

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

PEDRO CARVALHO LEITE

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MICROLIGADO, ASSISTIDO PELO
EFEITO TRIP

BELO HORIZONTE
2016

PEDRO CARVALHO LEITE

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MICROLIGADO ASSISTIDO PELO
EFEITO TRIP**

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

Orientador: Almir Gonçalves Vieira

Coorientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

BELO HORIZONTE

2016

PEDRO CARVALHO LEITE

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MICROLIGADO ASSISTIDO PELO
EFEITO TRIP**

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

Prof. Dr. Almir Gonçalves Vieira

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof. Wanderlei Ferreira de Freitas

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

AGRADECIMENTOS

À minha família pelo apoio nestes anos de estudo.

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

Ao prof. Carlos Eduardo dos Santos, pela usinagem dos corpos de prova.

À profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira de Côrrea pela realização dos ensaios de tração.

Ao Bruno Cordeiro Silva, técnico-administrativo, responsável pelos resultados de difração de raios – X e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Ao colega Marlos Gomes, por toda ajuda durante a realização do projeto.

RESUMO

A demanda por materiais de resistência mecânica elevada e baixo custo fez com que as indústrias automobilísticas desenvolvessem novos tipos de aço. Entre eles, se encontram os aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP), que apresentam um conjunto de excelentes propriedades mecânicas como resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e conformabilidade. Os aços TRIP apresentam esse conjunto de propriedades devido à sua microestrutura multifásica composta por ferrita, bainita, e austenita retida, obtidas ao final de uma série de tratamentos térmicos aplicados. O efeito TRIP é proveniente das transformações da austenita retida em martensita causadas pela deformação plástica, que conferem ao material alongamento uniforme e maior resistência à estrição. Assim, o aço TRIP encontra grande aplicação na indústria automobilística, a qual pode se empregar de diferentes modos, a depender da sua composição química, da sua microestrutura e dos tratamentos térmicos realizados. O objetivo deste trabalho foi estudar a influência do tempo de transformação bainítica na microestrutura, nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn-Si-Cr com efeito TRIP. Foram realizados ensaios de dureza e de tração para análise das propriedades mecânicas. As microestruturas foram analisadas por meio de Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raios-X (DRX).

Palavras-chave: aço TRIP; efeito TRIP; tratamento térmico intercrítico; austenita retida.

ABSTRACT

The demand for more resistant and low cost materials lead to the development of new types of steel by the automotive industry. Among these newly developed steels is Transformation Induced Plasticity (TRIP) steel, which displays good mechanical properties such as strength and wear resistance, ductility, toughness and formability. TRIP steels have this set of properties due to its multi-phase microstructure composed of ferrite, bainite, martensite and retained austenite, obtained at the end of a series of applied heat treatments. The TRIP effect comes from the retained austenite to martensite transformation caused by plastic deformation, which leads to the materials uniform elongation and greater resistance to necking. Thus, the TRIP steel finds wide application in the automotive industry, which can be employed in different ways depending on chemical composition, microstructure, and thermal treatments performed. The objective of this study is to analyse the influence of bainitic transformation time on microstructure and on mechanical properties of steel C-Mn-Si-Cr under TRIP effect. Hardness tests and tensile tests were conducted to analyse the mechanical properties. The microstructures were assessed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray Diffraction (XRD).

