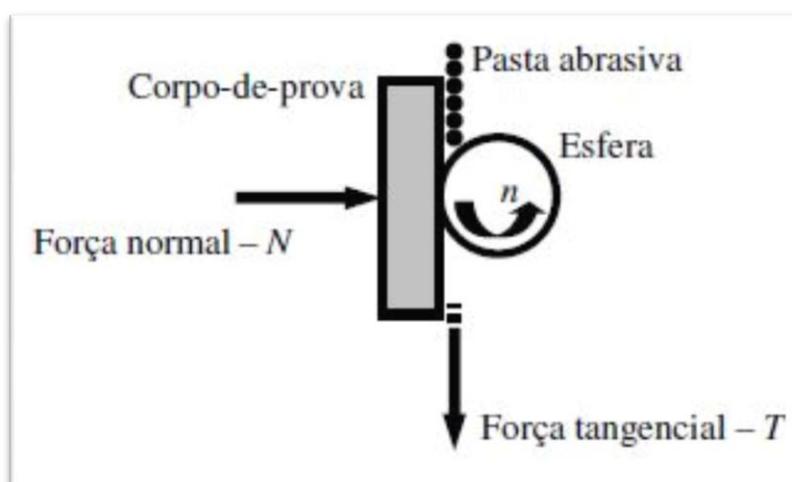
Figura 18 – Diferença entre os tipos de desgaste abrasivo. (a) por riscamento e (b) por rolamento.



3.8.1 Ensaio de microabrasão

Pode ser considerado dentro do conceito de desgaste abrasivo, o desgaste micro-abrasivo, que normalmente são estudados pelos ensaios de microabrasão. O ensaio de desgaste micro-abrasivo por esferas rotativas tem sido bastante utilizado em pesquisas acadêmicas e âmbito industrial. (COZZA, 2006). O princípio do ensaio de microabrasão por esferas rotativas pode ser observado na figura 19.

Figura 19- Princípio do ensaio de microabrasão.



Fonte: Cozza, et. al (2011).

Conforme foi explicado por Cozza (2011), a esfera de ensaio rotaciona sobre o corpo de prova. Durante o ensaio, aplica-se uma pasta abrasiva, geralmente composta por carbeto de silício (SiC) e água destilada. Enquanto ocorre o movimento relativo entre os componentes do sistema tribológico, apresenta-se uma força normal N e gera-se uma força tangencial. O resultado desse teste abrasivo é uma cratera que é formada no corpo-de-prova.

No ensaio deve ser considerado a força normal, distância de deslizamento entre a esfera e o corpo-de-prova, diâmetro e rotação da esfera de ensaio, concentração e composição da pasta abrasiva, características mecânicas e físicas das partículas abrasivas, vazão do composto abrasivo e o material do corpo de prova (COZZA, 2011)

3.8.2 Efeito da microestrutura na resistência à abrasão

Todo desgaste que os materiais metálicos sofrem está diretamente ligada com a morfologia e distribuição das fases e constituintes presentes na sua microestrutura, a qual influencia em diversas propriedades dos materiais como a resistência ao desgaste. Normalmente, segundo Gomes (2016), se um material apresenta uma microestrutura que lhe confere maior dureza, este poderá apresentar uma maior resistência ao desgaste abrasivo. Porém existem também fatores em nível de composição microestrutural que também influencia na resistência ao desgaste dos materiais como a presença de inclusões, defeitos cristalinos, anisotropia, entre outros.

De acordo com Colaço e Vilar (2005), a resistência à abrasão e a dureza em superfícies deformadas de materiais austeníticos pode ser melhor relacionadas, devido a alta taxa de encruamento da austenita e, eventualmente, ao efeito TRIP, o que eleva ao significativamente a dureza do material durante o desgaste.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O aço estudado apresenta uma microestrutura multifásica, comercialmente denominado por USI-ABRA-L, cedido ao CEFET MG pela empresa USIMINAS. As temperaturas críticas foram calculadas por Gomes (2016) com base na equação de *Andrews* (Andrews, 1965).

Este aço apresenta a seguinte composição química de acordo com a tabela 3.

Tabela 3 – Composição química (% peso) e as temperaturas críticas A_{C1} e A_{C3}

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	$A_{C1}(^{\circ}C)$	$A_{C3}(^{\circ}C)$
0,26	1,13	0,92	0,72	0,29	0,18	0,17	738	857

Fonte: Gomes, 2016.

4.2 Métodos

4.2.1 Usinagem dos Corpos de Prova

Com objetivo de diminuir a dureza do material com a finalidade de cortar a barra e confeccionar os corpos de prova, o material foi submetido ao tratamento térmico de recozimento subcrítico, na temperatura de 700°C no período de 10 horas realizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais e resfriado ao ar.

Os corpos de prova foram fresados na forma de barras de 100 mm de comprimento e seção quadrada de 14x14 mm. Foram utilizados dois corpos de prova para cada condição estudada, sendo um para o ensaio tribológico de microabrasão, cujo objetivo é avaliar a resistência ao desgaste, e o outro para os demais ensaios: Microscopia óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura, Difração de Raios X e ensaio de dureza Rockwell C.

4.2.2 *Tratamentos térmicos*

Após a usinagem dos corpos de prova foi realizado uma têmpera com o objetivo de obter uma microestrutura inicial refinada. As amostras foram aquecidas a 900°C por 10 minutos e em seguida, resfriado ao óleo. Observou-se a formação de uma camada de óxido na superfície das peças, que foi removida manualmente antes de submeter as amostras ao tratamento térmico de austêmpera.

Neste tratamento, foram utilizados dois fornos elétricos tipo mufla. Sendo o primeiro ajustado para a temperatura de 900°C e o segundo a temperatura de transformação bainítica de 400°C. Em seu compartimento interior foi colocado um cadinho de aço inoxidável com chumbo líquido. Com o auxílio de um porta-amostras, os corpos de prova foram aquecidos no primeiro forno durante 10 minutos e em seguida, transferidos o mais rápido possível para o segundo forno, imergindo-os no chumbo líquido a 400°C com o objetivo de evitar a formação de perlita e obter uma matriz bainítica. Foram estudados quatro tempos de transformação bainítica: 5, 10, 15 e 20 minutos. Ao final desse tempo, as amostras foram resfriadas em água. A figura 20 representa resumidamente o fluxo adotado no presente trabalho.

4.2.3 *Caracterização e Ensaio*

Para análise microestrutural foram utilizadas a Microscopia Óptica (MO), sendo as análises realizadas no Laboratório de Metalografia e, para corroborar, a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e a Difração de Raios X (DRX), realizadas no Laboratório de Caracterização dos Materiais, ambos do DEMAT.

Das amostras tratadas termicamente, foram extraídas amostras metalográficas com dimensões de 5x14x14 mm com o auxílio da máquina de corte do Laboratório de Metalografia. As amostras destinadas à microscopia óptica foram embutidas a quente em baquelite. As amostras foram lixadas nas lixas de 120, 240, 320, 400 e 600 mesh e, em seguida, foram polidas com pasta de diamante de granulometrias de 9, 3 e 1 µm nos panos DUR, MOL e NAP.

O ataque químico utilizado foi o ataque Bandoh, sendo 12 mL de solução aquosa de 7% de tiosulfato de sódio, 12mL de 5% de ácido pícrico dissolvido em álcool etílico e 2mL de nital 3%.. Após misturar as soluções, esperou-se um tempo de 5 minutos para a

homogeneização. Em seguida, as amostras polidas foram atacadas por imersão durante 15 segundos e imediatamente lavadas em água corrente, álcool e secas com o auxílio de um secador. Dentre os vários tempos de ataque estudados, o de 15 segundos foi o que proporcionou a melhor diferenciação entre os constituintes presentes na microestrutura. Após o ataque químico, as amostras foram analisadas com o auxílio de um microscópio óptico *Fortel*.

A técnica de contagem de pontos foi utilizada para medir a fração volumétrica de bainita, de ferrita e do constituinte MA (martensita / austenita retida), seguindo o que é estabelecido na Norma ASTM E562. Uma malha de 100 pontos foi colocada sobre a região a ser analisada e a contagem de pontos foi feita manualmente. Buriková e Rosenberg (2009) afirmam que o ataque Bandoh auxilia na identificação das fases, pois, após o ataque, a ferrita apresenta-se na cor azul, o constituinte MA na cor amarela, e a bainita, marrom.

