



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Marlos Henrique Alves Gomes

**Análise das propriedades mecânicas e tribológicas de um aço
baixa-liga (C-Mn-Si-Cr) com 0,26% de carbono e microestrutura
multiconstituída**

**Belo Horizonte
Novembro 2016**

Marlos Henrique Alves Gomes

**Análise das propriedades mecânicas e tribológicas de um aço baixa-liga
C-Mn-Si-Cr com 0,26% de carbono e microestrutura multiconstituída**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro

Coorientador: Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira

Belo Horizonte

Novembro 2016

G633a Gomes, Marlos Henrique Alves.
Análise das propriedades mecânicas e tribológicas de um aço
baixa-liga C-Mn-Si-Cr com 0,26% de carbono e microestrutura
multiconstituída / Marlos Henrique Alves Gomes. – 2016.
86 f. : il. ; tabs. ; grafs; fotos. –
Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro
Coorientador: Almir Gonçalves Vieira

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2016.

Bibliografia.

1. Aço de alta resistência - Propriedades mecânicas. 2. Bainita. 3.
Austenita. 4. Tribologia. I. Pinheiro, Ivete Peixoto. II. Vieira, Almir
Gonçalves. III. Título.

CDD: 620.11292



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
**“ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
TRIBOLÓGICAS DE UM AÇO BAIXA LIGA (C-MN-SI-
CR) COM 0,26% DE CARBONO COM
MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA.”**

Autor: Marlos Henrique Alves Gomes

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira (COORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. José Alberto da Cruz Junior
Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG

Belo Horizonte, 30 de Setembro de 2016.

À minha família: Carlos (pai), Marlene (mãe) e Marla (irmã).

AGRADECIMENTOS

À Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro e ao Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira pela orientação e execução deste trabalho.

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

À Prof^a Dr^a. Elaine Carballo Correa pela orientação na utilização do laboratório de metalografia.

Ao Prof. Me. Joel Romano Brandão pelo auxílio da montagem do cadinho de banho de chumbo.

Ao Prof. Me. Carlos Eduardo dos Santos pela orientação na utilização do torno CNC para confecção dos corpos-de-prova.

Ao Prof. Dr. Rogério Xavier pela orientação na utilização do equipamento de microabrasão no laboratório de tribologia do CEFET/MG.

Ao CEFET/MG pelo incentivo financeiro como bolsa de estudos.

À empresa USIMINAS pela doação do material estudado.

RESUMO

Aços de alta resistência são amplamente aplicados em partes estruturais que exigem propriedades como resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste abrasivo. O desgaste é uma das falhas mais comuns que ocorrem em componentes mecânicos. Aços baixa-liga oferecem combinação entre baixo custo relativo e desempenho que tornam concorrentes de aços altamente ligados, ferros fundidos e cerâmicos. Tendo em vista o desenvolvimento de novas classes de aços que visam minimizar os efeitos causados pelo desgaste abrasivo, o presente trabalho foi proposto. Os objetivos principais foram obter quatro estruturas multiconstituídas (bainita, ferrita e constituinte MA) de um aço 0,26%C-1,13%Mn-0,92%Si-0,72%Cr-0,29%Mo-0,18%Ni-0,17%Cu e comparar suas propriedades mecânicas e tribológicas com as de uma estrutura composta por martensítica revenida, típica dos aços resistentes ao desgaste. Pretende-se também avaliar a influência da fração volumétrica de austenita retida na resistência ao desgaste através do efeito TRIP. As temperaturas dos tratamentos térmicos escolhidas foram 940°C, 900°C, 860°C e 820°C por 10 minutos, seguido de resfriamento rápido para a temperatura de transformação bainítica de 400°C por 5 minutos e, finalmente, resfriamento em água. A estrutura martensítica revenida foi obtida por austenitização a 940°C por 10 minutos seguida de têmpera em óleo e revenimento a 250°C por 2 horas. Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram empregadas para analisar as microestruturas obtidas. A quantidade de austenita foi medida pela técnica das Intensidades Integradas de raios-X e dos demais constituintes por contagem de pontos. Para avaliar propriedades mecânicas após os tratamentos térmicos foram realizados ensaios de dureza e ensaios de tração à temperatura ambiente. A resistência ao desgaste abrasivo foi avaliada por meio de ensaios de microabrasão. As estruturas multiconstituídas apresentaram ductilidade superior à da estrutura martensítica revenida, mas possuem dureza e resistência mecânica inferior. Entretanto, os resultados de ensaios de microabrasão mostram que essas estruturas possuem resistência ao desgaste superior à da estrutura martensítica revenida.

Palavras-chave: Aço resistente ao desgaste. Aços de alta resistência e baixa-liga. Aços bainíticos. Microestrutura multiconstituída. Aços TRIP.

ABSTRACT

High strength steels are widely applied in structural parts that require properties such as tensile strength, toughness and abrasive wear resistance. The wear is one of the most common failures that occur in mechanical components. Low-alloy steels offer combination of price and performance that make them competitors of highly alloyed steels, cast iron and ceramic. This work was proposed according to the development of new classes of steels to minimize the effects caused by abrasive wear. The main goals of it are to get four multiphase structures (bainite, ferrite and constituent MA) for the steel 0.26% C-1.13% Mn-0.92% Si-0.72% Cr-0.29% Mo-0.18% Ni-0.17% Cu and compare their mechanical and tribological properties with a structure consisting of tempered martensite, a typical structure of wear resistance steels. It is also intended to evaluate the influence of volumetric fraction of retained austenite in wear resistance through the TRIP (transformation-induced plasticity) effect. The heat treatment temperatures selected were 820, 860, 900 e 940°C for 10 minutes, followed by rapid cooling to the bainite holding temperature of 400 °C for 5 minutes and finally cooling in water. The tempered martensite structure was obtained by austenitization at 940°C for 10 minutes followed by quenching in oil and tempering at 250°C for 2 hours. Optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were used to analyze the obtained microstructures. The amount of austenite was measured by the technique of integrated intensities of X-rays and other constituents by counting points. To evaluate mechanical properties after heat treatments, hardness tests and tensile tests, at room temperature, were carried out. The abrasive wear resistance was evaluated by microabrasion tests. The multiphase structures showed superior ductility to the tempered martensitic structure, but had lower hardness and tensile strength. However, the results of microabrasion tests exhibited that these structures have superior wear resistance to the tempered martensite structure.

Keywords: Wear resistant steel; low-alloy high strength steels; bainitic steels; multiphase microstructure; TRIP steels.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS:	<i>advanced high strength steel</i>
At%	Alongamento total percentual
C:	carbono
d:	diâmetro da cratera no ensaio de desgaste microabrasivo
Fn	Força normal exercida pela esfera
h:	profundidade de penetração da cratera no ensaio de desgaste microabrasivo
HSLA:	<i>high strength and low-alloy</i>
I _□ :	Área do pico de difração de raios-X referente à ferrita
I _□ :	Área do pico de difração de raios-X referente à austenita
K:	coeficiente de desgaste
L:	distância deslizada pela esfera
Lo:	comprimento útil inicial do corpo-de-prova de tração
Lf	comprimento útil final do corpo-de-prova de tração após ruptura
MA:	martensita + austenita retida
MEV:	microscopia eletrônica de varredura
Mi:	início de formação de martensita
Mn:	manganês
MO:	microscopia óptica
RS:	recozimento subcrítico
Si:	silício
T-820:	transformação isotérmica bainítica – temperatura intercrítica de 820°C
T-860:	transformação isotérmica bainítica – temperatura de austenitização de 860°C
T-900:	transformação isotérmica bainítica – temperatura de austenitização de 900°C
T-940:	transformação isotérmica bainítica – temperatura de austenitização de 940°C
TR:	têmpera e revenimento
TRIP:	<i>transformation-induced plasticity</i>
TWIP	<i>twin-induced plasticity</i>

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Variações das frações dos constituintes com o tempo de encharque a 400°C	19
Figura 2 – Mapa de alongamento total vs limite de escoamento.....	22
Figura 3 – Efeitos dos principais elementos de liga.....	23
Figura 4 – Comparação do diagrama binário Fe-C (a) com uma curva TTT de um aço eutetóide (b) e um aço hipoeutetóide com 0,5% de C (c).....	25
Figura 5 – Fotomicrografias do aço 300M austenitizado a 900°C e transformado isotermicamente a 400°C.	29
Figura 6 – MEV do aço 0,19C-1,61Mn-0,35Si-1,1Al multiconstituído	29
Figura 7 - Micrografia óptica do aço 0,26C-1,13Mn-0,92Si-0,73Cr após ataque químico Bandoh.	31
Figura 8 – Alterações da microestrutura devido à temperatura de austenitização. ...	32
Figura 9 – Desgaste abrasivo por riscamento e por rolamento	33
Figura 10 – Princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera fixa.	35
Figura 11 – Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera livre.....	35
Figura 12 – Cratera de desgaste formada pelo ensaio de desgaste microabrasivo.	36
Figura 13 - Influência do tipo de carbonetos na resistência à abrasão de aços temperados.	37
Figura 14 – Resistência à abrasão x dureza: ferro fundido branco austenítico ou martensítico.....	39
Figura 15 – Fluxograma dos procedimentos empregados no estudo.....	40
Figura 16 – Desenho esquemático dos corpos-de-prova cilíndricos de tração.	42
Figura 17 – Desenho esquemático das dimensões do porta-amostra..... Medidas em milímetros.	43
Figura 18 – Fotografia do porta-amostras utilizado nos tratamentos térmicos	43
Figura 19 – Desenho esquemático do banho de chumbo utilizado para transformação isotérmica bainítica.....	44
Figura 20 – Foto do banho de chumbo utilizado para transformação isotérmica bainítica.....	44
Figura 21 - Tratamentos térmicos utilizados para produzir as estruturas multiconstituídas.....	46

Figura 22 – Contagem de constituintes com uma grade de 100 pontos.....	48
Figura 23 – Intensidade de raios-X refletida pelo plano cristalográfico (220) da austenita retida da amostra tratada termicamente a 820°C (T-820).....	51
Figura 24 – Curvas de tensão convencional x deformação convencional da amostra T-820 CP-1.....	53
Figura 25 – Corpos-de-prova de ensaio de tração	54
Figura 26 – Microestrutura do aço recozido subcriticamente a 700°C por 10 horas.	56
Figura 27 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 820°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	57
Figura 28 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 860°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	58
Figura 29 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 900°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	58
Figura 30 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 940°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	59
Figura 31 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 820°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	60
Figura 32 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 860°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	61
Figura 33 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 900°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	62
Figura 34 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 940°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.	63
Figura 35 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 820°C por 10 minutos seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos obtida por MEV.	64
Figura 36 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 860°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos por MEV.	65
Figura 37 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 900°C, por 10 minutos seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos obtida por MEV.	65
Figura 38 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 940°C, por 10 minutos seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos obtida por MEV.	66
Figura 39 – MEV do aço temperado e revenido.	66
Figura 40 – Quantidade de constituintes (%) em função da temperatura de tratamento térmico.	67

Figura 41 – Difractograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).	69
Figura 42 – Difractograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 860°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).	69
Figura 43 – Difractograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 900°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).	70
Figura 44 – Difractograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 940°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).	70
Figura 45 – Valores de dureza em função da temperatura de tratamento térmico (Escala Rockwell C convertida em Vickers).	72
Figura 46 – Comparação entre curvas de tensão convencional versus deformação convencional das microestruturas estudadas.....	73
Figura 47 – Valores encontrados para a ductilidade função da temperatura de tratamento térmico das microestruturas multiconstituídas.	74
Figura 48 – Limites de escoamento e resistência à tração em função da temperatura de tratamento térmico das microestruturas multiconstituídas.....	75
Figura 49 – Coeficiente de desgaste (k) em função da distância deslizada para as amostras estudadas.	77
Figura 50 – Volume desgastado em função da distância percorrida para cada amostra estudada.....	77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP estudado por Mazzaferro et al. (2009) (% de massa).....	22
Tabela 2 - Composição química do aço TRIP estudado por Santos et al, (2009). (% de massa).....	23
Tabela 3 – Comparação entre as características de diferentes técnicas para análises da fração volumétrica de austenita retida.....	26
Tabela 4 – Quantificação de austenita retida por DRX.....	26
Tabela 5 – Ataques químicos para aços dual-phase ou multiconstituídos.....	30
Tabela 6 – Composição química do aço em estudo (% peso).....	40
Tabela 7 – Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados na obtenção de estruturas multiconstituídas.....	45
Tabela 8 – Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados na obtenção da estrutura composta por martensita revenida.	46
Tabela 9 – Parâmetros do ensaio de microabrasão.	54
Tabela 10 – Quantidade de ferrita, bainita e MA obtidas por contagem de pontos... Fonte: próprio autor.....	67
Tabela 11 – Quantidade de austenita retida obtida pela técnica das Intensidades Integradas.	68
Tabela 12 – Valores de dureza das microestruturas estudadas(Escala Rockwell C convertida em Vickers).....	72
Tabela 13 – Valores do limite de escoamento a 0,2%, limite de resistência à tração, alongamento uniforme e alongamento total das microestruturas estudadas.	74
Tabela 14 – Valores do coeficiente de desgaste e do volume da calota desgastada encontrados nos ensaios de microabrasão para todas as amostras estudadas.	76

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
2. JUSTIFICATIVA	16
3. OBJETIVOS	17
3.1 Objetivos específicos	17
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
4.1. Aços multiconstituídos	18
4.2. Efeito TRIP	20
4.3. Efeitos de elementos de liga	22
4.4. Caracterização microestrutural	25
4.4.1 Difração de raios-X.....	25
4.4.2 Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura	28
4.5. Desgaste Abrasivo	32
4.6. Ensaio tribológico por microabrasão	34
4.7 Efeito da microestrutura na resistência à abrasão	36
5. MATERIAL E MÉTODOS	40
5.1. Material	40
5.2. Métodos	40
5.2.1. Recozimento subcrítico	41
5.2.2. Usinagem de corpos de prova, confecção do porta-amostras e do cadinho para o banho de chumbo	41
5.2.3. Parâmetros de Tratamento Térmico.....	45
5.2.4 Metalografia.....	47
5.2.5 Medida da fração volumétrica do constituinte MA (martensita/austenita retida), da bainita e da ferrita por contagem de pontos	48
5.2.6 Medida da fração de austenita retida por difração de raios-X	49
5.2.7 Ensaios de dureza e de tração.....	51
5.2.8 Ensaio de microabrasão.....	52
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES	56

6.1. Microestrutura	56
6.2. Quantificação do Constituinte M.A e da bainita	67
6.3. Quantificação de austenita retida	68
6.4. Propriedades Mecânicas	71
6.5. Desgaste abrasivo.....	76
7. CONCLUSÕES	79
8. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	80
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	81

1. INTRODUÇÃO

Estudos a respeito da microestrutura dos aços são realizados devido a ampla aplicação destes materiais em partes estruturais que exigem propriedades como resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste abrasivo. Componentes mecânicos podem fraturar e falhar devido a movimentos severos entre superfícies e cargas de alto impacto em serviço (SONG et al., 2013).

Aços de baixa-liga são desenvolvidos para oferecerem combinação de custo e desempenho, o que os torna concorrentes de aços altamente ligados, ferros fundidos e cerâmicos (RENDÓN; OLSSON, 2009). Aços resistentes ao desgaste de alta resistência e baixa-liga apresentam vantagens como bom desempenho, em geral, e flexibilidade produtiva, amplamente utilizados em equipamentos de mineração, engenharia, metalurgia, dentre outros (DENG et al, 2014).

Chapas de aços baixa-liga multiconstituídos, que foram desenvolvidas para aplicações automotivas, têm despertado grande interesse devido à combinação entre alta resistência mecânica e ductilidade. Estas excelentes propriedades mecânicas podem ser originadas pela combinação entre matriz ferrítica (pela ductilidade), bainita (pela resistência mecânica) e austenita retida (pelo alongamento uniforme causado pela transformação martensítica a partir da austenita sob influência de tensão externa) (WANG et al, 2006).

Desgaste abrasivo é um problema de alto custo e grave na mineração, processamento de minerais e indústria de transporte. A indústria mineradora consome quantidades crescentes de materiais resistentes à abrasão, pois minerais e rochas propiciam a equipamentos e maquinários desgaste severo devido à abrasão (RENDÓN, OLSSON, 2009). A perda de superfície metálica do material por desgaste/corrosão é uma preocupação importante de muitos setores, variando entre implantes biomédicos, marinha, óleo, veículos de transporte e partes de reatores nucleares (MALLIA; DEARNLEY, 2013).

2. JUSTIFICATIVA

Propriedades mecânicas e tribológicas são alguns objetos de estudo em que se baseiam pesquisas sobre aços e seus processamentos. As propriedades mecânicas podem ser avaliadas por meio da resistência mecânica, alongamento, tenacidade, dureza dentre outros. As propriedades tribológicas podem, dentre outras vertentes, ser relacionadas ao desgaste abrasivo provocado por fricção entre duas ou mais superfícies em movimento relativo, conforme Hutchings (1992).

Aços de alta resistência e baixa-liga (ARBL - HSLA – *high strength and low-alloy*) apresentam propriedades mecânicas superiores ao aço de baixo carbono, portanto, o uso dos aços HSLA na indústria automotiva cresceu (YILBAS; PATEL; KARATAS; 2013). Durante as últimas três décadas, aços HSLA foram amplamente utilizados na indústria naval, componentes de planta de centrais de fissão nuclear e outros, devido à combinação de resistência mecânica e tenacidade (LIU et al, 2016).

Devido à interferência prejudicial do desgaste abrasivo em diversos processos industriais, o desenvolvimento de materiais que minimizem os efeitos dos mecanismos de desgaste se torna uma possibilidade de aplicação. Novos aços com microestruturas diferenciadas estão sendo desenvolvidos atualmente para que propriedades sejam aprimoradas. O tratamento térmico, então, é uma alternativa para obtenção de aços com propriedades adequadas à diversas aplicações sem a necessidade de processos mais dispendiosos e complexos como mudança de composição química do aço ou novas formas de processamento (DENG et al, 2014).

3. OBJETIVOS

Este trabalho visa obter aço com microestrutura multiconstituída (ferrita, bainita, martensita e austenita retida) e comparar seus comportamentos mecânico e tribológico com os de uma estrutura composta por martensita revenida.

3.1 Objetivos específicos

- Obter quatro microestruturas multiconstituídas com frações distintas de fases/constituintes e uma microestrutura martensítica revenida.
- Determinar a quantidade de austenita retida e dos demais constituintes das estruturas multiconstituídas.
- Analisar as propriedades mecânicas e tribológicas das microestruturas obtidas.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1. Aços multiconstituídos

Com intuito de reduzir os custos e melhorar a eficiência, aços de alta resistência e baixa liga (HSLA - *high strength steel alloy*) são amplamente empregados na fabricação atual de carros devido à sua excelente combinação entre resistência mecânica e tenacidade, além de boa soldabilidade (YAN et al, 2009). Estes aços podem ser processados para possuírem microestrutura multiconstituída 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 alterados por tratamentos térmicos (CASEIRO et al, 2011).

Em seus estudos, Deng et al. (2014), avaliaram a temperatura de austenitização no processo de têmpera e revenimento de um aço martensítico baixa-liga e médio carbono (0,27%C – 0,26%Si – 1,36%Mn). As temperaturas avaliadas foram de 840 a 920°C (aumento de 20°C). As amostras permaneciam nestas temperaturas durante 15 minutos, sendo em seguida resfriadas em água. Para o revenimento, empregaram-se temperatura de 170°C e tempo de encharque de 40 minutos. A microestrutura constituiu em ripas de martensita revenida e grãos de austenita prévia. A amostras tratadas a temperatura de 880°C exibiram altos valores de resistência mecânica e alongamento total: 1530 MPa e 11,8%, respectivamente.

Wang et al (2012) estudaram um aço bainítico de alta resistência mecânica com a seguinte composição química 0,26%C – 1,2%Si – 1,48%Mn – 1,52%Ni. Para obter microestrutura constituída por austenita retida e bainita inferior, submeteram o aço a austêmpera com os seguintes procedimentos: temperatura de austenitização de 930°C por 5 min, seguido por tratamento isotérmico em banho de sal a 425°C por 10 min e finalmente resfriado bruscamente em água a temperatura ambiente. O material desenvolvido exibiu valores de resistência mecânica de até 1054 MPa, alongamento total de 21,2% e alongamento uniforme de 12,6%.

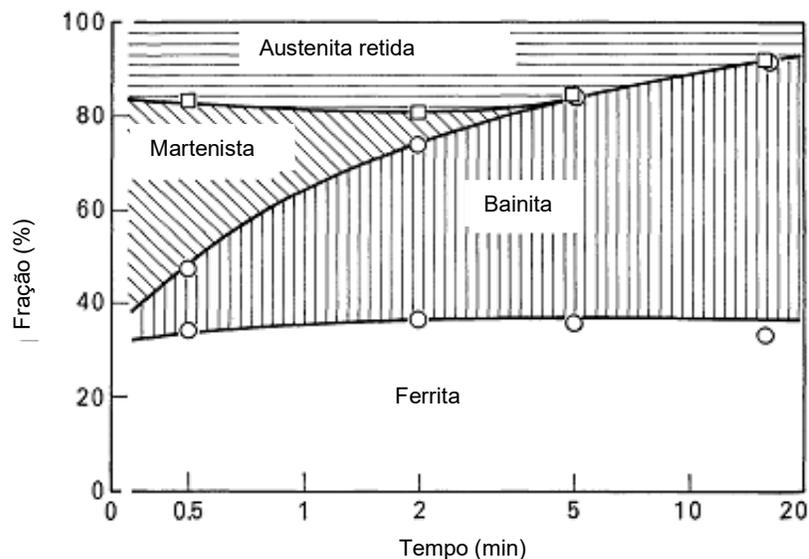
Segundo Ohmori et al (1971), aços baixa liga e baixo carbono apresentam microestrutura final composta por ferrita, bainita e martensita durante resfriamento contínuo (normalização ou resfriamento rápido). Neste tipo de aço, bainita inferior obtida em temperaturas mais baixas apresenta microestrutura fina, o que influencia

em resistência à propagação de trincas. Aços de baixo carbono também podem ser tratados como aços *dual-phase* (DP). Sua microestrutura consiste em ripas de martensita dispersas em matriz de ferrita, sendo obtida a partir de tratamento térmico intercrítico (CASEIRO et al, 2011).

Matsumura et al (1987), em suas pesquisas, exibiram variações da fração dos constituintes em uma microestrutura multiconstituída a partir do tempo de permanência do aço na temperatura de 400°C (transformação bainítica em banho de sal) (Figura 1). O aço estudado foi um médio carbono 0,4%C-1,5%Si-0,8%Mn.

Ikawa et al (1980) afirmam que o constituinte martensita/austenita retida (MA), existente na microestrutura dos aços TRIP, pode ser gerado da seguinte forma: Ao resfriar continuamente o aço a partir de uma temperatura austenítica, para uma temperatura entre 350-400°C, ferrita bainítica é formada e a austenita restante se torna estável. Para a faixa de temperaturas mais baixas (300-350°C), a austenita não transformada se decompõe em ferrita e carbonetos.

Figura 1 – Variações das frações dos constituintes com o tempo de encharque a 400°C



Condições de aquecimento: 790°C por 5 minutos. Os pontos marcados no gráfico indicam medições por raios-X (quadrados) e por microscopia óptica (círculos).

Fonte: Matsumura et al, 1987 (adaptado).

Se o resfriamento for rápido o bastante, esta decomposição não ocorre, a austenita restante se transforma em martensita e, pouca quantidade, em austenita retida.

4.2. Efeito TRIP

Em aços TRIP tradicionais, a microestrutura multiconstituída é obtida por recozimento no campo bifásico (austenita e ferrita), enquanto a austenita retida é conseguida pelo processo de austêmpera de um estágio; tratamento isotérmico na região de transformação bainítica (XIE et al. 2014).

O efeito TRIP (*Transformation-Induced Plasticity* – Plasticidade Induzida por Transformação) é um fenômeno que ocorre em alguns aços quando uma determinada quantidade de austenita retida se transforma em martensita durante deformação plástica, esta transformação, então, induz ao aumento de plasticidade no material (NASCIMENTO, 2007). Este efeito causa elevação de ductilidade uniforme devido às acomodações plásticas das placas de martensita originadas das transformações martensíticas da austenita retida, desta forma retardando o aparecimento e/ou progressão de estrição (considerando-se um ensaio de tração) (ANAZAWA et al. 2008).

Propriedades mecânicas são aprimoradas pelo efeito TRIP a partir de dois mecanismos: (1) criar resistência por meio de formação de martensita dispersas em matriz bainítica e (2) formação de discordâncias em torno das recém-formadas regiões martensíticas, como resultado da expansão volumétrica durante a transformação da austenita em martensita (BHATTACHARYYA et al. 2010).

