

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

MARINA TEREZA DA SILVA COELHO

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM AÇO TRIP

BELO HORIZONTE

2018

MARINA TEREZA DA SILVA COELHO

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM AÇO 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.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro
Coorientador: Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira

BELO HORIZONTE

2018

MARINA TEREZA DA SILVA COELHO

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM AÇO TRIP**

Trabalho de Conclusão de Curso no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais aprovado no dia 09 de julho de 2018 pela banca examinadora composta pelos membros abaixo:

Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

AGRADECIMENTOS

À minha família e meus amigos por todo o apoio durante meus estudos.

À profa. Dra. Ivete Peixoto Pinheiro e ao prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira pelo suporte e orientação.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAT) do CEFET/MG pelo fornecimento dos laboratórios para o desenvolvimento deste trabalho.

À profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira de Côrrea pela orientação na realização de atividades no Laboratório de Metalografia.

Ao Prof. Dr. Rogério Xavier pela orientação na realização do ensaio de microabrasão no Laboratório de Tribologia do CEFET/MG.

RESUMO

A indústria automobilística busca, cada vez mais, veículos mais leves e com maior capacidade em absorver energia durante a colisão, portanto, procura produzir materiais com alta resistência mecânica sem redução da sua tenacidade, da resistência ao desgaste ou de seu limite de escoamento. Os aços multifásicos surgem da necessidade de combinar propriedades como dureza e tenacidade. O aço TRIP (Transformação Induzida por Deformação Plástica), estudado neste trabalho, possui microestrutura complexa com diferentes fases cristalinas que contribuem para suas razoáveis propriedades mecânicas visando aplicações estruturais. O objetivo deste trabalho é obter um aço TRIP com a microestrutura multifásica constituída por bainita, ferrita e martensita/austenita retida. Além disso, foi avaliada a influência do tempo de transformação bainítica na fração volumétrica dos constituintes e, por fim, a resistência ao desgaste abrasivo deste aço. A microestrutura das amostras foi caracterizada por Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raios-X. Para avaliar algumas propriedades mecânicas foram realizados ensaios de dureza Rockwell C e ensaio de microabrasão por esfera rotativa livre. As fotomicrografias coloridas obtidas pela MO revelaram os diferentes constituintes obtidos, permitindo realizar uma determinação quantitativa da fração volumétrica por meio de contagem por pontos. As fotomicrografias obtidas pelo MEV mostraram com clareza a morfologia e a presença dos diferentes constituintes. O tempo de transformação bainítica que apresentou maior resistência ao desgaste e maior dureza foi o aço austemperado com 15 minutos. A austenita retida foi observada na microestrutura das amostras tratadas com tempos de 5, 10 e 15 minutos.

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

ABSTRACT

Auto industry is increasingly looking for lighter vehicles with a greater capacity to absorb energy during a collision, so to produce materials with high mechanical resistance without reducing its toughness, resistance to wear or its yield strength. Multiphase steels arise from the necessity to mix properties like hardness and toughness. TRIP steel (Transformation Induced Plasticity), studied in this work, has a complex microstructure different crystalline phases that contribute to its reasonable mechanical properties aiming structural applications. The objective of this study is to produce a TRIP steel with a multiphase microstructure composed by bainite, ferrite and martensite/retained austenite. In addition, the influence of bainite transformation time on the volumetric fraction of the constituents and, finally, to analyse the abrasive wear resistance of this steel. Samples were assessed by Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM) and X-Ray Diffraction (XRD). Some mechanical properties were assessed by Rockwell C hardness testing and abrasive wear resistance is assessed by calowear abrasion test. Colors photomicrographs obtained by MO showed the different constituents obtained allowing quantitative determination of the volumetric fraction by point counting. Photomicrographs obtained by SEM showed the morphology and presence of different constituents with clarity. The time of bainitic transformation that presented greater wear resistance and greater hardness was the austempered steel with 15 minutes. The retained austenite was observed in the microstructure of the treated samples at times of 5, 10 and 15 minutes.

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

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Transformação de austenita retida para martensita no aço TRIP	14
Figura 2 - Alongamento e resistência mecânica associado a tipos de endurecimento	14
Figura 3 - Etapas do processamento termomecânico dos aços TRIP laminado a quente.....	19
Figura 4 - Tipos de mecanismos presentes nas transformações de fase do aço	20
Figura 5 - Formação da perlita a partir da austenita	22
Figura 6 - Morfologia da martensita em função da concentração de carbono	23
Figura 7 - Transformação bainítica	23
Figura 8 - Representação da formação da bainita superior e inferior.....	25
Figura 9 - Alongamento total e limite de escoamento para alguns aços multifásicos.....	27
Figura 10 - (a) Curva de tensão deformação para aços de alto e baixo teor de silício com diferentes teores de austenita retida (b) Curva de transição obtida pelo ensaio Charpy	28
Figura 11 - Fotografia de um veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto	28
Figura 12 - Etapas do processo de esferoidização ou recozimento subcrítico	30
Figura 13 - Influência do tempo de austêmpera na quantidade de bainita produzida	31
Figura 14 - Tratamento térmico para a obtenção de (a) aços bifásicos e (b) aços multifásicos.	32
Figura 15 - Fenômeno de desgaste abrasivo por (a) riscamento; (b) rolamento	36
Figura 16 - Diferentes carbonetos e sua influência na resistência à abrasão em aços temperados.....	37
Figura 17 - Ensaio tribológico de microabrasão por esfera rotativa fixa	38
Figura 18 - Elementos presentes no ensaio de microabrasão por esfera livre.....	38
Figura 19 - Diâmetro “d” e profundidade de penetração “h” para um corpo de prova	39
Figura 20 - Fluxograma de atividades realizadas no trabalho	41
Figura 21 - Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera	41
Figura 22 - Máquina de corte utilizada.....	43
Figura 23 - Politriz de 1µm	43
Figura 24 - Microscópio óptico Fortel	43
Figura 25 - Duromêtro de marca Mitutoyo utilizado para medição da dureza.....	44
Figura 26 - Equipamento utilizado para o ensaio de microabrasão.....	44
.....	44

Figura 27 - Preparação da pasta abrasiva de SiC	45
Figura 28 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico: (a) 5 minutos (b) 10 minutos (c) 15 minutos e (d) 20 minutos	46
Figura 29 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos	47
Figura 30 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 10 minutos	48
Figura 31 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 15 minutos	49
Figura 32 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos	50
Figura 33 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 5 minutos.....	53
Figura 34 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 10 minutos.....	53
Figura 35 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 15 minutos.....	54
Figura 36 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 20 minutos.....	54
Figura 37 - Variação da dureza em função do tempo de transformação bainítica	55
Figura 38 - Coeficiente de desgaste (k) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica	56
Figura 39 - Volume desgastado (V) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições químicas para diferentes aços TRIP de baixa liga %p.....	16
Tabela 2 - Propriedades mecânicas para diferentes aços TRIP	27
Tabela 3 - Composição química dos reagentes de Bandoh	34
Tabela 4 - Técnicas de quantificação da austenita	35
Tabela 5 - Composição química do aço estudado (% peso)	40
Tabela 6 - Condições adotadas para os tratamentos térmicos no trabalho	42
Tabela 7 - Parâmetros para o ensaio de microabrasão.....	45
Tabela 8 –Fração volumétrica dos constituintes presentes no aço após o tratamento térmico	52
Tabela 9 - Resultados obtidos para o coeficiente de desgaste (k) e volume da calota desgastada (V) no ensaio de microabrasão.....	56

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	11
2. OBJETIVOS	12
2.1 Objetivo geral.....	12
2.2 Objetivos específicos.....	12
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	13
3.1 Aço TRIP (Transformation Induced Plasticity)	13
3.1.1 Histórico	13
3.1.2 Efeito TRIP	13
3.1.3 Elementos de liga e seus efeitos	15
3.1.4 Processamento	18
3.1.5 Aplicações	19
3.2 Aspectos microestruturais	19
3.2.1 Ferrita	20
3.2.2 Cementita	21
3.2.3 Perlita	21
3.2.4 Martensita	22
3.2.5 Bainita	23
3.2.6 Austenita retida	25
3.3 Comportamento mecânico	26
3.4 Tratamentos térmicos	28
3.4.1 Recozimento	29
3.4.2 Esferoidização	29
3.4.3 Têmpera	30
3.4.4 Austêmpera	31
3.4.5 Tratamento intercrítico.....	32
3.5 Caracterização metalográfica.....	33

3.5.1 <i>Ataque químico</i>	33
3.5.2 <i>Quantificação das fases</i>	34
3.6 Resistência ao desgaste.....	35
3.6.1 <i>Desgaste abrasivo</i>	35
3.6.2 <i>Efeito da microestrutura na resistência ao desgaste</i>	36
3.6.2 <i>Ensaio tribológico por microabrasão</i>	37
4. MATERIAIS E MÉTODOS	40
4.1 Material	40
4.2 Métodos	40
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
5.1 Micrografias	46
5.2 Análise Quantitativa.....	51
5.3 Difração de Raios-X	52
5.3 Dureza Rockwell C	54
5.4 Desgaste Abrasivo.....	55
6. CONCLUSÃO	59
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	60

1. INTRODUÇÃO

A indústria automobilística é um dos setores industriais com maior exigência de melhorias e dinamismo recorrente devido ao alto investimento nesta área e a necessidade de se obterem propriedades cada vez mais específicas para os aços empregados. Atualmente, existem algumas questões que são tratadas como prioridades neste setor, como a redução de massa dos veículos e aumento de sua capacidade de absorver energia em colisões (ANNIBAL et al, 2005).

A redução de massa visa diminuir o consumo de combustível e, conseqüentemente, a emissão de gases poluentes. Já o aumento na resistência ao impacto ou tenacidade nasce do conceito de segurança para os passageiros, unânime no desenvolvimento de veículos no mercado atual (ANNIBAL et al, 2005).

Os aços de Plasticidade Induzida por Deformação (TRIP) nascem da necessidade de se combinar boas propriedades mecânicas como resistência a tração, resistência ao desgaste, dureza com outras propriedades como tenacidade e ductilidade. Devido à sua complexa microestrutura multifásica que associa ferrita pró eutetóide com bainita, martensita e austenita retida e, além disso, seu efeito de transformação martensítica induzida por deformação plástica que possibilita um aumento do alongamento uniforme e taxa de encruamento, este aço tem sido amplamente estudado para diferentes aplicações na indústria (ANNIBAL et al, 2005).

Contudo, apesar de ser muito promissor, ainda há muito a ser estudado e descoberto sobre este aço, seu processo de fabricação, sua estrutura multifásica e, principalmente, os parâmetros que afetam diretamente a fração de austenita retida e sua estabilidade. Diferentes estudos são feitos para avaliar o impacto destes parâmetros, como diferentes temperaturas para as rotas específicas de tratamento térmico na produção deste aço, diferentes tempos de encharque e meios de resfriamento (GOMES, 2016).

Portanto, é de interesse tecnológico estudar cada vez mais esta classe de aços e em que os parâmetros para sua fabricação implicam não só na microestrutura final, mas também em suas propriedades mecânicas, dureza, tenacidade e resistência ao desgaste (GOMES, 2016)

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Analisar o efeito do tempo de transformação bainítica na microestrutura e nas propriedades de um aço multifásico assistido pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

2.2 Objetivos específicos

- Obter um aço multifásico assistido pelo efeito TRIP, por meio de tratamento térmico com recozimento intercrítico seguido de austêmpera a 400°C.
- Realizar a caracterização microestrutural com o uso do Microscópio Óptico, Microscópio Eletrônico de Varredura e Difração de Raios-X.
- Avaliar o efeito do tempo de transformação bainítica na fração volumétrica das fases presentes.
- Correlacionar as microestruturas com a dureza e resistência ao desgaste abrasivo do aço multifásico assistido pelo efeito TRIP.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aço TRIP (Transformation Induced Plasticity)

3.1.1 *Histórico*

A indústria automobilística é um dos setores chaves na indústria de aços baixa liga e demanda por melhorias contínuas para que sua performance seja alcançada e as propriedades mecânicas dos aços sejam melhoradas. Tem-se observado que nos últimos anos a redução de massa dos veículos tem sido um objetivo a ser alcançado, além disso, uma combinação de resistência mecânica e ductilidade também foram e são amplamente estudadas atualmente (ANNIBAL et al, 2005).

Vários mecanismos que aumentam a resistência dos aços são conhecidos como, por exemplo, o refino de grão, precipitação, solução sólida e transformação de fases. Contudo, em todas estas estratégias, o aumento na resistência mecânica do aço resulta em queda de alongamento (ANAZAWA et al, 2008).

Atualmente, os aços TRIP são bastante utilizados neste setor industrial, pois proporcionam um aumento significativo no alongamento total do aço, e, portanto, na sua ductilidade, diferente dos mecanismos citados anteriormente (ANAZAWA et al, 2008).

Com isso, a produção de componentes estruturais em processos de fabricação que demandam deformações plásticas no material, como laminação, trefilação, forjamento entre outros, pode ser melhorada. Além disso, as propriedades finais do aço podem estar mais próximas do ideal para estas aplicações específicas devido a uma combinação que tende ao equilíbrio, entre resistência mecânica e ductilidade (ANAZAWA et al, 2008).

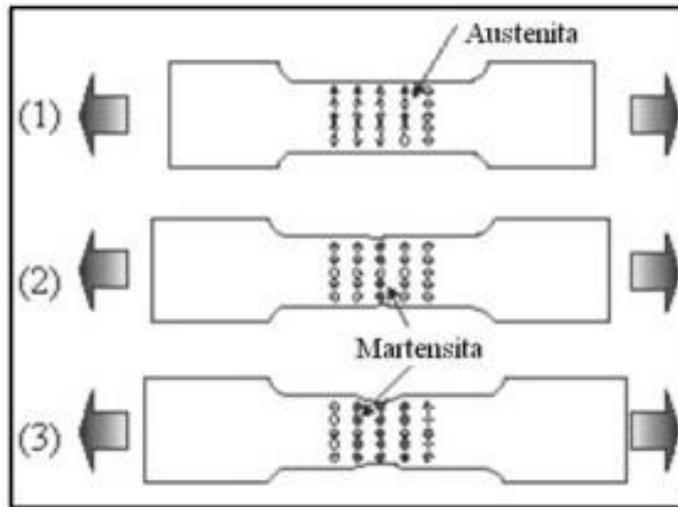
3.1.2 *Efeito TRIP*

O fenômeno de plasticidade induzida por transformação foi observado pela primeira vez no Instituto de Metalurgia Kaiser Wilhelm em Berlim no ano 1937, quando Günther Wassermann observou um aumento na conformabilidade dos aços devido à transformação da austenita retida em martensita (ANNIBAL et al, 2005).

A austenita retida é considerada metaestável na temperatura ambiente, entretanto, ela se torna instável quando submetida a uma deformação plástica significativa, e como consequência, ocorre a transformação em martensita, fase estável nas condições submetidas. O endurecimento significativo do material ocorre em função do aparecimento da fase martensítica, portanto, o

material aumenta sua resistência mecânica enquanto é conformado, como mostrado na figura 1 (ANNIBAL et al, 2005).

Figura 1 - Transformação de austenita retida para martensita no aço TRIP

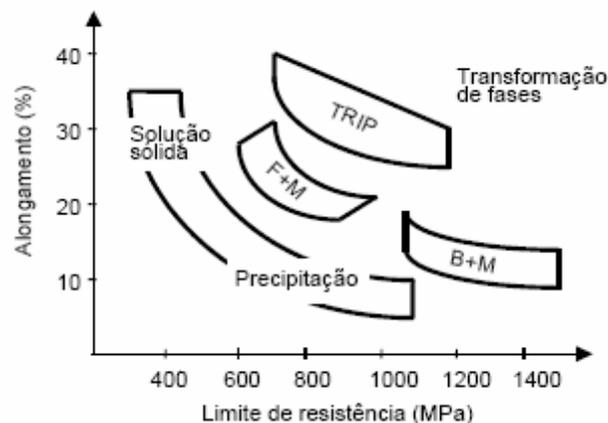


Fonte: GOMES, 2016.

Na figura 1, observa-se que à medida que a austenita retida é transformada em martensita devido à deformação plástica que o material experimenta, ocorre um acréscimo no seu alongamento uniforme e, portanto, um aumento na sua ductilidade.

É precisamente esta transformação martensítica induzida por deformação que é responsável pelo excelente equilíbrio de resistência-ductilidade apresentada pelos aços TRIP, como mostrado na figura 2 (ANAZAWA, 2007).

Figura 2 - Alongamento e resistência mecânica associado a tipos de endurecimento



Nota: F=ferrita, B=bainita, M=martensita

Fonte: ANAZAWA, 2007.