Para a Microscopia Eletrônica de Varredura, amostras com dimensões de 5x14x14mm foram embutidas a quente em baquelite, lixadas e polidas do mesmo modo que as amostras de Microscopia Óptica. Após o polimento, as amostras foram atacadas com uma solução de Nital 3%. As análises foram feitas em um equipamento *Shimadzu SSX-550 Superscan ScanningElectron Microscope*.

As análises de Difração de Raios X foram feitas com o auxílio de um difractômetro modelo Shimadzu® XRD-7000 X-RAY DIFRACTROMETER. Antes da análise, as amostras foram cortadas e submetidas à decapagem química com solução aquosa de ácido clorídrico (HCl) 37% p/p por duas horas. Segundo Aranha (1994), esse método remove as camadas deformadas geradas durante os procedimentos de corte que podem levar a alguma alteração na microestrutura do material estudado, principalmente da austenita retida.

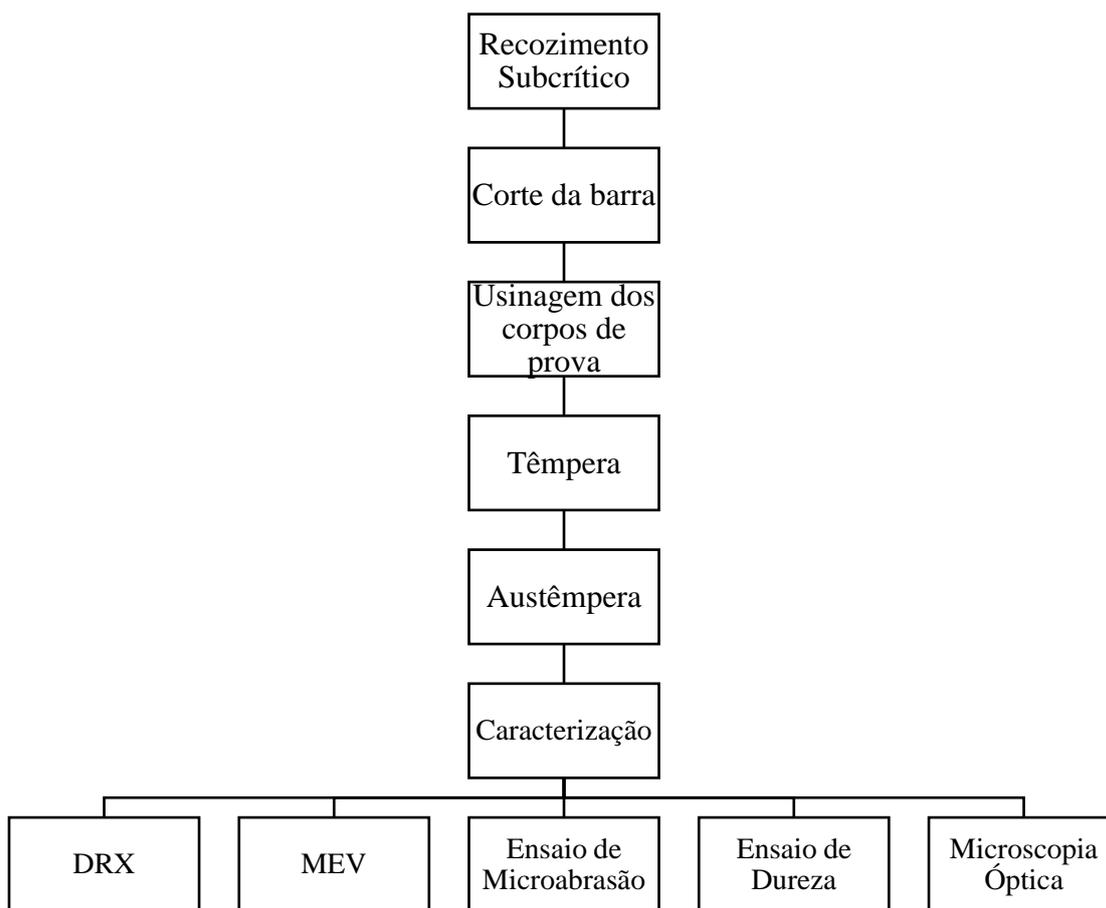
Os ensaios foram realizados com passo angular de 0,02° e tempo de contagem de 6 segundos, sendo feito uma varredura do ângulo de Bragg ($2\theta_B$) de 30° a 100°. Esses parâmetros foram utilizados tendo em vista o trabalho de Gomes (2016).

Com base nos difractogramas obtidos, calculou-se a área dos picos de ferrita e de austenita utilizando o software OriginTM. Os planos cristalográficos utilizados foram (200) γ , (220) γ , (311) γ , (200) α , e (211) α . A fração volumétrica de austenita retida foi determinada por meio da técnica das Intensidades Integradas, de acordo com Durnin e Ridal (1968).

Para avaliar a dureza do material, foi realizado o ensaio de dureza Rockwell C utilizando o Duromêtro da marca Mitutoyo do laboratório de Tratamentos Térmicos. Foi realizada uma pré-carga de 10Kgf e carga de 150Kgf.

Para a análise tribológica das microestruturas multifásicas foram feitos ensaios de microabrasão no equipamento *calowear Anton Paar* no Laboratório de Materiais, Tribologia e Superfícies no Campus II do CEFET-MG. Utilizou-se uma esfera de aço AISI 52100 com diâmetro de 20mm e o material abrasivo preparado com solução aquosa de 20% em peso de carvão de silício (SiC). A tabela 4 detalha os parâmetros utilizados, os quais foram baseados no trabalho de Gomes (2016).

Figura 20 – Fluxograma de etapas realizadas.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 4 - Parâmetros para o ensaio de microabrasão

Material da esfera	Aço AISI 52100
Diâmetro [mm]	20
Força normal [N]	0,1575
Tempo de ensaio [min]	2, 4 e 6
Distância deslizada [m]	111,2, 222,4 e 333,6
Abrasivo – concentração [g/mL]	SiC – 0,20 g/mL

Fonte: Próprio Autor

A taxa de desgaste foi analisada de acordo com o volume desgastado, o qual foi calculado pela equação 7, à medida que aumentou a distância percorrida da esfera de aço sobre a amostra. Assim, foi calculado o coeficiente de desgaste (k) de cada amostra utilizando a lei de desgaste de Archard, descrita na equação 8.

$$V = \pi \frac{b^4}{64R} \quad (7)$$

Em que:

V = volume desgastado;

b = diâmetro externo da calota;

R = raio da esfera.

$$k = \frac{V}{F_N L} \quad (8)$$

Em que:

K = Coeficiente de desgaste;

V = volume desgastado;

F_N = força normal;

L = distância percorrida pela esfera.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

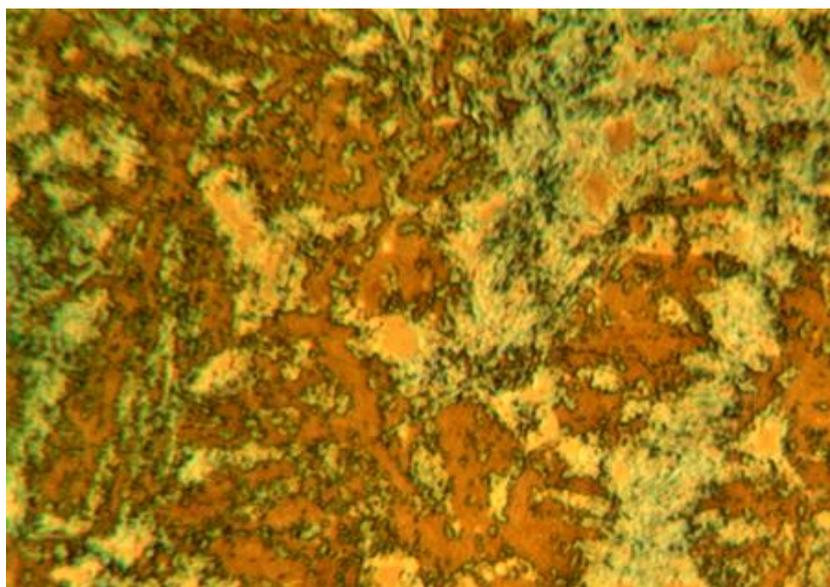
5.1 Análise Microestrutural

5.1.1 *Microscopia óptica*

O ataque químico de Bandoh mostrou-se eficaz na identificação das fases presentes na microestrutura do aço estudado. Para cada tempo de transformação bainítica, todas as fases e constituintes previstos puderam ser observados. Segundo Bandoh (1988), após o ataque metalográfico, a ferrita se apresenta na coloração azulada, a bainita na cor marrom, e a martensita/austenita na cor amarelo claro/branco.