Encruamento localizado é originado pelo efeito TRIP, atrasando a estrição do material e melhorando seu alongamento (MAZZAFERRO et al. 2009). O aumento local no volume específico causado pelo efeito TRIP pode ajudar a interromper a propagação de trincas. Por outro lado, a transformação pode ter um efeito prejudicial, pois ela cria martensita que gera sítios de nucleação (CHIANG et al. 2011).

Os aços TRIP apresentam excelente combinação entre resistência mecânica, resistência ao choque e conformabilidade (CHIANG et al. 2011). A partir dos ensaios realizados por Bhattacharyya et al. (2010), foi constatado que amostras de aço TRIP apresentaram: alto limite de resistência, alto alongamento e alta taxa de encruamento relacionada diretamente a disponibilidade de austenita retida após o tratamento térmico.

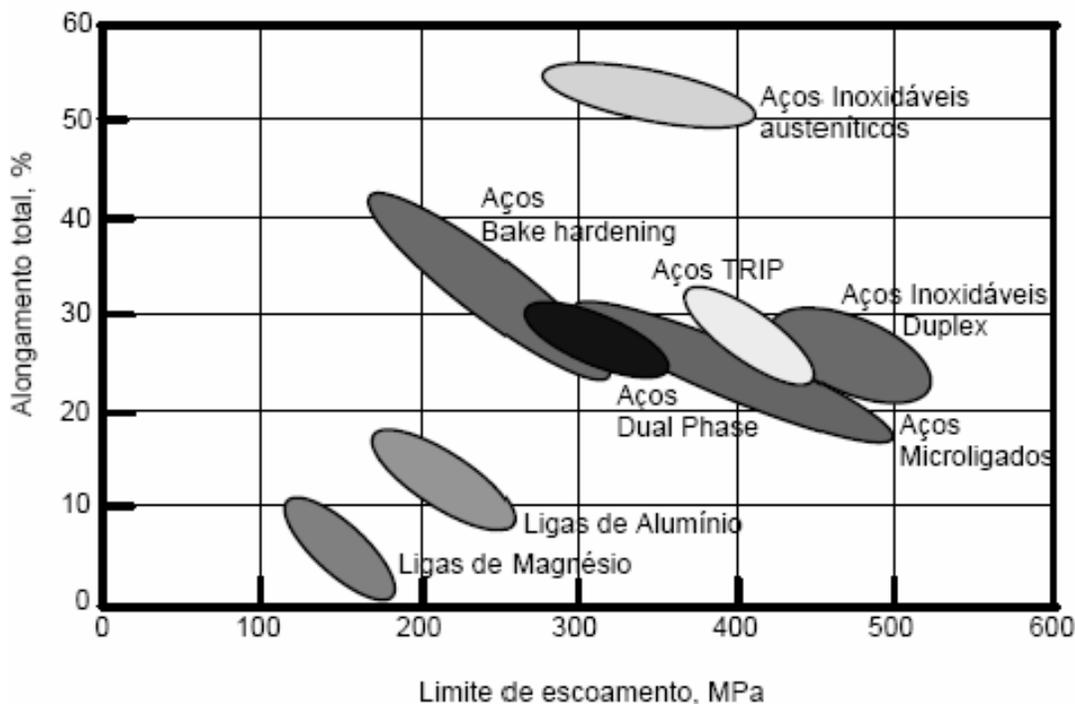
Annibal et al. (2005), indicam alguns valores apresentados por aços TRIP: limite de escoamento de 400-500 MPa, limite de resistência de 800-1100MPa,

alongamento total de 20-30%, coeficiente de encruamento de 0,25-0,30. Bhattacharyya et al. (2010), obtiveram os seguintes dados referentes às amostras de aço TRIP em seus estudos: limite de escoamento de 416 MPa, limite de resistência de 857 MPa, alongamento total de 35%, alongamento uniforme de 20%, e coeficiente de encruamento de 0,20. A figura 2 representa um mapa de alongamento e limite de escoamento de diversos materiais metálicos onde podem ser comparadas a ductilidade e a resistência mecânica de aços TRIP com outras ligas metálicas. Por meio deste mapa verifica-se como os aços TRIP podem apresentar valores de alongamento total maiores que, por exemplo, aços *dual phase*, aços inoxidáveis duplex e aços microligados; e valores de limite de escoamento maiores que aços inoxidáveis austeníticos, aços *dual phase* e aços *Bake hardening*.

Aços TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*) exibem microestrutura com estes quatro constituintes: ferrita dúctil, martensita de elevada resistência mecânica, bainita e austenita retida, esta última é metaestável em temperatura ambiente (DE COCK et al, 2006). Uma boa combinação de alta resistência mecânica, excelente ductilidade e tenacidade pode ser obtida pela contribuição de uma microestrutura multiconstituída. Em um aço multiconstituído comum, a bainita e a martensita, normalmente, contribuem para a resistência mecânica, já a ferrita modifica a taxa de encruamento durante o estágio inicial do escoamento, desta forma a ductilidade é melhorada. A acumulação de contribuições de diversas fases/constituintes resulta em propriedades mecânicas superiores (XIE et al. 2014).

Chiang et al. (2011) avaliaram as propriedades mecânicas a partir do efeito TRIP ocorrida na microestrutura multiconstituída do aço de composição química 0,17%C – 1,53%Si – 1,5%Mn. O tratamento realizado foi a austêmpera, seguindo-se os parâmetros: 750°C como temperatura intercrítica por 5 minutos; tratamento isotérmico a 450°C por uma faixa de 30 a 1800 segundos e, então, resfriamento em água. A microestrutura obtida exibiu ferrita, bainita e martensita/austenita retida. Perceberam-se que o tempo de 100 segundos propiciou um aço com maior resistência mecânica, por volta de 910 MPa e alongamento total de 20%.

Figura 2 – Mapa de alongamento total vs limite de escoamento.



Fonte: Annibal et al. 2005.

4.3. Efeitos de elementos de liga

A concentração de elementos de liga na composição de aços TRIP tem grande importância nas características finais desta classe de aços. O carbono tem maior contribuição nas transformações de fase, que alteram microestruturas e, por conseguinte, comportamentos mecânicos. Além do carbono, outros elementos são fundamentais no controle da cinética das transformações de fase e na estabilidade da austenita para os aços TRIP, estes são o manganês, silício e cromo (FERRER, 2003). As tabelas 1 e 2 exemplificam composições químicas de dois diferentes aços TRIP, nas quais percebe-se que as frações de manganês e silício são as de maiores valores.

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP estudado por Mazzaferro et al. (2009) (% de massa).

Elemento	C	Mn	Si	Al	P	S	N	Ti
(p/p) %	0,19	1,64	1,65	0,039	0,016	0,0009	0,0023	0,0097

Fonte: Mazzaferro et al, 2009.

Tabela 2 - Composição química do aço TRIP estudado por Santos et al, (2009). (% de massa).

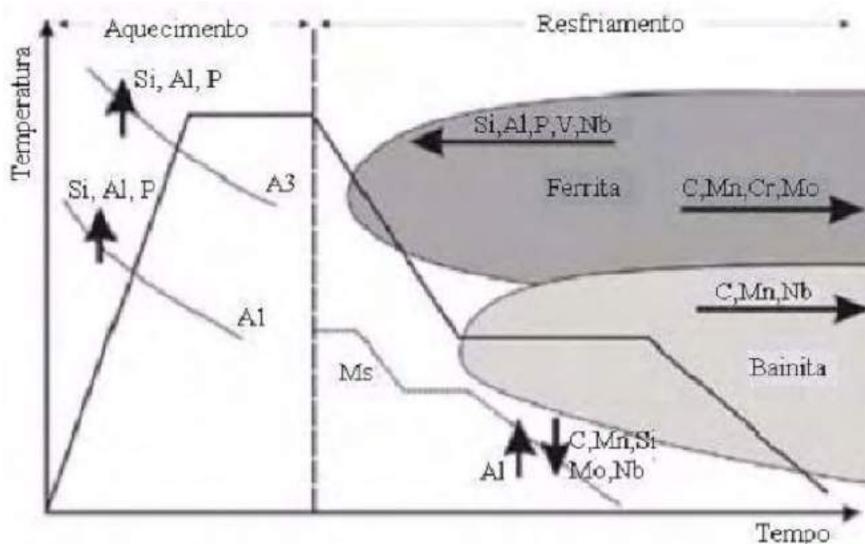
Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Ni	Nb	N
(p/p) %	0,20	1,5	1,5	0,020	0,006	0,026	0,020	0,006	0,029	0,0039

Fonte: Santos et al, 2009.

A microestrutura de aços TRIP convencionais consiste em: matriz ferrítica (55-65%) com bainita (25-35%) e austenita retida (5-20%) (Bhattacharyya et al. 2010). Presença de bainita na estrutura de um aço pode conferir-lhe alta resistência mecânica, boa ductilidade e tenacidade, e boas características em fluência devido a elementos de liga como Ni, Cr e Mo (NASCIMENTO, 2007).

Os os aços TRIP e os HSLA apresentam em suas composições químicas, por exemplo, manganês, silício e cromo. Na figura 3, observa-se uma visão geral sobre os efeitos de alguns elementos de liga na formação da microestrutura de um aço TRIP, ou qualquer outro que passe pelo processo de austêmpera, percebe-se que o Mn, Cr e Mo atrasam a formação de ferrita; e o Mn e Nb retardam a formação bainítica.

Figura 3 – Efeitos dos principais elementos de liga



Fonte: Bleck, 2002 (adaptado).

Além destes elementos, o carbono também desempenha papel importante no desenvolvimento microestrutural e propriedades de aços multiconstituídos. De acordo com Chiaverini (1990), “o carbono em solução sólida aumenta a resistência

ao cisalhamento da austenita sendo, portanto, necessário aplicar-se maior esforço para que comece o cisalhamento que leve ao início da formação de martensita”. Com baixo teor de carbono, a austenita residual pode se transformar em martensita antes mesmo da deformação, em um resfriamento contínuo até a temperatura ambiente.

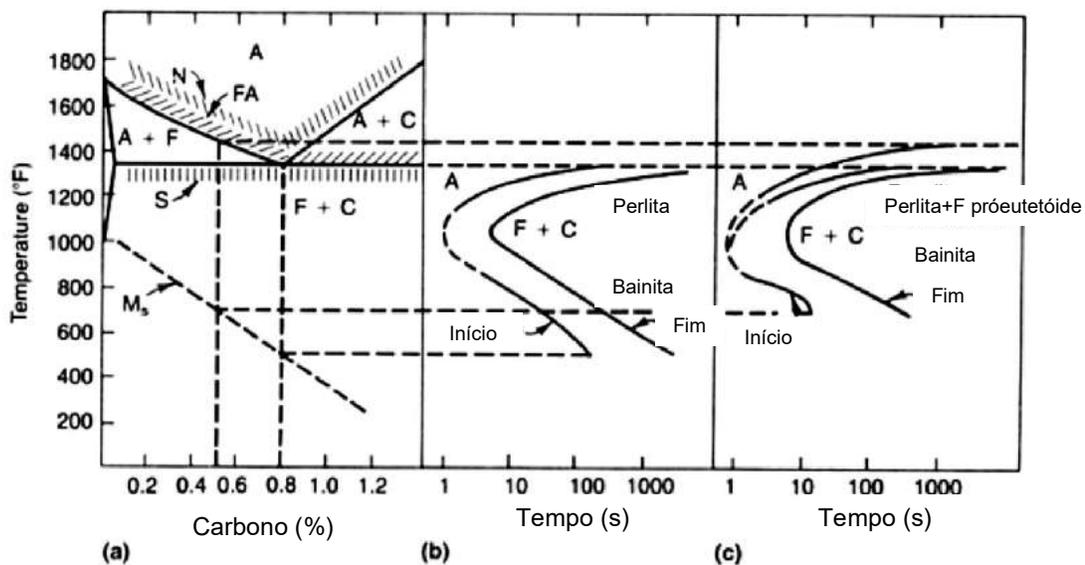
A adição de elementos de liga pode aumentar a estabilidade do carbono em solução, impedindo que a transformação ocorra antes que ocorra a deformação do aço (MAZZAFERRO et al. 2009). Grãos de austenita que apresentam valores de concentração de carbono menores que 0,6%, em peso, se transformam com baixos valores de tensão, e caso possuam concentrações maiores que 1,8%, em peso, têm transformação da austenita atrasada. Estes dois extremos são prejudiciais ao endurecimento e alongamento do aço, pois não há contribuição da transformação da austenita no aumento de ductilidade do aço no momento de deformação (CHIANG et al, 2011).

O manganês facilita a solubilidade do carbono na austenita, tornando esta fase mais estável, pois se verifica que a adição de Mn diminui em 50°C a temperatura de formação de martensita (SVERDLIN; NESS, 1997). Este elemento também influencia na estabilização de austenita e no volume de fração volumétrica da austenita retida (BRANDÃO, 2007).

O silício retarda a precipitação de carbonetos (inclusive cementita), tornando o carbono mais disponível para enriquecimento da austenita e, por conseguinte, estabilizando-a (JEONG; CHUNG, 1992). Durante austêmpera, a precipitação de carboneto na ferrita é inibida pela presença de silício. Então, a fração de carbono eleva-se com o aumento de teor de silício que, geralmente, acompanha-se com aumento do volume de austenita. Portanto, a adição de silício torna mais efetiva a presença de carbono na austenita retida, porém até um teor máximo de carbono (MATSUMURA et al, 1992).

Diagramas TTT (tempo-temperatura de transformação) de um aço eutetóide e outro hipoeutetóide estão presentes na figura 4. O aço em estudo é hipoeutetóide, percebe-se que em curto espaço de tempo pode haver formação de ferrita.

Figura 4 – Comparação do diagrama binário Fe-C (a) com uma curva TTT de um aço eutetóide (b) e um aço hipoeutetóide com 0,5% de C (c)



Fonte: Veríssimo, 2012 (adaptado)

4.4. Caracterização microestrutural

4.4.1 Difração de raios-X

A transformação de austenita retida em martensita durante a deformação de um aço TRIP é o que determina a propriedade principal destes aços de resistirem bem a esforços mecânicos. A partir disso, corrobora-se a importância de determinar a quantidade de austenita retida presente em um aço TRIP. Aliado à quantificação de austenita retida, está o conhecimento do teor de carbono presente neste constituinte, pois este elemento interfere na estabilização da austenita retida. Na tabela 3 é descrita a comparação entre as principais técnicas de análises da fração volumétrica de austenita retida.

O efeito da deformação do aço TRIP (C – 0,39%; Si – 1,37%; Mn – 1,45), na quantidade de austenita retida foi avaliado por Basuki e Aernoudt (1999). Por meio de difração de raios X foram obtidas as frações volumétricas de austenita retida correspondentes a valores distintos de deformação, estes resultados são descritos pela tabela 4. A partir da tabela, verifica-se que com o aumento da deformação do

aço na região intercrítica aumenta-se a fração de austenita retida e a presença de carbono nesta fase.

Tabela 3 – Comparação entre as características de diferentes técnicas para análises da fração volumétrica de austenita retida.

Técnicas	Quantidade observada	Volume explorado	Precisão
Difração de raios-X	Picos de difração	Camada superficial	Normal
Difração de nêutrons	Picos de difração	Volume total	Normal
Metalografia	Ataque colorido de grãos	Camada superficial	Baixa
Mössbauer	Espectros de transmissão	Lâmina fina	Alta
Magnetização	Magnetização de saturação	Volume total	Alta
Dilatometria	Alteração do comprimento	Volume total	Baixa

Fonte: Zhao et al, 2001.

Tabela 4 – Quantificação de austenita retida por DRX.

Deformação na região intercrítica	$f_{\gamma}(\%)$	$C_{\gamma}(\%)$
0,00	11,3	1,63
0,10	13,2	1,64
0,20	14,7	1,72
0,25	14,8	1,73

Nota: $f_{\gamma}(\%)$ é a fração volumétrica de austenita retida e $C_{\gamma}(\%)$ é a concentração de carbono na austenita retida.

Fonte: Basuki e Aernoudt, 1999.

Para se determinar a fração volumétrica de austenita a partir dos espectros de raios-X pode-se empregar o método elaborado por Durnin e Ridal (1968). A técnica consiste na comparação de intensidades refletidas por planos (hkl) de amostras com microestrutura composta por martensita e austenita. A intensidade de uma linha de difração de uma certa fase é dada pela equação:

$$I(hkl) = K \cdot FF^* \cdot LP \cdot m \cdot \exp(-2M) \cdot A(\theta) \cdot (V/v^2) \quad (1)$$

em que:

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

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

LP = fator de polarização de Lorentz;

m = fator de multiplicidade do plano (hkl);

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

$A(\theta)$ = fator de absorção;

V = volume relativo da fase analisada;

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

Seja P a razão entre as intensidades das duas fases. Admitindo que K e $A(\theta)$ sejam os mesmos para as duas fases, então temos:

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

Substituindo os valores das intensidades pela equação (1) tem-se:

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

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

$$\text{tem-se que: } P = G \cdot \frac{V_{\gamma}}{V_{\alpha}} \quad (5)$$

$$\text{Para volumes parciais de } V_{\gamma} \text{ e } V_{\alpha}, \text{ vale a expressão: } V_{\gamma} + V_{\alpha} = 1 \quad (6)$$

A combinação das equações (05) e (06) resulta em:

$$V_{\gamma} = \frac{P}{P+G} \quad (7)$$

O cálculo do parâmetro de rede da austenita pode ser feito através da seguinte equação:

$$a_o = \frac{\lambda \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \cdot \text{sen } \theta_B} \quad (8)$$

em que:

λ = comprimento de onda da radiação utilizada;

h, k e l: índices de Miller do plano cristalográfico (hkl);

θ_B = ângulo do Bragg para o plano cristalográfico (hkl).

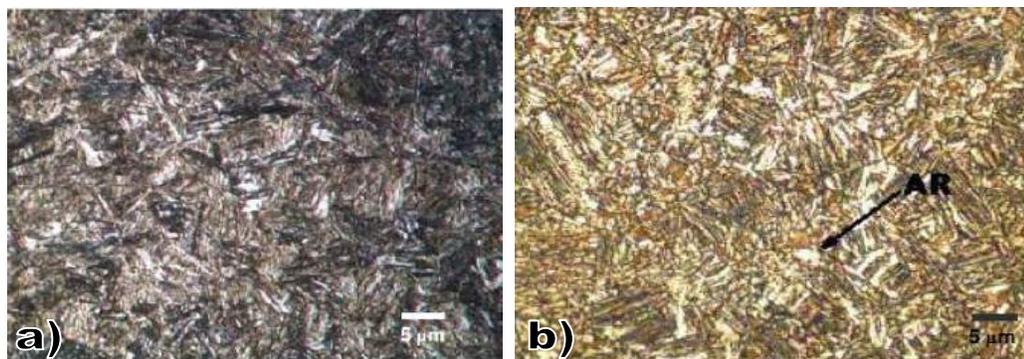
4.4.2 Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura

Para se avaliar a microestrutura de aços multifásicos, empregam-se, normalmente, duas técnicas de microscopia: microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Microscopia óptica foi aplicada por Brandão (2007) em seu estudo do aço 300M (C - 0,38-0,46%; Mn - 0,60-0,90%; Si - 1,45-1,80%; Ni - 1,65-2,00%; Cr - 0,70-0,95%; Mo - 0,30-0,65%; V - 0,05%; S - 0,01%). A partir da técnica foram obtidas diferentes imagens para o ataque químico com nital 2% e com solução aquosa de metabissulfito de sódio 10%. Com o nital 2%, percebeu-se ferrita e/ou austenita retida (tons mais claros de cinza) e martensita e/ou bainita (tons mais escuros de cinza) vide figura 5-a; austenita retida, indicada por AR, bainita e martensita (morfologia acicular, variando entre tons de azul e marrom) estavam presentes nas imagens com ataque de metabissulfito de sódio 10%, vide figura 5-b.

Diego-Calderon et al (2014) em sua pesquisa, com utilização de MEV e reagente nital 2% encontrou bainita, ferrita, austenita retida e martensita (Figura 6) no aço 0,19C-1,61Mn-0,35Si-1,1Al.

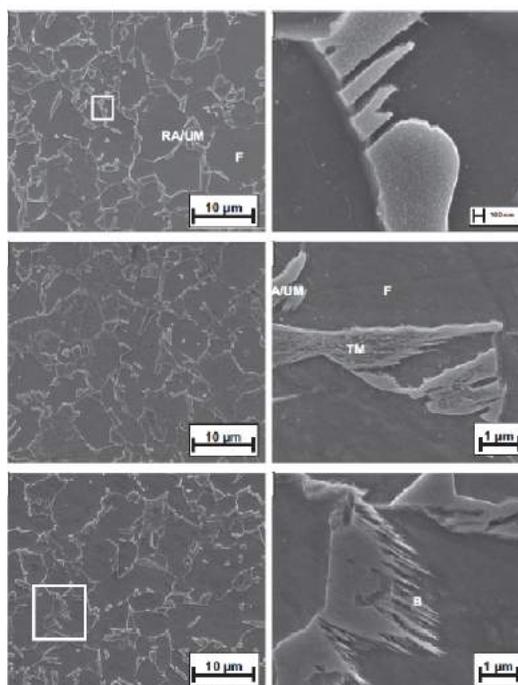
Figura 5 – Fotomicrografias do aço 300M austenitizado a 900°C e transformado isotermicamente a 400°C.



Tempo de encharque a 400°C: a) 60s (Reagente: Nital 2%) e b) 300s (reagente: solução aquosa de metabissulfito de sódio a 10%). AR (austenita retida).

Fonte: Brandão, 2007.

Figura 6 – MEV do aço 0,19C-1,61Mn-0,35Si-1,1Al multiconstituído



F = ferrita; TM = martensita revenida; RA/UM = austenita retida/martensita não revenida; B = bainita

Fonte: Diego-Calderon et al, 2014.

Para a avaliação de microestrutura multiconstituída, necessita-se de utilização de reagentes químicos específicos para a realização do ataque às superfícies, normalmente, para que sejam obtidas micrografias coloridas, em que todas as fases

sejam distinguidas. De acordo com outros estudos, o ataque químico às superfícies deste tipo de aço é realizado, principalmente, por soluções compostas pelos seguintes reagentes: somente metabissulfito de sódio 10%; ou nital 1 a 5%, metabissulfito de sódio 10% e picral 4% (solução de ácido pícrico em álcool etílico); ou nital 1 a 5%, tiosulfato de sódio 7% e picral 4%.

No trabalho de Buriková e Rosenberg (2009), encontra-se na tabela 5 os ataques químicos empregados para aços *dual-phase* ou multiconstituídos.

Tabela 5 – Ataques químicos para aços *dual-phase* ou multiconstituídos

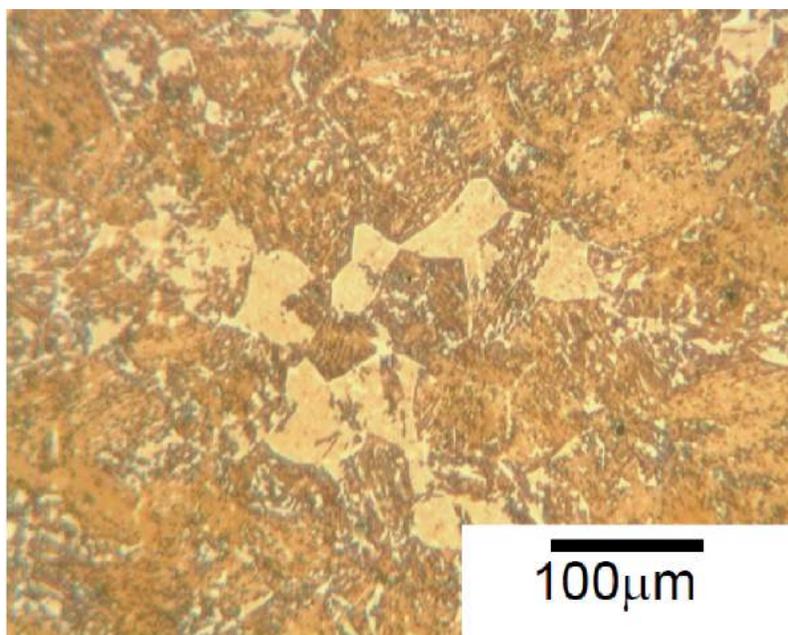
Reagentes	Resultado do ataque	Autor do ataque
2 g(NH ₄) ₂ S ₂ O ₈ , 2 ml HF, 50 ml CH ₃ COOH, 150 ml H ₂ O	Martensita é escura, austenita retida mais clara que a matriz de ferrita	Rigsbee, Vander Arend. Lawson et al (1970)
Solução A: 7 g Na ₂ S ₂ O ₅ , 100 ml H ₂ O Solução B: 5 g ácido pícrico, 100 ml C ₂ H ₅ OH Solução C: 4 ml HNO ₃ , 95 ml C ₂ H ₅ OH	Ferrita é azul, martensita e austenita retida são amarelas, e bainita marrom.	Bandoh. Bandoh et al (1988).
Solução A: 1% Na ₂ S ₂ O ₅ v H ₂ O Solução B: 4% ácido pícrico com C ₂ H ₅ OH	Martensita branca, bainita preta e ferrita caqui.	LePera. LePera et al (1979).
Picral, bissulfato de sódio (NaHSO ₄)	Ferrita cinza, martensita branca, e bainita preta	LePera, Goodhart, Aichbhaumik
Picral, cromato alcalino (2g CrO ₃ , 40g NaOH, 72ml H ₂ O)	Ferrita posterior branca, ferrita anterior cinza, e martensita preta.	Huppi, Matlock. Lawson et al (1970)

Fonte: Buriková e Rosenberg (2009).