Keywords: TRIP steel; TRIP effect; intercritical heat treatment; retained austenite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Representação esquemática do efeito TRIP.....	13
Figura 2- Esquema simplificado de ciclos de tratamento termomecânico aplicados para aços DualPhase (DP) e TRIP.....	15
Figura 3- Resfriamento controlado para aços TRIP e Dual Phase.....	15
Figura 4 -Efeito dos elementos de liga no aço TRIP.....	17
Figura 5 – Morfologias da ferrita.....	20
Figura 6 – Representação esquemática da curva TTT de um aço eutetóide.....	21
Figura 7- Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior.....	22
Figura 8 - Temperatura de início de formação da martensita e morfologia em função do teor de carbono.....	23
Figura 9 - Relação entre a ductilidade e a resistência mecânica de várias categorias de materiais de alta resistência.....	25
Figura 10 – Caracterização microestrutural do aço TRIP após ataque químico por LePera.....	27
Figura 11 – Microestrutura do aço TRIP. MEV atacado com Nital 2%.....	28
Figura 12- Fotomicrografias de dois aços com a técnica <i>heat-tinting</i>	28
Figura 13 – Fração volumétrica e teor de carbono presente na austenita retida para as amostras A e B, determinadas pela difração de raios-X.....	29
Figura 14 – Influência do tempo de austêmpera na fração de bainita em um aço.....	32
Figura 15 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados. RA, RF e TO representam resfriamento ao ar, resfriamento em forno e têmpera em óleo, respectivamente.....	33
Figura 16- Dimensões (mm) da barra de aço.....	35
Figura 17 – Fluxograma dos procedimentos realizados no trabalho.....	36
Figura 18- Duromêtro de marca IGV utilizado para medição da dureza.....	37
Figura 19- Dimensões dos corpos de prova a serem usinados (mm).....	38
Figura 20 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados.....	39
Figura 21- Forno elétrico utilizado para realização dos tratamentos térmicos.....	39
Figura 22- Metalografia realizada nas amostras.....	40
Figura 23- Equipamento SSX-550 Microscopic (SHIMADZU).....	41
Figura 24 – Microscópio óptico marca Fortel utilizado na análise da microestrutura.....	41
Figura 25 – Difratômetro de raios-X.....	42
Figura 26 – Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.....	43
Figura 27 – Máquina de marca Instron utilizada no ensaio de tração.....	43
Figura 28- Extensômetro de marca Instron utilizado no ensaio de tração.....	43
Figura 29 – Representação esquemática da quantificação das fases na microestrutura do aço.....	44
Figura 30 – Micrografias coloridas obtidas com MO. Aumento de 800x. Ataque: Bandoh.....	46
Figura 31 – Micrografias do MEV. Aumento de 2000x. Ataque: Nital 5%.....	47
Figura 32 - Espectro de difração de raios-X para a amostra austemperada a 820°C por 10 minutos e a 400°C por 10 minutos, seguido de resfriamento em água.....	48
Figura 33 - Variação da dureza com o tempo de transformação bainítica a 400°C.....	50
Figura 34 – Gráfico comparativo entre todos os diferentes tempos de transformação bainítica.....	51
Figura 35 – Influência do tempo de transformação bainítica no alongamento uniforme e total.....	53
Figura 36 - Influência do tempo de transformação bainítica no limite de resistência e escoamento.....	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1– Composições químicas para o aço TRIP.	17
Tabela 2 – Propriedades mecânicas referentes a amostras de um aço TRIP.	25
Tabela 3 – Resultados do ensaio de tração, para amostras tratadas a -20°C, 20°C e 40°C.	25
Tabela 4– Composição química e indicações para diferentes reagentes.	26
Tabela 5 – Composição do reagente químico.	27
Tabela 6 - Comparação das características de diferentes técnicas para uma análise da fração volumétrica da austenita retida.	29
Tabela 7 – Propriedades mecânicas das amostras A e B após tratamento térmico.	30
Tabela 8 – Composição química do aço.	35
Tabela 9 – Condições dos tratamento térmicos considerados no trabalho.	39
Tabela 10 – Quantificação de fases e constituintes presentes no aço, para os diferentes tempos de transformação bainítica.	49
Tabela 11 – Propriedades mecânicas do aço multifásico.	52

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	10
2	OBJETIVOS.....	11
2.1	Objetivo Geral	11
2.2	Objetivos Específicos.....	11
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
3.1	Aço TRIP.....	12
3.1.1	<i>Aspecto Histórico</i>	12
3.1.2	<i>Efeito TRIP</i>	13
3.1.3	<i>Aplicações</i>	13
3.1.4	<i>Processamento</i>	14
3.1.5	<i>Elementos de ligas e seu efeito no processamento</i>	16
3.2	Características	19
3.2.1	<i>Microestrutura</i>	19
3.2.2	<i>Comportamento Mecânico</i>	24
3.3	Caracterização Metalográfica	26
3.3.1	<i>Ataque Químico</i>	26
3.3.2	<i>Micrografia</i>	27
3.3.3	<i>Quantificação de Austenita Retida</i>	29
3.4	Tratamentos térmicos	30
3.4.1	<i>Recozimento</i>	30
3.4.2	<i>Têmpera</i>	30
3.4.3	<i>Austêmpera</i>	31
3.4.4	<i>Esferoidização</i>	32
3.4.5	<i>Tratamento intercrítico</i>	33
4	MATERIAL E MÉTODOS	35
4.1	Material	35
4.2	Métodos	35
4.3	Corpos de Prova	37