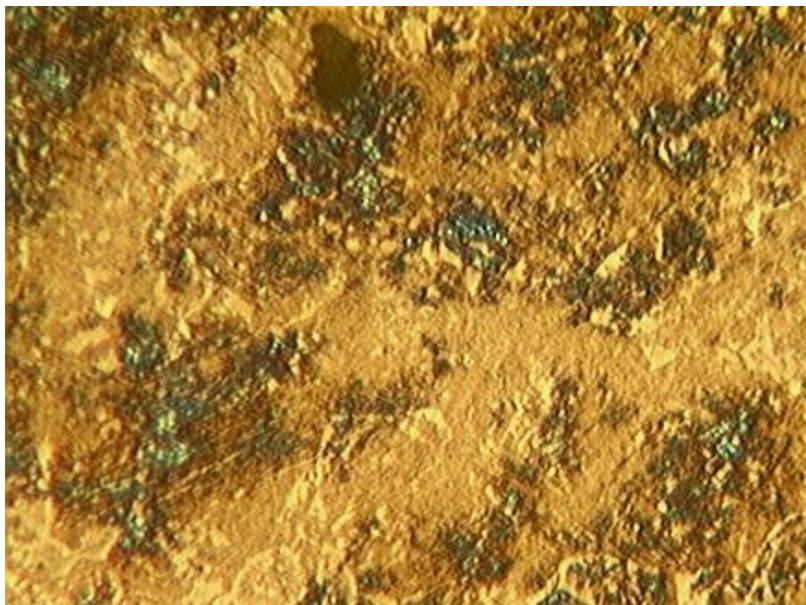
Podem ser observados nas figuras 21 a 24 as microestruturas multifásicas obtidas para os tempos de transformação bainítica de 5, 10, 15 e 20 minutos. Percebe-se que, com o aumento do tempo de transformação bainítica, aumenta-se a quantidade de bainita, bem como a diminuição da quantidade do constituinte MA e pouca alteração na fração volumétrica de ferrita.

Figura 21 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 5 minutos.



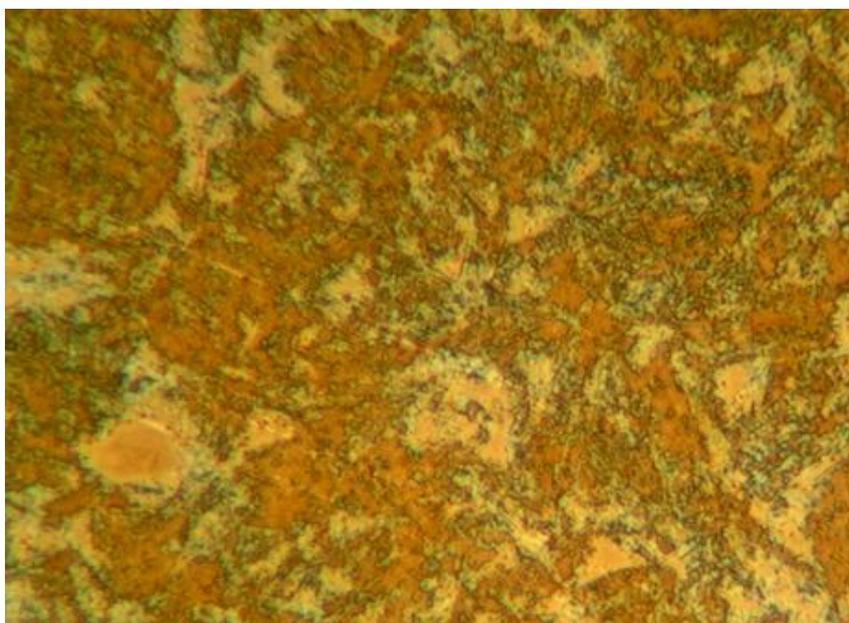
Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida
Fonte: Próprio autor.

Figura 22 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 10 minutos.



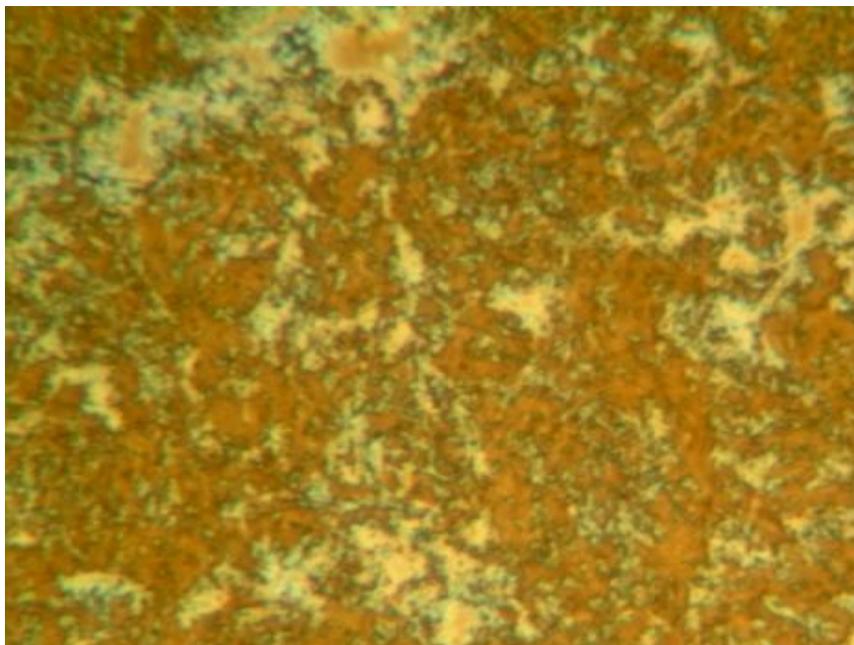
Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida
Fonte: Próprio autor.

Figura 23 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 15 minutos.



Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida
Fonte: Próprio autor.

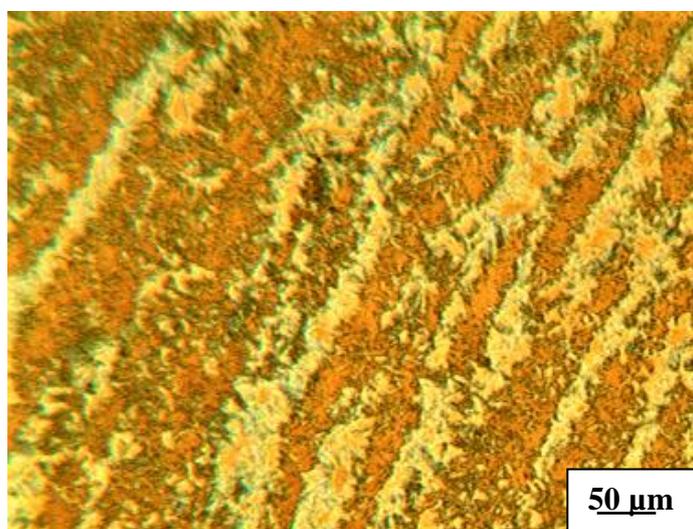
Figura 24 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico no tempo de transformação de 20 minutos.



Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida
Fonte: Próprio autor.

Notou-se também, conforme figura 25, o bandeamento das microestruturas obtida em materiais laminados, assim como em Gomes (2016). Fenômeno explicado por Silva (1995), pela segregação dendrítica e pela presença de elementos de liga.