Nascimento (2007) em sua pesquisa aplicou nital 2% e LePera na superfície do aço ABNT 9254 (C - 0,54%; Mn - 0,70%; Si - 1,40%; Cr - 0,80%) que tinha sido aquecido a 900 °C, austemperado a 400 °C e resfriado em água. O reativo LePera

destacou a martensita e matriz de ferrita bainítica; já o nital 2% apenas ferritas bainíticas. Estes dois reagentes também foram utilizados por Girault et al (1998), observou-se presença de martensita/austenita retida, ferrita e bainita no aço TRIP (C - 0,11%; Mn - 1,53%; Si - 1,505; P - 0,008%; S - 0,006%). Santos et al (2010) estudaram um aço microligado austemperado e aplicaram o ataque Bandoh encontrando bainita, ferrita e MA (matensita e austenita retida) (Figura 7).

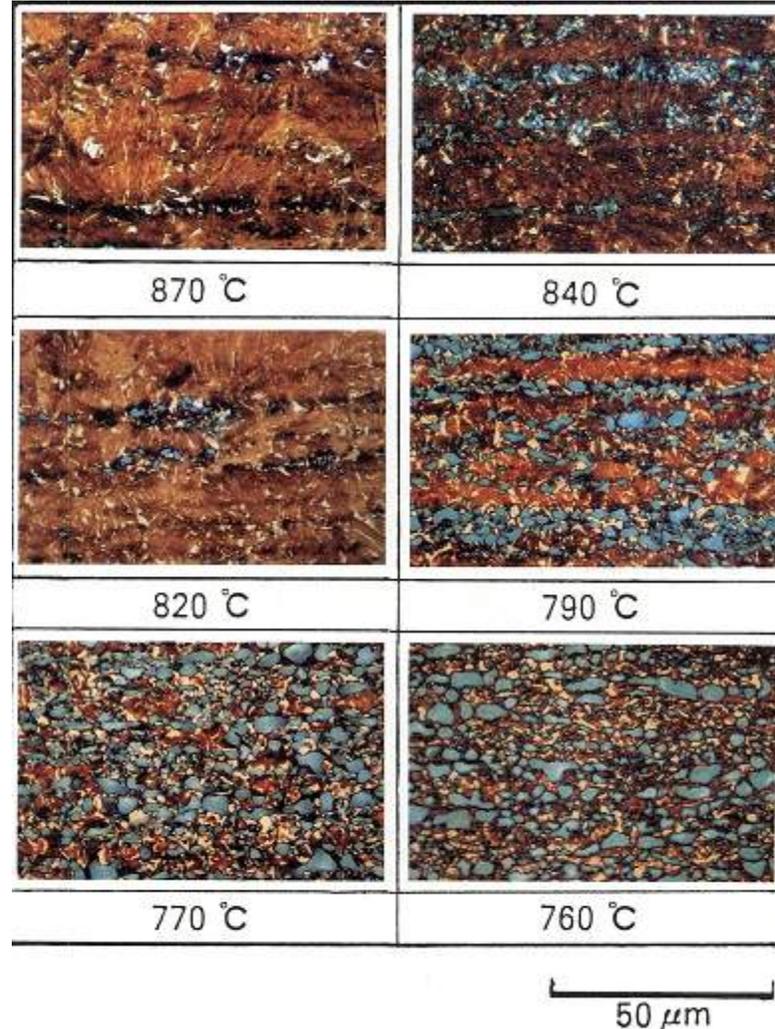
Figura 7 - Micrografia óptica do aço 0,26C-1,13Mn-0,92Si-0,73Cr após ataque químico Bandoh.



Ferrita: pequenos grãos azulados; Bainita está amarronzada e M-A encontra-se amarelo claro.
Fonte: Santos et al, 2010.

Matsumura et al (1987) aplicaram o ataque Bandoh em um aço 0,4%C-1,5%Si-0,8%Mn que passou por austêmpera; os autores indicaram que a microestrutura obtida distinguia a ferrita como azul, austenita como amarelo claro e bainita como marrom, vide figura 8. Percebe-se que o volume de bainita diminuiu proporcionalmente à temperatura de austenitização, quanto mais alta a temperatura, maior a quantidade de austenita, e portanto, maior a quantidade de bainita formada no tratamento isotérmico a 400°C por 5 minutos.

Figura 8 – Alterações da microestrutura devido à temperatura de austenitização.



Os valores representam as temperaturas intercríticas analisadas; em azul têm-se ferrita, marrom é bainita e amarelo claro, a austenita.

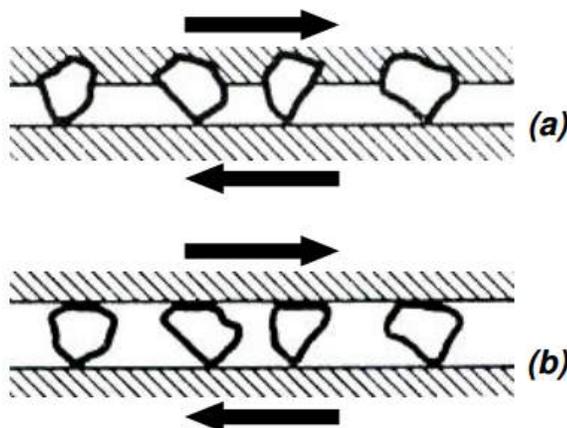
Fonte: Matsumura et al, 1987.

4.5. Desgaste Abrasivo

Segundo Hutchings (1992), desgaste abrasivo é um mecanismo de desgaste muito comum observado quando uma superfície dura e rugosa de um objeto desliza sobre outra mais tenra e plana. O material é removido por partículas duras, forçadas a deslizar sobre uma superfície. Observa-se na figura 9, que o mecanismo de desgaste abrasivo pode se desenvolver por duas formas ou combinações entre ambas: riscamento (desgaste abrasivo a dois-corpos) e rolamento (desgaste abrasivo a três-corpos), termos usados em Cozza (2006). No riscamento, o desgaste

é causado por protuberâncias fixas a uma das superfícies em deslizamento que riscam a outra superfície, enquanto o rolamento ocorre devido às partículas duras que se movimentam livremente entre as duas superfícies em deslizamento.

Figura 9 – Desgaste abrasivo por riscamento e por rolamento



a) Desgaste abrasivo por riscamento e b) desgaste abrasivo por rolamento

Fonte: Hutchings, 1992 (Adaptado)

Xu et al (2013) afirmam que este mecanismo é um problema dispendioso para vários setores da indústria: automotiva, transporte, mineração, agricultura e outros. Resistência à abrasão não é uma propriedade intrínseca de materiais, mas a resposta de um sistema tribológico que depende das condições de ensaio ou aplicação. Este fenômeno é muito complexo, uma vez que pode ser relacionado a vários parâmetros. Usualmente, relaciona-se a dureza à resistência à abrasão, principalmente, a partir da equação 1, em que ϵ é a resistência ao desgaste, k é o coeficiente de desgaste e H é a dureza média do material. Porém, muitas pesquisas mostram que esta relação não é sempre detectada.

$$\epsilon = k * H \quad (9)$$

Apesar de, industrialmente, a relação dureza/resistência ao desgaste ainda ser considerada, estudos indicam que aços multiconstituídos com baixa dureza relativa apresentam aumento significativo de resistência à abrasão em comparação com aços martensíticos, que apresentam alta dureza. Além do mais, é essencial a

análise dos efeitos de vários aspectos microestruturais (constituintes, tamanho de grão, morfologia, precipitação e outros) no desempenho abrasivo (XU et al., 2013).

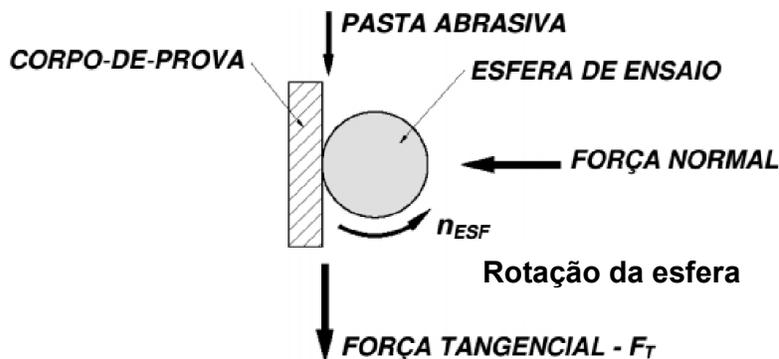
4.6. Ensaio tribológico por microabrasão

Utilizam-se diversos tipos de experimentos para o estudo do desgaste abrasivo. Investigações sobre o desgaste normalmente são conduzidas pela análise dos mecanismos que levam a ocorrência do desgaste ou pela simulação de aplicações práticas que fornecem informações úteis sobre taxa de desgaste e coeficiente de atrito. Para os dois propósitos, controle e medição de todas as variáveis que podem influenciar o desgaste são muito importantes. Deve-se considerar que a taxa de desgaste e o atrito são dependentes das condições de deslizamento (HUTCHINGS, 1992).

O ensaio de desgaste por microabrasão foi, primeiramente, desenvolvido com finalidade de avaliar espessura de filmes finos. Entretanto, atualmente, o método também é empregado para determinar coeficiente de desgaste. O ensaio de microabrasão é, normalmente, constituído por esfera rotativa, que pode ser fixa ou livre. O ensaio também é conhecido como *Ball Cratering* ou *Calowear*, e possibilita variação de parâmetros, emprego de diversos abrasivos e necessidade de amostras pequenas (SANTOS, 2009; VIEIRA, 2014).

A figura 10 ilustra o princípio de funcionamento do equipamento do ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa. Há uma carga normal controlável sob a esfera. O corpo de prova se encontra ao lado da esfera, desta forma, o contato e o movimento relativo entre estes dois componentes produz uma força tangencial. Este tipo de configuração permite controlar, também, a rotação da esfera, a distância de deslizamento entre esfera e corpo de prova, a concentração e a vazão da pasta abrasiva, que é adicionada entre o corpo de prova e a esfera (COZZA, 2006). Segundo, Vieira (2014), com a aplicação deste teste investiga-se o desempenho de revestimentos finos, superfícies de engenharia e substratos de materiais.

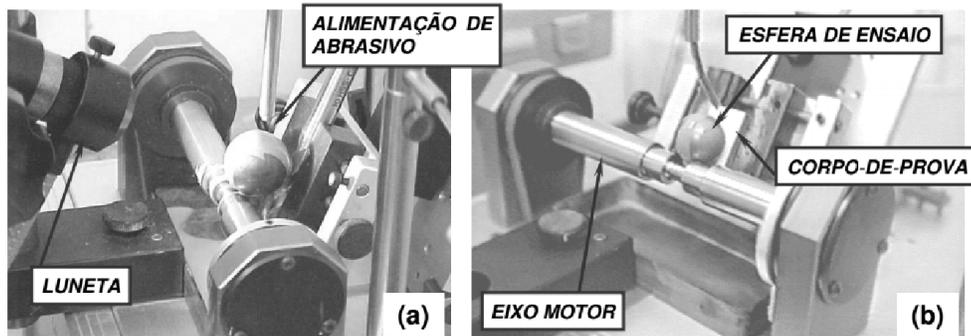
Figura 10 – Princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera fixa.



Fonte: Cozza, 2006 (Adaptado).

O que difere o desgaste por esfera livre do teste citado anteriormente é a força normal, que é definida pelo peso da esfera, inclinação do corpo de prova em relação a ela e sua posição sob o eixo motor (Figura 11).

Figura 11 – Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera livre.

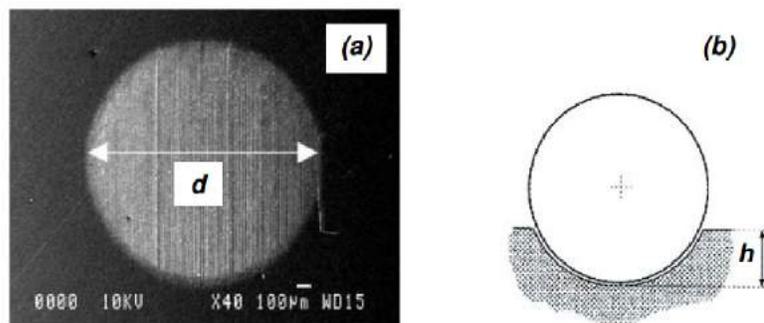


a) Vista lateral e b) vista frontal.

Fonte: Cozza, 2006.

A figura 12 indica uma cratera formada sob o corpo de prova durante ensaio de desgaste por microabrasão.

Figura 12 – Cratera de desgaste formada pelo ensaio de desgaste microabrasivo.



a) vista frontal de uma cratera mostrando o diâmetro “d” da mesma; b) profundidade de penetração “h” da esfera de ensaio.

Fonte: Cozza, 2006.

O coeficiente de desgaste não é uma propriedade intrínseca de um material. Vários parâmetros do ensaio de desgaste interferem nos valores obtidos para o coeficiente de desgaste. Alguns parâmetros são: força normal atuante sobre o corpo de prova; rotação da esfera de ensaio; distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova; concentração e vazão da pasta abrasiva; dureza, tamanho e formato das partículas abrasivas; tempo (relação entre distância de deslizamento e rotação da esfera) (COZZA, 2006).

4.7 Efeito da microestrutura na resistência à abrasão

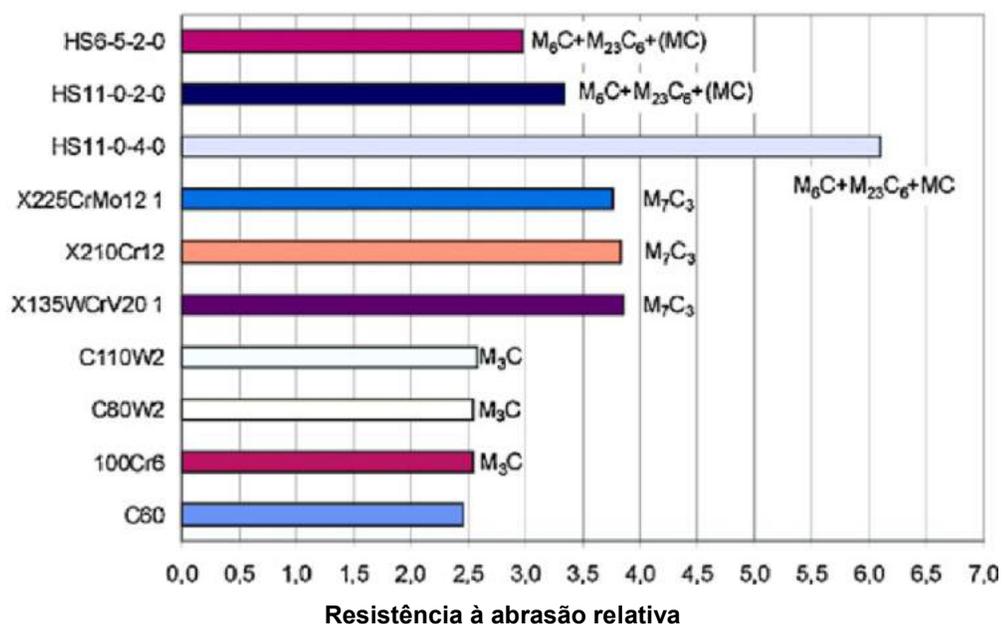
Inclusões devido ao processo de fundição, segundas fases por endurecimento, matriz, defeitos cristalinos e anisotropia estrutural são elementos importantes para a análise do desgaste abrasivo, segundo Zum-Gahr (1987).

Presença de inclusões, principalmente em materiais frágeis, pode acarretar em redução da resistência à abrasão. Precipitados, como carbonetos, presentes em aços interferem no desempenho tribológico destes materiais; a resistência à abrasão de microestrutura multiconstituída depende das propriedades da matriz, dos constituintes e todas as interações entre as fases envolvidas. Os defeitos cristalinos possuem influência no desgaste abrasivo de forma secundária, considerando-se que átomos intersticiais e substitucionais podem aumentar a resistência mecânica e dureza do material. E por fim, Zum-Gahr (1987), conclui que a anisotropia estrutural,

principalmente em compósitos poliméricos, pode ser relacionada ao desgaste abrasivo pela direção e área superficial das fibras e suas interações com a matriz.

Resistência à abrasão de materiais metálicos depende da dureza, tamanho, forma e quantidade de componentes estruturais duros e suas distribuições na matriz do material. O aumento da dureza destas fases e suas quantidades na microestrutura aumenta a resistência à abrasão do material. Porém, a participação de carbonetos, como dito anteriormente, não pode ser considerada separadamente do material como um todo. Por exemplo, em microestruturas com base em perlita/carbonetos a dureza e a resistência à abrasão aumentam com o crescimento do volume de carbonetos até 35%. Entretanto, em microestruturas baseadas em ferrita/carbonetos o crescimento é eficiente apenas até, aproximadamente, 6%. Além da distribuição dos carbonetos, o tipo de fase e o tamanho deles são importantes. A resistência à abrasão de aços aumenta com a mudança do tipo de carboneto, por exemplo, quando muda-se de um carboneto do tipo M_3C a um tipo mais complexo, M_7C_3 (SUCHÁNEK; KUKLÍK, 2009). A influência do tipo de carbonetos na resistência à abrasão de aços temperados é ilustrada pela figura 13.

Figura 13 - Influência do tipo de carbonetos na resistência à abrasão de aços temperados.



Fonte: Sucháne, Kuklík, 2009.

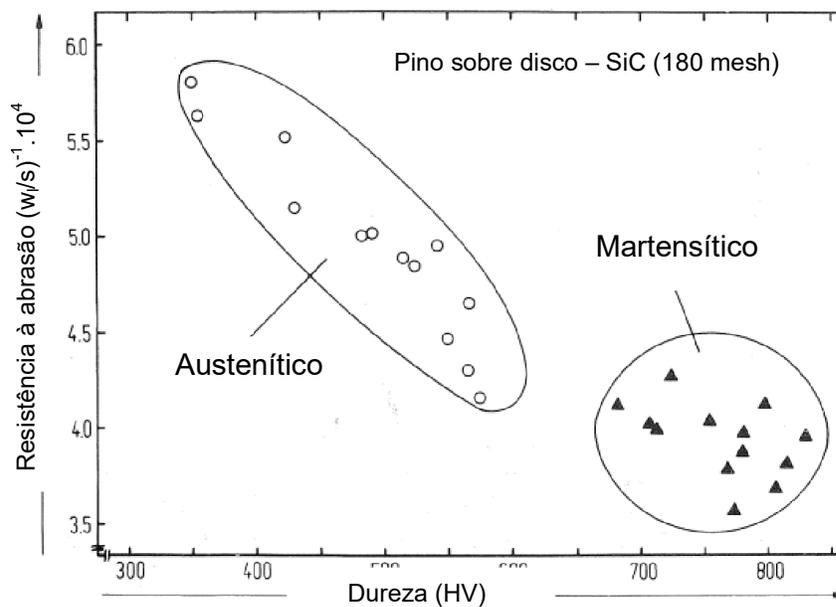
Aços resistentes ao desgaste abrasivo em que são associadas outras propriedades como conformabilidade, resistência mecânica e ductilidade estão sob alta demanda de aplicação industriais. Desenvolvimentos atuais de aços de alta resistência abrasiva são, normalmente, direcionados ao conceito da elevada dureza martensítica seguido da hipótese de que a resistência à abrasão possui uma relação contínua entre fase a dureza. Entretanto, várias observações experimentais sugerem que a elevada dureza da martensita não garante alta resistência à abrasão comparando-se a aços multiconstituídos com dureza menor, mas melhor ductilidade e tenacidade. E a natureza frágil da martensita, frequentemente, leva a usinabilidade indesejável, por exemplo (XU et al. 2013).

Colaço e Vilar (2005) estudaram a influência da microestrutura no desgaste abrasivo em um aço inoxidável martensítico. Compararam-se dois métodos de endurecimento: fusão superficial a laser e têmpera e revenimento convencional. As amostras fundidas a laser apresentaram microestruturas com proporções diferentes de austenita e martensita, e quantidade quase nula de carbonetos. Já amostras temperadas e revenidas são formadas por carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ dispersos em matriz martensítica revenida. Constataram que o coeficiente de desgaste aumentou à medida que a proporção de austenita cresceu nas superfícies fundidas a laser. Avaliaram-se a relação entre o coeficiente de desgaste e a força normal sobre as amostras: o corpo-de-prova com, aproximadamente, 100% de austenita retida demonstrou valores mais altos e inconstantes de coeficiente de desgaste, porém, amostras com 15 e 25% de austenita retida exibiram valores constantes e mais baixo até mesmo que as amostras temperadas e revenidas, que também encontraram-se constantes. A resistência à abrasão de materiais austeníticos pode ser melhor relacionada a dureza em superfícies deformadas, devido a alta taxa de encruamento da austenita e, eventualmente, ao efeito TRIP que leva ao aumento significativo da dureza do material durante o desgaste. Os carbonetos presentes da estrutura martensítica revenida são facilmente removidos do material durante desgaste, o que desestabiliza a estrutura do material tornando-o menos resistente à abrasão à medida que o carregamento se eleva.

A partir da figura 14, Zum-Gahr (1987) analisou a resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido branco com microestrutura predominantemente martensítica ou austenítica, em função da dureza. Observa-se que a resistência à abrasão diminuiu com o aumento da dureza. Referente ao ferro fundido branco de

matriz austenítica, a resistência à abrasão aumentou com a redução da dureza devido ao aumento da quantidade de austenita. Segundo o autor, a matriz austenítica pode encruar ou ser transformada em martensita.

Figura 14 – Resistência à abrasão x dureza: ferro fundido branco austenítico ou martensítico



w/s – perda de peso por segundo.

Fonte: Zum-Gahr, 1987 (Adaptado).

5. MATERIAL E MÉTODOS

5.1. Material

O aço estudado foi cedido pela empresa USIMINAS. Ele é um aço resistente ao desgaste e denominado comercialmente USI-ABRA-L. A composição química é mostrada na tabela 6. As temperaturas A_{c1} e A_{c3} foram calculadas pela equação de *Andrews* (ANDREWS, 1965). O material recebido consistia em as barras de 200 mm de comprimento e seção retangular de 50x70mm.

Tabela 6 – Composição química do aço em estudo (% peso).

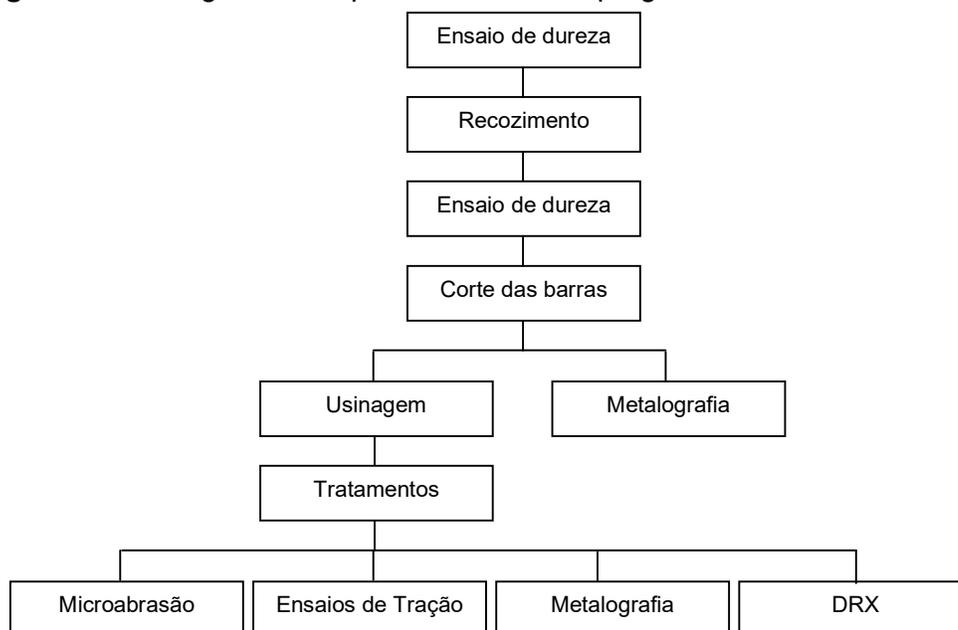
C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)
0,26	1,13	0,92	0,72	0,29	0,18	0,17	738	857

Fonte: Usiminas

5.2. Métodos

A figura 15 representa o fluxograma dos procedimentos aplicados durante a pesquisa.