4.4 Tratamento Térmico	38
4.5 Caracterização Microestrutural.....	40
4.6 Caracterização Mecânica.....	42
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	45
5.1 Micrografias	45
5.2 Difração de raios-X	48
5.3 Análise Quantitativa.....	49
5.4 Dureza.....	50
5.5 Propriedades Mecânicas	51
5.5.1 Alongamento Uniforme e Alongamento Total.....	52
5.5.2 Limite de Escoamento a 0,2% e Limite de Resistência a Tração	53
6 CONCLUSÃO.....	55
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	57

1 INTRODUÇÃO

Há mais de um século, os aços vêm sendo bastante utilizados em indústrias, devido às suas amplas propriedades e características, junto ao baixo custo relativo, a um bom desempenho e a grande disponibilidade na crosta terrestre (SILVA; MEI, 2010).

As indústrias automobilísticas exerceram papel de grande importância, ao estimular siderúrgicas a desenvolverem aços ultrarresistentes para aplicação em materiais mais leve, conciliando com um bom nível de resistência, tenacidade e/ou ductilidade (NOGUEIRA; 2013).

A redução do peso de automóveis tem sido o maior foco das indústrias automobilísticas recentemente, visando a redução do consumo de combustível, favorecendo a redução da emissão dos gases poluente, sendo estes os principais responsáveis pelo chamado efeito estufa (GIRALT, 1999 apud SOUZA, 2009, p.1).

Os aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*) vêm sendo desenvolvidos com o objetivo de melhorar a combinação entre resistência e ductilidade, atendendo as exigências impostas por aplicações, principalmente nas indústrias automobilísticas. Estes aços são multifásicos e são provenientes da austenitização parcial ou total, que é seguida por um tratamento isotérmico a uma faixa de temperatura de transformação bainítica. Durante este tratamento, parte da austenita se transforma em bainita, e a outra parte é transformada posteriormente em martensita (COSTA et al, 2012).

Estudos realizados sobre o efeito TRIP vêm sendo relacionados às propriedades mecânicas dos aços e à fração volumétrica e estabilidade da austenita retida. Entre os principais fatores que afetam a estabilidade da austenita retida no processo de deformação está a concentração de carbono, a distribuição e a morfologia que se apresenta dentro da microestrutura (BRANDAO, 2007).

A microestrutura por estar diretamente relacionada às propriedades dos aços TRIP, vem sendo estudada a fim de encontrar formas de alterá-la, analisando sua interferência na propriedade final do aço. Em relação aos tratamentos térmicos, são alteradas as faixas de temperatura, o tempo de encharque, o meio de resfriamento, a fim de se obter o aço para as mais diversas aplicações (GOMES, 2013).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Analisar o efeito do tempo de transformação bainítica nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um aço microligado, assistido pelo efeito de Plasticidade Induzida por Deformação (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*).

2.2 Objetivos Específicos

- Obter um aço com efeito TRIP e uma estrutura multifásica.
- Avaliar o efeito do tempo de transformação bainítica na formação de austenita retida.
- Correlacionar as microestruturas com as propriedades mecânicas do aço microligado sob efeito TRIP.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aço TRIP

3.1.1 Aspecto Histórico

Zackay et al (1967 apud MAZZAFERRO, 2008, p.23) mostraram que através de uma deformação plástica em aços austeníticos, era possível notar a transformação de fase de austenita em martensita. A presença dessa martensita impedia com que houvesse, em uma determinada região, a ocorrência de deformação plástica, proveniente do aumento da taxa de encruamento, o que conferia aos aços boas propriedades como alta resistência e ductilidade. A estes aços que apresentassem tais propriedades, foi atribuído o nome de Plasticidade Induzida por Deformação (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*).

De acordo com Silva (2009), a transformação da austenita em martensita deve ser gradual e lenta, pois o alongamento será comprometido caso ocorra de forma rápida. A austenita retida necessita resistir muito às solicitações de tração, uma vez que na deformação a frio ela atrasa a estrição.