Figura 25 – Fotomicrografia evidenciando-se o bandeamento da microestrutura obtida para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos.



Fonte: Próprio autor.

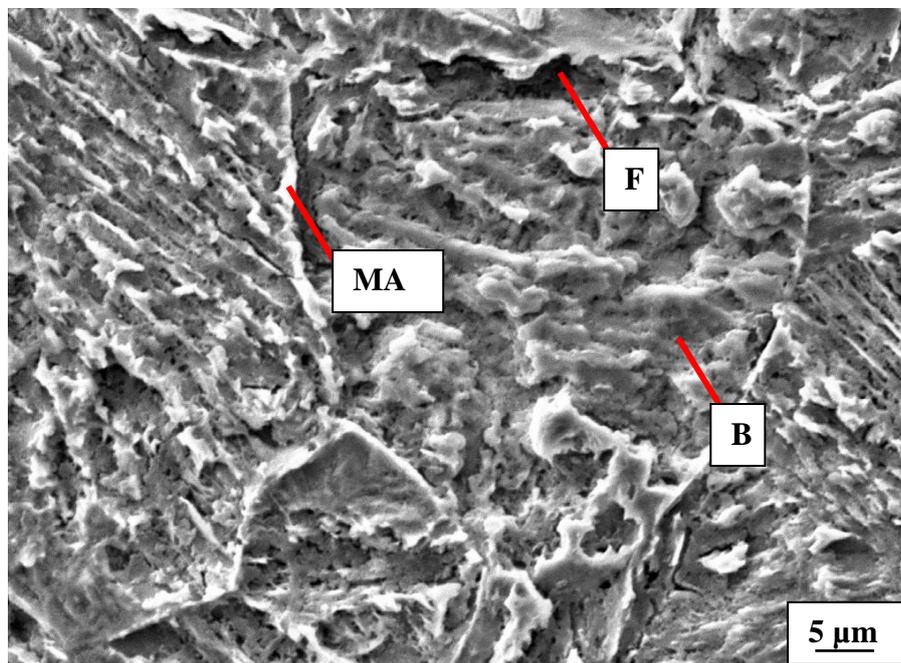
5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura

As imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) apresentam ampliação de 2000x, conforme as figuras 26 a 29. De acordo com Chiang et al (2011), a ferrita pode ser vista predominantemente em tons mais escuros ou regiões profundas, a bainita é apresentada em tons de cinza na forma de ripas paralelas, cujos grãos são orientados no mesmo sentido. Esta morfologia apresentada é característica da bainita superior, pois segundo Santos (2005), esta é formada na faixa de temperatura entre 300 a 540°C apresentando-se como ripas. Já o constituinte MA (martensita/austenita retida) pode ser observado tanto em regiões mais elevadas em colorações mais claras próximos aos grãos de ferrita, com morfologia de bloco, quanto como filmes finos entre as ripas de bainita. A primeira, segundo Chiang et al (2011) possui baixo teor de carbono e diante de um esforço mecânico ocorre facilmente a transformação em martensita, causando um ganho de resistência mecânica.

Percebe-se nas Figuras 26 a 29 numa predominância dos tons de cinza indicando que as amostras multifásicas possuem uma matriz bainítica.

Pode-se notar que as imagens obtidas por MEV (Figura 26 a 29) apresentam uma boa correlação com as obtidas por microscopia óptica (Figura 21 a 24). Entretanto, a quantidade das regiões mais claras (constituinte MA) parece ser maior do que a das regiões mais escuras (ferrita). Uma possível causa da redução da quantidade de regiões escuras foi o processo de metalização, que deposita uma fina camada de metal sobre a superfície atacada com nital 3%.

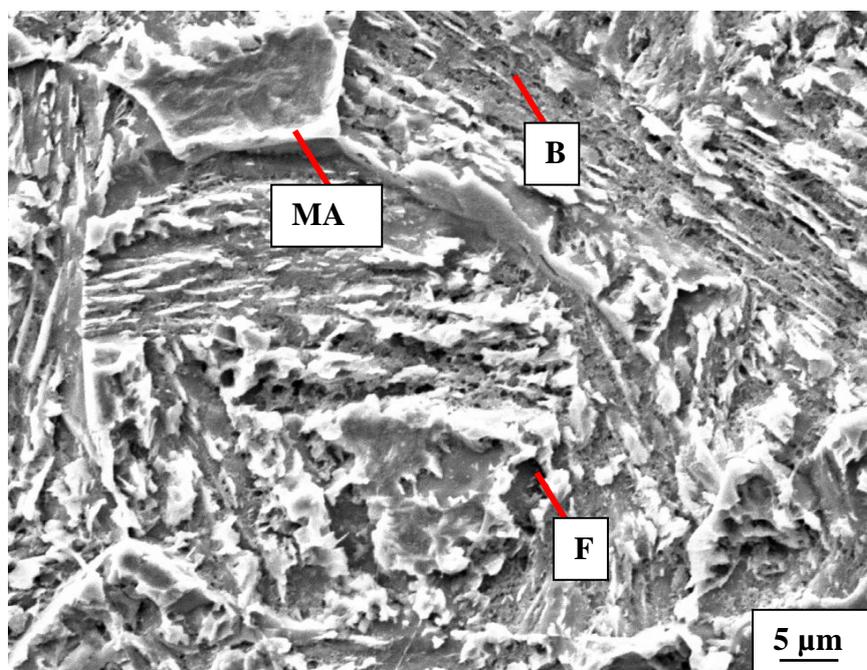
Figura 26 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos.



Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida

Fonte: Próprio autor

Figura 27 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 10 minutos.