Nos mecanismos de endurecimento por solução sólida, por precipitação e formação de aço bifásico (ferrita + martensita; bainita + martensita) observa-se que um aumento na resistência mecânica implica numa diminuição do alongamento uniforme e perda da ductilidade. Para o mecanismo de endurecimento por transformação de fases, que é o caso do aço TRIP, o que se observa é que juntamente com o aumento da resistência mecânica há um aumento do alongamento uniforme deste material.

3.1.3 Elementos de liga e seus efeitos

Os elementos de liga presentes no aço possuem funções variadas que não se limitam em alterações nas fases e constituintes presentes no material, mas também na forma e velocidade que estas fases se formam durante o processamento. As propriedades mecânicas finais são alcançadas com precisão quando os elementos de liga corretos são escolhidos para otimizar a performance dos aços (SILVA; MEI, 2006).

Algumas funções específicas dos elementos de liga na estrutura do aço citadas por Yi (2010) são aumentar a fração de austenita retida na microestrutura, controlar a precipitação de cementita e aumentar a temperabilidade para que a formação de perlita não ocorra antes da transformação bainítica.

A combinação correta destes elementos, muitas vezes, implica em um aço com excelentes propriedades mecânicas, como resistência mecânica, tenacidade, ductilidade, usabilidade e conformabilidade (FERRER, 2003). Existem duas classes distintas nas quais os elementos de liga são agrupados em os elementos estabilizadores de austenita e os estabilizadores de ferrita (SILVA; MEI, 2006). Esta estabilização é possível por alguns mecanismos que serão revisados neste trabalho.

Existem várias formas dos elementos de ligas serem encontrados nos aços resfriados lentamente, dentre elas são: dissolvidos na ferrita, formando carbonetos e inclusões não metálicas como óxidos e sulfetos (SILVA; MEI, 2006).

Ao longo dos anos, várias composições químicas distintas para os aços TRIP foram investigadas com o objetivo de se encontrar uma microestrutura que forneça propriedades mecânicas ótimas para este tipo de aço. As composições químicas estudadas são apresentadas na tabela 1.

Tabela 1 - Composições químicas para diferentes aços TRIP de baixa liga %p

Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-P	0,15	2,00	-	-	0,03	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,60	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,50	0,60	-	-	-	0,06

Fonte: SOUZA, 2009.

Sabe-se que os elementos de liga Si, P, Ni e V influenciam na transformação bainítica do aço e espera-se que diferentes composições produzam materiais com diferentes propriedades, contudo, não existe um conhecimento consolidado sobre a influência que os elementos de liga exercem na microestrutura final dos aços (ANAZAWA, 2007).

- Carbono:

O carbono é o principal elemento de liga encontrado nos aços pelo fato de todas as transformações de fase serem afetadas pela concentração deste átomo na microestrutura e, além disso, ele é o principal elemento de liga no qual as propriedades mecânicas do aço são controladas (ANAZAWA, 2007). Se comparado com os outros elementos intersticiais de ligas ferrosas, o carbono é o elemento que tem maior coeficiente de difusão. Os outros elementos têm a possibilidade de se redistribuir ou não na matriz ferrítica do aço durante a transformação de fase e sua redistribuição depende da cinética e da força motriz durante a transformação de fase (NASCIMENTO, 2007).

No caso dos aços TRIP, o carbono é o principal elemento de liga estabilizador da austenita, controlando diretamente a quantidade de austenita retida presente na microestrutura e, portanto, controlando o efeito TRIP. Para este tipo de aço, o teor de carbono desejável é em torno de 0,2%, já que quantidades menores comprometeriam a estabilidade da austenita retida à temperatura ambiente e teores maiores implicam em problemas de soldabilidade o que não é permitido já que este aço é usado em diversas aplicações no qual ele precisa ser soldado (ANAZAWA, 2007).

Contudo, como o baixo teor de carbono dificulta a produção de austenita retida, utiliza-se, estrategicamente, proporções específicas de outros elementos de liga, como manganês e silício para gerar condições adequadas no tratamento térmico e otimizar a concentração de austenita retida no aço (ANAZAWA, 2007).

- **Manganês:**

O manganês é um elemento de liga economicamente viável devido ao seu baixo custo e sua maior aplicação nos aços é a estabilização da austenita, ou seja, ele diminui a temperatura de início da transformação da austenita em ferrita no resfriamento. Além disso, o manganês aumenta a solubilidade do carbono na austenita influenciando no volume de fração volumétrica da austenita retida. Contudo, níveis excessivos de manganês podem prejudicar os aços com a formação de carbonetos que diminuem sua ductilidade (GOMES, 2016).

- **Silício:**

Segundo Nascimento (2007), o silício é o elemento mais eficiente para auxiliar na formação de austenita retida, pois impede que os carbonetos se precipitem enquanto o aço é tratado termicamente na região de formação da bainita e, como consequência, tem-se que a austenita adjacente à ferrita possui alta concentração de carbono e permanece estável na temperatura ambiente.

A precipitação de cementita em aços TRIP é dependente da concentração de carbono que a ferrita bainítica possui durante o tratamento isotérmico. Podem ocorrer dois fenômenos com este carbono, ou ele enriquece a austenita ou forma carbonetos e na maioria das vezes ambos os processos ocorrem simultaneamente. Todavia, um fenômeno pode sobrepor o outro dependendo da temperatura isotérmica ou da composição da liga (ANAZAWA, 2007).

Para aços TRIP é usual ter uma alta concentração de silício, se comparada com outros elementos de liga. Com isso, a cementita é impedida de precipitar durante a transformação bainítica e o aço produzido terá alta ductilidade devido à ausência de deste carboneto. Já para concentrações de silício muito abaixo de 1%, é quase impossível que se tenha quantidades significativas de austenita retida na sua microestrutura (ANAZAWA, 2007).

Dessa forma, mesmo o silício sendo fundamental para a obtenção de aços TRIP sabe-se que teores deste elemento acima das especificações podem trazer prejuízos para as propriedades mecânicas do aço. Por exemplo, o silício pode oxidar durante o recozimento e o aço apresentar problemas em sua superfície principalmente em produtos laminados (ANAZAWA, 2007).

- **Nióbio:**

O nióbio é um dos elementos de liga com maior potencial de formar carbonetos e devido a isso ele é amplamente utilizado como refinador de grão. Os carbonetos se precipitam

nos contornos de grãos da austenita e impedem que estes grãos cresçam resultado em uma microestrutura mais fina. Como consequência, observa-se um balanço entre resistência mecânica e tenacidade razoável (KANTOVISCKI, 2005).

- Fósforo:

Segundo Kantoviscki (2005), quando existe uma limitação na concentração de alumínio e silício presentes no aço, o fósforo é requerido na microestrutura em baixíssimas concentrações, em torno de 0,1%. Neste caso, o fósforo também irá contribuir para o atraso na cinética da precipitação de carbonetos de ferro e proporcionar um aumento na resistência do material.

Contudo, apenas em baixas concentrações o fósforo é requerido. Se sua adição ultrapassar uma quantidade específica, o fósforo pode migrar para os contornos de grão e reduzir drasticamente a ductilidade do aço (SOUZA, 2009).

- Alumínio:

O alumínio, assim como o silício, é um elemento que estabiliza a ferrita, porém ele não impede de forma tão expressiva a formação de carbonetos como o silício. Muitas vezes o alumínio é utilizado em conjunto com o fósforo devido ao seu baixo potencial de produzir endurecimento por solução sólida e uma das desvantagens da sua utilização é o aumento exacerbado da temperatura de transformação martensítica (ANAZAWA, 2007).

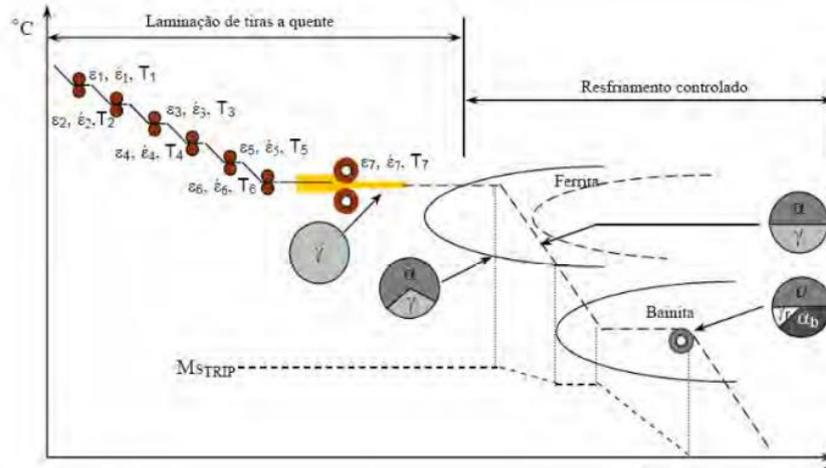
3.1.4 Processamento

Existem duas rotas de produção para os aços assistidos pelo efeito TRIP, ou eles são laminados a quente, como mostrado na figura 3, ou laminados a frio e recozidos. No caso de laminação a quente, alguns parâmetros como deformação, taxa de deformação e temperatura da deformação são rigorosamente controlados para que a microestrutura e propriedades desejadas sejam alcançadas (FUKUGAUCHI, 2010).

Para a laminação a quente, o processo pode ser dividido em etapa de laminação e etapa de resfriamento controlado. Na etapa de laminação os parâmetros são ajustados para que as propriedades e microestrutura final do aço sejam compatíveis com o projeto inicial. Na etapa de resfriamento o controle da velocidade de resfriamento é imprescindível devido à presença de diferentes elementos de liga. O ideal é que a taxa de resfriamento seja baixa para que se

obtenha cerca de 60% de ferrita pró eutetóide e na temperatura em torno de 400-500°C cerca de 25-40% de bainita (ANNIBAL et al, 2005).

Figura 3 - Etapas do processamento termomecânico dos aços TRIP laminado a quente



Fonte: FUKUGAUCHI, 2010.

3.1.5 Aplicações

Os aços multifásicos são empregados principalmente na indústria automobilística devido à crescente necessidade de diminuir a massa dos veículos e, simultaneamente, absorver energia durante a colisão. Este grupo de aços apresenta alta resistência e conformabilidade utilizando o fenômeno da transformação induzida por plasticidade (efeito TRIP) (KANTOVISCKI, 2005).

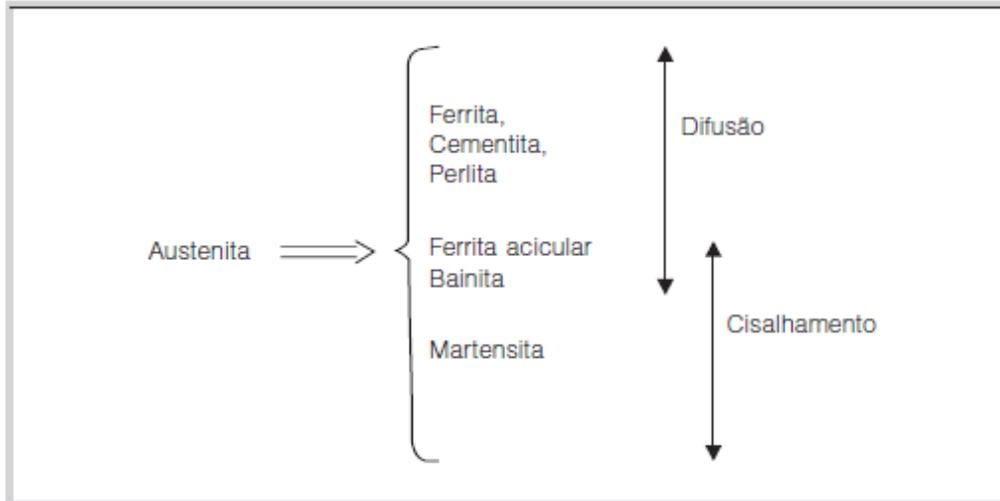
O resultado promissor que os aços TRIP têm apresentado reforça a ideia de que este material possui grandes aplicações industriais além da área de automobilística, como carenagem de foguetes e fios e cabos de alta resistência mecânica. Todavia, ainda existem muitas questões a serem estudadas referentes aos fenômenos que ocorrem na microestrutura deste material, como por exemplo, um maior esclarecimento sobre os mecanismos que regem a transformação martensítica induzida por deformação (KANTOVISCKI, 2005).

3.2 Aspectos microestruturais

Quando resfriado lentamente a partir do campo austenítico, o aço apresenta algumas fases e constituintes já amplamente estudados na metalurgia que são a ferrita, cementita e perlita. Porém se alguns parâmetros forem alterados, como velocidade de resfriamento, atmosfera, teor de carbono, elementos de liga entre outros, outros constituintes metaestáveis

surtem na microestrutura como a bainita e a martensita. As possíveis fases e constituintes do aço são mostrados na figura 4 de acordo com o mecanismo de transformação de fases (SILVA; MEI, 2006).

Figura 4 - Tipos de mecanismos presentes nas transformações de fase do aço



Fonte: SILVA, MEI, 2006.

A transformação da austenita apresenta-se em dois mecanismos operantes distintos que são o mecanismo difusional e o cisalhante, ou displacivo. O mecanismo difusional é lento e permite que os átomos se difundam a longas distâncias e se reorganizem na microestrutura para formar uma nova fase (SILVA; MEI, 1988).

Já no mecanismo displacivo, não há um intervalo de tempo suficientemente grande que permita que o fenômeno da difusão ocorra e, neste caso, é observado um movimento cooperativo dos átomos em curtas distâncias, deformando a rede cristalina (ANAZAWA, 2007).

3.2.1 Ferrita

O ferro caracteriza-se por apresentar várias fases alotrópicas e dentre elas, as mais importantes são a ferrita, também chamada de fase α e a austenita, chamada de fase γ . A ferrita possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado que se torna estável a uma temperatura aproximada de 912° C. Já a austenita é estável na faixa de 912°C até aproximadamente 1394°C e possui rede cristalina cúbica de face centrada (CHIAVERINI, 2008).

A maior consequência da mudança alotrópica do ferro com diferentes temperaturas para as ligas de aço é o fato de que o limite de solubilidade do carbono, que é um átomo intersticial, difere-se para a ferrita e a austenita. A austenita consegue manter o carbono em solução, enquanto a ferrita não e isso que caracteriza a grande importância tecnológica dos tratamentos térmicos realizados no aço (CHIAVERINI, 1988).

Os parâmetros citados anteriormente que envolvem as operações de tratamento térmico modificam a cinética de transformação de fases do aço e quando controlados podem oferecer diferentes microestruturas e constituintes (CHIAVERINI, 1988).

A ferrita é formada pelo mecanismo difusional e existem diferentes morfologias para esta fase que dependerão da taxa de resfriamento do aço. Com o resfriamento lento sua nucleação ocorre, preferencialmente, nos contornos de grão de austenita e essa fase é chamada de ferrita equiaxial. Já no caso de velocidade de resfriamento mais alta, a ferrita pode nuclear também no interior do grão austenítico, dando origem a ferrita de Widmanstätten (SILVA; MEI, 2006).

3.2.2 Cementita

A fase cementita é o carboneto de ferro com a forma química Fe_3C que possui solubilidade máxima de 6,67% de carbono. É uma fase com alta dureza, assim como a maioria dos carbonetos, e bastante quebradiça. A elevada dureza e resistência mecânica dos aços com alto teor de carbono é devido à presença dessa fase, assim como sua baixa ductilidade (CHIAVERINI, 1988).

3.2.3 Perlita

Segundo Chiaverini (1988), a perlita é o constituinte eutetóide dos aços, estável a partir de $727^{\circ}C$, que contém duas fases presentes, a ferrita e a cementita. Sua morfologia é descrita como uma matriz ferrítica com lamelas de cementita alternadas como mostrado na figura 5. As propriedades mecânicas da perlita são intermediárias a essas duas fases, ou seja, é dura e resistente, porém com boa ductilidade e vale ressaltar que a resposta mecânica da perlita depende principalmente do tamanho das partículas de cementita presentes na microestrutura.

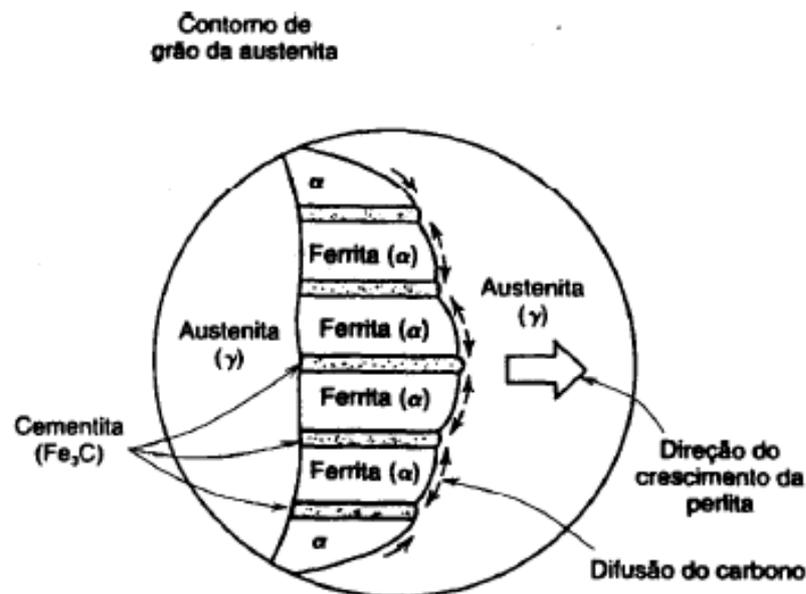
3.2.4 Martensita

A martensita é uma fase metaestável presente no aço que surge a partir do resfriamento brusco da austenita e o tratamento térmico responsável por obter essa fase é a têmpera. O mecanismo operante da têmpera é o cisalhamento (mecanismo displacivo) sem a ocorrência de difusão na microestrutura. A martensita é classicamente definida como uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro α com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), ou seja, a estrutura CCC do ferro distorcida pelo cisalhamento ocorrido com o resfriamento brusco (SANTOS, 2005).