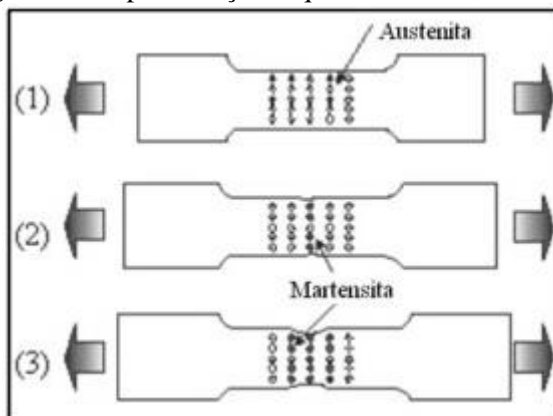
Durante os anos 70 muitas pesquisas foram feitas com o foco em aços inoxidáveis austeníticos e efeito TRIP sobre esses aços. Após alguns anos, na década de 80, estudos propuseram que quando uma microestrutura apresentasse austenita retida metaestável em sua composição, o efeito TRIP poderia ser também visto em aços de baixa liga (FERRER,2003).

O estudo dos aços bifásicos associados ao efeito TRIP levaram ao conhecimento e estudo de novos aços, onde a austenita retida é essencial na sua composição. Os aços TRIP, por apresentarem uma microestrutura multifásica formada pelas fases ferrita, martensita, bainita e austenita retida, são denominados também de aços multifásicos. A esses aços são atribuídas boas propriedades como ductilidade e conformabilidade, além das propriedades conferidas pelos aços bifásicos, como boa resistência mecânica, devido à presença de ferrita e martensita na sua estrutura (PEREIRA, 2004).

3.1.2 Efeito TRIP

A representação do efeito TRIP em um material é mostrada na Figura 1. Ao aplicar uma carga externa (1), na região de concentração de deformação ocorre a transformação da austenita retida em martensita (2), e em seguida, ocorre a transformação da martensita em regiões vizinhas em resposta à deformação (3) (STROHAECKER, 2004).

Figura 1 - Representação esquemática do efeito TRIP.



Fonte: Strohaecker, 2004.

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 partículas de martensita que geram sítios de nucleação para vacâncias (CHIANG et al, 2011, p. 4516).

3.1.3 Aplicações

A necessidade de aprimorar e atender o meio ambiente e a segurança, levaram os fabricantes de automóveis a projetarem material com baixo peso e com maior resistência a batidas. A nova família de aços multifásicos que apresentam alta resistência e boa formabilidade, também conhecido como transformação induzida por plasticidade (TRIP), está ganhando popularidade para satisfazer essa demanda (BHATTACHARYYA, 2010, p. 2394).

O aço TRIP é ideal para aplicações estruturais de segurança como reforço de para-choque e barras de impacto para portas de carro, devido à capacidade de absorção

de energia dinâmica e à elevada taxa de encruamento (BHATTACHARYYA, 2011, p. 2394).

De acordo com Infomet (2015), os aços TRIP apresentam aplicações em potenciais como prendedores inoxidáveis de alta resistência mecânica, carenagem de foguetes, agulhas cirúrgicas e cabos e fios de alta resistência mecânica.

3.1.4 Processamento

A melhoria que vem acontecendo no processamento de aços tem conferido a esses, alta resistência induzindo a um ótimo desempenho na estampagem. Entretanto, aços de baixa liga que apresentam o efeito TRIP se encontram ainda em desenvolvimento (ANNIBAL et al, 2005).