Figura 2 – Fluxograma dos procedimentos empregados no estudo.



Fonte: próprio autor

5.2.1. Recozimento subcrítico

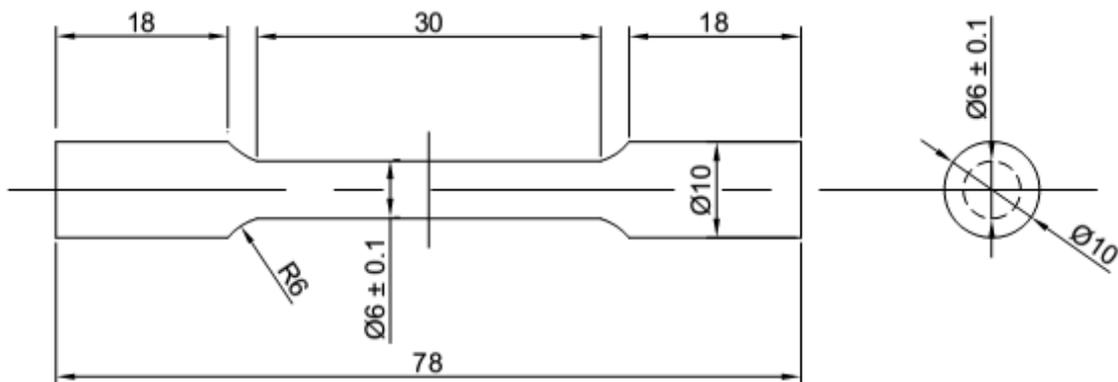
O primeiro procedimento realizado foi a medição de dureza do material recebido para verificar se o corte e a usinagem das barras seriam possíveis. Utilizaram-se um durômetro com escala Rockwell C, pré-carga de 10kgf e carga de 150kgf. A dureza encontrada foi de 47 HRC. Esse valor na escala Rockwell C foi convertido para a escala Vickers, segundo a padronização ASTM E140 12b, sendo encontrado o valor de 471HV. A usinagem do material estaria prejudicada com este alto valor de dureza. Com base nos estudos de Santos et al (2010) sobre o mesmo material, empregou-se o tratamento térmico de recozimento subcrítico (esferoidização). Para evitar o crescimento de grão, duas barras foram submetidas à temperatura de 700°C por 10 horas e resfriadas dentro do forno desligado. Após esse tratamento, encontrou-se dureza média de 18 HRC (230 HV, segundo a padronização ASTM E140 12b). A microestrutura obtida, que será descrita posteriormente, foi analisada por microscopia óptica.

O recozimento subcrítico é aplicado ao se objetivar mínima dureza e máximas usinabilidade e ductilidade, a partir da diminuição da relação entre energias livres de superfície e volumétrica, devido à obtenção de forma esférica de carbonetos (PERUCH, 2009).

5.2.2. Usinagem de corpos de prova, confecção do porta-amostras e do cadinho para o banho de chumbo

Cada placa foi cortada em 24 barras de 100 mm de comprimento e seção quadrada de 12 mm. Destas barras, 10 foram usinadas para obter seção quadrada de 10 mm e foram destinadas para a metalografia, difração de raios-X e ensaios de microabrasão. A partir das outras 20 barras foram usinados corpos de prova cilíndricos para ensaios de tração em um torno CNC Romi. A usinagem foi feita de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09 e as dimensões dos corpos de prova estão mostradas na figura 16.

Figura 16 – Desenho esquemático dos corpos-de-prova cilíndricos de tração.



Medidas em milímetros (mm).

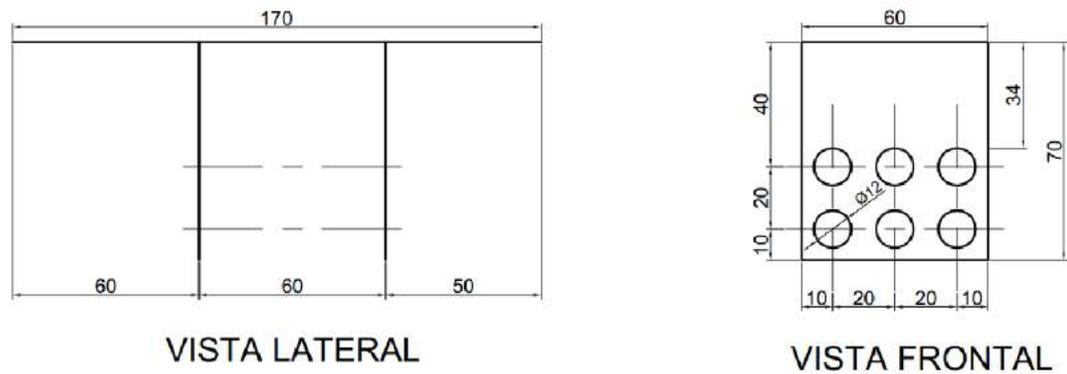
Fonte: próprio autor.

Com as dimensões dos corpos-de-prova definidas, confeccionou-se um porta-amostras para permitir a introdução deles dentro de um banho de chumbo e resfriá-los rapidamente para 400°C (temperatura de transformação bainítica).

O porta-amostras foi construído com as dimensões descritas na figura 17. Ele comporta quatro corpos de prova com seção cilíndrica (ensaios de tração) e dois com seção quadrada (microabrasão, metalografia e raios-X). Utilizou uma chapa de aço inoxidável austenítico 310 com 3 milímetros de espessura. O aço inoxidável 310, segundo Chiaverini (1990), apresenta estabilidade térmica à temperatura de soldagem e resiste à oxidação até temperaturas de 1100°C. Na figura 18 é apresentado uma imagem do porta-amostras.

O material utilizado para a confecção do cadinho para o banho de chumbo foi também a chapa de aço inoxidável 310 e a quantidade de chumbo colocada dentro do cadinho foi de aproximadamente 34 kg. A figura 19 mostra as dimensões desse cadinho e a figura 20 é uma foto do cadinho.

Figura 17 – Desenho esquemático das dimensões do porta-amostra



Medidas em milímetros.

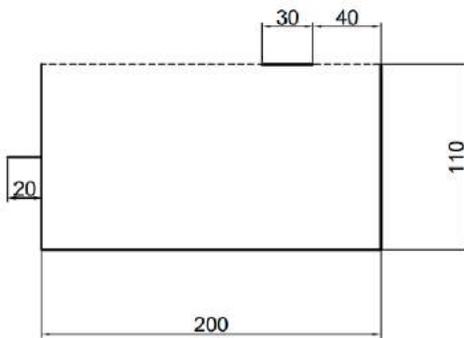
Fonte: próprio autor.

Figura 18 – Fotografia do porta-amostras utilizado nos tratamentos térmicos

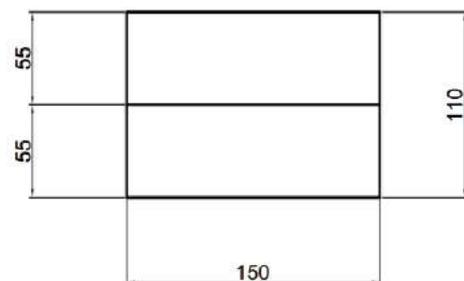


Fonte: próprio autor.

Figura 19 – Desenho esquemático do banho de chumbo utilizado para transformação isotérmica bainítica



VISTA FRONTAL



VISTA DE TOPO

Fonte: próprio autor.

Figura 20 – Foto do banho de chumbo utilizado para transformação isotérmica bainítica



5.2.3. Parâmetros de Tratamento Térmico

O objetivo do trabalho era estudar as propriedades mecânicas de quatro estruturas multiconstituídas e compará-las a de uma estrutura temperada e revenida, típica de aços resistentes ao desgaste. Para produzir as estruturas multiconstituídas foram utilizados os parâmetros descritos na tabela 7. De acordo com a temperatura de transformação de fase calculada (857°C), a temperatura de 820°C é intercrítica e 900 e 940°C são de austenitização. Antes de realizar esses tratamentos térmicos, as amostras foram previamente temperadas para evitar o crescimento de grão quando aquecidas às temperaturas da primeira coluna da tabela 7. As amostras foram aquecidas a 940°C por 10 minutos e temperadas em óleo. Chiang et al (2011), Xie et al (2016) e Leite (2016) também utilizaram uma têmpera prévia para refinar a microestrutura antes de submetê-la ao recozimento intercrítico, o que propicia um refino de grão da estrutura inicial e evita crescimento exagerando dos grãos de ferrita e austenita geradas durante o recozimento intercrítico.

Tabela 7 – Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados na obtenção de estruturas multiconstituídas.

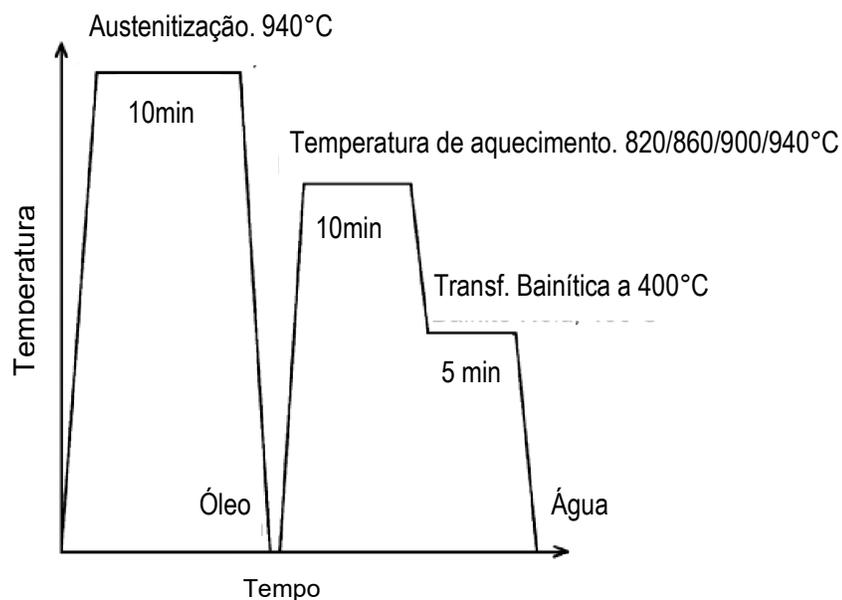
Temperatura de tratamento térmico (°C)	Tempo de encharque (min)	Temperatura de transformação bainítica (°C)	Tempo de transformação bainítica (min)
820 (T-820)	10	400	5
860 (T-860)	10	400	5
900 (T-900)	10	400	5
940 (T-940)	10	400	5

A figura 21 demonstra de modo esquemático os tratamentos térmicos descritos na tabela 7. Para realizar esses tratamentos térmicos foram utilizados dois fornos: o primeiro ajustado para temperaturas da primeira coluna da tabela 7, o segundo continha em seu interior um banho de chumbo a 400°C. Após o tempo de encharque as amostras foram retiradas do primeiro forno e rapidamente

mergulhadas no banho de chumbo por 5 minutos. Depois desse tempo, eram resfriadas em água até a temperatura ambiente.

Como vários aços resistentes ao desgaste possuem estrutura composta por martensita revenida, foram produzidas amostras com essa estrutura para servir de parâmetro de comparação com as propriedades mecânicas das amostras com estruturas multiconstituídas. Os parâmetros de tratamento térmico utilizados na sua obtenção estão descritos na tabela 8. Como já foi dito anteriormente, foram utilizadas seis amostras para cada condição de tratamento térmico.

Figura 21 - Tratamentos térmicos utilizados para produzir as estruturas multiconstituídas.



Fonte: Chiang et al, 2011 (Adaptado).

Tabela 8 – Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados na obtenção da estrutura composta por martensita revenida.

Tratamento térmico	Temperatura austenítica (°C)	Tempo de encharque (minuto)	Meio de Resfriamento	Temperatura de revenimento (°C)	Tempo de revenimento (h)
Têmpera e Revenimento (TR)	940	10	Óleo	250	2

5.2.4 Metalografia

Após os tratamentos térmicos, uma das barras com seção transversal quadrada foi cortada de modo a gerar uma amostra metalográfica com seção quadrada de 10x10mm e espessura de 5mm. Amostras de todas as condições de tratamento térmico foram então embutidas com resina polietilmetacrilato, lixadas (120, 240, 320, 400 e 600 mesh) e por fim, polidas em panos com pasta de diamante 9 μm , 3 μm e 1 μm), com o equipamento *Arotec – Aropol-VV*.

Como as microestruturas a serem analisadas eram muito complexas, utilizaram-se vários ataques químicos. Para as condições de recozimento subcrítico e de têmpera seguida de revenimento, o reagente químico utilizado para o ataque da superfície do aço foi o nital 3%, o mesmo utilizado por Santos et al (2010) e Leite (2016).

Esse ataque químico não se mostrou eficaz com as estruturas multiconstituídas por não permitir diferenciar os várias constituintes presentes. Então, foram empregados dois tipos de ataque químico colorido: solução aquosa de metabissulfato de sódio 10% (ZHANG et al (2011) e ANAZAWA et al (2009)), e o ataque Bandoh (BANDOH et, 1988; MATSUMURA et al, 1992). Ambos ataques são realizados por imersão de amostras no reagente. O ataque químico Bandoh é composto por 12 mL de solução aquosa de 7% de tiosulfato de sódio; 12 mL de 5% de ácido pícrico dissolvido em álcool etílico e 2 mL de nital 3%. Após a mistura dos três reagentes, esperava-se 5 minutos para começar o ataque das amostras. Depois da imersão, as amostras eram lavadas com água, em seguida com álcool etílico, e finalmente secadas com ar quente. Foram utilizados vários tempos de imersão das amostras, sendo o melhor resultado obtido para o tempo de 14 segundos.

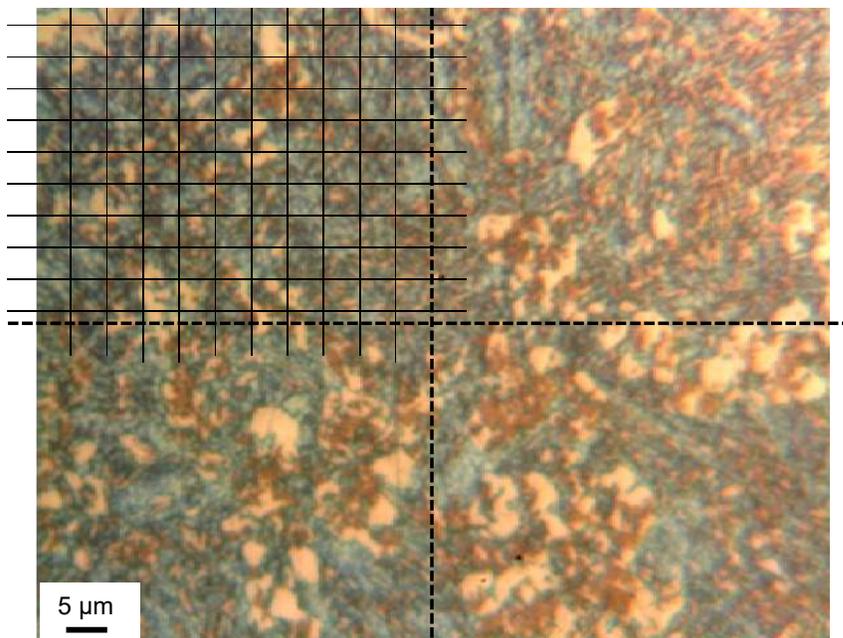
Para analisar a microestrutura por microscopia eletrônica de varredura (MEV) Chiang et al (2011), Yan-Qiu et al (2006) e Brandão (2007) utilizaram nital (concentração variando entre 2-5%).

No presente trabalho todas as amostras foram atacadas com nital 3% e analisadas em um microscópio eletrônico de varredura *Shimadzu SSX-550 Superscan Scanning Electron Microscope*.

5.2.5 Medida da fração volumétrica do constituinte MA (martensita/austenita retida), da bainita e da ferrita por contagem de pontos

As quantidades de bainita, ferrita e constituinte MA (martensita/austenita retida) das microestruturas estudadas foram calculadas utilizando a técnica de contagem de pontos. De acordo com a norma ASTM E562, este método consiste na contagem manual de pontos e cálculo da fração volumétrica de constituintes ou fases identificáveis com o auxílio de uma malha de pontos colocada sobre a microestrutura em várias regiões. Assim, como o trabalho de Leite (2016), aplicou-se uma grade de cem pontos (figura 22). Cada fotomicrografia foi dividida em quatro quadrantes, desta forma a grade é utilizada quatro vezes em cada fotomicrografia. Contou-se a bainita e o MA, a fração de ferrita foi obtida por subtração do total dos demais constituintes. Ao todo, foram analisadas dez micrografias para cada condição, ou seja, foram realizadas 40 contagens de pontos para uma mesma microestrutura.

Figura 22 – Contagem de constituintes com uma grade de 100 pontos



Microestrutura do aço tratado com temperatura de aquecimento de 820°C.

Fonte: próprio autor.

5.2.6 Medida da fração de austenita retida por difração de raios-X

Avaliou-se a fração volumétrica de austenita retida nas microestruturas multiconstituídas a partir dos espectros de Difração de Raios-X (DRX) obtidos com o equipamento *Shimadzu*[®] *XRD-7000 X-RAY DIFRACTROMETER*. Foram utilizados um tubo de cobre ($\lambda = 1,54 \mu\text{m}$), tensão 40 kV e corrente 30 mA.

Os parâmetros de DRX aplicados para a análise da austenita retida em aços microligados multiconstituídos não são padronizados, ou seja, variam entre pesquisas e materiais em estudo. Por exemplo, Zhang, J. et al (2014) utilizaram a faixa varredura entre 40° e 100° com passo angular de 0,02° e tempo de contagem de 1s. Zhang, M. et al (2014) usaram faixa de varredura de 40° a 120° com velocidade de varredura de 2°/min; De Knijf et al (2014) utilizaram faixa de varredura de 0° a 45°, com passo angular de 0,02° e tempo de contagem de 1 s. Putatunda et al (2011): já utilizaram a faixa de varredura de 42° a 46° e 72° a 92° com taxa de escaneamento de 0,25°/min. Anazawa et al (2009) usaram faixa de varredura de 20° a 95° com passo angular de 0,05° e tempo de contagem de 1s. A partir destes dados, percebe-se que a velocidade de escaneamento dos raios-X é muito baixa. Se a fração volumétrica de austenita retida presente na microestrutura do aço é pequena, a medida da intensidade relativa dos planos cristalográficos da austenita retida dever ser feita com muita precisão.

Os ensaios realizados com a faixa de varredura de 30° a 100°, passo angular de 0,02° e tempo de contagem de 0,6s não mostraram nenhum pico de austenita retida no espectro obtido.

Santos et al (2010), estudando o mesmo material, utilizou decapagem química na preparação das amostras para a análise por difração de raios-X, por considerarem que a ação mecânica do lixamento e do polimento poderia provocar a transformação da austenita retida em martensítica, eliminando assim sua presença no espectro de difração de raios-X.

Segundo Aranha (1994), a decapagem é um meio de remoção de sujidades que pode ser bastante agressivo por aplicação de reagentes concentrados, porém remove resíduos fortemente aderidos e presentes em locais de difícil acesso ou em materiais de baixas dimensões, como chapas finas. Ácido sulfúrico e ácido clorídrico fazem parte dos ácidos mais usados para esta finalidade. O ácido sulfúrico tem baixo custo e não é volátil, contudo o ácido clorídrico fornece superfície do metal

base mais limpa, facilidade no manuseio e maior solubilidade em alguns tipos de carepa.

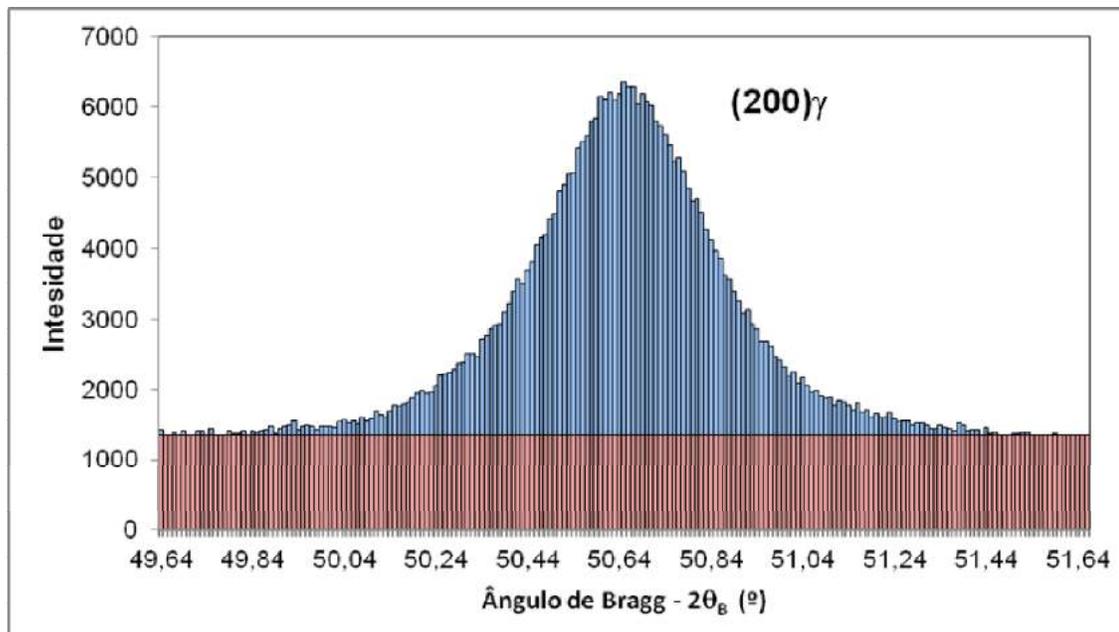
Como as amostras utilizadas nos ensaios de DRX tinham sido lixadas e polidas como as amostras metalográficas, decidiu-se alterar a preparação das amostras. Elas foram imersas em solução aquosa de ácido clorídrico 37% por 2 horas. Repetiu-se os ensaios de DRX com os parâmetros descritos anteriormente e, enfim, obteve-se os picos de austenita retida em todas as amostras.

Para calcular a fração volumétrica de austenita retida com maior precisão, foram definidos novos parâmetros para a difração de raios-X: Os planos cristalográficos utilizados foram $(200)_\gamma$, $(220)_\gamma$, $(311)_\gamma$, $(200)_\alpha$, e $(211)_\alpha$. A faixa de 3° ($2\theta_B - 1,5^\circ$ a $2\theta_B + 1,5^\circ$) foi varrida em intervalos de $0,02^\circ$ com tempo de contagem de 20 segundos. Parâmetros semelhantes de ensaios de DRX são relatados por Zhang et al (2011); Zhang, J. et al (2014) e Cai et al (2015), que trabalharam com aços microligados de microestrutura multiconstituída.

A fração volumétrica de austenita retida foi calculado utilizando a técnica das Intensidades Integradas (DURNIN e RIDAL, 1968). Para determinar a intensidade de reflexão de um plano cristalográfico considera-se apenas o intervalo de $2\theta_B - 1^\circ$ a $2\theta_B + 1^\circ$. Deste modo, a área do pico foi dividida em 100 retângulos, cuja base era de $0,02^\circ$ e a altura a intensidade relativa de reflexão. A intensidade foi calculada somando a área dos 100 retângulos e subtraindo a área do background.

A figura 23 mostra, de forma esquemática, o método de Intensidade Integradas sob a intensidade refletida pelo plano cristalográfico (220) da austenita retida da amostra T-820.

Figura 23 – Intensidade de raios-X refletida pelo plano cristalográfico (220) da austenita retida da amostra tratada termicamente a 820°C (T-820).



Fonte: próprio autor.

5.2.7 Ensaios de dureza e de tração

As medições de dureza foram realizadas em um durômetro com escala Rockwell C (ASTM E18) e converteu-se os valores para a escala Vickers com base na norma ASTM E140 - 12b (2013).

Os ensaios de tração foram feitos à temperatura ambiente para determinar a resistência mecânica e ductilidade de todas as amostras estudadas. O equipamento empregado foi uma máquina *Instron*, modelo 5982, com sistema de controle de aquisição de dados *Bluehill2*, e carga máxima de 100 kN.