A morfologia da martensita depende diretamente do teor de carbono presente no aço. Para aços com baixo teor de carbono a martensita apresenta-se na forma de ripas e alto teor na forma de agulhas, como mostrado na figura 6 (SANTOS, 2005).

Quanto às propriedades mecânicas desta fase, sabe-se que a distorção da rede cristalina para a formação da martensita é o principal fator responsável pelo aumento da dureza em aços temperados (SANTOS, 2005).

Figura 5 - Formação da perlita a partir da austenita

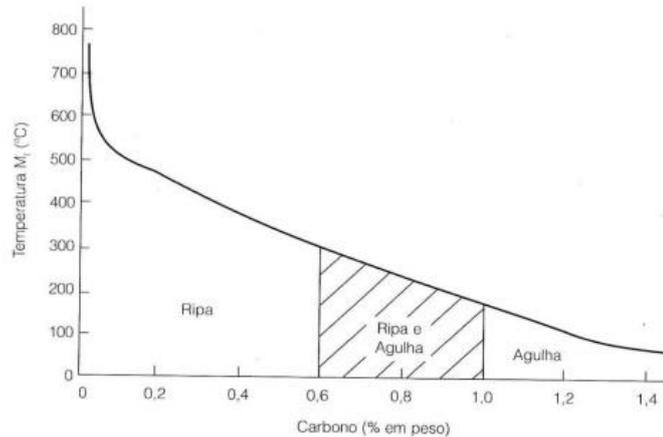


Fonte: SANTOS, 2005.

A morfologia da martensita depende diretamente do teor de carbono presente no aço. Para aços com baixo teor de carbono a martensita apresenta-se na forma de ripas e alto teor na forma de agulhas, como mostrado na figura 6 (SANTOS, 2005).

Quanto às propriedades mecânicas desta fase, sabe-se que a distorção da rede cristalina para a formação da martensita é o principal fator responsável pelo aumento da dureza em aços temperados (SANTOS, 2005).

Figura 6 - Morfologia da martensita em função da concentração de carbono

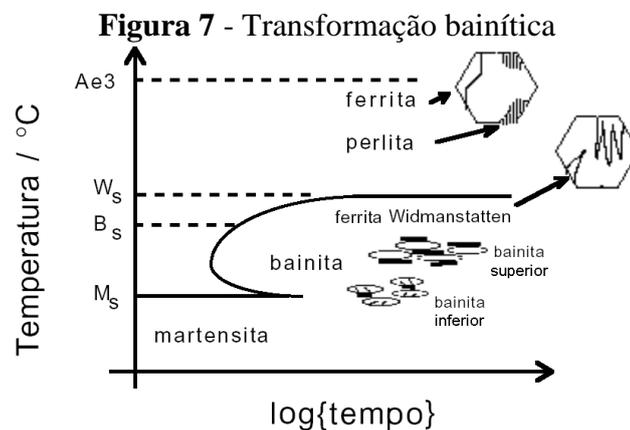


Fonte: SILVA, MEI, 2010.

3.2.5 Bainita

A transformação bainítica ainda é parcialmente incompreendida pelos pesquisadores em geral e devido a isso estudos e debates são continuamente feitos para classificar esse constituinte tecnológico tão importante (ANAZAWA, 2007).

Segundo Colpaert (2008, p. 196), a bainita pode ser definida como um produto de transformação formado em faixa de temperatura intermediária entre a transformação eutetóide (de formação da perlita) e a formação da martensita, constituído por agregados de ferrita e cementita, como mostrado na figura 7.



Fonte: SANTOS, 2005.

Já segundo Santos (2005), a bainita não consiste em uma nova fase, porém em uma mescla de ferrita e carbonetos, semelhante à perlita. A bainita apresenta-se como uma estrutura mista que possui fases advindas do mecanismo difusional, característico da perlita, e do mecanismo displacivo, característico da martensita sendo, portanto, um intermediário entre elas.

Por fim, sabe-se que a bainita é um constituinte metaestável pode ser formado a partir de uma ampla faixa de temperatura, entre 250 e 550°C e ele é o responsável pela alta resistência mecânica e boa ductilidade e tenacidade presente nos aços bainíticos. Além disso, quando estes aços são ligados com Ni-Cr-Mo, esta microestrutura confere boas propriedades de fluência ao material (ANAZAWA, 2007).

O constituinte bainita forma-se a partir da austenita e é composto por ferrita e carbonetos. A forma como este constituinte apresenta-se na estrutura irá depender de alguns parâmetros como o teor de carbono, teor dos elementos de liga, tratamento térmico realizado e tempo de permanência na temperatura de transformação escolhida (SANTOS 2005).

A transformação bainítica pode ocorrer em duas faixas de temperatura distintas que são de 300 a 540°C e de 200 a 300°C. O caso do primeiro intervalo, este origina uma bainita com a morfologia de ripas paralelas de ferrita separadas por partículas alongadas de cementita e é chamada bainita superior. Já no segundo intervalo, a fase ferrita aparece na forma de placas e a cementita aparece como partículas de espessuras muito pequenas, sendo este constituinte chamado de bainita inferior (SANTOS 2005).

Além das diferentes faixas de temperatura que a transformação bainítica acontece, ela também pode ocorrer de forma isotérmica ou pelo resfriamento contínuo. Cada um dos processos fornece uma morfologia distinta e a escolha dos parâmetros depende do tipo de bainita que se deseja obter (SANTOS 2005).

A diferença entre a bainita superior e inferior está apenas na maneira como a cementita se precipita, fora isto as características metalográficas são as mesmas. Existem duas possibilidades, ou a cementita precipita-se no interior das agulhas de ferrita, ou entre elas e isso fará toda a diferença nas propriedades mecânicas finais do material (SILVA; MEI, 2010).

Essa diferença na formação da bainita ocorre devido ao fenômeno de difusão depender diretamente da temperatura. Em baixas temperaturas, o carbono não consegue segregar-se totalmente da austenita o que leva a sua precipitação ocorrer dentro da ferrita. Já para maiores temperaturas, o carbono consegue se difundir e a formação da cementita ocorre entre as agulhas de ferrita, como mostrado na figura 8 (SILVA; MEI, 2010).

Figura 8 - Representação da formação da bainita superior e inferior



Fonte: SILVA; MEI, 2010.

A principal consequência da diferença de formação da cementita na bainita é que a bainita inferior usualmente oferece maior tenacidade à estrutura do que a bainita superior. Os carbonetos grosseiros formados na bainita superior são pontos de nucleação de trincas (SANTOS, 2005).

3.2.6 Austenita retida

Segundo Silva e Mei (2010, p 9), a austenita é uma solução sólida de carbono em ferro CFC, existindo entre as temperaturas de 727 e 1495°C, e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148°C.

Para que a austenita seja metaestável à temperatura ambiente, ela precisa ser estabilizada com diversas estratégias como aumento no teor de C, Mn, Cr e outros elementos de liga, adição de Si entre 1 e 2% para inibir a precipitação da cementita e a transformação bainítica que enriquece de carbono a austenita adjacente. Após o tratamento térmico, a fase austenita que ainda reside na microestrutura do aço é chamada austenita retida (ANAZAWA, 2007).

O grande papel dessa fase metaestável para aços de transformação induzida por deformação é a transformação de austenita retida em martensita quando o material experimentar alguma deformação plástica. Com isso, as propriedades mecânicas são melhoradas e o material não perde sua ductilidade (ANAZAWA, 2007).

A austenita retida é o principal item a ser considerado no desenvolvimento de aços TRIP e sua morfologia produz um grande efeito no alongamento total do aço. O comportamento do alongamento ideal para esse tipo de aço é obtido quando a austenita retida encontra-se na forma

de filmes finos dentro das subunidades da bainita. Outro aspecto importante é o tamanho do grão da austenita retida que pode ter efeito durante a deformação plástica (ANAZAWA, 2007).

3.3 Comportamento mecânico

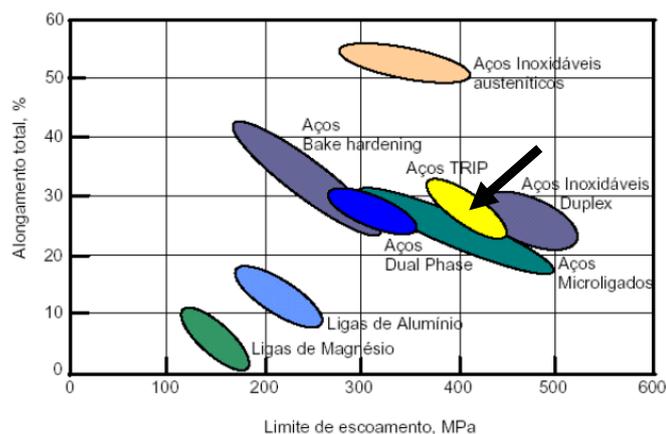
Os aços multifásicos possuem uma matriz ferrítica contínua contendo outras fases dispersas nesta matriz, como por exemplo, martensita e bainita, além de possuírem austenita retida em frações volumétricas maiores que 5%. Existem vários subgrupos de aços que são multifásicos, como os aços *dual phase* (DP), aços de plasticidade induzida por deformação (TRIP) e aços de fases complexas (CP) (ANAZAWA et al. 2007).

As proporções desejadas de cada fase para o aço multifásico que é produzido são alcançadas por meio de tratamentos térmicos para obter propriedades mecânicas necessárias para diversas aplicações. A quantidade e distribuição de cada fase, assim como as propriedades mecânicas, podem ser modificadas pelos tratamentos térmicos em que o material é submetido (GOMES, 2016).

Os aços TRIP possuem melhores combinações entre resistência mecânica e ductilidade se comparados com alguns aços multifásicos, como mostrado na figura 9, indicado pela seta (KANTOVISCKI, 2005). Além disso, os aços TRIP apresentam uma excelente taxa de encruamento o que implica em uma boa tenacidade quando comparados com outros aços (GOMES, 2016).

A tabela 2 contém algumas propriedades mecânicas para diferentes tipos de aço TRIP e o que se pode perceber é que estes aços possuem alta capacidade de encruamento e um excelente alongamento uniforme, além de alta capacidade de absorção de energia (KANTOVISCKI, 2005).

A distribuição de austenita retida na microestrutura dos aços TRIP lhe confere uma grande capacidade de absorção de energia e traz mais benefícios às propriedades mecânicas do que a martensita, por exemplo, já que o alongamento uniforme aumenta com um aumento na concentração de austenita retida na estrutura (KANTOVISCKI, 2005).

Figura 9 - Alongamento total e limite de escoamento para alguns aços multifásicos

Fonte: KANTOVISCKI, 2005 (Adaptado).

A distribuição de austenita retida na microestrutura dos aços TRIP lhe confere uma grande capacidade de absorção de energia e traz mais benefícios às propriedades mecânicas do que a martensita, por exemplo, já que o alongamento uniforme aumenta com um aumento na concentração de austenita retida na estrutura (KANTOVISCKI, 2005).

Tabela 2 - Propriedades mecânicas para diferentes aços TRIP

Grau	Lim. Escoamento LE (N/mm ²)	Lim. de Resistência LR (N/mm ²)	Alongamento (%) L ₀ =80 mm Espessura < 3 mm	n
TRIP 600 – BQ	380/480	590/700	≥ 26	≥ 0.20
TRIP 700 – BQ	410/510	690/800	≥ 24	≥ 0.19
TRIP 800 – BQ	420/550	780/900	≥ 23	≥ 0.18
TRIP 800 – BF	> 450	780/900	≥ 21	-

BQ = Laminado à quente; BF = Laminado à frio

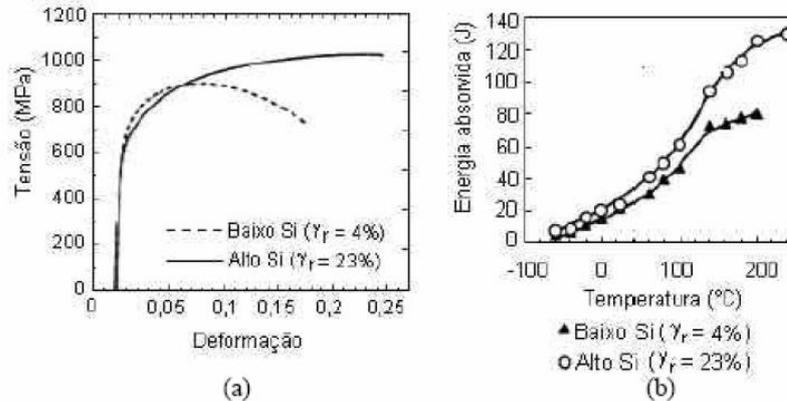
Fonte: KANTOVISCKI, 2005 (Adaptado).

Em seu trabalho Annibal (2005) mostra o efeito da presença de austenita retida na absorção de energia ou tenacidade no aço com alto teor de silício, como mostrado na figura 10. Ele conclui que o aço que contém maior teor de silício e, portanto, maior concentração de austenita retida (23%) possui maior resistência e maior ductilidade comparado ao aço de baixo silício. Verifica-se, também, na figura 10 b que a performance no ensaio Charpy para o aço com alto teor de silício é melhor do que o de baixo teor de silício devido à maior quantidade de austenita retida.

Atualmente, o critério utilizado para a fabricação de carros modernos é a segurança e isso é medido através da capacidade que o carro possui em absorver energia. Para medir tal capacidade, utiliza-se provas de colisão para avaliar o desempenho de diferentes veículos, como mostrado na figura 11. Por isso, durante a fabricação de algumas partes do carro, não é desejável que toda a austenita transforme-se em outras fases para que uma quantidade significativa desta

sofra a transformação martensítica durante o impacto em uma possível colisão (ANNIBAL, 2005).

Figura 10 - (a) Curva de tensão deformação para aços de alto e baixo teor de silício com diferentes teores de austenita retida (b) Curva de transição obtida pelo ensaio Charpy



Fonte: ANNIBAL, 2005.

Figura 11 - Fotografia de um veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto



Fonte: BESTCARS, 2015.

3.4 Tratamentos térmicos

Segundo Chiaverini (2008, p. 81), é definido como tratamento térmico uma sequência de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos alguns materiais, com uma escolha lógica dos parâmetros que são temperatura, tempo, atmosfera em que o material está inserido e velocidade de resfriamento. O principal objetivo dos tratamentos térmicos é alterar as propriedades dos materiais ou atribuir alguma característica específica a estes.

As principais propriedades a serem alteradas com esta operação são aumento ou diminuição da dureza, aumento da resistência mecânica, melhora na ductilidade, resistência ao desgaste e usinabilidade (CHIAVERINI, 2008). Todavia, um grande empecilho observado nos tratamentos térmicos dos materiais é que a escolha de uma propriedade para melhorar sua performance na função que ele for exercer, pode implicar em perda de outras propriedades (CHIAVERINI, 2008).

Portanto, o tratamento térmico a ser executado é escolhido criteriosamente para que este conflito não ocorra e uma otimização satisfatória nas propriedades dos materiais seja alcançada (CHIAVERINI, 2008).

3.4.1 Recozimento

O tratamento térmico de recozimento é realizado com alguns objetivos específicos que são remover as tensões residuais da peça que surgem durante seu processo de fabricação, ou seja, tratamentos mecânicos a frio e a quente realizados no material, diminuir a dureza, alterar a ductilidade (CHIAVERINI, 2008). Segundo Colpaert (2008), o recozimento elimina o histórico de tratamentos mecânicos que o material já experimentou devido à nucleação e crescimento de novos grãos de austenita.

São classificados 5 tipos específicos de recozimento que são recozimento pleno, recozimento isotérmico ou cíclico, recozimento para alívio de tensões, recozimento em caixa e esferoidização (CHIAVERINI, 2008).