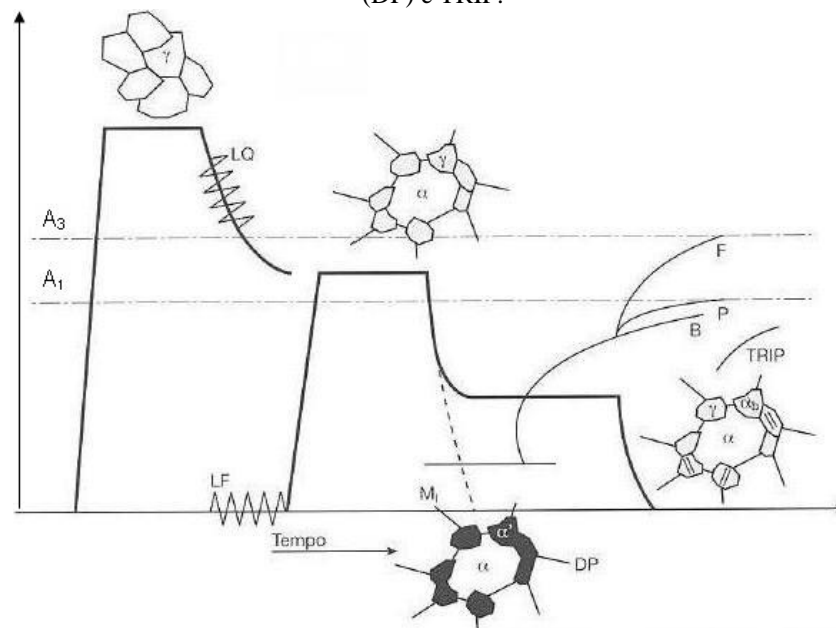
O desenvolvimento dos aços TRIP mostra que a estabilidade de fases presentes em sua estrutura influencia diretamente nas propriedades mecânicas do material. (KANTOVISCKI, 2005).

A Figura 2 mostra uma representação simplificada dos ciclos de tratamento termomecânico para aços TRIP e aços DualPhase. O tratamento térmico em aços TRIP pode ser dividido em três etapas: tratamento intercrítico (aquecimento até temperatura de austenitização), resfriamento brusco (óleo, água ou ar) e austêmpera (formação de bainita). Durante o tratamento térmico, parte da austenita se transforma em bainita, podendo também ocorrer a presença de austenita retida entre as placas de bainita (COLPAERT, 2008, p.433 e 434). Para o processamento dos aços TRIP é necessário o ajuste da composição química e da quantidade de austenita retida, para que aconteça a transformação martensítica durante a deformação (COLPAERT, 2008, p.433).

Os aços TRIP atuais podem ser produzidos por meio de duas maneiras: laminação a quente (LQ) e/ou laminação a frio e recozidos (KANTOVISCKI, 2005).

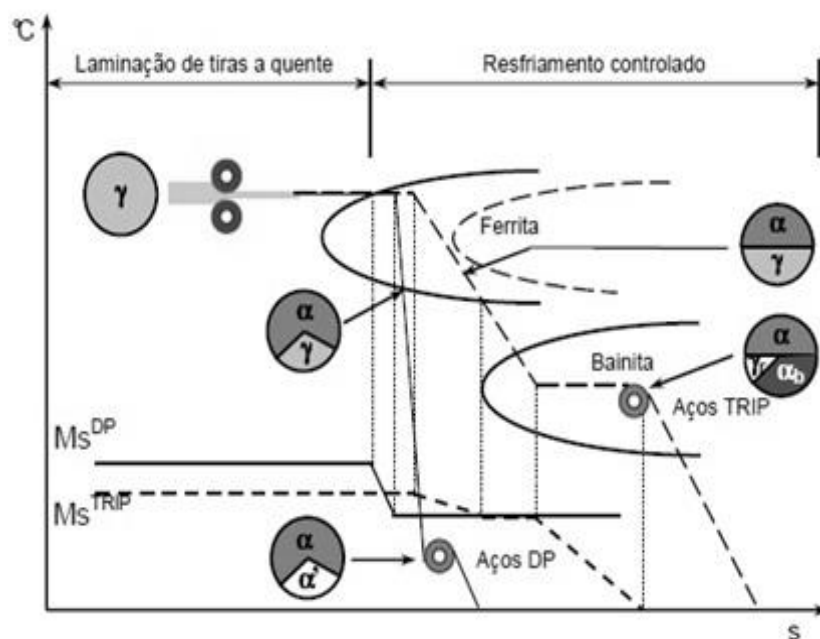
Em um estudo Bleck (2002 apud SOUZA, 2009, p.27) demonstrou a principal importância do resfriamento contínuo para produção de aços multifásicos laminados a quente. Segundo ele, durante o resfriamento e após a laminação onde a velocidade do resfriamento pode variar, as propriedades mecânicas e a microestrutura podem ser ajustadas. Para exemplificar, a Figura 3 ilustra o resfriamento para a produção das tiras de aço TRIP, comparado aos aços DualPhase.