A velocidade do pistão foi de 0,0333 mm/s. No início do ensaio foi utilizado um extensômetro do tipo agulha e marca *Instron* e modelo 2630 com comprimento útil de 25 mm. Os ensaios foram interrompidos a uma deformação de 2% para a retirada do extensômetro e evitar, assim, que fosse danificado por ruptura inesperada dos corpos-de-prova antes de se atingir a carga máxima. Após sua remoção, deu-se continuidade ao ensaio até a ruptura dos corpos-de-prova. A partir

desse ponto, o sistema de aquisição de dados passou a registrar a deformação elástica da máquina junto com a deformação plástica do corpo de prova.

Com os dados registrados foram construídas curvas tensão convencional x deformação convencional. Foram percebidos, como mostrada na figura 24A, uma descontinuidade na curva causada pelo descarregamento da máquina quando se retirou o extensômetro e uma região de inflexão, avaliada em 0,2%. Foram, então, elaboradas novas curvas de tensão convencional x deformação convencional subtraindo a descontinuidade e a região de inflexão, deslocando a curva após a inflexão para a direita de 0,2%. A Figura 24B mostra a nova curva obtida.

A partir da análise das novas curvas de fluxo, o limite de escoamento, o limite de resistência à tração e alongamentos uniforme e total foram obtidos.

Avaliou-se, também, o alongamento total do material ao se aplicar o método de subdivisão do comprimento inicial do corpo-de-prova, com base na Norma Técnica NBR 6152. Antes dos ensaios, o comprimento útil de 25 mm dos corpos-de-prova foram subdivididos com seis marcações equidistantes de 5 mm (figura 25A). Após ruptura, com a união das duas partes do corpo de prova, foi possível determinar o comprimento final da parte útil do corpo de prova (figura 25B).

A partir da equação 3, obteve-se os valores percentuais do alongamento total para todas as amostras. Sendo $At\%$ o alongamento total percentual, L_o o comprimento útil inicial (25 mm) e L_f o comprimento final entre as duas marcas mais externas (NBR 6152 – adaptado).

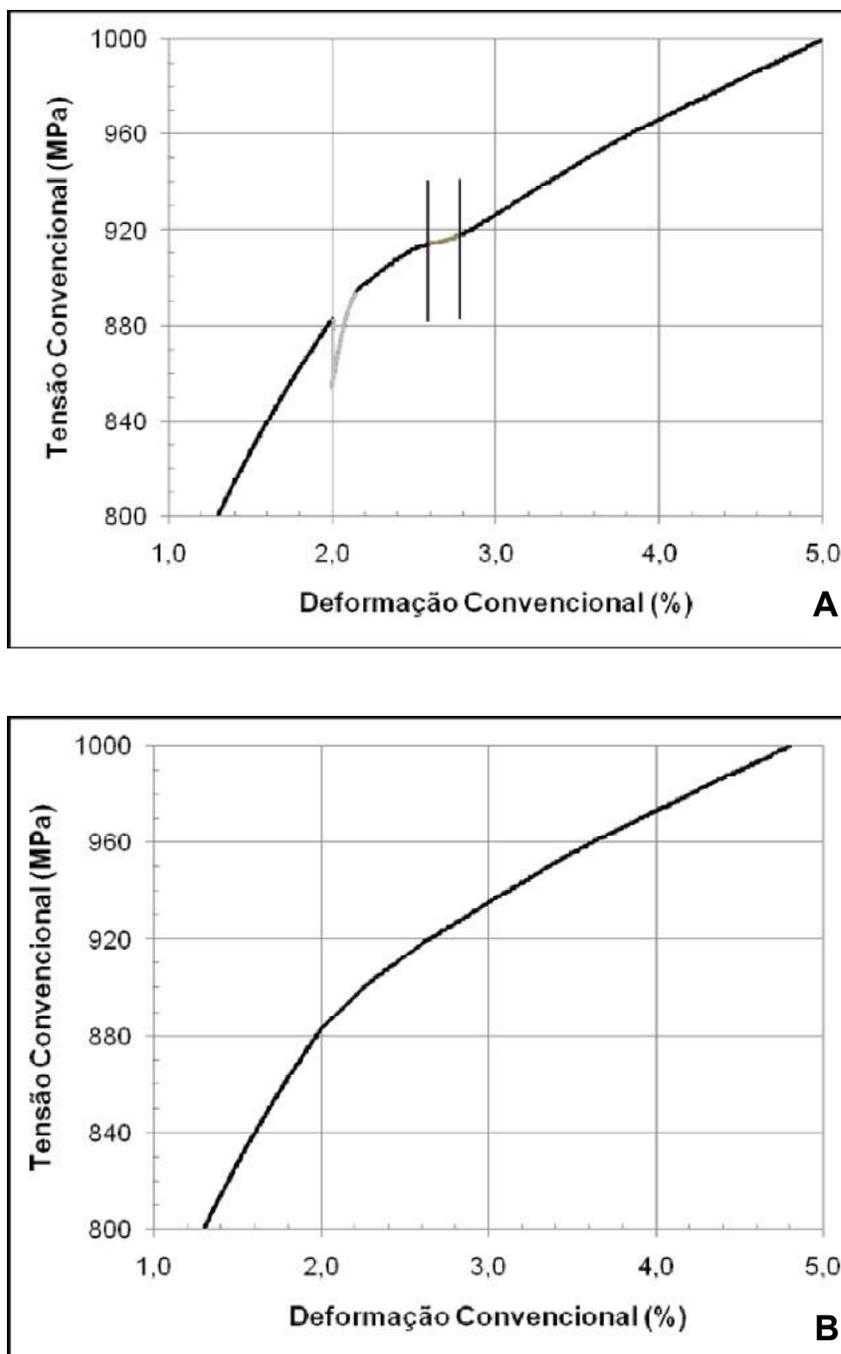
$$At\% = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100 \quad (10)$$

Os valores de alongamento total fornecidos pela equação foram próximos dos obtidos pelas curva tensão convencional x deformação convencional.

5.2.8 Ensaio de microabrasão

Foram feitos ensaios de microabrasão com o objetivo de avaliar a resistência ao desgaste das amostras multiconstituídas. Os resultados encontrados foram comparados com a da estrutura martensita revenida. Os testes foram realizados com base nos estudos de Cozza (2006), Zeferino et al (2007) e Coutinho (2014).

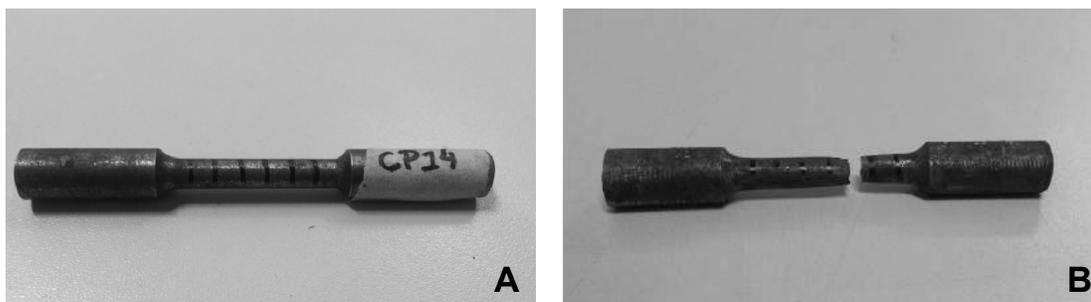
Figura 24 – Curvas de tensão convencional x deformação convencional da amostra T-820 CP-1.



A) curva com descontinuidade (cinza claro) e com região de inflexão (cinza escuro);

B) curva após correção.

Fonte: próprio autor

Figura 25 – Corpos-de-prova de ensaio de tração

Fonte: próprio autor

O equipamento empregado foi o *calowear Anton Paar* (esfera livre); esfera de aço AISI 52100 de 20mm de diâmetro e carbeto de silício (SiC) como abrasivo (solução aquosa de 20% de SiC em peso). Aplicaram-se os seguintes tempos de ensaio: 2, 4, 6 e 8 minutos (cada tempo executado três vezes). A tabela 9 mostra os parâmetros empregados no ensaio.

Tabela 9 – Parâmetros do ensaio de microabrasão.

Material da esfera	Aço AISI 52100
Diâmetro [mm]	20
Força normal [N]	0,140 – 0,175
Rotação da esfera [rpm]	1000
Tempo de ensaio [min]	2; 4; 6 e 8
Distância deslizada [m]	126; 251; 377 e 503
Abrasivo - concentração [g/mL]	SiC - 0,20 g/mL
Frequência de gotejamento	1 gota por segundo

A resistência a abrasão é avaliada analisando-se a taxa de desgaste do aço à medida que se aumenta o tempo de ensaio (distância deslizada pela esfera). O coeficiente de desgaste (k) da Lei de desgaste de Archard está mostrado na equação 4 (COUTINHO, 2014; SANTOS, 2009; RADII et al, 2006; COLAÇO e VILAR, 2005).

$$k = \frac{V}{F_n * L} \quad (11)$$

$$V = \pi \frac{b^4}{64 R} \quad (12)$$

Na qual **V** é o volume da calota desgastada, **F_n** é a força normal exercida pela esfera e **L** representa a distância deslizada pela esfera. O volume da calota desgastada é calculado pela equação 5, sendo **b** o diâmetro externo da calota; **R** é o raio da esfera (VIEIRA, 2014).

O ensaio de microabrasão não possui padronização ou normas estabelecidas, portanto, seguiram-se parâmetros de artigos acadêmicos (COZZA, 2006; ZEFERINO et al, 2007; SANTOS, 2009; COUTINHO, 2014; VIEIRA, 2014; GOMES et al, 2014).

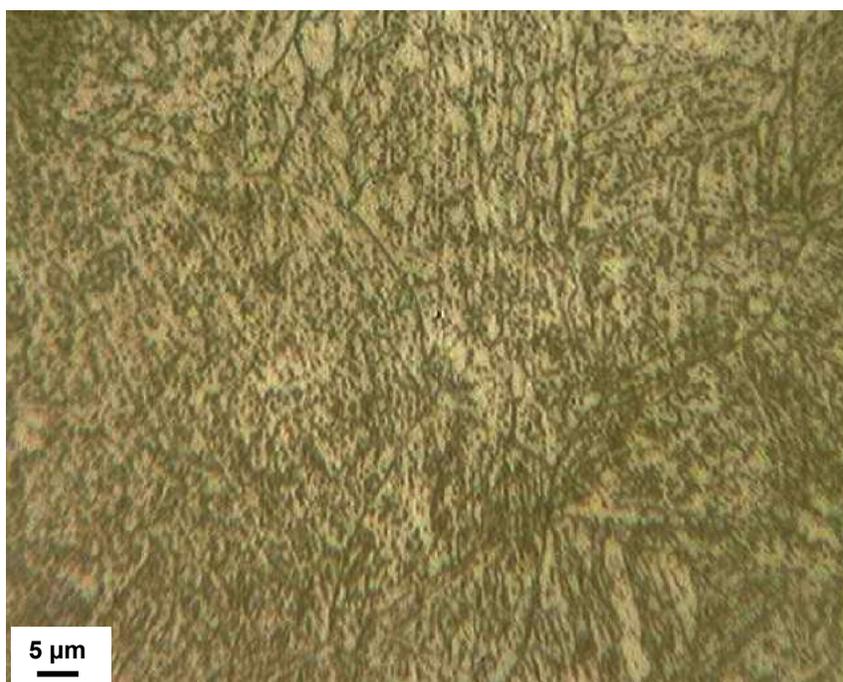
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1. Microestrutura

Após o recozimento subcrítico a 700°C por 10 horas obteve a microestrutura mostrada na figura 26. A partir de placas com essa microestrutura foram confeccionados os corpos de prova para ensaios de tração, desgaste e metalografia. Notam-se na microestrutura contornos de grão da austenita prévia, esferóides de cementita e grãos de ferrita, quase formando ripas, provenientes de uma microestrutura bainítica anterior. Como dito na seção 5.2, com o recozimento subcrítico reduziu-se a dureza do material de 471 HV para 230 HV.

Como afirma Fagundes (2006) e Peruch (2009), a microestrutura, usualmente, encontrada a partir do recozimento subcrítico (esferoidização) é composta por uma matriz ferrítica com esferóides de cementita. O processo se desenvolve por crescimento da cementita, recristalização de ferrita, subdivisão de cementita em pequenos carbonetos de forma elíptica, e crescimento e mudança para a forma esférica destes carbonetos.

Figura 26 – Microestrutura do aço recozido subcriticamente a 700°C por 10 horas.



Fonte: próprio autor

Nas figuras 27 a 30, são mostradas as micrografias ópticas das estruturas multiconstituídas obtidas com o ataque químico colorido Bandoh. Segundo Matsumura et al (1987), Bandoh et al (1988) e Buriková e Rosenberg (2009) os constituintes podem ser identificados a partir das cores presentes nas micrografias: azul (ferrita), marrom (bainita) e amarelo claro (martensita/austenita retida - MA).

Analisando as imagens, percebem-se que, com exceção da amostra T-820, as microestruturas apresentaram bandejamento. Segundo Silva (1995), a ocorrência de estruturas em bandas nos aços laminados ou forjados é devida a segregação dentrítica. Elementos de liga, como o manganês, quando alocados nos espaços interdentríticos, alongados pela laminação, podem inibir a formação de ferrita. Em aços com alto teor de manganês, quando austenitizados e resfriados lentamente, ocorre formação de ferrita em regiões pobre de manganês, enquanto nas regiões ricas formação de perlita.

Na figura 27 a cor azul (ferrita) predomina na microestrutura obtida a 820°C. Com o aumento da temperatura ocorre um aumento da quantidade de bainita (marrom), uma redução da quantidade de ferrita, além do crescimento de grão da ferrita. Além disso, o bandejamento torna-se mais nítido.

Figura 27 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 820°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.

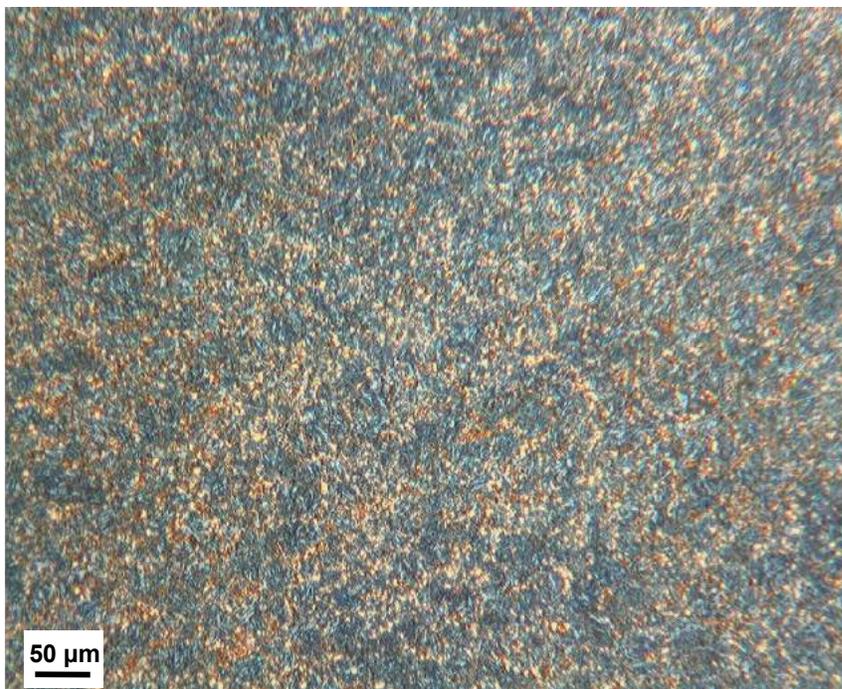
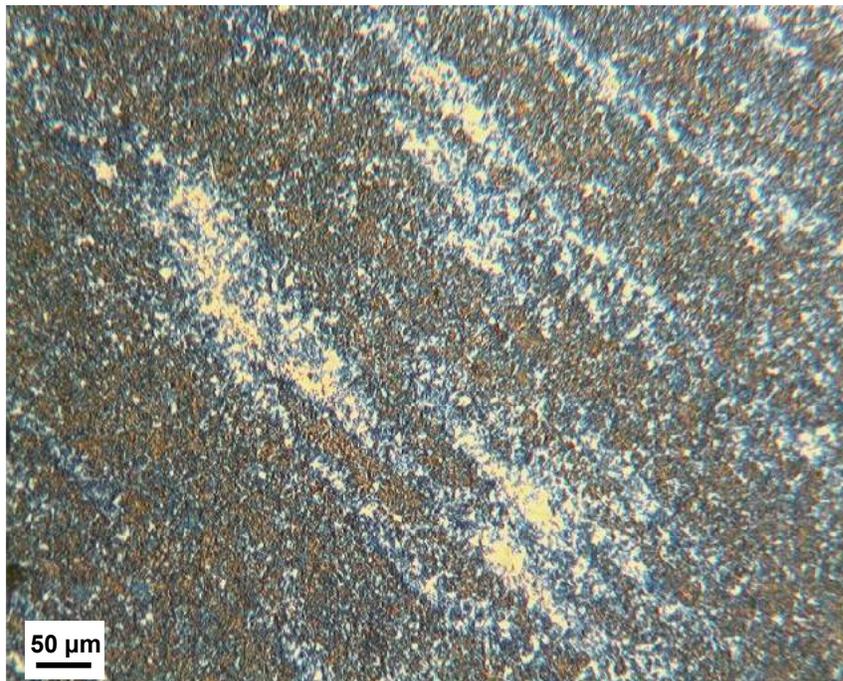
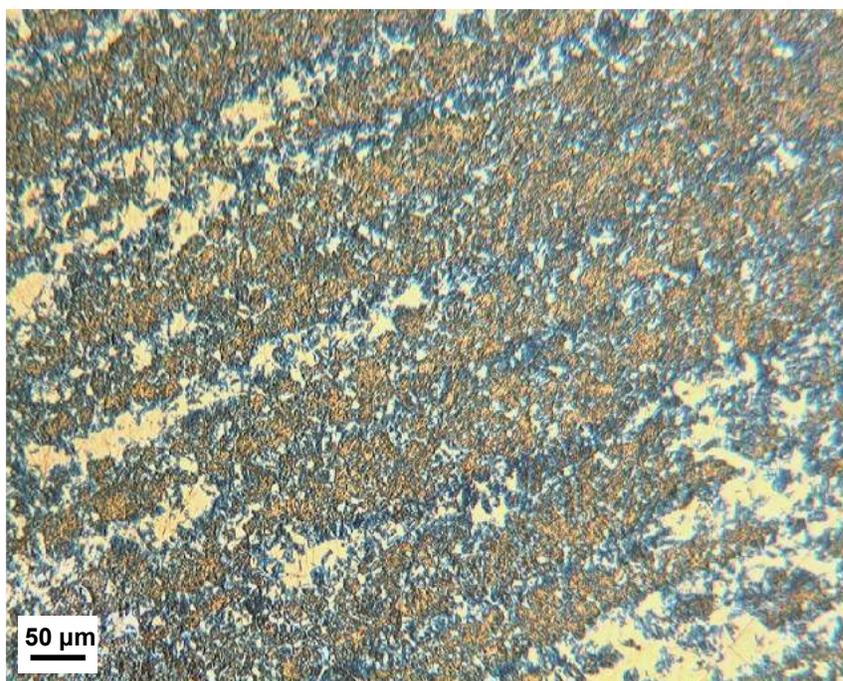


Figura 28 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 860°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



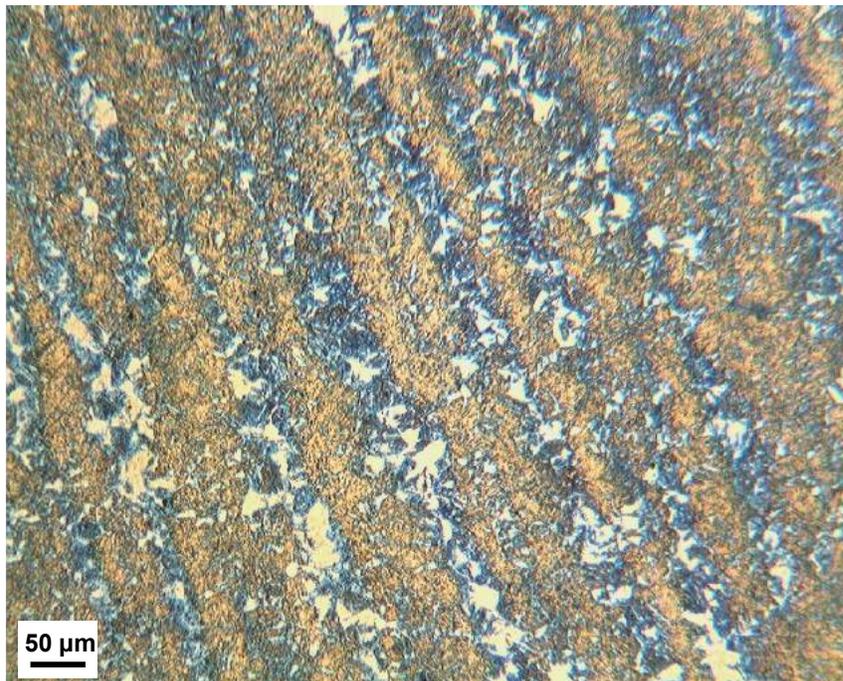
Fonte: próprio autor.

Figura 29 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 900°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



Fonte: próprio autor.

Figura 30 – Microestrutura do aço tratado isotermicamente a 940°C, por 10 minutos, seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



Fonte: próprio autor.

As figuras 31 a 34 mostram maiores detalhes (ampliação) dessas microestruturas.

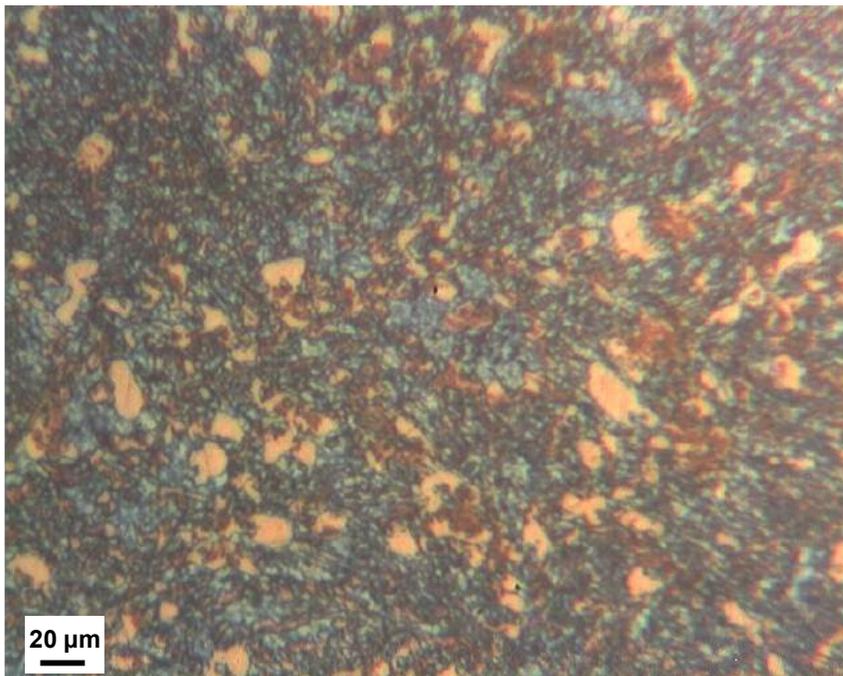
Na figura 31, verificam-se partículas de MA (amarelo claro) e certa quantidade de bainita (marrom) dispersa na matriz ferrítica (azul). Como observado anteriormente, a microestrutura submetida à temperatura intercrítica de 820°C apresenta bandeamento pouco perceptível.

Como as demais microestruturas (figuras 32, 33 e 34) apresentam bandeamento, são mostradas duas micrografias, sendo uma de cada região.

Na microestrutura mostrada na figura 32-A (temperatura de 860°C) predomina a bainita com MA e pequena quantidade de ferrita. Entretanto, na figura 32-B observa-se que a quantidade de ferrita é maior. Além disso, o MA foi maior. Comparando as figuras 31, 32-A, 33-A e 34-A, pode-se afirmar que quanto maior a temperatura de tratamento térmico maior a quantidade de bainita, pois em temperaturas mais altas (de austenitização) há maior formação de austenita, por conseguinte, formação de bainita proveniente desta fase. Nas temperaturas 900°C e

40°C, figuras 33-B e 34-B, respectivamente, predominam partículas de MA com morfologia de blocos.