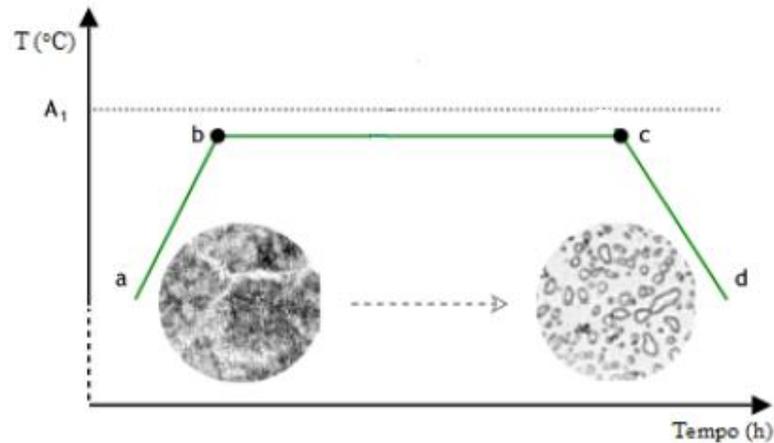
3.4.2 Esferoidização

É sabido que em aços hipereutetóides e em aços ligados a cementita apresenta-se envolvida em torno da perlita como uma rede, o que dificulta bastante a execução de processos de fabricação, como a usinagem, por exemplo (PERUCH, 2009). Portanto o tratamento térmico de esferoidização tem como objetivo principal distribuir os carbonetos na microestrutura do aço (COLPAERT, 2008).

A esferoidização é feita por meio de um aquecimento e manutenção do aço a uma temperatura um pouco abaixo da transformação austenítica seguida de um resfriamento lento mostrado na figura 12. Como resultado, tem-se um aço com uma estrutura globular de

carbonetos em uma matriz ferrítica, o que implica em uma melhora na sua usinabilidade (CHIAVERINI, 2008).

Figura 12 - Etapas do processo de esferoidização ou recozimento subcrítico



Fonte: PERUCH, 2009 (Adaptado)

3.4.3 Têmpera

Uma combinação eficiente entre resistência mecânica e tenacidade é uma das características mais importantes em aços de alta performance e uma microestrutura que, classicamente, permite tais combinações de propriedades é a martensítica revenida (SILVA; MEI, 2010).

O tratamento térmico de têmpera consiste em aquecer o aço até sua temperatura de austenitização, seguida de um resfriamento a uma velocidade suficientemente rápida que não permita que as transformações perlíticas e bainíticas ocorram. Como resultado, tem-se uma estrutura metaestável martensítica (SILVA; MEI, 2010).

A velocidade de resfriamento irá depender do tipo de aço, da forma e dimensões da peça em questão e a principal variável que controla o parâmetro velocidade será o meio de resfriamento utilizado (CHIAVERINI, 2008). Os principais meios de têmpera utilizados são água pura, água com adição de sal ou polímeros, óleo e ar, sendo que estes possuem diferentes capacidades de extração de calor ou severidade (SILVA; MEI, 2010).

Contudo, existe uma dificuldade em encontrar a taxa mínima de resfriamento necessária para impedir que as transformações bainíticas e perlíticas ocorram e isso se deve ao fato de que

os aços apresentam diferentes curvas ITT (Transformação Isotérmica) (SILVA; MEI, 2010). Portanto, a escolha da taxa de resfriamento depende do tipo de aço a ser tratado termicamente.

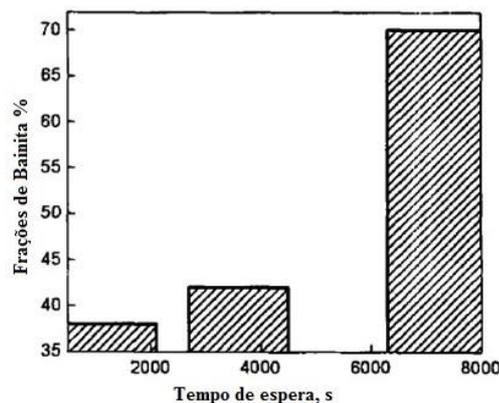
3.4.4 Austêmpera

A austêmpera é considerada um tratamento térmico isotérmico, devido à transformação da austenita ocorrer a uma temperatura constante. O microconstituente principal deste tratamento é a bainita, que possui excelentes propriedades mecânicas (CHIAVERINI, 2008).

Este tratamento tem sido utilizado como substituto para a têmpera e revenimento e isto tem ocorrido por que as propriedades mecânicas que a bainita produzida por austêmpera oferece podem ser não só idênticas, mas também superiores à microestrutura constituída por martensita revenida (CHIAVERINI, 2008).

Segundo Silva e Mei (2010, p 132), o processo de austêmpera consiste em austenitizar completamente o aço e manter nesta temperatura por um tempo, resfriar rapidamente em um banho de sal, óleo ou chumbo. A influência do tempo de austêmpera é mostrada na figura 13. Por fim, terminado o tempo de austêmpera, ocorre o resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

Figura 13 - Influência do tempo de austêmpera na quantidade de bainita produzida



Fonte: LIE WU, 2007.

As duas variáveis mais importantes nesta operação são o tempo e a temperatura nas duas etapas do processo. Estes dois parâmetros que vão definir a morfologia da bainita, as fases presentes, a quantidade de austenita retida e, conseqüentemente, as propriedades finais da peça tratada termicamente (NASCIMENTO, 2007).

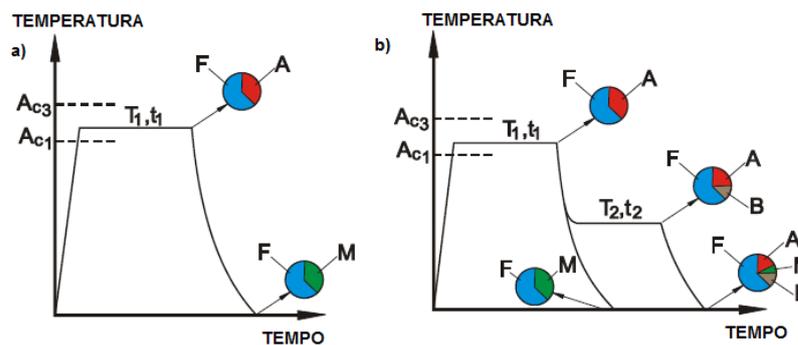
A principal vantagem da austêmpera sobre a têmpera é que a austenita transforma-se em bainita a uma temperatura bem superior do que a martensita, ou seja, com a diferença de temperatura menor, as tensões residuais resultantes também são menores. Como consequência, tem-se uma estrutura com poucas distorções, pouco empenamento e sem o aparecimento de trincas ou fissuras (CHIAVERINI, 2008).

Portanto, o objetivo da austêmpera é reduzir a perda de peças por trincas e empenamentos, problemas presentes no tratamento térmico de têmpera. O custo de uma austêmpera é aproximadamente o mesmo da têmpera, sendo, em alguns casos até inferior. Contudo, a grande desvantagem do processo é que ele é limitado a um grupo pequeno e específico dos aços (SILVA; MEI, 2010).

3.4.5 Tratamento intercrítico

Para obter aços multifásicos, o ciclo térmico normalmente utilizado é modificado normalmente com a introdução de um patamar de temperatura na região onde a transformação bainítica ocorre. Observa-se que o ciclo térmico apresentado na figura 14a tem como resultado a obtenção de aços bifásicos. Já na figura 14b, há um patamar no qual a temperatura permanece constante em um período de tempo, na região de transformação bainítica (ANAZAWA, 2007).

Figura 14 - Tratamento térmico para a obtenção de (a) aços bifásicos e (b) aços multifásicos.



F= Ferrita, A= Austenita, B= Bainita e M= Martensita
Fonte: ANAZAWA, 2007

A primeira etapa da operação para a produção de aços multifásicos é denominada tratamento intercrítico ou recozimento intercrítico. Este processo consiste em aquecer a peça até uma temperatura entre A_{c1} e A_{c3} , região na qual ocorre a austenitização parcial no aço e as fases austenita e ferrita coexistem (ANAZAWA, 2007).

Além do objetivo principal do tratamento intercrítico que é a transformação austenítica, em aços de até 0,25% de teor de carbono, a obtenção da martensita é dificultada devido à pequena quantidade de carbono presente em solução sólida. Devido a isso, este tratamento é realizado estrategicamente para aumentar a temperabilidade dos aços e isso é possível porque a austenita formada na região intercrítica é enriquecida de carbono. Com um resfriamento brusco, uma pequena quantidade de martensita é obtida (SANTOS, 2005).

3.5 Caracterização metalográfica

A estrutura e propriedade dos materiais modernos podem ser conhecidas e estudadas por diversos recursos que vão desde as escalas nanométricas até os produtos finais, medidos em centímetros ou metros. Os efeitos da microestrutura dos materiais sobre as propriedades finais tanto mecânicas quanto físicas são muito importantes e necessitam serem estudados. O exame metalográfico nasce da necessidade de compreender-se totalmente a microestrutura, sua morfologia, em como ela é formada e como ela se apresenta nos materiais (FUKUGAUCHI, 2010).

Dentre as ferramentas para se estudar a microestrutura dos aços, a microscopia óptica é uma técnica muito recorrida e é utilizada para a investigação metalográfica em ampliações que vão de 50 a 2000 vezes. Para análises com maior ampliação, a microscopia eletrônica é utilizada (FUKUGAUCHI, 2010).

A microscopia óptica envolve ataque químico da amostra para que a identificação dos constituintes presentes no aço seja possível. No caso dos aços TRIP, alguns autores têm estudado os melhores reagentes e métodos a serem utilizados (FUKUGAUCHI, 2010).

3.5.1 Ataque químico

Muitos métodos de ataque já foram desenvolvidos e estudados e esta técnica tem como princípio a corrosão controlada da amostra, que ocorre devido à diferença de potencial eletroquímico entre as interfaces de superfícies e heterogeneidades químicas ou físicas. A quantificação das fases é feita por algumas técnicas como contagem de pontos, interceptação linear ou análise de imagens que utiliza a diferença de contraste cinza pelo ataque químico (FUKUGAUCHI, 2010).

O Nital é um dos reagentes mais antigos e utilizados para os aços, pois ele é capaz de revelar os contornos de grão de ferrita e constituintes. Contudo, este reagente responde de forma diferente para cada grão da estrutura, ou seja, para cada orientação cristalográfica ele reage de forma diferente (FUKUGAUCHI, 2010).

Para o caso dos aços multifásicos, utilizar somente o Nital não é desejável, pois ele dificulta a distinção entre as fases presentes. Porém, em conjunto com outros reagentes como o LePera e metabisulfito de sódio, a identificação das fases é realizada (FUKUGAUCHI, 2010).

Já no trabalho de Bandoh (1988), o ataque foi realizado por imersão com uma mistura dos reagentes mostrados na tabela 3. Neste ataque foi possível observar e identificar todas as fases presentes no aço em diferentes cores sendo que a martensita/austenita retida aparece na coloração amarela, bainita na coloração marrom e ferrita na coloração azul.

Tabela 3 - Composição química dos reagentes de Bandoh

Tiosulfato de sódio 7%	Ácido Picríco 5%	Nital 3%
Na ₂ S ₂ O ₃ (7g)ou Na ₂ S ₂ O ₃ .5H ₂ O (7g) + H ₂ O (100ml)	(NO ₂) ₃ C ₆ H ₃ OH (5g) + C ₂ H ₅ OH(100ml)	HNO ₃ (3ml) + C ₂ H ₅ OH (97ml)
23,5 ml	23,5 ml	3 ~ 10 ml

Fonte: Bandoh et al, 1988 (Adaptado)

3.5.2 Quantificação das fases

A análise quantitativa das fases presentes nos aços TRIP é de extrema importância, pois a quantidade final de cada uma delas é que define as propriedades mecânicas finais do material. Para a austenita retida, alguns métodos experimentais tradicionais mostrados na tabela 4 são discutidos e utilizados (ANAZAWA, 2007).

Dentre as técnicas apresentadas acima, a técnica de Difração de raios X para quantificar a austenita retida apresenta mais facilidade. Entretanto, existem alguns aspectos que resultam em erros para esta técnica, como a condição de tensão de superfície alterar os resultados finais (ANAZAWA, 2007).

Um outro método bastante utilizado é o método de contagem por pontos que está presente na norma ASTM E-562. Neste método, uma série de linhas horizontais e verticais são traçadas sobre a imagem e a quantificação é feita a partir do número de vezes que determinada fase aparece nos pontos de intersecção dessas retas (MACEDO, 2015).

Tabela 4 - Técnicas de quantificação da austenita

Técnica	Quantidade observada	Volume investigado
Difração de Raios X	Picos de difração	Camada superficial
Difração de nêutrons	Picos de difração	Volume
Metalografia/MEV	Grãos com ataque colorido	Camada superficial
Mössbauer	Espectro de transmissão	Filme fino
Magnetização	Magnetização de saturação	Volume
Dilatometria	Mudança de comprimento	Volume
Microscopia de Força Atômica (MFA)	Topografia	Volume

Fonte: ANAZAWA, 2007(Adaptado).

3.6 Resistência ao desgaste

O fenômeno do desgaste tem grande importância nos setores industriais devido ao alto custo envolvido em falhas por este problema. Nos EUA, por exemplo, o prejuízo causado por problemas de desgaste chega, em média, na ordem de US\$ 500 bilhões anuais. Este fenômeno causa parada e diminuição da produção, além de ter elevado custo de manutenção das peças, portanto, é de extrema importância adquirir conhecimentos em processos de desgaste (COZZA, 2006).

Engenheiros e técnicos da indústria tentam constantemente prolongar a vida útil das peças e equipamentos, pois seu custo é muito elevado. Visando reduzir o tempo de manutenção e a troca de peças, a resistência ao desgaste tem sido amplamente estudada. Com a possibilidade de escolher novos componentes para os materiais ou prepará-los para suportar as condições de trabalho que lhe são impostas, a resistência ao desgaste é imprescindível para estes materiais (RIBEIRO, 2004).

3.6.1 Desgaste abrasivo

Segundo a norma ASTM G45 (ASTM, 2001), define-se o desgaste abrasivo como “a perda de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem”.

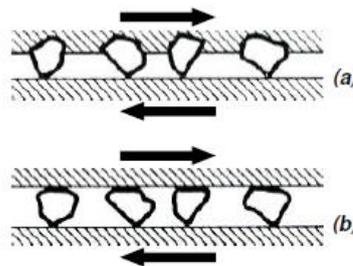
O desgaste abrasivo pode ser entendido como um fenômeno no qual uma superfície rugosa desliza sobre outra e material é removido, sendo que essas duas superfícies possuem diferentes durezas e rugosidades. Este fenômeno pode existir de duas formas distintas chamadas

de riscamento (dois corpos) e rolamento (três corpos), como mostrado na figura 15 (GOMES, 2016).

No desgaste abrasivo por riscamento, observa-se que as partículas abrasivas que causam o desgaste estão fortemente aderidas em uma das superfícies dos corpos e como consequência, elas só podem deslizar sobre o contra corpo. Já no desgaste abrasivo por rolamento, as partículas estão livres entre as duas superfícies em atrito (COZZA, 2006).

Apesar das propriedades de dureza e resistência ao desgaste ainda aparecerem em conjunto, estudos sobre aços multifásicos demonstram que mesmo com baixa dureza relativa, estes materiais podem apresentar uma boa resistência ao desgaste se comparado com aços martensíticos de alta dureza, por exemplo. Estudos mostram que é essencial a análise da microestrutura no fenômeno de desgaste abrasivo (GOMES, 2016).

Figura 15 - Fenômeno de desgaste abrasivo por (a) riscamento; (b) rolamento



Fonte: COZZA, 2006.

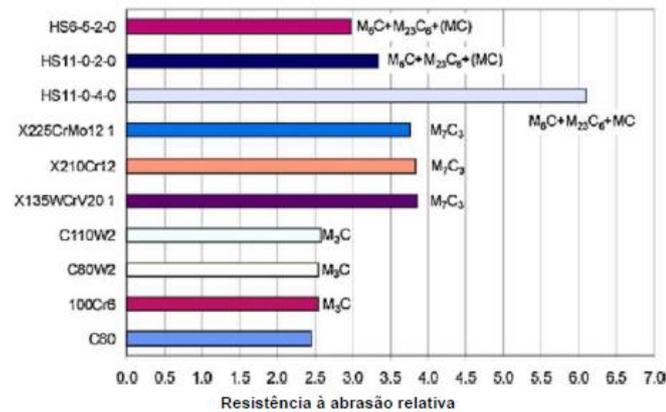
3.6.2 Efeito da microestrutura na resistência ao desgaste

Para os materiais metálicos, a resistência à abrasão está diretamente ligada à dureza, tamanho e morfologia das fases e constituintes duros presentes na microestrutura. Geralmente, um aumento da dureza dessas fases e suas quantidades implicam em um aumento da resistência à abrasão. Contudo, não é correto analisar os carbonetos separadamente na estrutura do material porque, em alguns casos, uma mudança microestrutural pode modificar a influência deste carboneto (GOMES, 2016).