Figura 2- Esquema simplificado de ciclos de tratamento termomecânico aplicados para aços DualPhase (DP) e TRIP.



Fonte: Colpaert, 2008, p. 433.

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



Fonte: BLECK, 2002.

A taxa de resfriamento para os aços Dual Phase deve ser baixa a ponto de permitir que aproximadamente 85% da austenita se transforme em ferrita, levando a um

aumento do teor de carbono da austenita remanescente. A taxa de resfriamento também deve se apresentar alta o suficiente para que a formação de perlita e bainita seja evitada, garantindo a temperaturas baixas a formação de martensita durante o bobinamento. Sendo assim, é importante que seja inserido um tratamento na faixa de temperaturas intercríticas, para que se possa ter o controle de formação cinética máxima da ferrita (KANTOVISCKI, 2005).

A produção de aços TRIP pode ser realizada por meio de laminação de tiras a quente:

- *Etapa de laminação:* propriedades e a microestrutura dos aços TRIP podem ser ajustada durante o processamento por laminação, devido ao controle de temperatura de transformação de fase, taxa e grau de deformação (ANNIBAL et al, 2005, p.2);
- *Etapa de resfriamento:* a taxa de resfriamento aplicada deve ser baixa, devido à presença dos elementos de liga e as concentrações elevadas de carbono que atrasam a formação da ferrita; controle de velocidade para que se obtenha entre 50 a 60% de ferrita; a produção deve ser realizada na faixa de temperatura de 400-500°C (formação de bainita) para que se obtenha entre 25 e 40% deste constituinte, a bainita deve estar entremeada de 5-15% de austenita retida (ANNIBAL et al, 2005, p.3).

3.1.5 Elementos de ligas e seu efeito no processamento

Os desafios constantes enfrentados pelo mercado do aço têm levado ao estudo e desenvolvimento de novas ligas. A combinação de um processamento termomecânico adequado com um bom elemento de liga pode resultar em excelentes propriedades como alta resistência associada à tenacidade, ductilidade e conformabilidade, em detrimento à presença de diferentes constituintes na microestrutura (FERRER, 2003).

Segundo Souza (2009) uma série de diferentes composições químicas para o aço TRIP vem sendo avaliadas nos últimos anos, com o objetivo de ajustar a microestrutura e obter combinações de propriedades mecânicas desejadas. Algumas dessas composições estão ser apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1– Composições químicas para o aço TRIP.

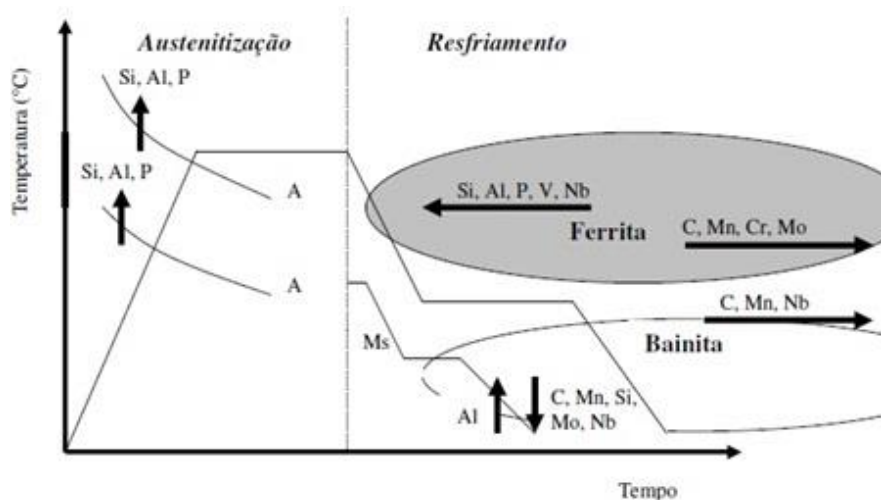
Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-P	0,15	2,00	-	-	0,30	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,60	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,50	0,60	-	-	-	0,06

Fonte: Ferrer, 2007.