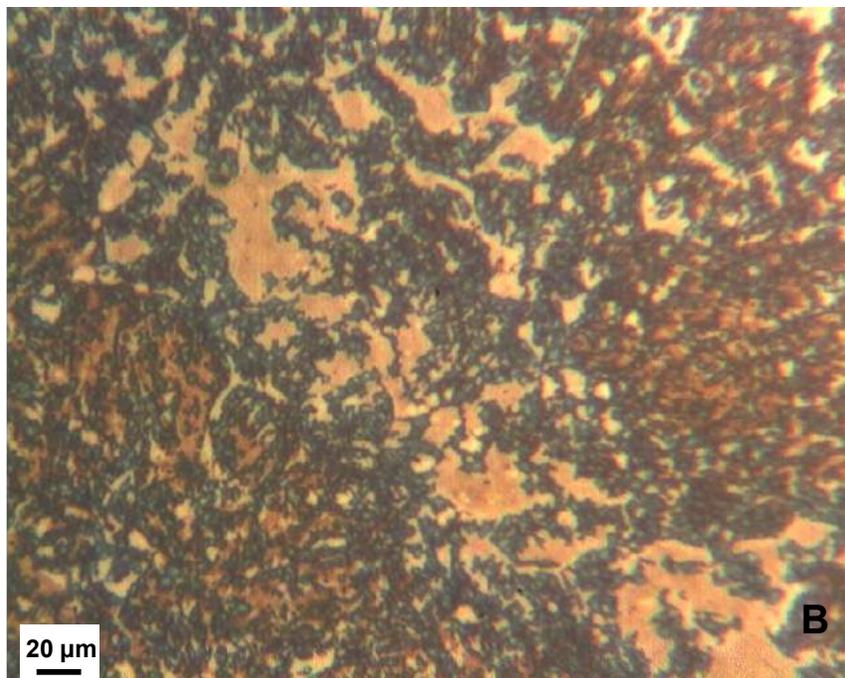
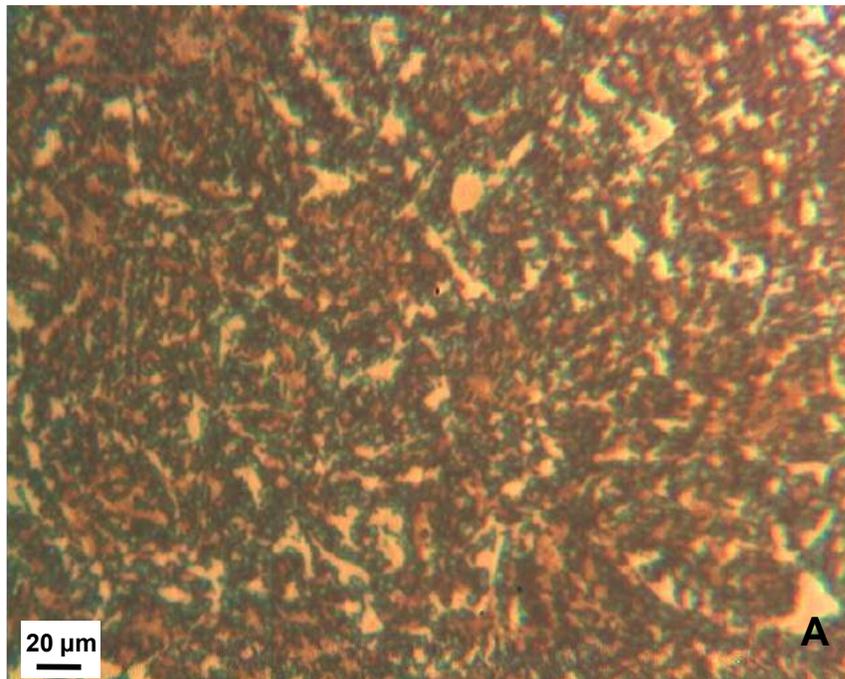
Figura 31 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 820°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



Para a amostra tratada à temperatura austenítica de 940°C (figura 34) não foi esperada tanta formação de ferrita, de acordo com a temperatura de *Andrews* (ANDREWS, 1965) da tabela 5. A ferrita formou-se, provavelmente, durante o resfriamento ao ar ocorrido entre o intervalo de tempo de retirada das amostras do forno a 940°C até o instante que foram mergulhadas no banho de chumbo à 400°C.

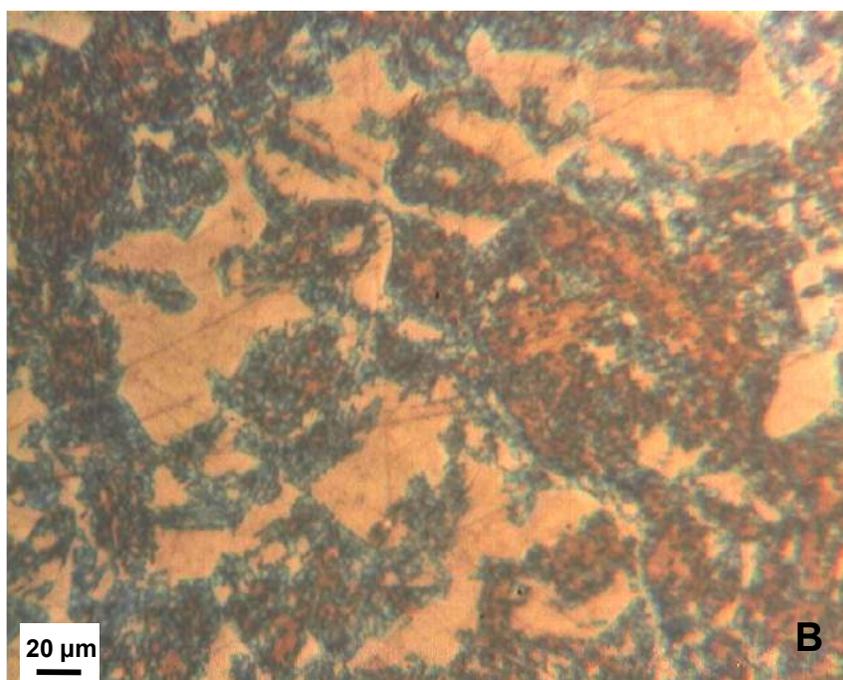
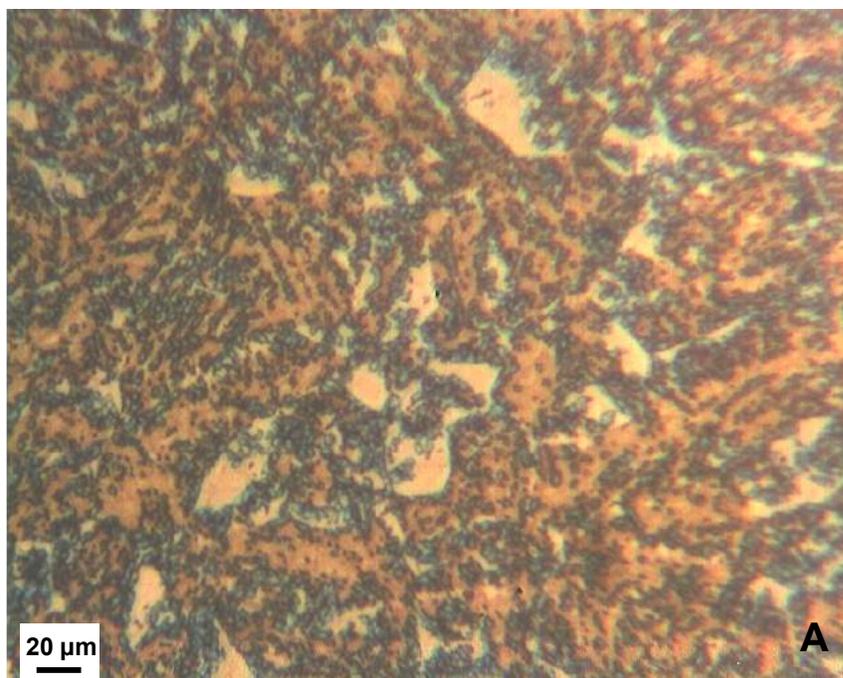
Nas figuras 35 a 39 encontram-se micrografias obtidas por MEV das estruturas estudadas. As amostras foram atacadas com nital 3% e utilizou-se ampliação de 2000x. Em suas pesquisas Chiang et al (2011) e Diego-Calderon et al (2014) empregaram MEV em aços baixa-liga de alta resistência e multiconstituídos para investigar as microestruturas. Observaram que a ferrita (regiões profundas) apresenta coloração mais escura, a bainita é representada por regiões com grãos orientados no mesmo sentido e em forma de ripas, e o constituinte MA (martensita/austenita retida) é encontrado de duas morfologias: de blocos (regiões mais elevadas com bordas claras) localizados próximos à ferrita e de filmes finos (bem claras), entre as ripas de bainita.

Figura 32 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 860°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



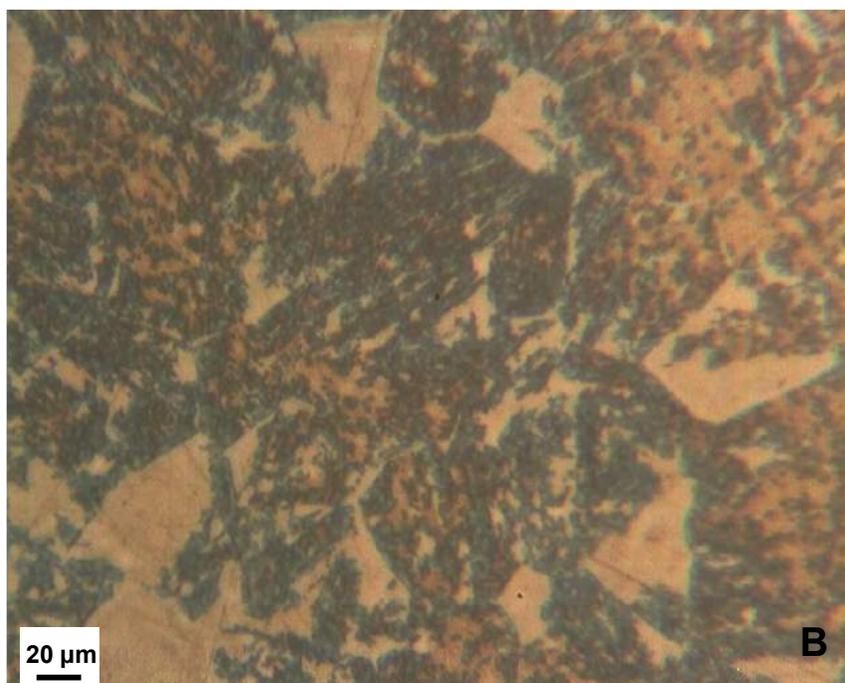
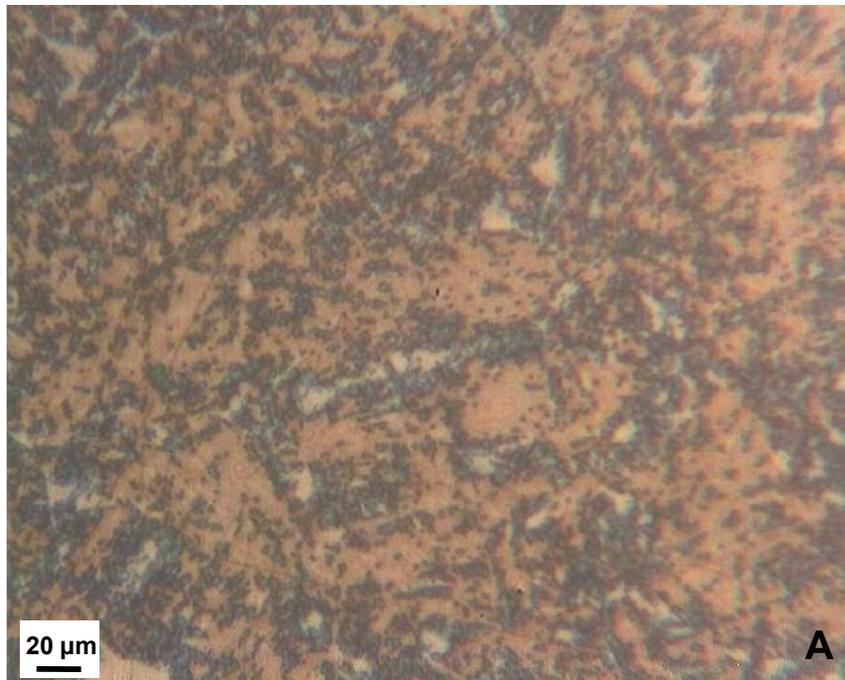
Fonte: próprio autor.

Figura 33 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 900°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



Fonte: próprio autor.

Figura 34 – Microestrutura com maior ampliação do aço tratado isotermicamente a 940°C, por 10 minutos seguido de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos.



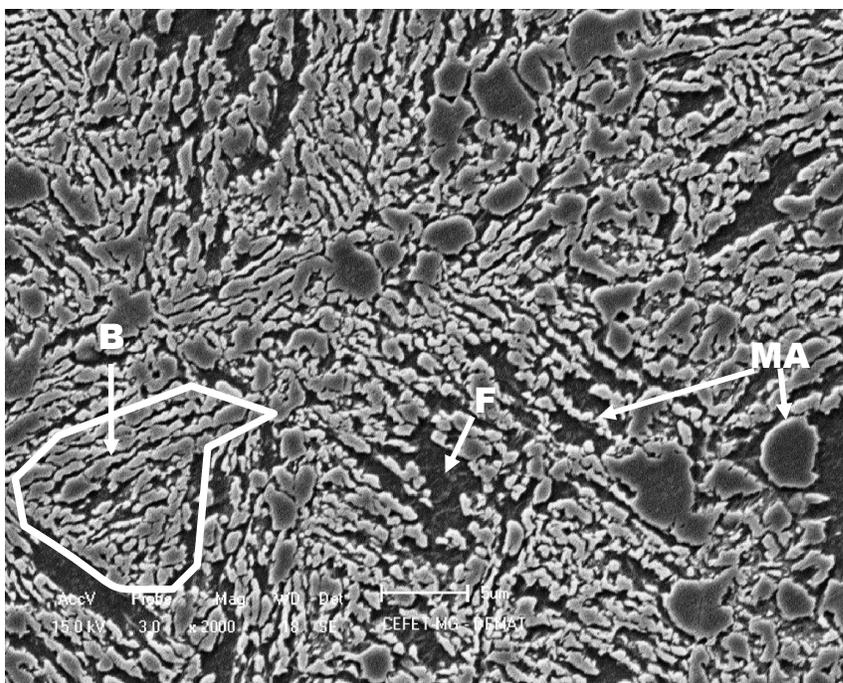
Fonte: próprio autor.

As microestruturas multiconstituídas apresentadas nas figuras 35 a 38 foram obtidas a partir de uma estrutura inicial martensítica (primeiro estágio de tratamento térmico com têmpera em óleo). Segundo Stein (2004), a austenita formada a partir de uma microestrutura martensítica possui duas morfologias distintas: uma equiaxial, que se forma nos contornos de grão da austenita prévia, e outra acicular, que se forma entre as ripas de martensita.

Nota-se que nas amostras submetidas às temperaturas intercríticas de 820°C (Figura 35) e 860°C (Figura 36) as partículas de MA se apresentam nas formas de blocos ou filmes finos localizados entre a ferrita e a bainita. Já para as amostras tratadas a temperaturas de 900°C e 940°C, percebe-se grandes pacotes de bainita, predominância da morfologia de filmes finos para o constituinte MA e uma pequena presença de ferrita (regiões profundas). As regiões delimitadas por contornos brancos mostram grãos austeníticos prévios. Pode ser observado nessas a predominância da bainita, sendo verificado pequenas quantidade de MA na forma de filmes finos e pequena quantidade de ferrita.

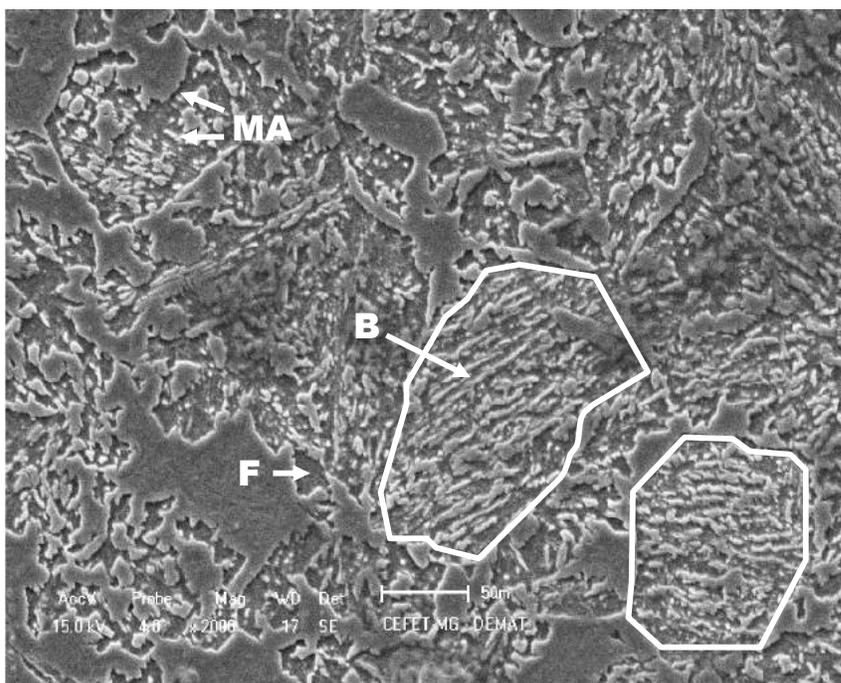
A amostra temperada e revenida é indicada pela figura 39. Nota-se a presença de ripas de martensita revenida, precipitados de cementita.

Figura 35 – Micrografia do aço tratado isotermicamente a 820°C por 10 minutos seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos obtida por MEV.



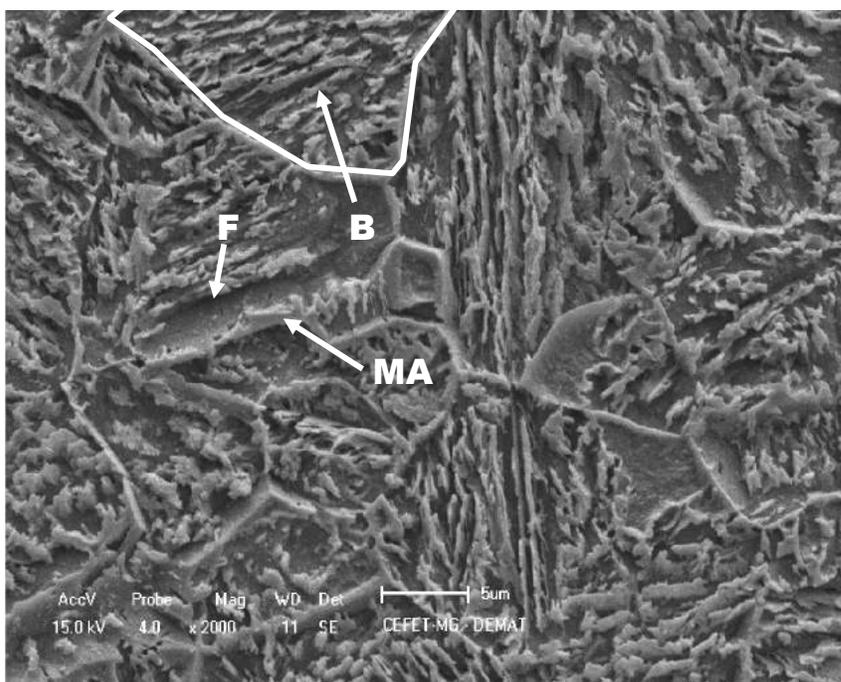
Fonte: próprio autor.

Figura 36 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 860°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos por MEV.



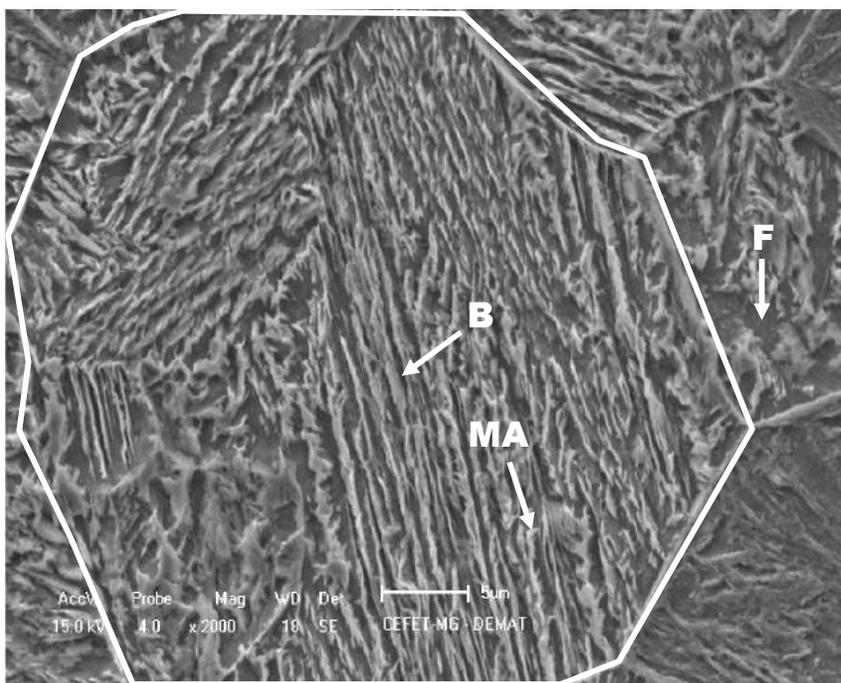
Fonte: próprio autor.

Figura 37 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 900°C, por 10 minutos seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos obtida por MEV.



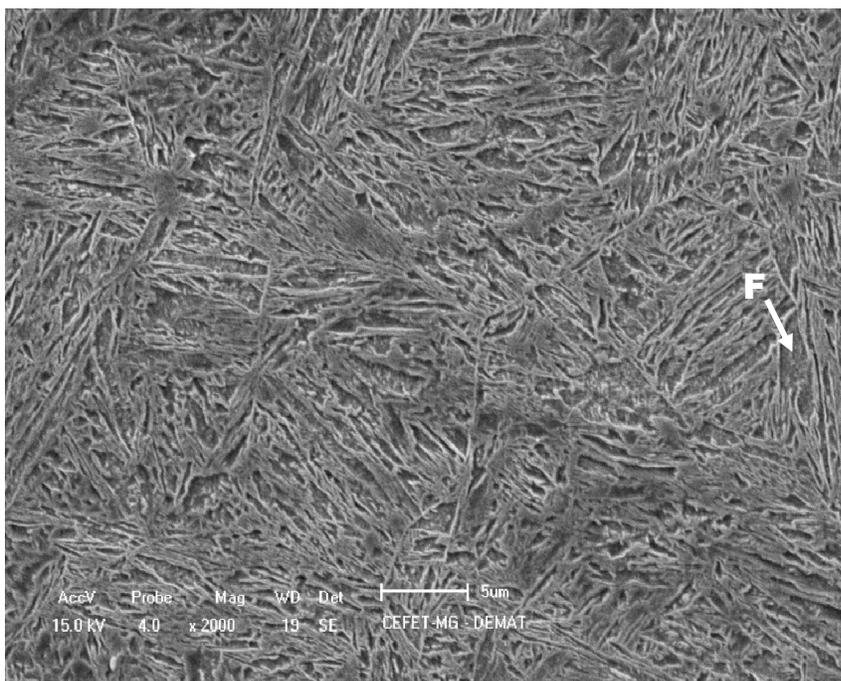
Fonte: próprio autor.

Figura 38 – Micrografia da do aço tratado isotermicamente a 940°C, por 10 minutos seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos obtida por MEV.



Fonte: próprio autor.

Figura 39 – MEV do aço temperado e revenido.



Fonte: próprio autor.