Por exemplo, em aços que possuem sua microestrutura baseada em perlita e carbonetos, aumentar a quantidade de carbonetos em até 35% em volume, implica em um aumento de dureza e resistência à abrasão. Já para aços que possuem sua microestrutura ferrita e carbonetos, este aumento de resistência existe apenas para até 6% de carbonetos presentes na estrutura. Por fim, o tipo de carboneto presente também é importante e promove grandes diferenças na resistência à abrasão dos materiais, como mostrado na figura 16 (GOMES, 2016).

Outros fatores, como a presença de inclusões, defeitos cristalinos, anisotropia entre outros podem influenciar também nesta propriedade. Por exemplo, no caso das inclusões, estas podem reduzir a resistência à abrasão (GOMES, 2016).

Figura 16 - Diferentes carbonetos e sua influência na resistência à abrasão em aços temperados



Fonte: Sucháne, Kuklík, 2009.

3.6.2 Ensaio tribológico por microabrasão

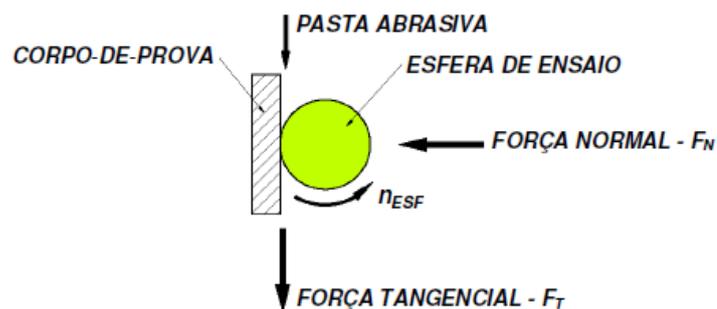
O ensaio de desgaste por microabrasão sofreu várias modificações desde sua criação no século XVIII e o objetivo inicial do ensaio era estudar o desgaste em metais, minerais e vidros. Em sua primeira versão, o ensaio era realizado com a aplicação de uma força perpendicular sobre o corpo de prova estudado e como consequência do contato entre eles, era gerada uma marca de desgaste (COZZA, 2006).

Com o passar do tempo, o ensaio por microabrasão também passou a ser utilizado na investigação de espessura de filmes finos e determinação do coeficiente de desgaste. Atualmente, o ensaio de microabrasão por esfera rotativa é o mais empregado e este ensaio possui duas configurações básicas; ensaio microabrasivo por esfera rotativa livre e ensaio microabrasivo por esfera rotativa fixa (COZZA,2006). A figura 17 ilustra o ensaio por esfera rotativa fixa.

Neste ensaio, uma força normal (F_n) é aplicada sobre a esfera e ao lado desta encontra-se o corpo de prova. Uma pasta abrasiva é inserida entre estes dois corpos e o contato e movimento relativo entre eles produz uma força de atrito e o desgaste ocorre. Os principais parâmetros deste ensaio são a distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova, a carga que será aplicada, a rotação da esfera, a concentração da pasta abrasiva e a vazão da mesma (COZZA,2006; GOMES,2016).

No caso do ensaio de microabrasão por esfera rotativa livre, a carga normal a ser aplicada no corpo de prova é definida pelo próprio peso da esfera e outras variáveis distintas aparecem, como a inclinação do corpo de prova em relação ao eixo do motor e esta é a principal diferença deste ensaio para o dito anteriormente. A figura 18 é ilustrado os elementos presentes neste ensaio (COZZA,2006).

Figura 17 - Ensaio tribológico de microabrasão por esfera rotativa fixa



Fonte: COZZA, 2006.

Como resultado deste ensaio, tem-se a marca de desgaste no corpo de prova que será analisada posteriormente observando-se a profundidade de penetração da esfera de ensaio e o diâmetro da cratera formada, como mostra a figura 19.

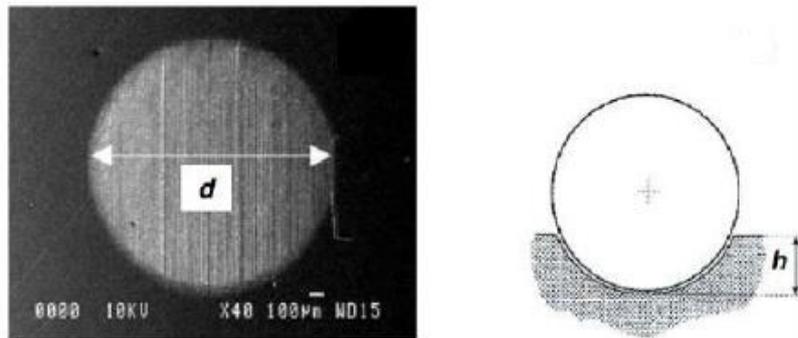
Apesar de propriedades como dureza, tenacidade à fratura, tamanho de grão e porosidade influenciarem na resistência ao desgaste do material, esta propriedade não é intrínseca a ele e o coeficiente de desgaste obtido ao final do ensaio depende fortemente dos parâmetros utilizados durante o ensaio (COZZA,2006).

Figura 18 - Elementos presentes no ensaio de microabrasão por esfera livre



Fonte: COZZA,2006.

Figura 19 - Diâmetro “d” e profundidade de penetração “h” para um corpo de prova



Fonte: COZZA, 2006 (Adaptado).

A análise de resistência a abrasão é feita através da taxa de desgaste à medida que se aumenta o tempo de ensaio. Além disso, o coeficiente de desgaste (k) da lei de desgaste de Archard é descrito na equação 1.

$$k = \frac{V}{F_n L} \quad (1)$$

No qual V é o volume da calota desgastada, L é a distância deslizada pela esfera e F_n é a força normal que a esfera exerce na amostra. Além disso, o volume da calota é calculado pela equação 2 na qual d (figura 19) é o diâmetro externo da calota e R é o raio da esfera (GOMES, 2014).

$$V = \pi \frac{d^4}{64R} \quad (2)$$

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O aço investigado neste trabalho é um aço multifásico doado pela USIMINAS e é denominado, comercialmente, por USI-ABRA-L, do grau Mn-Si conforme apresentado na tabela 1. A composição química é mostrada na tabela 5.

Tabela 5 - Composição química do aço estudado (% peso)

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	A _{c1} (°C)	A _{c3} (°C)
0,26	1,13	0,92	0,72	0,29	0,18	0,17	738	857

Fonte: GOMES, 2016

4.2 Métodos

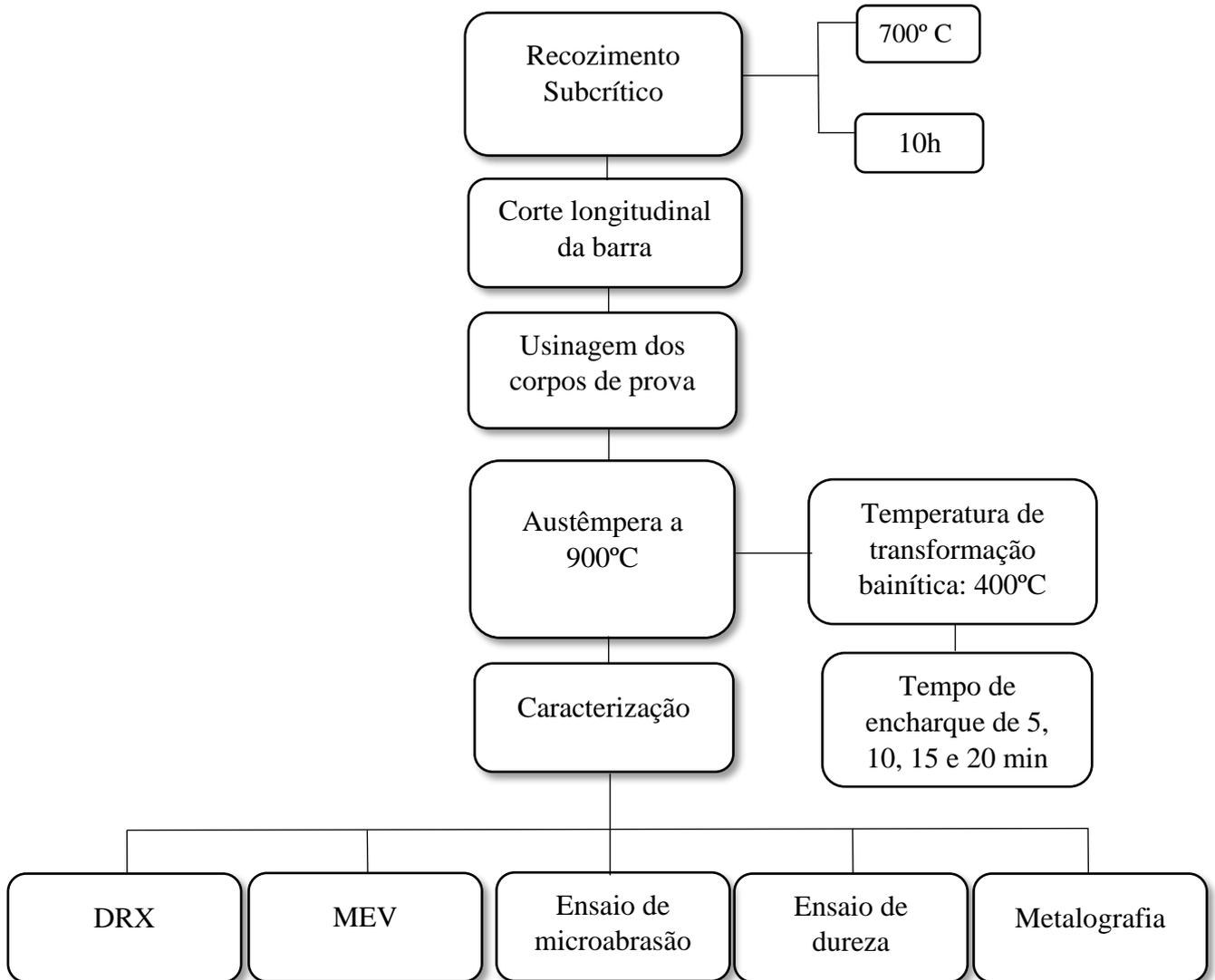
Após o material ser recebido da Usiminas, foi realizado um recozimento subcrítico a 700°C durante 10 horas no Laboratório de Tratamentos Térmicos do DEMAT. Após o recozimento subcrítico, a barra de aço foi retirada do forno, resfriada ao ar. O objetivo deste tratamento térmico foi reduzir a dureza do material para facilitar o corte da barra e usinagem do corpo de prova. O fluxograma das atividades realizadas neste trabalho é apresentado na figura 20.

Os corpos de prova foram confeccionados no DEMAT através da usinagem. A barra de aço foi cortada em 8 pequenas barras de 100mm de comprimento e seção quadrada de 14x14mm. Dentre essas peças, 4 foram separadas para o ensaio de microabrasão e o restante para micrografia, MEV, difração de raio X e ensaio de dureza.

Após o corte da barra e obtenção dos corpos de prova, estes foram levados para o laboratório de tratamentos térmicos para realização da austêmpera. Para este tratamento térmico dois fornos elétricos Magnus foram utilizados. O primeiro forno foi ajustado na temperatura intercrítica de 900°C e o segundo forno ajustado na temperatura de 400°C (temperatura bainítica) sendo que no seu interior estava uma caixa de aço contendo chumbo líquido. Com o auxílio de um porta-amostra, as amostras eram rapidamente retiradas do forno a 900°C e mergulhadas no banho de chumbo a 400°C para que ocorresse a transformação bainítica. Foram realizados 4 tratamentos térmicos com tempos de encharque de 5,10,15 e 20 minutos mostrados

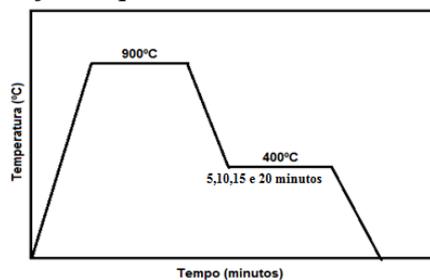
na tabela 6 e após este tempo as amostras foram resfriadas em água. A figura 21 ilustra esquematicamente os tratamentos térmicos realizados. Todos os parâmetros escolhidos para os tratamentos térmicos foram baseados no trabalho de Gomes (2014).

Figura 20 - Fluxograma de atividades realizadas no trabalho



Fonte: Próprio Autor

Figura 21 - Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera



Fonte: Próprio autor

As amostras destinadas a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Microscopia Óptica (MO) foram cortadas em seções quadradas de 5mmx5mm na máquina de corte do Laboratório de Metalografia do DEMAT, ilustrado na figura 22. As amostras foram embutidas a quente, lixadas nas lixas de 120, 240, 400 e 600 mesh no equipamento Arotec (figura 23) e polidas nos panos de com pasta de diamante DUR, MOL e NAP com granulometrias de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m e, por fim, as amostras foram lavadas com água e secas com um jato de ar morno. Após o polimento, realizou-se uma mistura com os reagentes de Bandoh (solução de tiosulfato de sódio 7% (12mL), ácido pícrico 5% dissolvido em etanol (12mL) e nital 3% (2mL)) e esperou 5 minutos para começar o ataque por imersão com tempo de 15 segundos. Já para a análise do MEV utilizou-se solução de nital 5%.

Tabela 6 - Condições adotadas para os tratamentos térmicos no trabalho

Tratamento térmico	Temperatura de recozimento	Tempo de encharque	Temperatura de transformação bainítica	Tempo de encharque
Esferoidização	700°C	10 h		
Austêmpera	900°C	10 min	400°C	5 min
Austêmpera	900°C	10 min	400°C	10 min
Austêmpera	900°C	10 min	400°C	15 min
Austêmpera	900°C	10 min	400°C	20 min

Fonte: Próprio Autor.

As imagens obtidas pelo microscópio óptico Fortel (figura 24) apresentam um aumento de 400x e as obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura *Shimadzu SSX-550 Superscan Scanning Electron Microscope* com aumento de 2000x.

Para todas as amostras foram realizados ensaios de dureza Rockwell C com pré-carga de 10Kgf e carga de 150Kgf segundo a norma ASTM E18 com o equipamento mostrado na figura 25.

Foram realizados difração de raios-X para as 4 condições através do equipamento de modelo Shimadzu® XRD-7000 X-RAY DIFRACTROMETER. A faixa analisada foi de 30° a 100°, passo de 0,02° e tempo de contagem de 6 segundos. Antes de realizar o ensaio, foi feita uma decapagem química com solução aquosa de ácido clorídrico 37% p/p por 2 horas visando eliminar uma possível camada superficial que pode ter ocorrido transformação da austenita retida em martensita durante o corte, lixamento e polimento (GOMES, 2016).

Figura 22 - Máquina de corte utilizada



Fonte: Próprio autor

Figura 23 - Politriz de 1 μ m



Fonte: Próprio Autor

Figura 24 - Microscópio óptico Fortel



Fonte: Próprio Autor

Para a quantificação das fases presentes utilizou-se a norma ASTM E-562 que determina que uma grade deve ser traçada na imagem a ser analisada. Essa grade tem um número pré-

determinado de retas na direção horizontal e vertical e a quantificação é feita a partir do número de fases de interesse que interceptam os pontos de intersecção dessas retas.

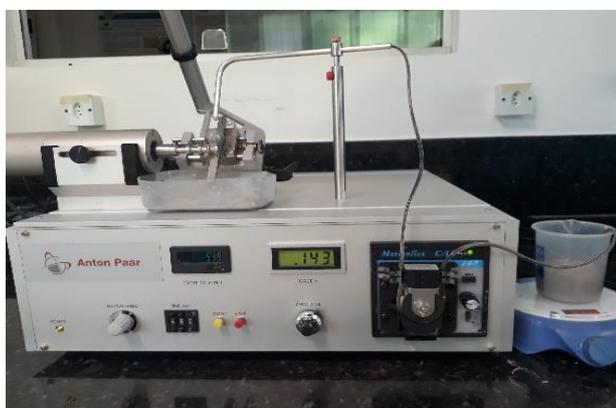
Figura 25 - Duromêtro de marca Mitutoyo utilizado para medição da dureza



Fonte: Próprio Autor

Para analisar a resistência ao desgaste nas amostras, realizou-se o teste de microabrasão no Laboratório de Materiais, Tribologia e Superfícies no Campus II do CEFET-MG e os parâmetros utilizados foram com base nos estudos de Gomes (2014) e Cozza (2006). O equipamento utilizado neste ensaio (figura 26) foi o *calowear Anton Paar* conhecido também por esfera livre utilizou-se esfera de aço AISI 52100 de 20 mm de diâmetro. O abrasivo foi preparado com solução aquosa de 20% de carbeto de silício (SiC) em peso mostrado na figura 27 e os outros parâmetros são mostrados na tabela 7.