De acordo com Yi (2010), os elementos de liga são adicionados ao aço pelos seguintes motivos:

- otimizar a fração de austenita retida;
- controlar a precipitação de cementita;
- aumentar a dureza da ferrita;
- aumentar a temperabilidade para que a formação de perlita seja evitada antes da reação da bainita.

Em um estudo realizado por Bleck (2002 apud KANTOVISCKI, 2005, p.27) é possível analisar os efeitos principais dos elementos de liga no processamento do aço TRIP, por meio de um diagrama TTT, representado pela Figura 4. Para ele, este diagrama mostra a importância da eliminação da precipitação de carbonetos durante a transformação bainítica (gerada principalmente pelo teor de Silício e Alumínio), para o processo de fabricação do material.

Figura 4 -Efeito dos elementos de liga no aço TRIP.

Fonte: BLECK,2002.

- Carbono:

O carbono é o elemento de liga principal, pois é por meio deste que as transformações de fase são afetadas e as propriedades mecânicas e microestrutura final do material são controladas. A estabilidade da austenita é bastante influenciada pela concentração de carbono, o que permite a presença de austenita retida a temperatura ambiente (FERRER, 2003).

Segundo Yi (2010), a uma baixa concentração de carbono, a austenita retida começa a se transformar sob deformação quase que de imediato, aumentando a formabilidade durante o processo de estampagem. Quando o nível de carbono é alto, a austenita retida é mais estável e começa a se transformar apenas em níveis de tensão acima daqueles produzidos durante a deformação.

- Manganês:

O manganês é um elemento de liga estabilizador da austenita que, durante o resfriamento diminui a temperatura de transformação da austenita para ferrita. O manganês também atua enriquecendo esta fase com carbono, pois este elemento de liga aumenta a solubilidade do carbono na austenita. O manganês também apresenta efeito inibidor na formação da ferrita no resfriamento, pois este minimiza o enriquecimento de carbono nesta fase (BLECK, 2002 apud SOUZA, 2009, p.26).

- Silício:

O silício não é um elemento estabilizante da austenita. Na verdade o silício é um dos principais elementos estabilizadores da ferrita (COLPAERT, 2008, p. 99).

O silício se repele fortemente com o carbono em solução sólida na austenita, fazendo que a difusão deste elemento na ferrita seja maior. Sendo assim, por ser um elemento de liga com baixa solubilidade na cementita, leva a inibição ou o retardamento da precipitação de carbonetos durante a formação da bainita, favorecendo a separação do carbono da ferrita para a austenita. Entretanto, este elemento de liga durante o recozimento pode ser oxidado, sendo assim, o alumínio tem sido estudado com objetivo de substituição do silício (SOUZA, 2009).

- Alumínio:

O alumínio é usado na produção de aços TRIP por ser um elemento formador de ferrita. Este elemento apesar de não ser solúvel em cementita, quando

comparado ao silício, apresenta efeito menor na supressão da formação de carbonetos (GIRALTET al., 2001 apud SOUZA, 2009, p.26).

- **Fósforo:**

O uso do fósforo é feito quando a adição do elemento de liga de alumínio e silício tem que ser limitada. Concentrações de fósforo muito baixas (menor que 0,1%) já são suficientes para que a precipitação de carbonetos de ferro seja retardada e conferir ao material um aumento na sua resistência. É um elemento de liga eficaz no endurecimento por solução sólida (SOUZA, 2009).

- **Nióbio:**

O nióbio é um elemento de liga formador de carbonetos, sendo assim, atua como refinador de grãos. A taxa de nucleação durante as transformações da austenita em ferrita e para ferrita bainítica é elevada, levando a uma maior concentração de carbono na austenita remanescente, facilitando assim a sua estabilidade. O fato do aumento do efeito TRIP estar associado à austenita remanescente leva então a maior conformabilidade do material (KANTOVISCKI, 2005).

3.2 Características

3.2.1 Microestrutura

Para se obter diferentes microestruturas multifásicas, podem ser realizados diferentes tratamentos térmicos com o intuito de conseguir uma microestrutura com frações volumétricas variadas de bainita, ferrita, martensita e austenita retida. A presença destas fases na microestrutura é importante para a melhoria das propriedades mecânicas e conforme os requisitos esperados em projetos específicos a ductilidade e a resistência podem se adequar com o intuito de alcançar a tenacidade desejada. (NOGUEIRA, 2013).