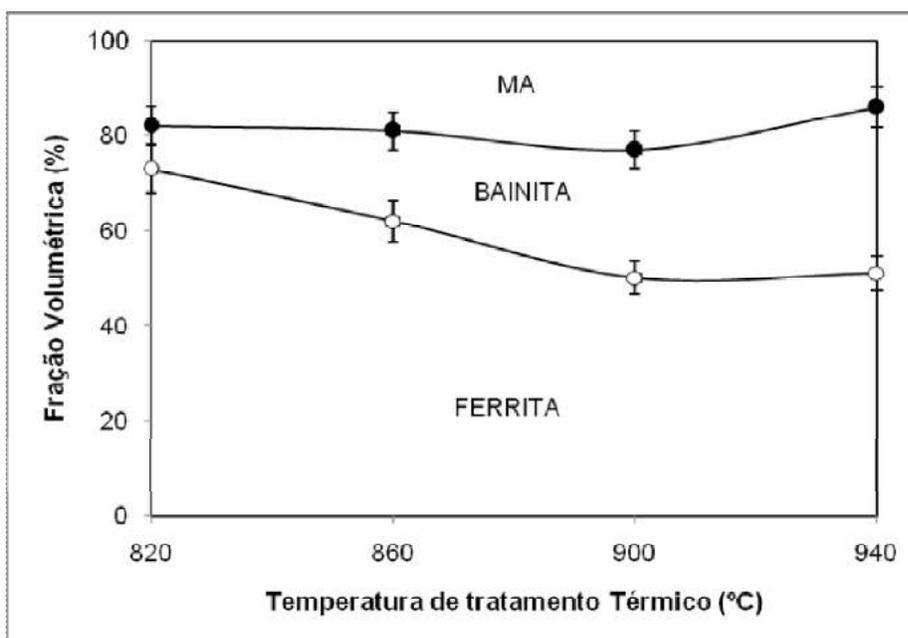
6.2. Quantificação do Constituinte M.A e da bainita

Os resultados encontrados para a quantidade de bainita e do constituinte MA (martensita/austenita retida) das microestruturas estudadas medidas com a técnica de contagem de pontos estão mostrados na tabela 10. A quantidade de ferrita foi obtida por subtração. A figura 40 mostra o diagrama da quantidade de constituintes em função da temperatura de tratamento térmico.

Tabela 10 – Quantidade de ferrita, bainita e MA obtidas por contagem de pontos.

Amostra	Quantidade de Ferrita (%)	Quantidade de Bainita(%)	Quantidade de MA (%)
T-820	73 ± 5	9 ± 5	18 ± 5
T-860	62 ± 5	21 ± 5	21 ± 5
T-900	50 ± 6	27 ± 6	23 ± 5
T-940	51 ± 8	35 ± 8	14 ± 5

Figura 40 – Quantidade de constituintes (%) em função da temperatura de tratamento térmico.



Fonte: próprio autor

Observam-se que a quantidade de ferrita diminui e a de bainita aumenta com a elevação da temperatura de tratamento térmico de 820°C a 900°C. Já a quantidade do constituinte MA aumenta ligeiramente para a mesma faixa de temperatura, entretanto, observa-se uma redução para a temperatura de 940°C, pois a quantidade de ferrita entre 900°C e 940°C permaneceu a mesma e a fração de bainita aumentou, em detrimento a isso, ocorreu a redução de MA.

6.3. Quantificação de austenita retida

As figura 41 a 44 mostram o difractograma de raios-X obtido para as microestruturas multiconstituídas. Estão identificados os planos cristalográficos para a faixa do ângulo de Bragg de 35° a 95°.

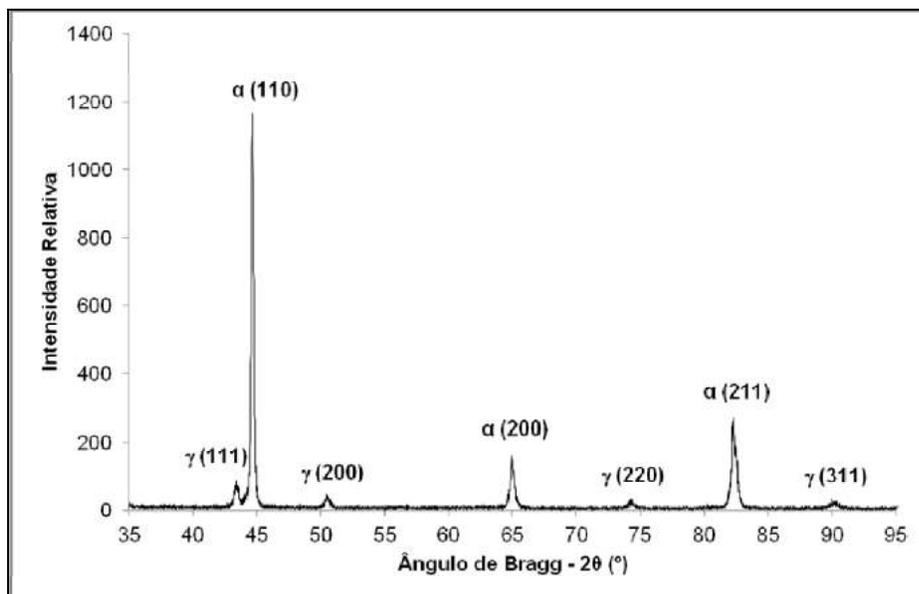
Na tabela 11 estão os resultados encontrados para a fração volumétrica de austenita retida fornecidos pela técnica das Intensidades Integradas. A última coluna mostra os valores da quantidade do constituinte MA (tabela 10).

A amostra T-860 mostrou fração de austenita retida muito baixa (tabela 11 e figura 42), diferentemente das demais condições. A análise desta microestrutura e os resultados de contagem de fases indicam que há uma quantidade significativa do constituinte MA no material. Entende-se que, talvez, as condições de ensaios não foram repetidas igualmente às anteriores ou a decapagem da superfície deste material não foi feita de maneira semelhantes às outras condições.

Tabela 11 – Quantidade de austenita retida obtida pela técnica das Intensidades Integradas.

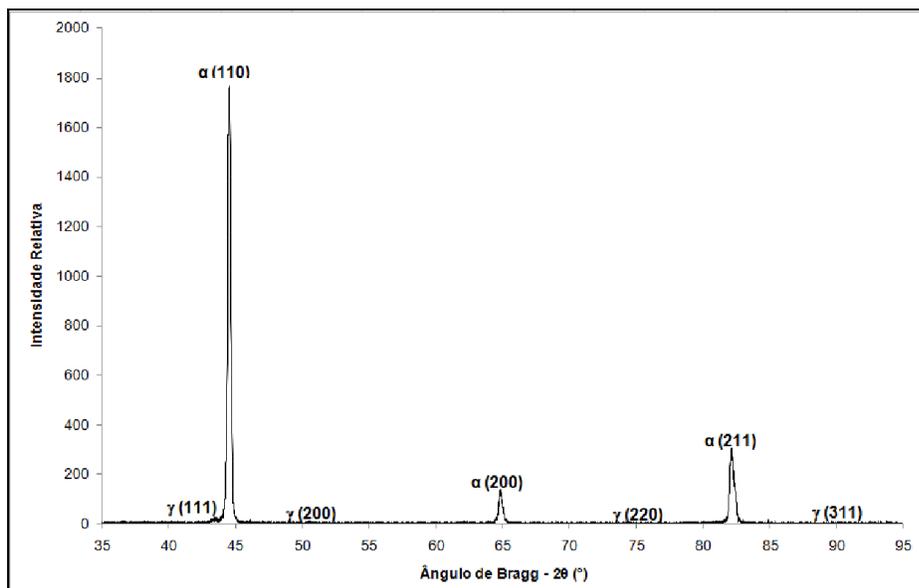
Temperatura de tratamento térmico (°C)	Quantidade de austenita retida (%)
820	11,0 ± 3,2
860	1,1 ± 0,2
900	5,0 ± 0,5
940	5,5 ± 3,4

Figura 41 – Difratograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).



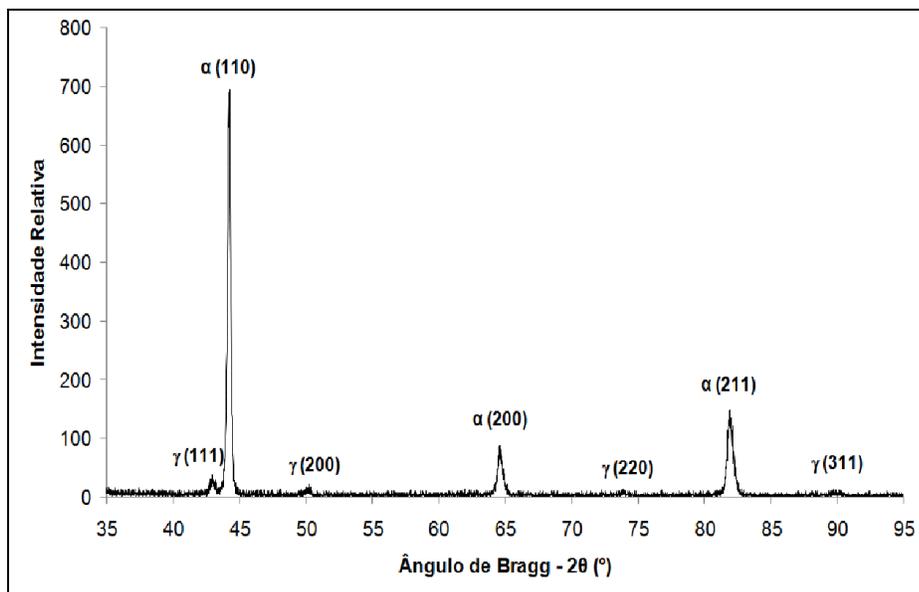
Fonte: próprio autor.

Figura 42 – Difratograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 860°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).



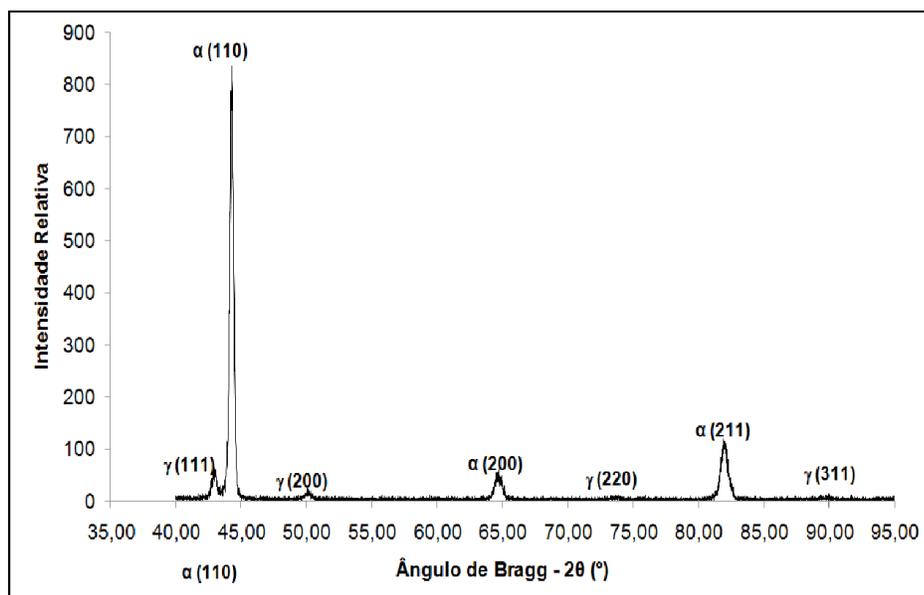
Fonte: próprio autor.

Figura 43 – Difratograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 900°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).



Fonte: próprio autor.

Figura 44 – Difratograma de raios-X obtido para a amostra recozida a 940°C por 10 minutos, seguida de transformação bainítica a 400°C por 5 minutos (Passo angular de 0,01° e tempo de contagem de 1s).



Fonte: próprio autor.

Para a temperatura de 860°C o valor encontrado para a quantidade de austenita retida é muito abaixo, como dito anteriormente. Esperava-se um valor intermediário aos obtidos a 820°C e a 900°C. Matsumura et al (1987), estudando as propriedades mecânicas de um aço C-Mn-Si com efeito TRIP, observaram que a quantidade de austenita retida diminui gradativamente quando se eleva a temperatura intercrítica de 770°C a 870°C.

Observa-se que a temperatura de tratamento térmico mais baixa (820°C) produz a maior quantidade de austenita retida. Durante o tratamento isotérmico a essa temperatura intercrítica, forma-se a menor quantidade de austenita e a maior de ferrita, de acordo com o diagrama Fe-C. Assim, essa austenita possui maior concentração de carbono do que a formada a 940°C (temperatura austenítica). Durante a transformação bainítica a 400°C, ocorre difusão do carbono das ripas de bainita para a austenita não transformada, tornando-a mais estável termicamente. Entretanto, como a austenita a 900° ou a 940°C tem menor concentração de carbono, o enriquecimento ocorrido a 400°C não é suficiente para torná-la estável à temperatura ambiente. Desde modo, ela se transforma em martensita ou bainita.

6.4. Propriedades Mecânicas

Na tabela 12 e figura 45, estão indicados os valores de dureza encontrados para as cinco microestruturas estudadas. Os valores mostrados são uma média de um conjunto de dez medidas. A amostra temperada e revenida (TR) apresenta maior valor de dureza do que as microestruturas multiconstituídas.

Ao elevar a temperatura de 820°C para 900°C observa-se um aumento da dureza, devido ao aumento da quantidade de bainita e do constituinte MA e uma diminuição de ferrita (tabela 10). A microestrutura gerada a 940°C apresenta dureza ligeiramente inferior a da gerada a 900°C, por possui uma menor quantidade de MA, embora sua quantidade de bainita seja maior.

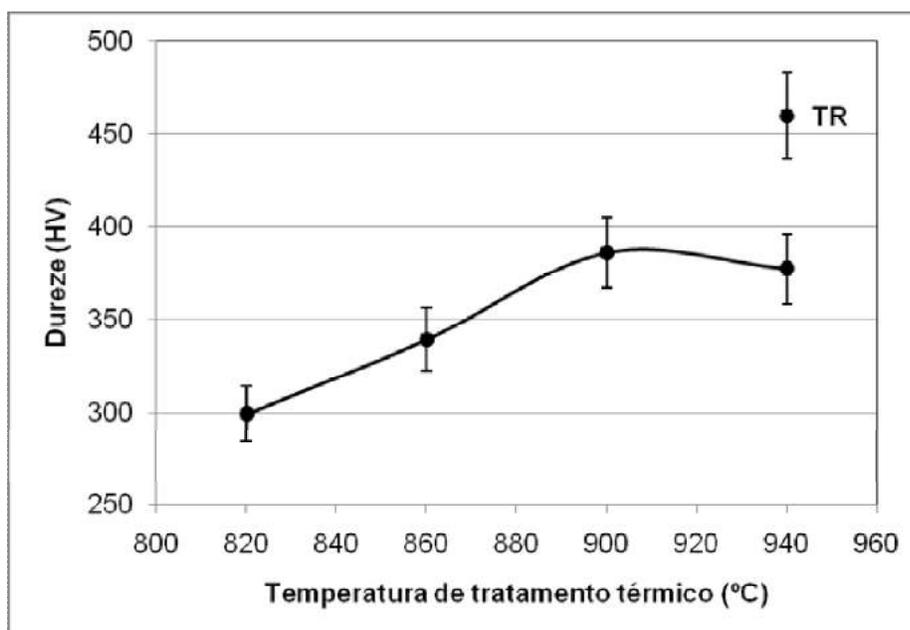
Na figura 46 estão mostradas as curvas tensão convencional versus deformação convencional corrigidas para cada uma das condições de tratamento térmico estudadas. Nota-se que a estrutura temperada e revenida (TR) apresenta maior limite de resistência a tração e menor alongamento total, enquanto a estrutura multiconstituída T-820, obtida no tratamento térmico a temperatura intercrítica de 820°C, possui menor resistência mecânica e maior ductilidade.

Tabela 12 – Valores de dureza das microestruturas estudadas(Escala Rockwell C convertida em Vickers)

Condição de tratamento térmico	TR	T-820	T-860	T-900	T-940
Dureza (HV)	460 ± 12	299 ± 3	339 ± 12	386 ± 10	377 ± 5

(TR) Têmpera e revenimento; (T-820) Tratamento isotérmico a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação a 400°C por 5 minutos; (T-860) a 860°C; (T-900) a 900°C; (T-940) a 940°C.

Figura 45 – Valores de dureza em função da temperatura de tratamento térmico (Escala Rockwell C convertida em Vickers).

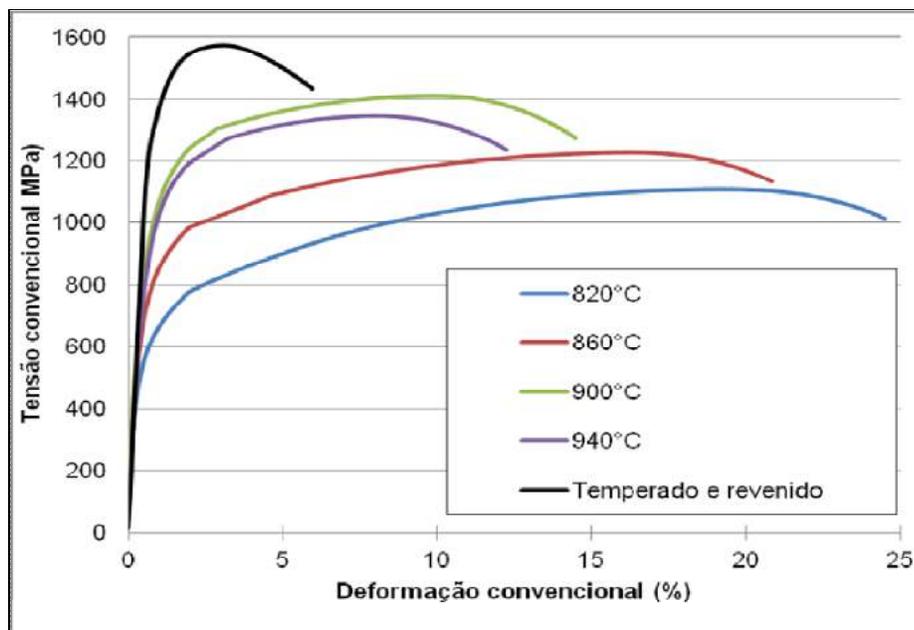


TR – Temperado e revenido.

Fonte: o próprio autor.

A partir dessas curvas foram obtidos alongamento uniforme, alongamento total, limite de escoamento a 0,2% e limite de resistência à tração. Os resultados estão mostrados na tabela 13. Os valores do alongamento total obtidos pelo método das subdivisões do comprimento inicial do corpo-de-prova também estão mostrados na quarta coluna. Pode notar-se que os resultados são muito próximos.

Figura 46 – Comparação entre curvas de tensão convencional versus deformação convencional das microestruturas estudadas.



(820°C) Tratamento isotérmico a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação a 400°C por 5 minutos; (860°C) a 860°C; (900°C) a 900°C; (940°C) a 940°C.

Fonte: o próprio autor.

Como observado nos resultados encontrados para a dureza, as amostras temperadas e revenidas (TR) apresentam maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração. Entretanto, apresentam os menores valores de ductilidade (alongamento uniforme e alongamento total).

A figura 47 apresenta os resultados da ductilidade (alongamentos uniforme e total) das amostras multiconstituídas estudadas nesse trabalho. Os valores de alongamento uniforme e alongamento total apresentados foram obtidos pelas curvas de tensão convencional x deformação convencional. A amostra tratada a 820°C apresenta a maior ductilidade por apresentar as maiores quantidades de ferrita e austenita retida e menor quantidade de bainita.

Chiang et al (2011), afirmam que a austenita retida pode retardar o início da estricção e causar aumento do limite de resistência, devido a sua transformação martensita (efeito TRIP) durante a deformação plástica em ensaio de tração. Além da fração volumétrica, sua estabilidade mecânica, que pode ser avaliada pela concentração de carbono e elementos de liga, também é importante. Austenita retida pouco estável, se transforma em martensita rapidamente, diminuindo a deformação

plástica, pois não haverá austenita retida para transformar em cargas mais elevadas e atrasar a estricção. De acordo com Zhang e Findley (2013), a baixa estabilidade de austenita retida influi de modo significativo no encruamento a baixos valores de tensão, impedindo o material de alongar em cargas mais altas.

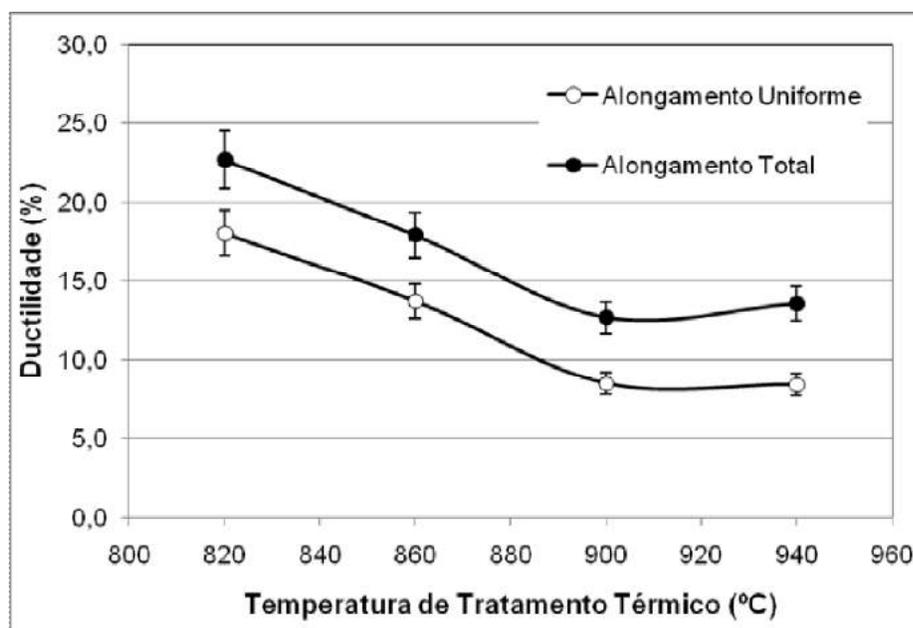
Tabela 13 – Valores do limite de escoamento a 0,2%, limite de resistência à tração, alongamento uniforme e alongamento total das microestruturas estudadas.

Condição de Tratamento Térmico	Alongamento Uniforme (%) Gráfico	Alongamento Total (%) Gráfico	Alongamento Total (%) C.P.	Limite de Escoamento a 0,2% (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
TR	2,5 ± 0,2	9,2 ± 0,21	9,5 ± 0,7	1302 ± 14	1551 ± 33
T-820	18,1 ± 2,4	22,7 ± 3,0	20,7 ± 1,2	613 ± 59	1130 ± 64
T-860	13,7 ± 0,2	17,9 ± 2,1	16,0 ± 1,0	747 ± 10	1209 ± 25
T-900	8,5 ± 1,8	12,7 ± 2,3	12,0 ± 1,0	944 ± 28	1386 ± 40
T-940	8,4 ± 1,0	13,6 ± 1,6	12,7 ± 1,4	921 ± 23	1231 ± 5

(TR) Têmpera e revenimento; (T-820) Tratamento isotérmico a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação a 400°C por 5 minutos; (T-860) a 860°C; (T-900) a 900°C; (T-940) a 940°C.

Fonte: o próprio autor

Figura 47 – Valores encontrados para a ductilidade função da temperatura de tratamento térmico das microestruturas multiconstituídas.

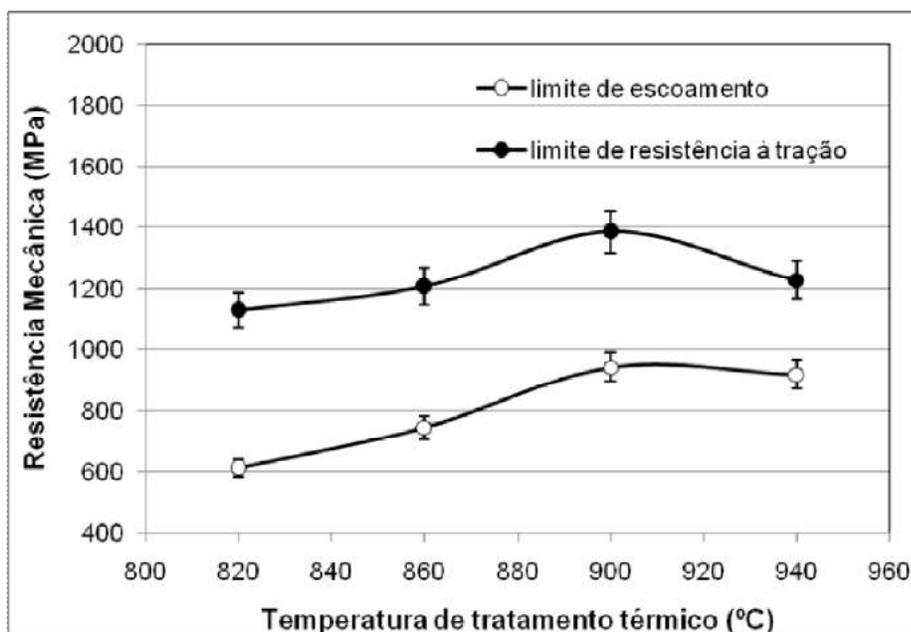


Fonte: o próprio autor

Com a elevação da temperatura de 820°C para 900°C, observa-se uma redução dos valores de alongamento uniforme e alongamento total, devido a redução de quantidade de ferrita e aumento da quantidade de bainita. Observa-se o mesmo nível de ductilidade das amostras tratadas termicamente a 900°C e a 940°C, uma vez que elas apresentam praticamente a mesma quantidade de ferrita e de austenita retida. Entretanto, a amostra T-940 apresenta maior quantidade de bainita do que a amostra T-900 e menor quantidade de MA.