Figura 26 - Equipamento utilizado para o ensaio de microabrasão



Fonte: Próprio Autor

Tabela 7 - Parâmetros para o ensaio de microabrasão

Material da esfera	Aço AISI 52100
Diâmetro [mm]	20
Força normal [N]	0,148 – 0,180
Rotação da esfera [rpm]	1000
Tempo de ensaio [min]	2,4 e 6
Distância deslizada [m]	126; 251 e 377
Abrasivo – concentração [g/mL]	SiC – 0,20 g/mL
Frequência de gotejamento	1 gota por segundo

Fonte: Próprio autor

Figura 27 - Preparação da pasta abrasiva de SiC

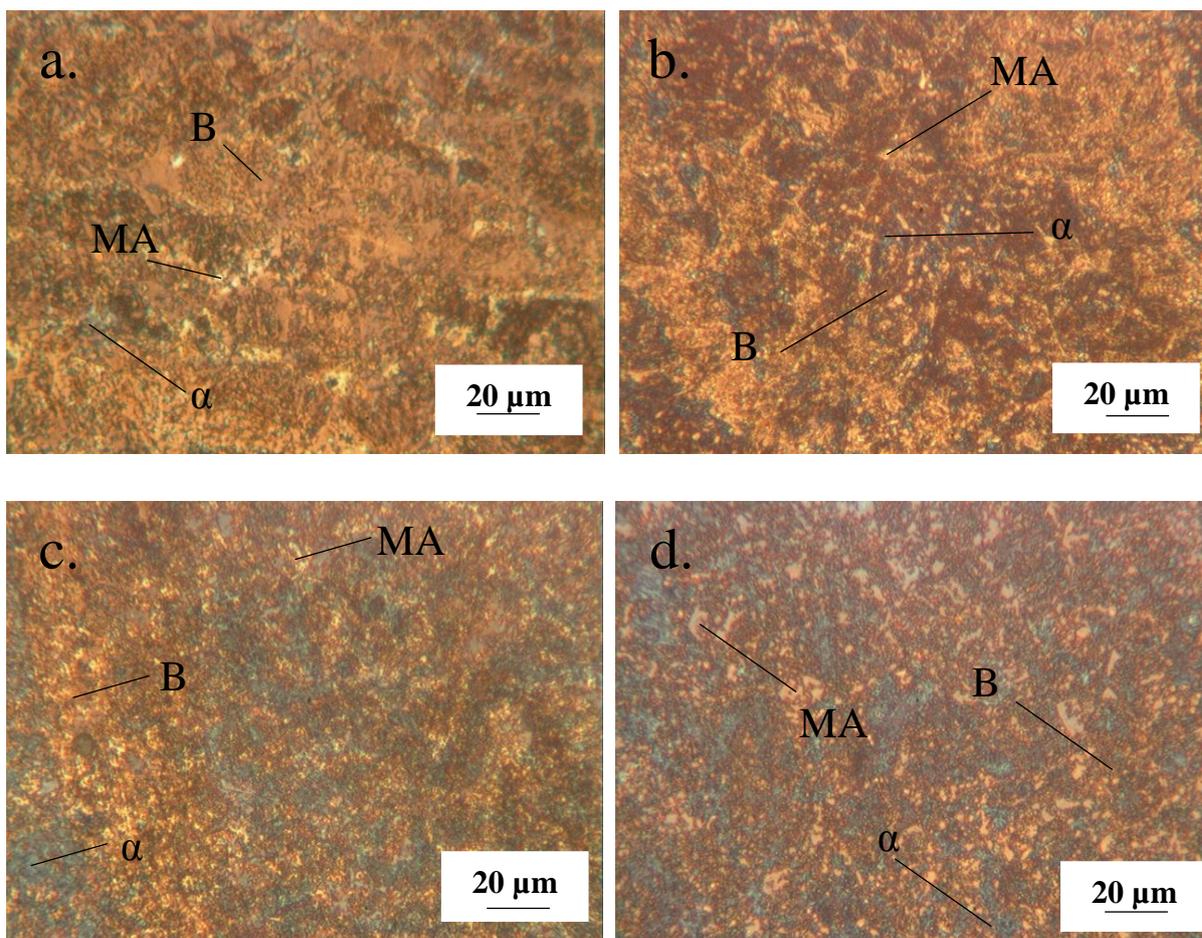
Fonte: Próprio Autor

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Micrografias

A figura 28 apresenta os resultados de micrografia colorida obtida por microscopia óptica para cada um dos tempos de transformação bainítica.

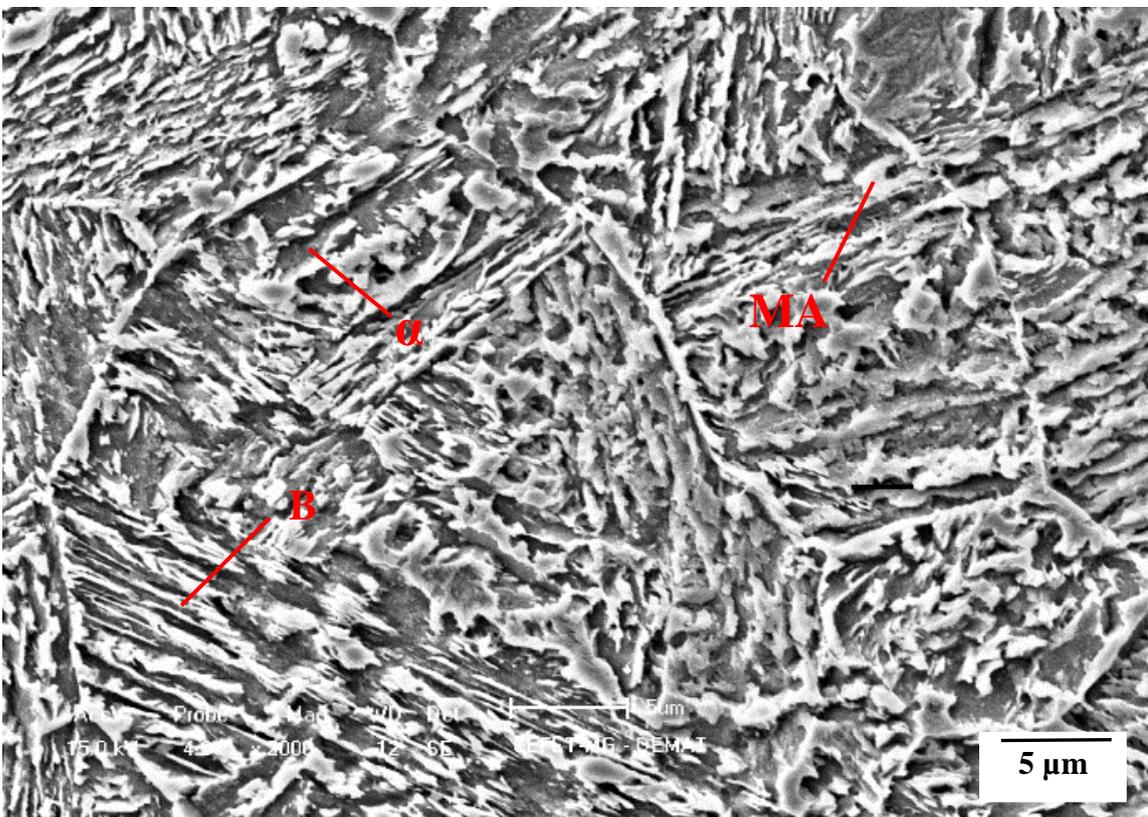
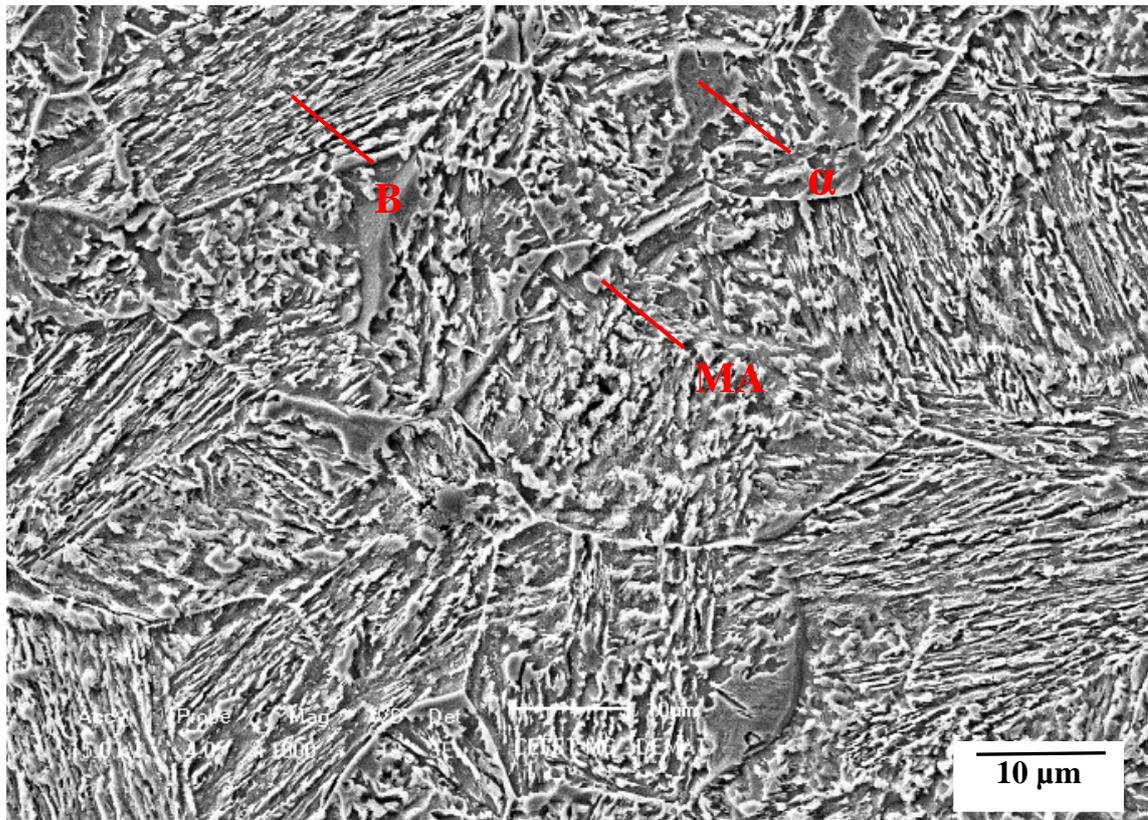
Figura 28 - Micrografias obtidas através do microscópio óptico: (a) 5 minutos (b) 10 minutos (c) 15 minutos e (d) 20 minutos



Fonte: Próprio Autor

O ataque com o reagente de Bandoh foi eficaz para a identificação de cada fase e constituinte presentes no aço estudado. Segundo Bandoh (1988), a ferrita após o ataque apresenta coloração azul, a martensita/austenita retida apresenta coloração amarelo claro/branco e a bainita coloração marrom. Para a faixa de tempo de transformação bainítica estudada, observa-se que todas as fases e constituintes previstos foram formados, a ferrita, o constituinte MA e a bainita.

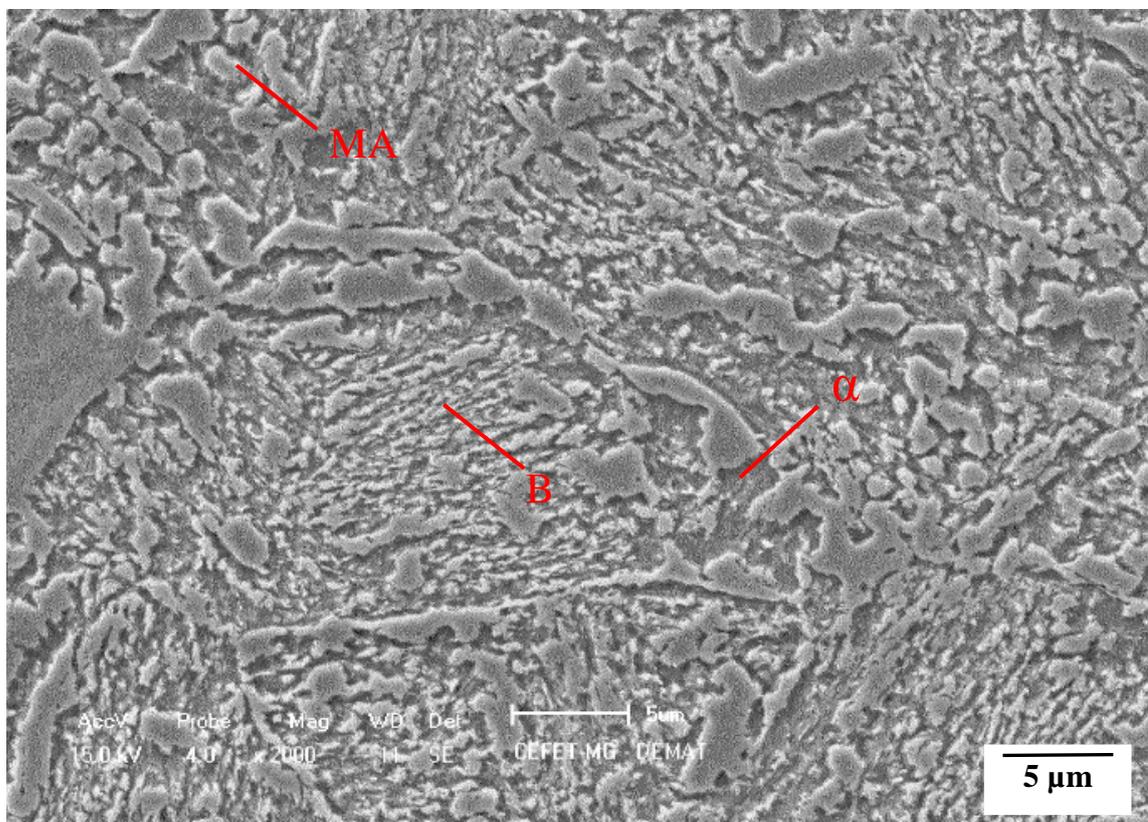
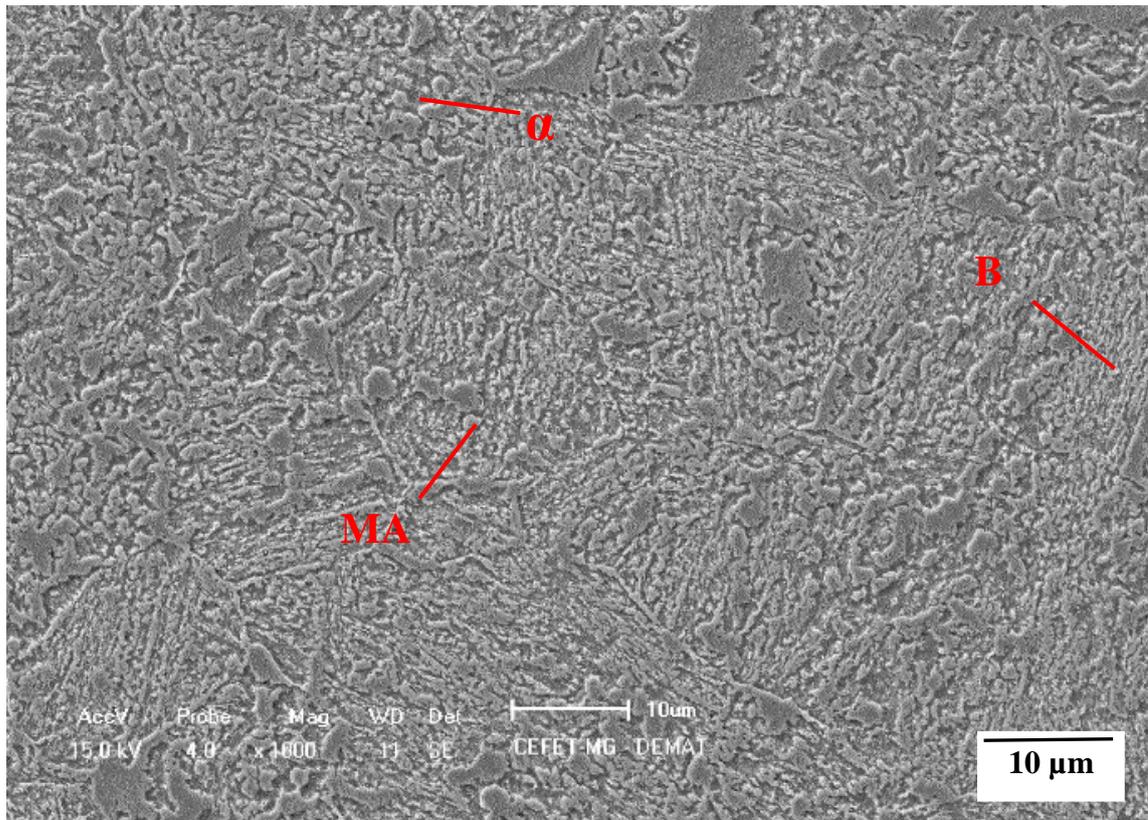
Figura 29 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos



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

Fonte: Próprio Autor.