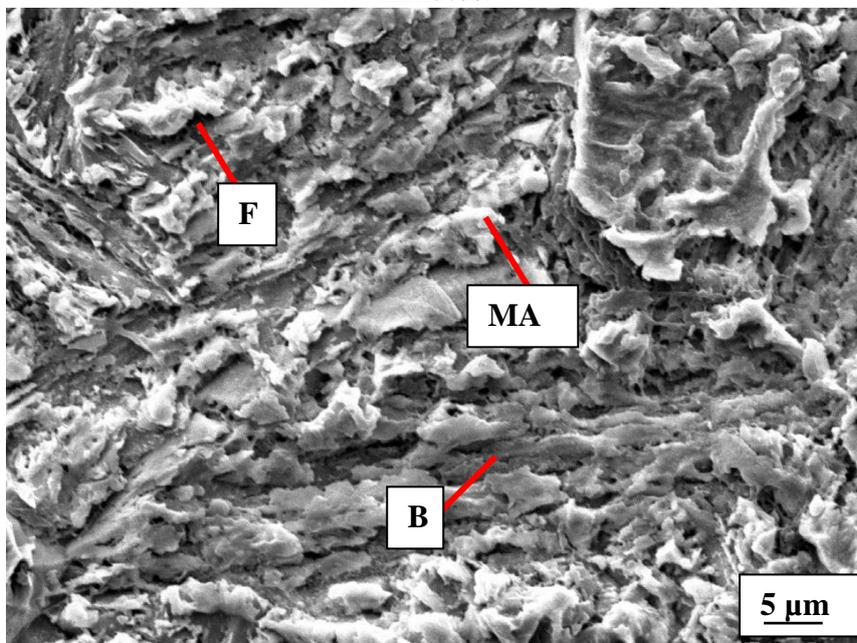


Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida

Fonte: Próprio autor

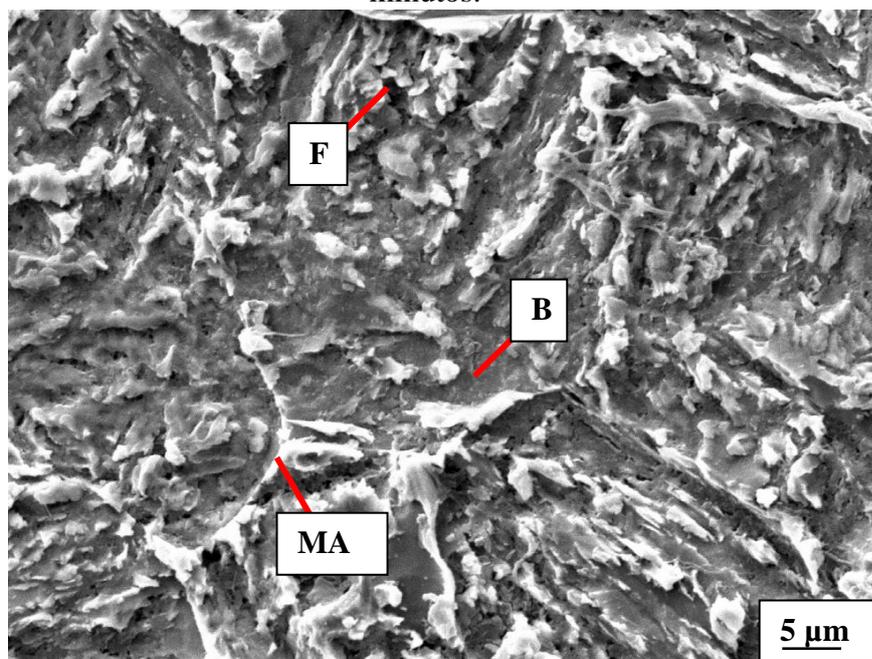
Pode ser observada, na região destacada, a transformação de um grão de austenita, formada durante o recozimento a 900°C, em bainita e constituinte MA.

Figura 28 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 15 minutos.



Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida
Fonte: Próprio autor

Figura 29 - Micrografias obtidas por MEV para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos.



Nota: F = Ferrita, B= bainita, MA= Martensita/austenita retida
Fonte: Próprio autor

5.2 Medida das Frações Volumétricas das fases e do constituinte MA

As fases e o constituinte MA presentes nas microestruturas estudadas foram quantificadas utilizando a técnica de contagem por pontos por meio das imagens obtidas por microscopia óptica. Os resultados obtidos das frações volumétricas de ferrita, bainita e MA são apresentados na tabela 5.

Tabela 5 – Fração Volumétrica das fases e do constituinte presentes no aço estudado

Tempo de Transformação bainítica (minutos)	Ferrita (%)	Bainita (%)	MA (%)
5	28,6 ± 4,4	49,2 ± 5,0	22,3 ± 2,3
10	28,2 ± 4,5	52,6 ± 3,5	19,2 ± 1,2
15	28,6 ± 2,3	56,5 ± 2,9	14,9 ± 1,1
20	27,2 ± 0,6	58,9 ± 1,6	13,9 ± 2,2

Fonte: Próprio Autor.

Observa-se que a fração volumétrica de ferrita permanece praticamente constante com aumento do tempo de transformação bainítica, enquanto a fração de bainita aumenta e, conseqüentemente, a fração do constituinte MA diminui. Os resultados encontrados estão coerentes com o que se espera para a transformação bainítica: quanto maior o tempo de transformação, maior a quantidade de bainita formada e menor a quantidade de austenita não transformada, que, após o resfriamento em água, se transforma no constituinte MA.

No trabalho de Gomes (2016), para a temperatura de 900°C e tempo de transformação bainítica de 5 minutos, a fração volumétrica encontrada foi de 50 ± 6 para a ferrita, 27 ± 6 para a bainita e 23 ± 5 para o MA. Entretanto, no presente trabalho, obteve-se uma maior fração de bainita e menor de ferrita, enquanto para os resultados do constituinte MA foram semelhantes. Acredita-se que o menor valor da quantidade de ferrita encontrado seja devido às condições operacionais de se fazer os tratamentos térmicos. No presente trabalho houve bom controle da temperatura dos fornos e rápido resfriamento das amostras para a temperatura de transformação bainítica. Gomes (2016), afirma que, devido a lenta transferência do porta-amostras do forno ajustado para a

temperatura 900°C para o que continha o cadinho com chumbo a 400°C, parte da austenita foi transformada em ferrita durante essa etapa.

5.3 Difração de Raios X

Os espectros de Difração de Raios X obtidos para cada condição de tratamento térmico estudada estão mostrados nas figuras 30 a 33. Observa-se que em todos os espectros, apresentaram-se os picos de ferrita e austenita retida, indicando a presença de austenita retida em todas as microestruturas estudadas.

Segundo Santos (2005), a quantidade de austenita retida, medida à temperatura ambiente, depende do tempo de transformação isotérmica da austenita em bainita.

Com base nos resultados de Difração de Raios X, foi realizada a medida da quantidade de austenita retida de acordo com a técnica de intensidades integradas, de Durnin e Ridal (1968) e com o auxílio do software OriginTM. As frações volumétricas estão apresentadas na tabela 6.

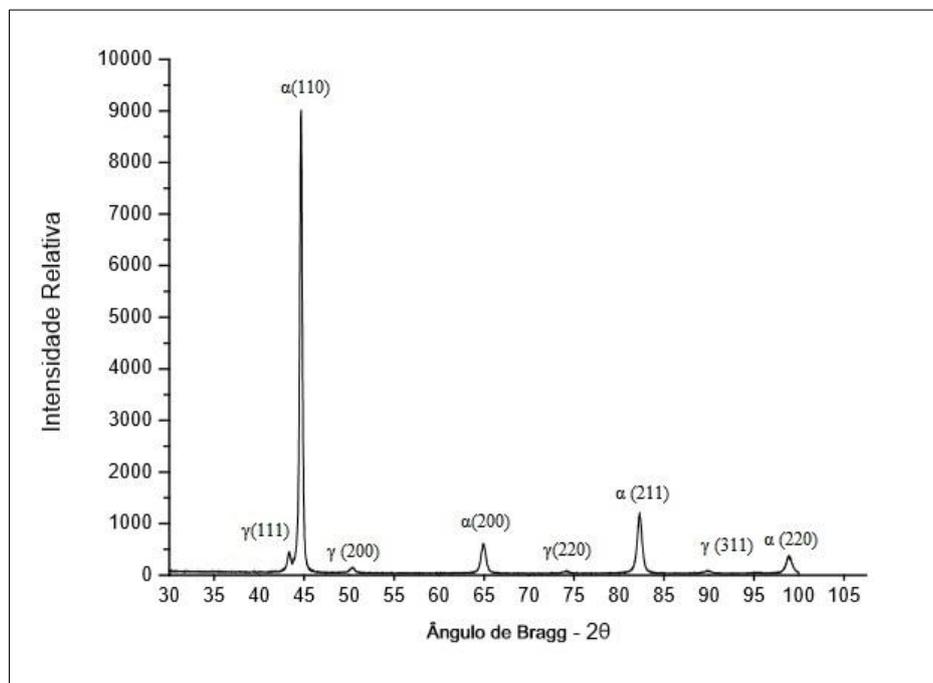
Observa-se uma fração volumétrica de austenita retida praticamente constante para os tempos de transformação bainítica estudados. Esperava-se que uma redução da quantidade de austenita retida com o transcorrer da transformação bainítica. Tendo em vista os erros de cada medida, tal afirmação não pode ser feita. Uma maneira de se obter medidas de austenita retida com menor erro (desvio-padrão) é alterar os parâmetros dos ensaios de Difração de Raios X. Pode-se fazer a varredura apenas para cada linha utilizada (plano cristalográfico) e aumentar o tempo de contagem para cada ângulo de Bragg, assim como feito Gomes (2016).

Tabela 6 – Fração Volumétrica de austenita retida obtida pela técnica das Intensidades Integradas.