A figura 48 apresenta os resultados para o limite de escoamento a 0,2% e o limite de resistência à tração. As amostras multiconstituídas apresentam aumento dos valores dos limites de escoamento e de resistência à tração com o aumento da temperatura de tratamento térmico de 820°C até 900°C, devido à redução da quantidade de ferrita e ao aumento de bainita e do constituinte MA nas microestruturas. Entretanto, as amostras tratadas termicamente a 940°C apresentaram redução do limite de resistência à tração comparando-se a amostra de 900°C. De acordo com as tabelas 10 e 11, essa microestrutura, a 940°C, apresenta menor quantidade de MA que a 900°C. A martensita é um constituinte de resistência mecânica maior do que a bainita, o que justifica a redução do limite de resistência à tração.

Figura 48 – Limites de escoamento e resistência à tração em função da temperatura de tratamento térmico das microestruturas multiconstituídas.



6.5. Desgaste abrasivo

O desempenho tribológico da estrutura composta por martensita revenida e das amostras multiconstituídas foi avaliado por ensaios de microabrasão. Na tabela 14 são apresentados os resultados obtidos para o coeficiente de desgaste (k) e o volume da calota desgastada (V). A partir dessa tabela foi construída a figura 49, que apresenta o coeficiente de desgaste em função da distância percorrida, e a figura 50, que mostra o volume da calota desgastada.

Percebe-se nas figuras 49 e 50 que a amostra tratada à temperatura intercrítica de 820°C (T-820) apresentou os maiores valores de coeficiente de desgaste e de volume desgastado, ou seja, possui a menor resistência ao desgaste abrasivo dentre todas as estruturas estudadas. A microestrutura obtida nessa temperatura apresenta a maior quantidade de ferrita ($73 \pm 5 \%$), a menor de bainita ($9 \pm 5 \%$) e, conseqüentemente, a menor dureza (296 ± 3 HV).

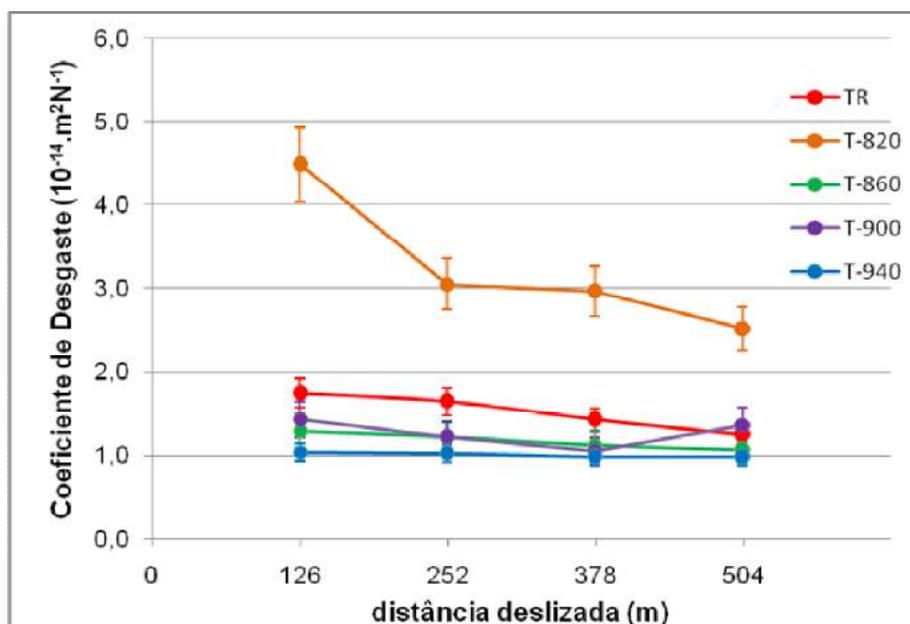
Tabela 14 – Valores do coeficiente de desgaste e do volume da calota desgastada encontrados nos ensaios de microabrasão para todas as amostras estudadas.

AMOSTRA	Tempo (minuto):	2	4	6	8
	Distância deslizada (m):	126	251	377	503
TR	Coeficiente de desgaste ($10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$)	$1,74 \pm 0,60$	$1,64 \pm 0,44$	$1,42 \pm 0,36$	$1,24 \pm 0,30$
	Volume desgastado (10^{-13} m^3)	$3,53 \pm 0,79$	$6,63 \pm 0,13$	$8,50 \pm 0,14$	$10,2 \pm 1,6$
T-820	Coeficiente de desgaste ($10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$)	$4,48 \pm 0,39$	$3,05 \pm 0,32$	$2,96 \pm 0,17$	$2,52 \pm 0,65$
	Volume desgastado (10^{-13} m^3)	$9,12 \pm 0,58$	$11,8 \pm 0,89$	$22,2 \pm 0,94$	$26,7 \pm 14,2$
T-860	Coeficiente de desgaste ($10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$)	$1,29 \pm 0,18$	$1,22 \pm 0,09$	$1,12 \pm 0,08$	$1,06 \pm 0,23$
	Volume desgastado (10^{-13} m^3)	$2,51 \pm 0,43$	$4,53 \pm 0,11$	$6,24 \pm 0,38$	$8,03 \pm 1,8$
T-900	Coeficiente de desgaste ($10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$)	$1,43 \pm 0,43$	$1,21 \pm 0,56$	$1,05 \pm 0,40$	$1,36 \pm 0,44$
	Volume desgastado (10^{-13} m^3)	$2,83 \pm 0,81$	$4,86 \pm 0,22$	$6,03 \pm 0,22$	$10,6 \pm 0,34$
T-940	Coeficiente de desgaste ($10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$)	$1,04 \pm 0,13$	$1,02 \pm 0,07$	$0,98 \pm 0,33$	$0,98 \pm 0,05$
	Volume desgastado (10^{-13} m^3)	$2,12 \pm 0,12$	$4,21 \pm 0,06$	$6,01 \pm 0,15$	$7,96 \pm 0,09$

(TR) Têmpera e revenimento; (T-820) Tratamento isotérmico a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação a 400°C por 5 minutos; (T-860) a 860°C; (T-900) a 900°C; (T-940) a 940°C.

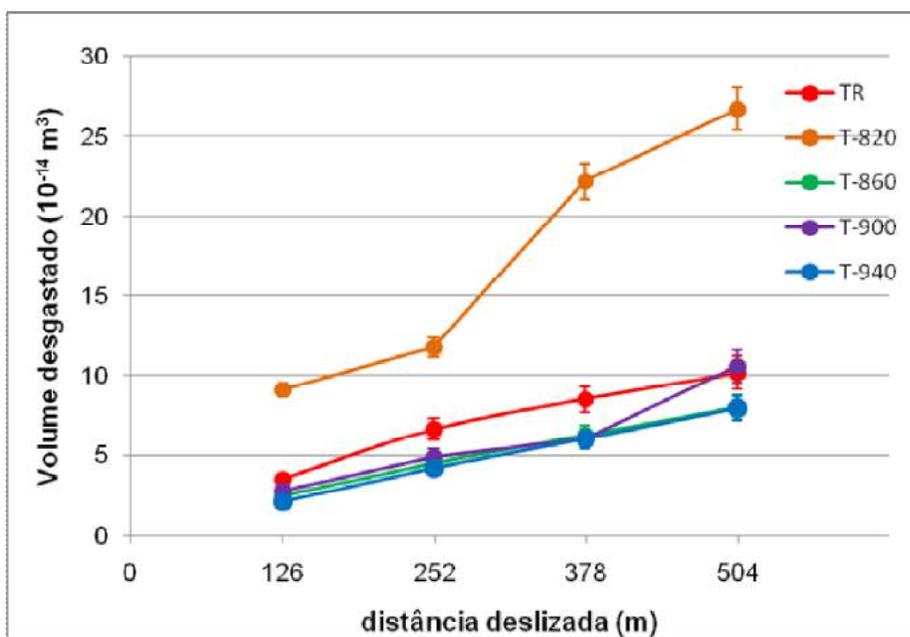
Fonte: o próprio autor

Figura 49 – Coeficiente de desgaste (k) em função da distância deslizada para as amostras estudadas.



(TR) Têmpera e revenimento; (T-820) Tratamento isotérmico a 820°C por 10 minutos, seguida de transformação a 400°C por 5 minutos; (T-860) a 860°C; (T-900) a 900°C; (T-940) a 940°C.
Fonte: o próprio autor.

Figura 50 – Volume desgastado em função da distância percorrida para cada amostra estudada.



(TR) Têmpera e revenimento; (T 940) Tratamento isotérmico com temperatura de aquecimento de 940°C; (T 900) de 900°C; (T 860) de 860°C; (T 820) de 820°C.
Fonte: o próprio autor.

A amostra T-940 apresenta os menores valores de coeficiente de desgaste. A microestrutura para essa condição de tratamento térmico apresenta a maior quantidade de bainita ($33,9 \pm 9,9$ %) e menor de constituinte MA (14 ± 5 %) comparando-se a amostra T-900, que também apresentou valores baixos de coeficiente de desgaste. Para as condições dos ensaios de microabrasão estudadas, essa condição de tratamento térmico produz a microestrutura com melhor resistência ao desgaste.

A amostra T-900 apresenta comportamento anômalo para a distância deslizada de 503 m (tempo de 8 minutos). Todas as outras amostras apresentam ligeira queda do coeficiente de desgaste para esse tempo de ensaio, enquanto que essa amostra apresenta um aumento significativo, possivelmente deve ter ocorrido remoção do constituinte MA.

A presença de austenita retida em uma microestrutura multiconstituída, de acordo com Zum-Gahr (1987), contribuiu para a resistência ao desgaste abrasivo dos aços multiconstituídos. Colaço e Vilar (2005) afirmam que a resistência à abrasão de aços austeníticos pode ser relacionada à dureza e morfologia dos constituintes presentes na microestrutura do material. A alta taxa de encruamento da austenita e, eventualmente, o efeito TRIP, leva ao aumento significativo da dureza do material durante o desgaste. Xu et al (2013), afirma que, durante o processo de abrasão, a austenita próxima da superfície se transforma gradualmente, em martensita por meio do efeito TRIP, criando tensão residual e auto-reforço à abrasão.

Chang (2005), estudando o desempenho da microestrutura de aços microligados (médio e baixo carbono) durante desgaste abrasivo, afirma que a ferrita alotriomórfica adjacente a austenita retida pode reduzir a resistência à abrasão, pois constataram que várias trincas, ocorridas nas superfícies desgastadas, originaram da interface ferrita alotriomórfica/contornos da matriz. Porém, neste trabalho, tal efeito não foi observado, uma vez que não encontraram-se ferrita alotriomórfica. O autor também verificou que, após o desgaste abrasivo, a fração de austenita retida foi reduzida e a dureza do material elevada, por meio do efeito TRIP e ressalta a importância da austenita retida na resistência ao desgaste, devido sua ductilidade e transformação martensítica ao longo do processo abrasivo. Para as temperaturas de 860, 900 e 940°C verifica-se menor coeficiente de desgaste e menor volume de calota comparado à amostra temperada e revenida.

7. CONCLUSÕES

As propriedades mecânicas e tribológicas de um aço C-Mn-Si-Cr com estruturas multiconstituídas foram estudadas e comparadas com uma estrutura composta por martensita revenida, típica de aços resistentes aos desgastes.

A quantidade de ferrita presente na microestrutura foi maior do que a esperada, principalmente para a temperatura de tratamento de 940°C. Provavelmente, ocorreu transformação da austenita em ferrita durante o intervalo de tempo entre a retiradas das amostras do forno ajustado para as temperaturas de tratamento térmico até o instante que foram mergulhadas no banho de chumbo a 400°C.

O tempo de transformação bainítica de 5 minutos não foi suficiente para produzir uma grande quantidade de austenita retida (superior a 15%), mas proporcionou quantidades do constituinte MA da ordem de 20%.

As amostras multiconstituídas apresentaram ductilidade (alongamentos uniforme e total) muito superior ao da amostra temperada e revenida.

Apesar das amostras multiconstituídas apresentarem elevada dureza e resistência mecânica, os valores são inferiores aos da amostra temperada e revenida.

Os testes de microabrasão mostram que as amostras multiconstituídas tratadas em temperaturas mais elevadas (860°C, 900°C e 940°C) apresentam coeficiente de desgaste inferior ao da estrutura temperada e revenida, ou seja, apresentam melhor resistência ao desgaste abrasivo. Isso mostra que a resistência ao desgaste não depende somente da dureza das amostras. A resistência mecânica dos constituintes presentes na microestrutura, suas quantidades e morfologia, também, são importantes para a resistência ao desgaste.

A amostra multiconstituída obtida para a temperatura de tratamento térmico de 940°C é composta por (51 ± 5)% de ferrita, (35 ± 8)% de bainita e (14 ± 5) de MA apresenta o menor resultado para o coeficiente de desgaste (k), ou seja a melhor resistência ao desgaste em ensaios de microabrasão.

Outro fator de grande relevância para aumento de resistência ao desgaste observado nesse trabalho foi a microestrutura muito refinada obtida nos tratamentos térmicos.

8. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Estudar influência apenas de temperaturas intercríticas (abaixo de 857°C) do aço na obtenção de microestrutura microconstituída e analisar a formação de austenita retida para viabilizar o efeito TRIP.

Analisar a variação do coeficiente de desgaste em função dos parâmetros de ensaio, tais como: concentração de SiC, velocidade do ensaio, diâmetro da esfera, dentre outros.

Realizar ensaios convencionais de desgaste abrasivo, por exemplo, roda de borracha ou pino sobre disco, com intenção de verificar o comportamento do material em escala macro, como são aplicados normalmente.

Pesquisar o efeito TRIP na superfície do material durante desgaste abrasivo por meio de microscopia óptica ou MEV, DRX e microdureza para verificar a transformação da austenita retida em martensita.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M-09**: standard test method for tension testing of metallic materials, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E18-03**: standard test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **E140 12b**: standard hardness conversion tables for metals relationship among Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, Superficial hardness, Knoop hardness, Scleroscope hardness and Leeb hardness, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **E562**: standard test method for determining volume fraction by systemic manual point count.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **E975**: standard practice for x-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation, 2013.

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

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, **NBR 6152**: materiais metálicos – ensaio de tração à temperatura ambiente, 2002.

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. et al. Determinação da austenita retida em um aço multifásico por microscopia óptica e difração de raios-x. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE APLICAÇÕES DE VÁCUO NA INDÚSTRIA E NA CIÊNCIA., 30, 2009, Campos do Jordão. **Anais...** Campos do Jordão, 2009.

ANDREWS, K.W. Empirical formula for the calculation of some transformation temperature. **Journal of The Iron and Steel Institute**, July 1965, p. 721- 727.

ANNIBAL, E. G. et al. Desenvolvimentos recentes em aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 12, 2005, Ilha Solteira. **Anais...** Ilha Solteira, 2005.

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

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

BASUKI, A.; AERNOUDT, E. Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite. **Journal of Materials Processing Technology**, Heverlee, p. 37-43, 1999.

BERALDO, L. G. **Avaliação da resistência ao desgaste de aços inoxidáveis conformados por spray**. 2011. 100f. Dissertação (Mestrado) – Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

BHATTACHARYYA, T. et al. Development and characterization of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 2394 – 2400, Nov., 2010.

BLECK, W. Using the TRIP effect: The dawn of a promising new group of cold formable sheets. International Conference on TRIP-aided high strength ferrous alloys, ed. BC De Cooman, GRIPS, Ghent, p.13-23, 2002.

BRANDÃO, S. A. A. **A influência da deformação plástica sobre a estabilidade mecânica da austenita retida em aços 300M**. 2007. 103f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

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

CAI, Z. H. et al. Austenite stability and deformation behavior in cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content. **Acta Materialia**, v. 84, p. 229-236, 2015.

CASEIRO, J. F.; OLIVEIRA, J. A.; ANDRADE-CAMPOS, A. Thermomechanical modelling strategies for multiphase steels. **International Journal of Materials Sciences**, v. 53, p. 720-733, 2011.

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

CHIANG, J. et al. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**, v.528, p.4516-4521, 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamento térmico, principais tipos**. 6. ed. São Paulo: ABM, 1990. 576 p.

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

COLPAERT, H. **Metalografia dos processos siderúrgicos comuns**. 3. ed. São Paulo: Edgar Blücher Ltda, 2008. 672p.

COUTINHO, F. R. **Ensaio de microabrasão em aço inoxidável austenítico AISI 316 submetidos a tratamentos térmicos superficiais termoquímicos de cementação e nitretação a plasma**. 2014. 68p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória.

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.

DE COCK, T. et al. Austenite retention in low Al/Si multiphase steels. **Scripta Materialia**, v.55, p. 441-443, 2006.

DE KNIJF, D. et al. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 615, p. 107-115, 2014.

DENG, X. et al. Microstructure and abrasive wear behavior of medium carbon low alloy martensitic abrasion resistant steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v.21, n.1, p.98-103, 2014.

DIEGO-CALDERÓN, I. et al. Deformation behavior of a high strength multiphase steel at macro- and micro-scales. **Materials Science & Engineering A**, v. 611, p. 201-211, 2014.

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

FAGUNDES, E. J. **Análise da influência do ciclo de recozimento de esferoidização nas propriedades mecânicas do aço SAE 1050**. 2006. 62p. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

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

GIRAULT, E. et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Materials Characterization**, v. 40, p.111-118, 1998.

GOMES, M. H. A., VIEIRA, A. G.; PINHEIRO, I. P. Influência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas e tribológicas de um aço 0,2%C-1,5%Mn-1,35%Si multifásico com efeito TRIP. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 21, 2014, Cuiabá. **Anais...Cuiabá**, 2014.

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

IKAWA, H.; OSHIGE, H.; TANOUE, T. Effect of martensite-austenite constituent on HAZ toughness of a high strength steel. **Transactions of the Japan Welding Society**, v. 11, n. 2, p. 3-12, 1980.

JEONG, W. C.; CHUNG, J. H. **HSLA steels**: processing, properties and applications. Warrendale: G. Tither e Z. Shoubua, 1992, 305p.

LAWSON, R. D.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. An etching technique for microalloyed dual-phase steels. **Metallography**, n. 13, p. 71-87, 1980.

LEPERA, F. Improved itching technique for the determination of percent martensite in high strength dual phase steel. **Metallography**, n. 12, p. 263-268, 1979.

LEITE, P. C. **Influência do tempo de transformação bainítica nas propriedades mecânicas de um aço microligado, assistido pelo efeito TRIP**. 2016. 60f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel) – Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LIU, Y. et al. Effect of step quenching on microstructures and mechanical properties of HSLA steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 675, p.371-378, 2016.

MALLIA, B.; DEARNLEY, P. A. Exploring new W-B coating materials for the aqueous corrosion-wear protection of austenitic stainless steel. **Thin Solid Films**, v. 549, p. 204-2015, 2013.

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0,4C-1,5Si-0,8Mn steel. **Transactions ISIJ**, v. 27, p.570-579, 1987.

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Retained austenite in 0,4C-Si-1,2Mn. **ISIJ International**, v. 32, n.9, p.1014-1020, 1992.

MAZZAFERRO, C. C. P. et al. Avaliação microestrutural e propriedades mecânicas de um aço TRIP soldado a ponto por fricção e mistura mecânica. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 14, n. 4, p. 278 – 287, out./dez. 2009.

MIJOVILOVICH, et al. Mössbauer study of the retained austenitic phase in multiphase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 283, p. 65-69, 2000.

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

OH, C. S. et al. Dilatometric analysis on phase transformations of intercritical annealing of Fe-Mn-Si-Cu low carbon TRIP steel. **Metals and Materials**, Changwon, v. 10, n. 5, p. 399-406, 2004.

OHMORI, Y. et al. The bainite in low carbon low alloy high strength steels. **Trans. Iron Steel Inst**, n. 2, p. 250-259, 1971.

PERUCH, F. **Influência do ciclo térmico de recozimento para esferoidização nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160**. 2009. 88f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

PUTATUNDA, S. K.; MARTIS, C.; BOILEAU, J. Influence of austempering temperature on the mechanical properties of a low carbon low alloy steel. **Materials Science & Engineering A**, v.528, p.5053-5059, 2011.

RADI, P. A. et al. Estudo do coeficiente de atrito e do desgaste de titânio e de filme de DLC. In: ENCONTRO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA E PÓS-GRADUAÇÃO DO ITA, 12, 2006, São José dos Campos. **Anais...** São José dos Campos, 2006.

RENDÓN, J.; OLSSON, M. Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods. **Wear**, v. 267, p.2055-2061, 2009.

SANT, R. D. **Estudo da transformação da austenita retida em martenista induzida por deformação plástica em aços multifásico**. 2010. 160f. Tese (Doutorado) – Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

SANTOS, F.L.F.; VIEIRA, A. G.; CORRÊA, E. C. S.; PINHEIRO, I. P. Avaliação mecânica e microestrutural de um aço resistente ao desgaste. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 19, 2010, Campos do Jordão. **Anais...**Campos do Jordão, 2010.

SANTOS, S. G. **Avaliação do efeito de modificações superficiais a plasma no desempenho frente ao desgaste de um aço baixa liga: estudo da correlação entre profundidade e endurecimento e melhoria de desempenho**. 2009. 137f. Tese (Doutorado) – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

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

SONG, H. et al. Impact toughness of an NM400 wear-resistant steel. **Journal of iron and steel research, international**, v.20, n.8, p.72-77, 2013.

STEIN, C. R. **Efeito da rápida austenitização sobre as propriedades mecânicas de um aço C-Mn**. 2004. 73f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto.

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.

SVERDLIN, A. V.; NESS, A. R. The effect of alloying elements on the heat treatment of steel. **Steel heat treatment handbook**. New York: Marcel-Dekker, 1997, p. 45-91.

VERÍSSIMO, T. G. **Levantamento experimental da curva TTT do aço AISI 15B30 – zona bainítica**. 2012. 102f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel) – Engenharia de Materiais, Fundação Educacional Inaciana Padre Sabóia de Medeiros, São Bernardo do Campo.

VIEIRA, B. N. **Resistência à microabrasão de camadas nitretadas do aço ABNT 8550**. 2014. 81f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel) - Engenharia Mecânica, Universidade Feral do Espírito Santo, Vitória.

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

WANG, Y. H.; ZHANG, F. C.; WANG, T. S. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high strength bainitic steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 552, p.288-294, 2012.

XIE, Z. J. et al. Stability of retained austenite in multi-phase microstructure during austempering and its effect on the ductility of a low carbon steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 603, p.69-75, 2014.

XIE, Z. J. et al. Study of retained austenite and nano-scale precipitation and their effects on properties of a low alloyed multi-phase steel by the two-step intercritical treatment. **Materials Characterization**, v. 113, p.60-66, 2016.

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

YAN, W. et al. Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature. **Materials Science & Engineering A**, v.512, p.369-374, 2009.

YAN-QIU, H. et al. Bainite transformation and TRIP effect in 20Mn2SiVB steel. **Materials Science & Engineering A**, p. 158-161, 2006.

YILBAS, B. S.; PATEL, F.; KARATAS, C. Laser controlled melting of HSLA steel surface with presence of B₄C particles. **Applied Surface Science**, v. 282, p.601-606, 2013.

ZEFERINO, R. R. F. et al. Efeito da pressão de contato em ensaios de microabrasão de wc-co p20. ENCONTRO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DO LABORATÓRIO DE FENÔMENOS DE SUPERFÍCIE. 8, São Paulo, 2007.

ZHANG, J.; DING, H.; MISRA, R. D. K.; WANG, C. Enhanced stability of retained austenite and consequent work hardening rate through pre-quenching prior to quenching and partitioning in a Q-P microalloyed steel. **Material Science and Engineering A**, v. 611, p. 252-256, 2014.

ZHANG, M.; ZHU, F.; ZHENG, D. Mechanical properties and retained austenite transformation mechanism of TRIP-Aided polygonal ferrite matrix seamless steel tube. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 18, n. 8, p. 73-78, 2011.

ZHANG, M. et al. Effects of ausforming on isothermal bainite transformation behavior and microstructural refinement in medium-carbon Si-Al-rich alloy steel. **Materials and Design**, v. 62, p. 168-174, 2014.

ZHANG, S; FINDLEY, K.O. Quantitative assessment of the effects of microstructure on the stability of retained austenite in TRIP steels. **Acta Materialia**, v. 61, p. 1895-1903, 2013.

ZHAO, L. et al. Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 313, p. 145-152, Dec. 2001.

ZRNÍK, J. et al. Retained austenite stability investigation in TRIP steel using neutron diffraction. **Materials Science and Engineering A**, v. 437, p. 114-119, Apr., 2006.

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