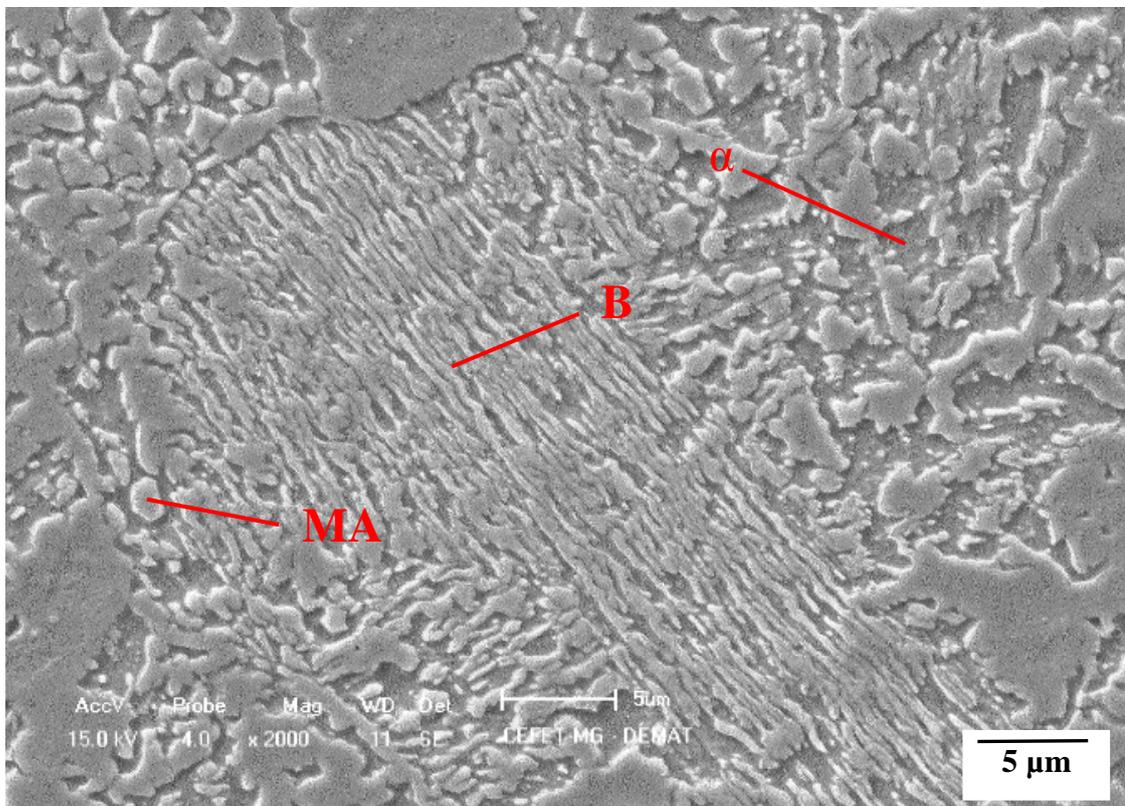
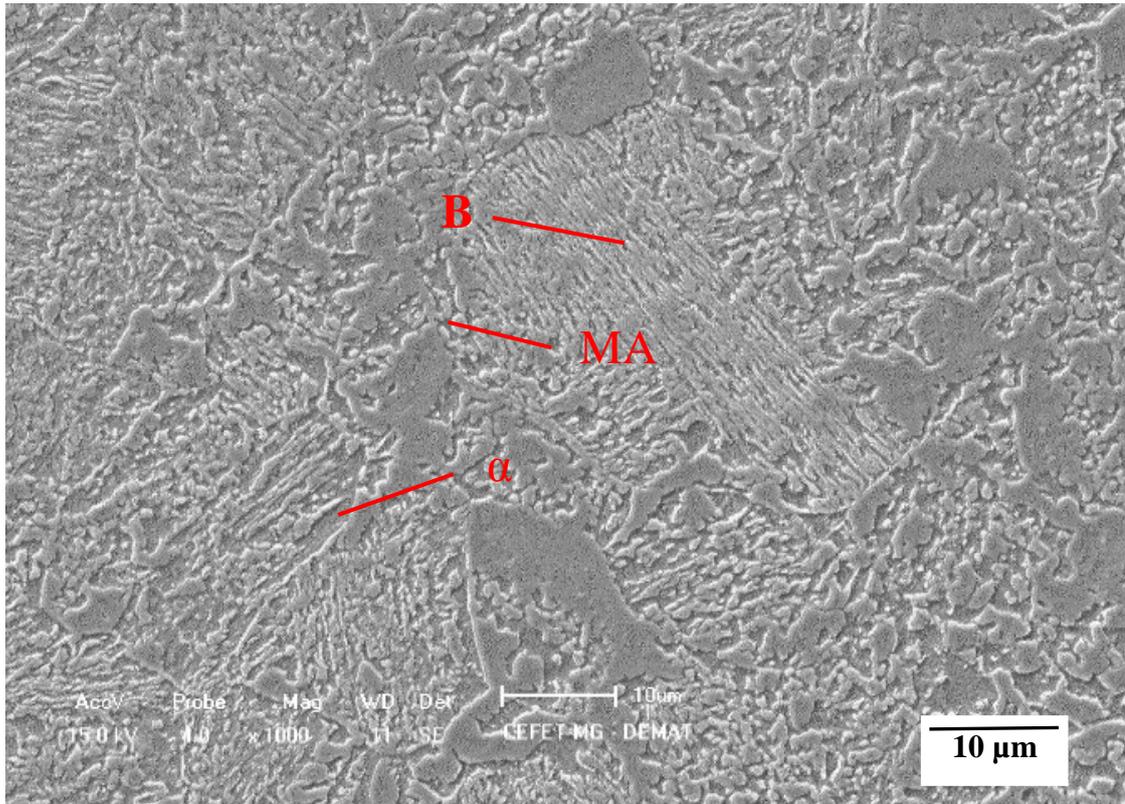
Figura 30 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 10 minutos



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

Fonte: Próprio Autor.

Figura 32 - Micrografia do MEV para o tempo de transformação bainítica de 20 minutos



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

Fonte: Próprio Autor.

Já para a microscopia eletrônica de varredura, a ferrita aparece em cores escuras, o constituinte MA aparece como ilhas claras entre os grãos ferrita e a bainita aparece como ripas (CHIANG et al, 2011).

Pelas imagens do MEV, conclui-se que todos os constituintes foram formados para todos os tempos de transformação bainítica. Segundo Santos (2005), a morfologia da bainita obtida na faixa de temperatura de 300 a 540°C, denominada bainita superior, possui formato de ripas paralelas de ferrita separadas por partículas alongadas de cementita e observa-se essa morfologia característica nas figuras 29, 30, 31 e 32.

Além disso, observa-se dois tipos de morfologia distintas para o constituinte MA. A primeira morfologia é na forma de blocos arredondados no interior dos grãos de ferrita e a segunda é na forma de filmes finos localizada entre as ripas de bainita.

Segundo Gomes (2014), a morfologia da austenita retida em de blocos possui baixo teor de carbono e quando sofre deformação ocorre a transformação para a martensita mais facilmente do que a morfologia de filmes finos que tem um teor de carbono mais alto. A consequência disso é que para a morfologia em blocos há uma perda de ductilidade e um ganho de resistência mecânica e para a morfologia de filmes finos a transformação induzida por deformação é dificultada, proporcionando um ganho de ductilidade.

5.2 Análise Quantitativa

Para relacionar a microestrutura do material com as propriedades estudadas neste trabalho, a quantificação das fases presentes foi realizada através do método de contagem por pontos utilizando o software GIMP. Em uma malha de 100 pontos, cada uma das fases foi quantificada com 20 medições para cada um dos tempos de transformação bainítica.

Na tabela 8, observam-se as frações volumétricas para cada uma das fases. Foram medidas as frações do constituinte MA e da bainita, sendo que a quantidade de ferrita foi obtida por subtração.

A partir dos dados da tabela 8, observa-se que a fração de ferrita permanece em torno de 50%, porém para a amostra de 15 minutos a fração dessa fase diminui e, conseqüentemente, a fração de bainita aumenta. Uma possível explicação tanto para a queda da ferrita quanto para o aumento da ferrita na microestrutura é que durante a passagem das amostras do forno a 900°C para o forno de 400°C pode ter ocorrido um erro experimental. No caso da amostra de 15

minutos a transição dos fornos pode ter sido mais rápida do que para as outras amostras, formando uma porcentagem menor de ferrita na microestrutura.

Tabela 8 - Fração volumétrica dos constituintes presentes no aço após o tratamento térmico

Tempo de transformação bainítica (min)	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita + Austenita retida (%)
5	55±6	24±5	21±4
10	50±5	30±3	20±4
15	44±6	36±4	20±4
20	52±5	29±3	19±4

Fonte: Próprio Autor

Gomes (2014) encontrou para a mesma temperatura de 900°C e tempo de transformação bainítica de 5 minutos uma fração de (27 ± 6) para a bainita, (50±6) para a ferrita e (23±5), um resultado próximo do encontrado neste trabalho.

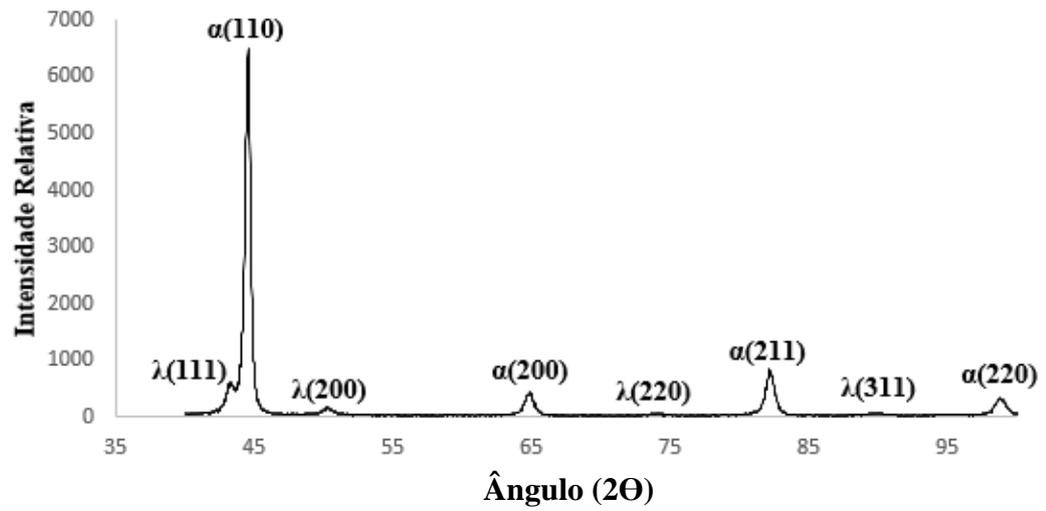
No estudo de Leite (2016), para o mesmo tempo de transformação bainítica, temperatura de 400°C e com uma temperatura de recozimento de 820°C, observa-se uma fração de bainita de (32 ± 3), (38 ± 4) de ferrita e (30 ± 2) %v/v do constituinte MA. Portanto, para a temperatura de 900°C para o recozimento intercrítico, uma maior fração de bainita foi produzida na microestrutura.

Já a quantidade de martensita/austenita retida permanece praticamente constante mesmo com a variação do tempo de transformação bainítica. Santos (2005) que observou também a fração constante do constituinte MA para vários tempos de transformação bainítica.

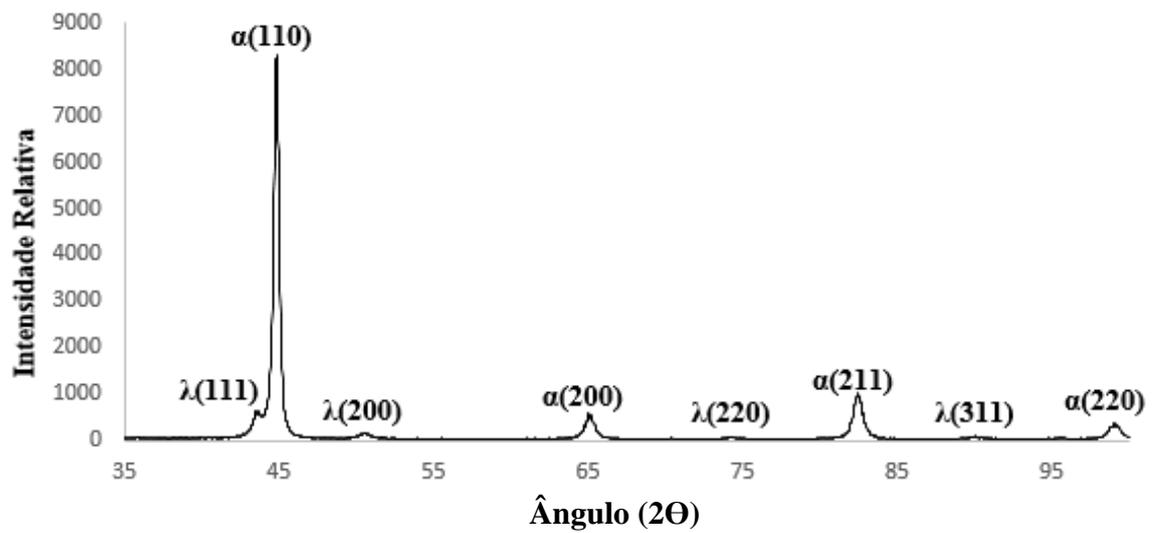
5.3 Difração de Raios-X

Foram obtidos os espectros de difração de raios-x para as 4 amostras austemperadas em diferentes tempos de transformação bainítica. Os espectros dos tempos de 5, 10 e 15 minutos apresentados pelas figuras 30, 31 e 32 respectivamente possuem os picos de ferrita/martensita e austenita retida. Já para a amostra de 20 minutos (figura 33), apenas os picos de ferrita/martensita aparecem.

A explicação para o espectro de difração de raios-x do tempo de 20 minutos não possuir os picos da austenita retida é que a microestrutura dessa amostra possui apenas martensita e a austenita retida foi toda transformada em bainita.

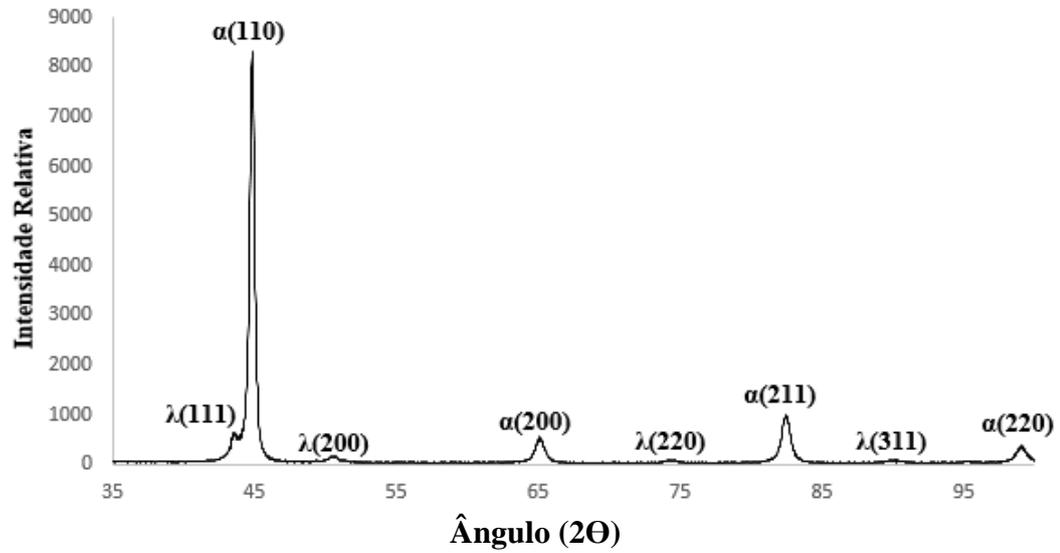
Figura 33 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 5 minutos

Fonte: Próprio Autor

Figura 34 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 10 minutos

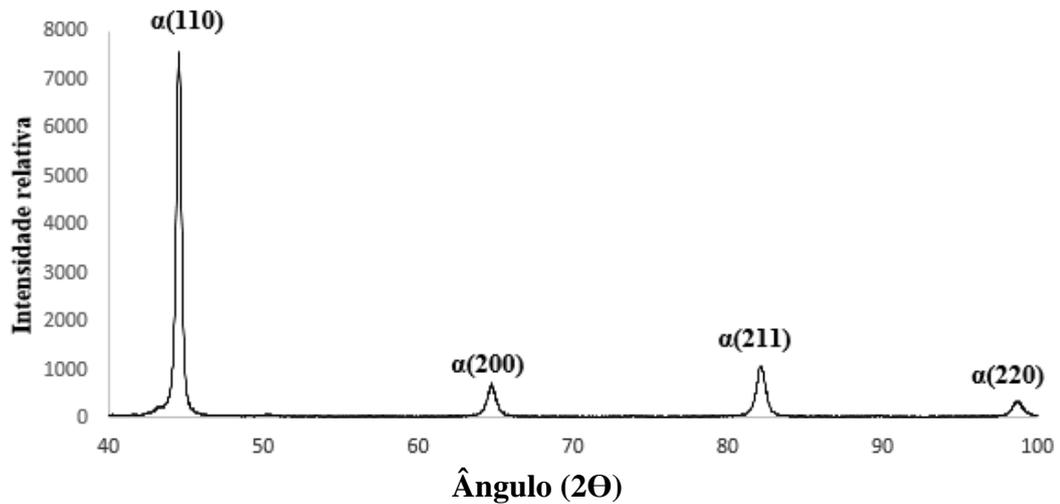
Fonte: Próprio Autor

Figura 35 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 15 minutos



Fonte: Próprio Autor

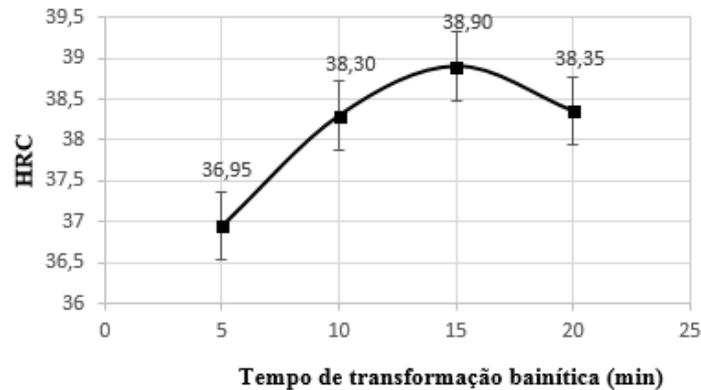
Figura 36 - Espectro de difração de raios-x para a amostra de 20 minutos



Fonte: Próprio Autor

5.3 Dureza Rockwell C

Após as micrografias serem realizadas, o ensaio de dureza Rockwell C foi executado nas amostras para verificar e relacionar a microestrutura, as fases e constituintes formados com as propriedades mecânicas do aço estudado. Pode ser observado na figura 37 os valores de dureza para cada um dos tempos de encharque de 5, 10, 15 e 20 minutos.