Tempo de transformação bainítica (min)	Fração Volumétrica de austenita retida (%)
5	5,0 ± 1,5
10	5,0 ± 0,6
15	5,2 ± 1,6
20	6,2 ± 0,9

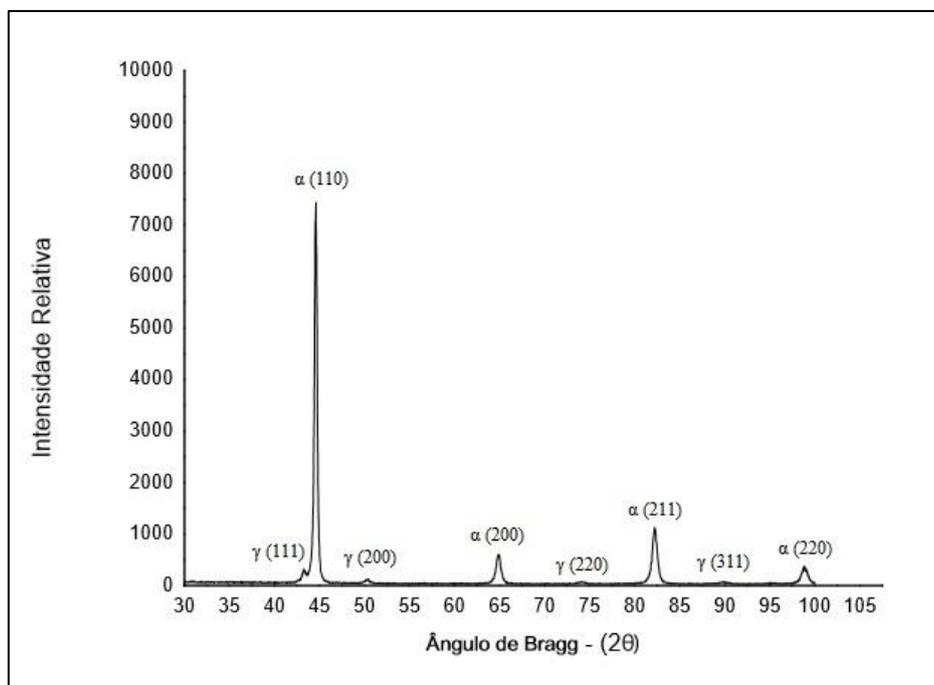
Fonte: Próprio Autor.

Figura 30 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos



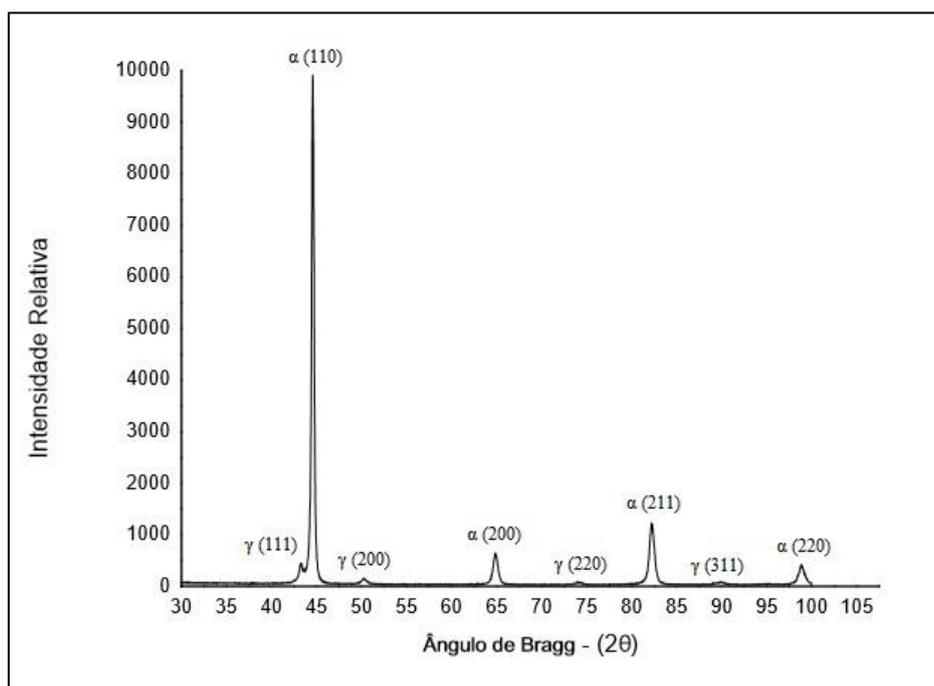
Fonte: Próprio Autor.

Figura 31 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 10 minutos



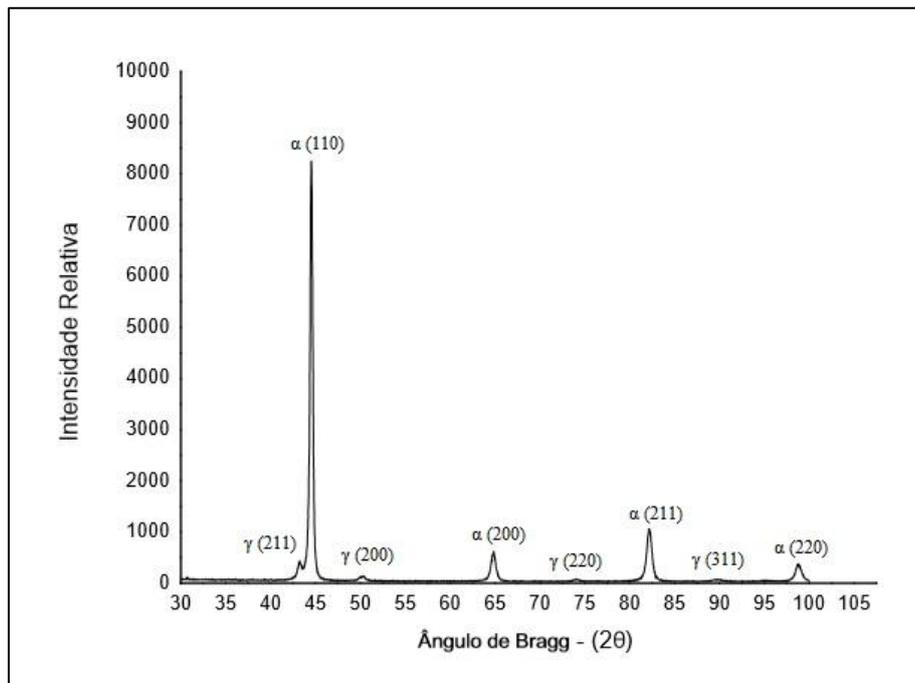
Fonte: Próprio Autor.

Figura 32 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 15 minutos



Fonte: Próprio Autor.

Figura 33 - Espectro de Difração de Raios X para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos



Fonte: Próprio Autor.

5.4 Ensaio de Dureza

Os valores encontrados de dureza Rockwell C para cada microestrutura multifásica estudadas estão mostrados na tabela 7.

Tabela 7 - Variação da dureza em função do tempo de transformação bainítica

Tempo de transformação bainítica (min)	Valor da Dureza Rockwell C
5	41,8 ± 0,3
10	40,5 ± 0,4
15	40,9 ± 0,5
20	40,4 ± 0,4

Fonte: Próprio Autor.

De acordo com os dados da tabela 7, observa-se uma pequena redução da dureza com o aumento do tempo de transformação bainítica ao comparar as amostras de tempo de transformação bainítica de 5 e 20 minutos. Isso pode ser atribuído à redução da quantidade do constituinte MA (martensita/austenita retida) na microestrutura, embora a quantidade de bainita aumente (tabela 5). E, quanto às propriedades mecânicas da martensita, sabe-se que a distorção da rede cristalina para a sua formação é um dos principais fatores responsáveis pelo aumento da dureza em aços temperados (SANTOS, 2005).

5.5 Resistência ao desgaste abrasivo

Na tabela 8 são apresentados os resultados obtidos para o coeficiente de desgaste (k) e o volume da calota desgastada (V). A partir dessa tabela foi construída a figura 34, que apresenta o volume da calota desgastada. O coeficiente de desgaste medido em função da distância percorrida está mostrado na figura 35.