Figura 37 - Variação da dureza em função do tempo de transformação bainítica

Fonte: Próprio Autor

Observa-se que a dureza HRC aumenta com o aumento do tempo de transformação bainítica. O aumento da dureza pode ser explicado pelas propriedades da bainita que aumenta consideravelmente a resistência mecânica quando está presente na estrutura do aço (GOMES,2014).

Nota-se que quanto maior é o tempo de transformação bainítica, maior é a fração volumétrica de bainita e maior é a dureza do material. Isso ocorre para os tempos de 5, 10 e 15 minutos. Já para o tempo de 20 minutos esperava-se uma dureza superior devido ao maior tempo de encharque e o que se observa é que sua dureza é inferior. Este resultado corrobora com a fração volumétrica de ferrita e bainita presentes em sua microestrutura.

5.4 Desgaste Abrasivo

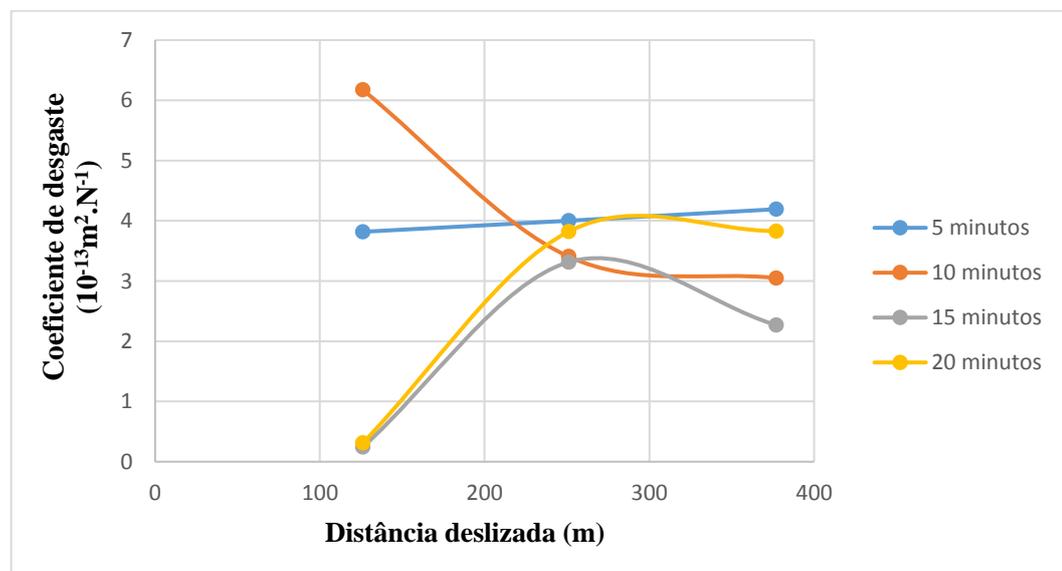
Os dados obtidos para o ensaio de microabrasão são apresentados na tabela 9 e a partir destes dados construiu-se dois gráficos apresentados nas figuras 38 e 39. Pode ser verificado na figura 38 o coeficiente de desgaste (k) em função da distância percorrida e na figura 39 o volume desgastado (v) em função da distância percorrida. Segundo Gomes (2014), quanto maior o coeficiente de desgaste de um material e seu volume desgastado, menor a resistência ao desgaste abrasivo ele apresentará.

Tabela 9 - Resultados obtidos para o coeficiente de desgaste (k) e volume da calota desgastada (V) no ensaio de microabrasão

Tempo de transformação bainítica	Tempo (Minuto):	2	4	6
	Distância deslizada (m):	126	251	377
5 Minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$3,8 \pm 0,6$	$4,0 \pm 0,4$	$4,2 \pm 0,2$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$0,8 \pm 0,2$	$1,7 \pm 0,4$	$2,6 \pm 0,3$
	Diâmetro da calota (d) (mm)	$1,12 \pm 0,02$	$1,35 \pm 0,01$	$1,5 \pm 0,6$
10 Minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$6,2 \pm 0,2$	$3,4 \pm 0,4$	$3,1 \pm 0,3$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$1,3 \pm 0,3$	$1,4 \pm 0,2$	$1,9 \pm 0,2$
	Diâmetro da calota (d) (mm)	$1,3 \pm 0,2$	$1,3 \pm 0,7$	$1,4 \pm 0,1$
15 Minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$0,2 \pm 0,5$	$3,3 \pm 0,2$	$2,3 \pm 0,5$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$4,9 \pm 0,3$	$1,3 \pm 0,7$	$1,4 \pm 0,5$
	Diâmetro da calota (d) (mm)	$1,0 \pm 0,8$	$1,2 \pm 0,2$	$1,6 \pm 0,2$
20 Minutos	Coeficiente de desgaste ($10^{-13}m^2.N^{-1}$)	$0,3 \pm 0,5$	$3,8 \pm 0,3$	$3,8 \pm 0,6$
	Volume desgastado ($10^{-11}m^3$)	$6,4 \pm 0,5$	$1,6 \pm 0,2$	$2,4 \pm 0,9$
	Diâmetro da calota (d) (mm)	$1,1 \pm 0,2$	$1,3 \pm 0,7$	$1,4 \pm 1,1$

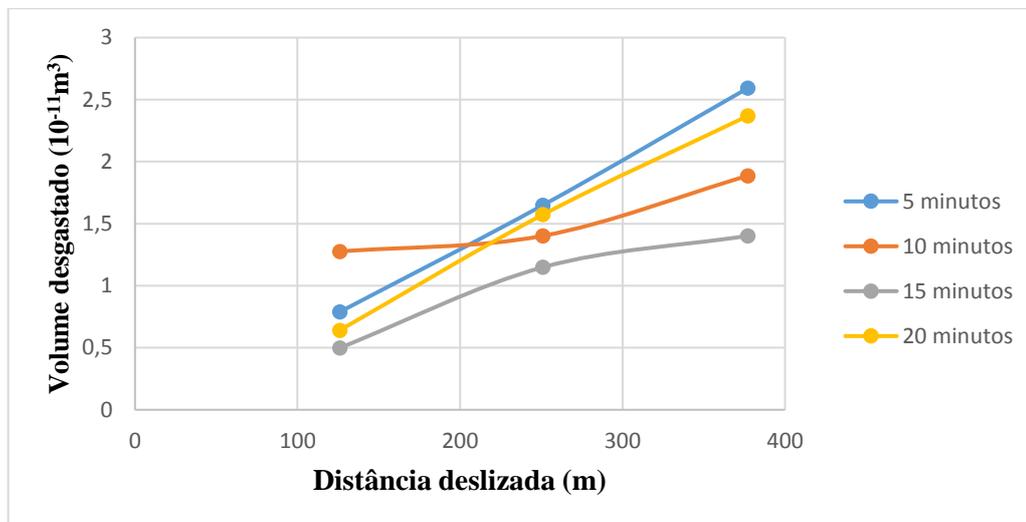
Fonte: Próprio Autor

Figura 38 - Coeficiente de desgaste (k) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica



Fonte: Próprio Autor

Figura 39 - Volume desgastado (V) em função da distância deslizada para as amostras com diferentes tempos de transformação bainítica



Fonte: Próprio Autor.

Quanto a quantidade de austenita retida/martensita presentes no aço, esse constituinte contribui para a resistência ao desgaste abrasivo dos aços multiconstituídos e durante o processo de desgaste, devido ao efeito TRIP, a austenita retida presente na superfície do aço transforma-se em martensita e reforça a resistência a abrasão deste aço (ZUM GARH, 1987).

Comparando-se os coeficientes de desgaste da maior distância deslizada (377 metros), observa-se que a amostra de 5 minutos é a que possui maior coeficiente de desgaste e, conseqüentemente, apresenta uma menor resistência ao desgaste abrasivo. Apesar desse material possuir austenita retida/martensita em sua estrutura e estar sujeito ao efeito TRIP, ele possui pouca quantidade de bainita quando comparado com as outras amostras.

Para as amostras de 10 e 15 minutos observa-se uma diminuição no coeficiente de desgaste que pode ser explicado pela maior quantidade de bainita presente em sua microestrutura, um constituinte que confere ao aço boas propriedades mecânicas junto com a austenita retida/martensita.

Para a amostra de 20 minutos, observou-se um coeficiente de desgaste superior ao esperado. Este resultado pode ser diminuição da quantidade de bainita presente em sua microestrutura em relação a amostra de 15 minutos.

Nota-se na figura 39 que a amostra com maior volume desgastado foi a de 5 minutos, corroborando com os resultados do coeficiente de desgaste. A amostra de 15 minutos foi a que possuiu menor volume desgastado, assim como menor coeficiente de desgaste e maior dureza.

No trabalho de Gomes (2014), para a mesma condição de temperatura de 900°C e tempo de transformação bainítica de 5 minutos, observou-se um coeficiente de desgaste médio de $1,23 \times 10^{-14} \text{m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ e comparando-se com o coeficiente de desgaste médio obtido de $2,74 \times 10^{-13} \text{m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$, conclui-se que a resistência ao desgaste abrasivo da amostra de Gomes (2014) é maior do que a amostra de 5 minutos obtida neste trabalho, por um fator de 30 vezes. A diferença entre os coeficientes existe apesar da mesma temperatura de tratamento intercrítica e mesmo tempo de transformação bainítica e ela pode ser justificada por outras condições em que a microestrutura foi formada, por exemplo, no trabalho de Gomes (2014) antes do tratamento intercrítico foi realizado têmpera e revenimento e neste trabalho este tratamento não foi executado.

6. CONCLUSÃO

Após caracterizar o aço presente neste trabalho que foi tratado termicamente por um recozimento intercrítico à 900°C por 10 minutos seguido de diferentes tempos (5, 10, 15 e 20 minutos) de transformação bainítica à 400°C, conclui-se que:

- Obteve-se as microestruturas compostas de ferrita, bainita e martensita/austenita retida. O ataque químico com o reagente químico Bandoh apresentou-se eficaz na diferenciação das fases e constituintes presentes, sendo que a ferrita aparece na coloração azul, bainita na coloração marrom escuro e martensita/austenita retida na cor amarelo claro.
- As imagens obtidas pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) auxiliaram na caracterização das fases e constituintes na microestrutura. A região mais escura é composta por ferrita, a bainita aparece em tons de cinza claro e o constituinte martensita/austenita retida aparece em tons claros.
- Os espectros de difração de raios-X mostraram-se eficaz na identificação das fases presentes. Observou-se picos do constituinte austenita retida para os tempos de transformação bainítica de 5, 10 e 15 minutos. Já para o tempo de 20 minutos não se observou os picos de austenita.
- As microestruturas tiveram variações na fração volumétrica das fases e constituintes presentes em função do tempo de transformação bainítica e o tempo que produziu maior quantidade de bainita em sua estrutura foi o tempo de encharque de 15 minutos.
- Para os tempos de transformação bainítica de 5, 10 e 15 minutos observou-se um aumento na dureza do aço e isso se deve a maior quantidade de bainita presente em sua microestrutura.
- O maior coeficiente de desgaste obtido foi para a amostra de 5 minutos, comparando-se a partir da maior distância deslizada, ou seja, o tempo de 5 minutos produziu uma microestrutura com menor resistência ao desgaste e esse fato é atribuído a uma menor quantidade de bainita presente na microestrutura. Já para os tempos de 10 e 15 minutos, observou-se uma diminuição significativa do coeficiente de desgaste sendo que a amostra com tempo de 15 minutos foi a que possuiu menor coeficiente e, portanto, maior resistência ao desgaste abrasivo. Já para o tempo de 20 minutos, obteve-se um coeficiente maior do que o esperado, corroborando com os resultados da análise quantitativa de fase.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **G65-04**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus, 2004.

ANAZAWA, R. M. et al. Aumento do limite de escoamento de um aço multifásico devido ao envelhecimento por deformação e efeito TRIP. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 27, n. 1, p. 19 – 23, 2008.

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, E. G.; ROTELLI, R. M.; OLIVEIRA, J. E. G.; FERRER, M. H. Desenvolvimentos recentes em aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 12, 2005, Ilha Solteira. **Anais... IlhaSolteira**, 2005.p. 01-06.

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.

BANDO, S., MATSUMURA, O., SAKUMA, Y.: An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. **Transactions ISIJ**, 1988, Vol. 28, p. 569-574.

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

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 microabrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante**. 2011.290p. Tese (Doutorado) – Engenharia Mecânica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço trip por microscopia óptica**. 2010. 122f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 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.

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

KANTOVISCKI, A. R. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800**. 81f. 2005. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

MACEDO, M. C., GOMES, I. R. B., SOUZA, L. G. M. **Caracterização de amostras por microscopia óptica e por microdureza de materiais metálicos ferrosos e não ferrosos**. Revista de Educação, Ciência e Tecnologia do IFRS-Campus Porto Alegre, Porto Alegre, v.2, n.3, p. 48-61, jul/dez. 2015.

MARTINS, U. M. **Estudo do comportamento mecânico de aços TRIP após tratamento de têmpera e partição**. 2015. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Engenharia Automotiva – Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville.

MAZZAFERRO, C. C. P. **Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800: processo, microestrutura e propriedades**. 2008. Tese (Doutorado) – Engenharia em Ciência e Tecnologia dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

NASCIMENTO, M. V. C. **Influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço alto C-Si-Mn-Cr com efeito TRIP**. 64f. 2007. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Metalúrgica e de Minas – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

PERUCH, F. **Influência do ciclo térmico de recozimento para esferoidização nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160**. 2009. 200f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do RioGrande do Sul, Porto Alegre.

PINTAÚDE, G. **Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentais de dureza**. 2002. 200f. Tese (Doutorado) – Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

RIBEIRO, R. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucroalcooleira**. 2004. 117f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2004.

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.

SOUZA, E. **Cinética e morfologia das transformações de fase em aços TRIP contendo teores variáveis de Si e Mn.** 2009. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica, Instituto Superior Tupy, Joinville, 2009.

SUCHÁNEK, J.; KUKLÍK, V. Influence of heat and thermochemical treatment on abrasion resistance of structural and tool steels. **Wear**, v. 267, p.2100-2108, 2009.

VIEIRA, A. G. **Influência da Microestrutura Inicial na fração volumétrica de austenita retida e nas propriedades mecânicas de aços multiconstituídos.** 1999. 195f. Tese (Doutorado) – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1999.

ZORZI, J. C. S. **Avaliação do processamento de aço TRIP-TWIP em escala piloto.** 2014. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

ZUM-GAHR, K. **Microstructure and Wear of Materials.** Amsterdam: Elsevier, 1987.