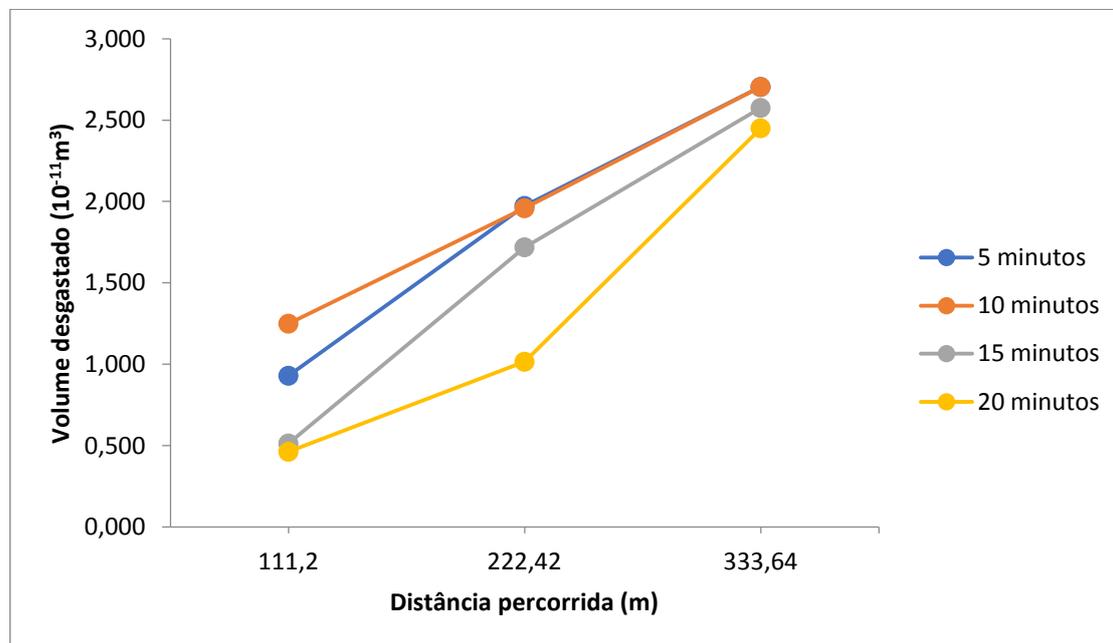
Observa-se na figura 34 que para a distância percorrida de 111,21 metros (tempo de 2 minutos) o tempo de transformação bainítica de 20 minutos gerou a microestrutura que apresenta o menor volume desgastado. Com o aumento da distância deslizada, observa-se um aumento do volume desgastado para todos os tempos de transformação bainítica estudados.

Tabela 8 – Resultados do coeficiente de desgastes e volume desgastado.

	Tempo (minutos)	2	4	6
Tempo de transformação bainítica	Distância deslizada (m)	111,21	222,42	333,64
5 minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$5,312 \pm 0,073$	$5,634 \pm 0,047$	$5,146 \pm 0,036$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$0,931 \pm 0,013$	$1,973 \pm 0,016$	$2,704 \pm 0,019$
10 minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$7,13 \pm 0,08$	$5,59 \pm 0,08$	$5,146 \pm 0,086$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$1,250 \pm 0,045$	$1,959 \pm 0,043$	$2,704 \pm 0,045$
15 minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$2,94 \pm 0,02$	$4,91 \pm 0,06$	$4,90 \pm 0,06$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$0,514 \pm 0,012$	$1,719 \pm 0,003$	$2,575 \pm 0,003$
20 minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$2,65 \pm 0,03$	$2,90 \pm 0,05$	$4,66 \pm 0,07$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$0,463 \pm 0,018$	$1,016 \pm 0,028$	$2,450 \pm 0,039$

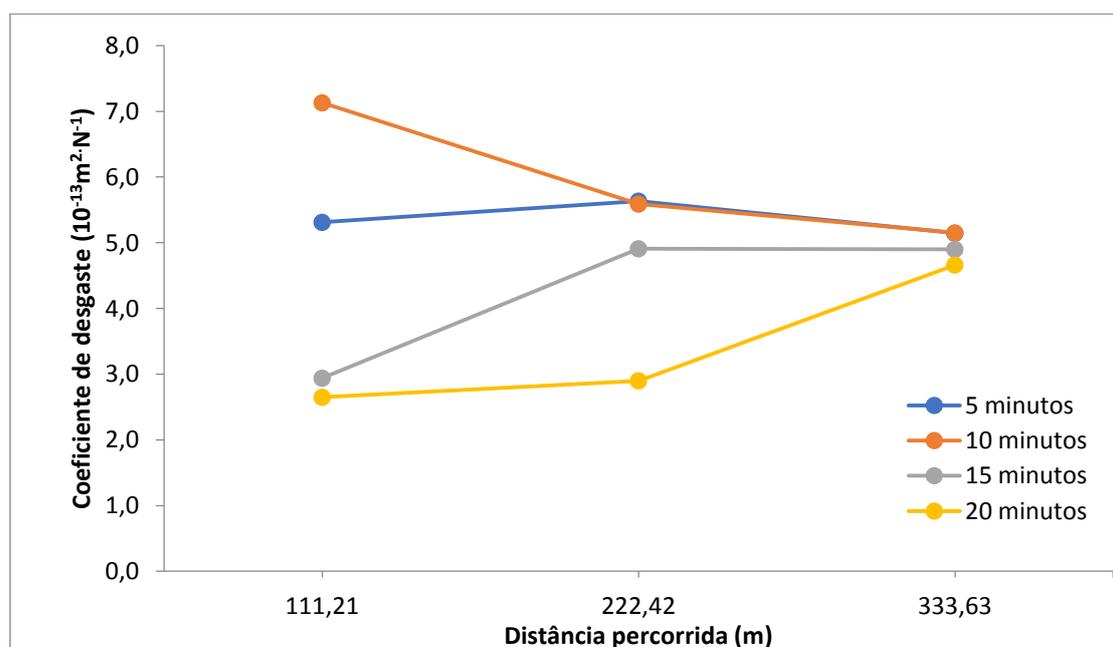
Fonte: Próprio autor.

Figura 34 - Volume desgastado (V) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica.



Fonte: Próprio autor.

Figura 35 - Coeficiente de desgaste (k) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 35, observa-se que para a distância deslizada de 111,21m as quatro microestruturas estudadas apresentam valores distintos de coeficiente de desgaste. Entretanto, quando aumenta a distância deslizada, ou seja, a severidade do ensaio, as quatro microestruturas apresentam pouca diferença na resistência ao desgaste. Com o aumento do tempo de transformação bainítica, observa-se um aumento da quantidade de bainita e uma redução da quantidade do constituinte MA, enquanto quantidade de ferrita fica praticamente constante.

Segundo Zum Garh (1987), a presença do constituinte MA contribui para a resistência ao desgaste abrasivo em aços multifásicos. E, conforme Xu et al (2013), o efeito TRIP, ou seja, a transformação da austenita retida em martensita ao longo do processo de desgaste, proporciona um auto-reforço a resistência à abrasão e, conseqüentemente, uma diminuição no coeficiente de desgaste. Portanto, esperava-se uma diminuição do coeficiente de desgaste, com o aumento da distância percorrida pela esfera de aço. Esta queda foi verificada apenas para a amostra de 10 minutos de transformação bainítica, quando a distância deslizada foi aumentada de 222,42 para 333,64 m.

Entretanto, esse auto-reforço depende da estabilidade mecânica da austenita retida. Austenita de baixa estabilidade transforma-se em martensita em baixas deformações, enquanto a austenita de alta estabilidade somente se transforma em deformações mais severas. A quantidade de austenita retida (tabela 6) das amostras estudadas no presente trabalho é relativamente pequena. Além disso, para todos os tempos de transformação bainítica foram encontradas quantidades praticamente iguais de austenita retida, o que torna difícil afirmar que o comportamento do coeficiente de desgaste da microestrutura gerada pelo tempo de transformação bainítica de 10 minutos pode ser descrito apenas pelo efeito TRIP.

A microestrutura gerada pelo tempo de transformação bainítica de 20 minutos apresenta os menores coeficientes de desgaste para as três distâncias deslizadas, indicando que essa microestrutura apresenta a melhor resistência ao desgaste. Ou seja, a microestrutura com maior a fração volumétrica de bainita e menor quantidade de constituinte MA apresenta a maior resistência ao desgaste, corroborando assim, com Colaço e Vilar (2005) que afirmam que a resistência ao desgaste de um aço pode ser associada à morfologia dos constituintes presentes na sua microestrutura.

6 CONCLUSÃO

Com a caracterização do aço estudado no presente trabalho que passou por um tratamento térmico a temperatura intercrítica de 900°C por 10 minutos seguidos de diferentes tempos de transformação bainítica à 400°C em banho de chumbo, conclui-se que:

- As fases e constituintes previstos em sua microestrutura foram encontrados: ferrita, bainita e MA (martensita/austenita retida).
- O ataque químico Bandoh foi eficaz na identificação e diferenciação cada fase e constituinte.
- As imagens obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) auxiliaram na análise dos resultados, pois corroboraram com as imagens obtidas na microscopia óptica. A ferrita pode ser vista em uma coloração escura ou regiões profundas, a bainita é apresentada em forma de ripas paralelas, cujos grãos são orientados no mesmo sentido, e o constituinte MA pode ser observado em regiões mais elevadas em colorações mais claras, com morfologia de blocos próximos às regiões de ferrita, quanto com morfologia de filmes finos entre as ripas de bainita.
- Na quantificação das fases, observou-se com o aumento do tempo de transformação bainítica um valor constante para a fração volumétrica de ferrita, um aumento na fração volumétrica de bainita e uma redução do constituinte MA, conforme era esperado.
- Com o auxílio do software OriginTM, determinou-se a fração volumétrica de austenita retida nas amostras pela técnica das Intensidades Integradas de Difração de Raios X. Os resultados indicam uma quantidade de aproximadamente 6,0% para todas as amostras estudadas.
- Quanto à dureza, esta apresenta seu maior valor na condição de transformação bainítica de 5 minutos, pois esta microestrutura apresenta uma quantidade de martensita ligeiramente maior que as demais.
- A amostra que apresentou os melhores resultados de resistência ao desgaste abrasivo foi para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos. Esta amostra apresenta microestrutura composta por uma matriz bainítica ($49,2 \pm 5,0\%$) com $27,2 \pm 0,6\%$ de ferrita e $22,3 \pm 2,3\%$ de constituinte MA.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, A. J. ; ANAZAWA, R. M.; CARRER, G. R.; PEREIRA, M. S.;HASHIMOTO, T. M.; BRANDAO, S. **Desenvolvimento de ataques químicos para a caracterização microestrutural de aços aeronáuticos**. In: WORKSHOP ANUAL DE PESQUISA E DESENVOLVIMENTO DO IEAV, 8, 2008, São José dos Campos-SP. ANAIS. São Paulo: 2008. v. 1. p. 59-59.

ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007, 193 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

ANNIBAL JR, E. G.; ROTELLI, R. M.; OLIVEIRA JR, J. E. G.; FERRER, M. H. Desenvolvimentos recentes em aços TRIP Aplicáveis na indústria automotiva: uma revisão. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA 12, 2005, Ilha Solteira –SP. Disponível em <www.dem.feis.unesp.br/cdrom_creem2005/pdf/cm02.pdf>. Acesso em: 13 nov. 2017.

ARANHA, H. **O benzotriazol (BTAH) como inibidor de corrosão do aço inoxidável tipo 304 imerso em banhos de decapagem ácidos**. 1994. 108p. Dissertação (Mestrado) – Ciências Físico-Química, Universidade de São Paulo, São Paulo

BLECK, W. Using the TRIP effect - the dawn of a promising new group of cold formable sheets. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRIP-AIDED HIGH STRENGTH FERROUS ALLOYS, Ghent: GRIPS-**Proceedings**. 2002. p.13-23.

BURIKOVÁ, K.; ROSENBERG, G. Quantification of microstructural parameter ferriticmartensite dual phase steel by image analysis. In: METAL, 2009, Hradec nad Moravicí. **Anais...** Hradec nad Moravicí, 2009.

CHIANG, J.; LAWRENCE, B.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 4516 – 4521, fev. 2011

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 600 p.

COLAÇO, R; VILAR, R. On the influence of retained austenite in the abrasive wear behavior of a laser surface melted tool steel. **Wear**, v. 258, p.225-231,2005.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed.Edição revista e atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva São Paulo: Blucher, 2008. 672 p.

COZZA, R. C. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo**. 2006.217p. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica, Universidade de São Paulo,São Paulo

COZZA, R.C. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante.** 2011. 217p. Tese (Doutorado em Engenharia), Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP. São Paulo, 2011.

DAFE, S. S. F.; SICUPIRA, F. L.; MATOS, F. C. S. Effect of cooling rate on (ϵ , α') martensite formation in twinning/transformation-induced plasticity Fe-17Mn-0.06C Steel. **Materials Research** p. 1229-1236, abril, 2013.

DE, A. K.; SPEER, J. G.; MATLOCK, D. K. Color tint-etching for multiphase steels. **Advanced Materials & Processes**. p. 27-30, feb. 2003.

DIMATTEO, A.; LOVICU, G.; DESANCTIS, M.; VALENTINI, R.; SOLINA, A. Microstructures and properties of transformation induced plasticity steels. *La metallurgia Italiana*. p. 37-41. 2006.

DURNIN, J; RIDAL, K. A. Determination of retained austenite in steel by X-ray diffraction. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 60-67, 1968

FERRER, M. H. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb.** 2003. 195f. Tese (Doutorado) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo.

FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica.** 2010. 122f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) -Faculdade de Engenharia da UNESP, Guaratinguetá, SP, 2010.

GOMES. M. H. A. **Análise das propriedades mecânicas e tribológicas de um aço baixa-liga (C-Mn-Si-Cr) com 0,26% de carbono e microestrutura multiconstituída.** 2016. 86f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

GIRAULT, E. et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Materials Characterization**, v. 40, p.111118, 1998.

GORNI, A. A. Aços Avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**, São Paulo, p.26-57, dez. 2008.

HULKA, K. Modern multi-phase steels for the automotive industry. **Materials Science Forum**, v. 414-415, p. 101-110, 2003.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials.** 2. ed. Londres: Arnold, 1992, 278p.

JACQUES, P.; GIRAULT, E.; van HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Experimental characterisation of the bainitic transformation kinetics of residual austenite in Mn-Si TRIP-assisted multiphase steels. **Journal de Physique**, Nov.1997. Colloque C5. Disponível em <<http://hal.archives-ouvertes.fr/docs/00/25/56/73/PDF/ajp-jp4199707C573.pdf>> Acesso em 9 nov.2017.

JIMENEZ-MELERO, E.; van DIJK, N. H.; ZHAO, L.; SIETSMA, J.; OFFERMAN, S. E.; WRIGHT, J. P.; van der ZWAAG, S. The effect of aluminium and phosphorus on the stability of individual austenite grains in trip steels. **Acta Materialia**, n. 57. p.533 –543. 2009.

KANTOVISCKI, A. R. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

LIU, Q.; TANG, D.; JIANG, H.; KIU, R.; TANG, X. Research and development of 780 MPa cold rolling TRIP-aided steel. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v.16, n. 4, p. 399-406. Aug. 2009.

SPEER, J.G.; MATLOCK, D.K. Recent developments in low-carbon sheet steels. **JOM**, p. 19-24, 2002.

MAZZONI-LEDUC, L.; PARDOEN, T.; MASSART, T. J. Analysis of size effects associated to the transformation strain in TRIP Steels with Strain Gradient Plasticity. **European Journal of Mechanics A/Solids**, n. 29, p.132–142. 2010.

SANTOS, D. **Influência do tempo de transformação bainítica sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço multifásico**. 2005. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

SILVA, A. L.V.C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. Edição revista e ampliada. São Paulo: Blucher, 2010. 664 p.

SILVA, D. C. **Influência do tratamento de homogeneização sobre o bandejamento microestrutural em aços de construção mecânica**. 1995. 118f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, São Carlos.

WANG, X. D.; HUANG, B. X.; RONG, Y. H.; WANG, L. Microstructures and stability of austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v.438- 440. p. 300-305. 2006.

XIAODONG, Z.; ZHAOHUI, M.; LI, W. **Current status of advanced high strength steel for auto-making and its development in baosteel**. Disponível em: <http://www.baosteel.com/group_e/07press/pdf/baosteeltech/021702.pdf>. Acesso em: 13 nov. 2017.

XU, X. et al. Design of low hardness abrasion resistant steels. **Wear**, v. 301, p.89-93, 2013.

ZUM-GAHR, K. **Microstructure and wear of materials**. Amsterdam: Elsevier, 1987.