- **Ferrita:**

Colpaert (2008, p.96) diz que o ferro puro ou aços que apresentem teores de carbono abaixo do limite de solubilidade da cementita na fase CCC são essencialmente monofásicos, contendo apenas a fase CCC, chamada ferrita na temperatura ambiente.

A ferrita é formada por difusão e conforme sua taxa de resfriamento a sua morfologia é bastante variável, onde nos resfriamentos mais lentos apresentam a forma equiaxial e nos resfriamento mais severos a forma de agulhas. (SILVA; MEI, 2010, p.26 e 27).

Segundo Silva e Mei (2010), a solubilidades de átomos de carbono na ferrita é menor do que na austenita, em vista que a estrutura da ferrita apresenta interstícios menores e uma compactação menor que a estrutura da austenita.

As diferentes morfologias da ferrita, originalmente classificadas por Dubé, são apresentadas na figura

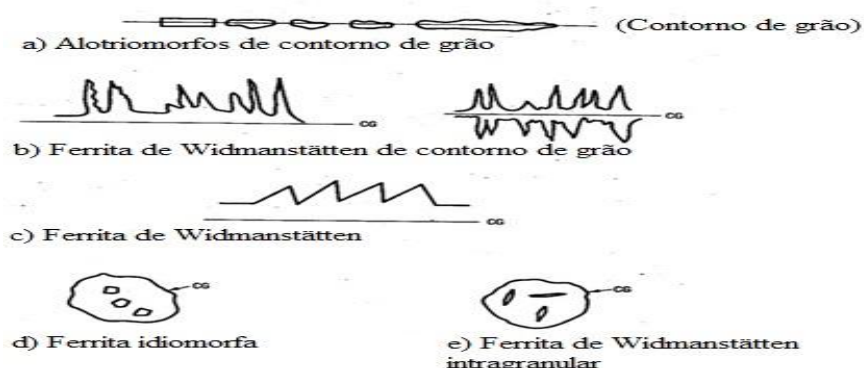
Figura 5.

- *Bainita:*

“A bainita pode ser definida como um produto de transformação formado em faixa de temperatura intermediária entre a transformação eutetóide (de formação da perlita) e a formação da martensita, constituído por agregados de ferrita e cementita” (COLPAERT, 2008, p.196).

Segundo Bhadeshia (2001 apud NOGUEIRA, 2013, p.45), a classificação apropriada da microestrutura de um aço bainítico está relacionada à formação de um agregado metaestável de ferrita não lamelar e carbonetos como a cementita, que acontece a partir da transformação da fase austenita, e que se dá em temperaturas acima do início de formação da martensita e abaixo da formação de perlita. Este processo pode ser exemplificado na Figura 6.

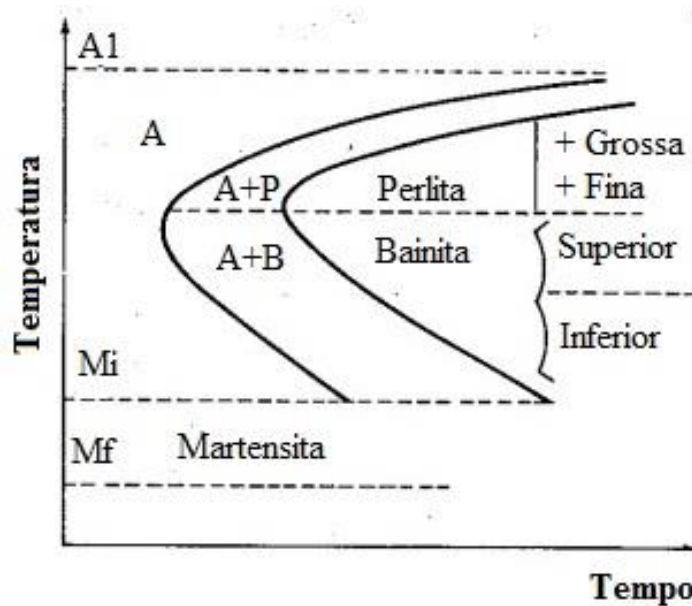
Figura 5 – Morfologias da ferrita.



Nota: (a) alotriomorfos de contorno de grão; (b) ferrita de Widmanstätten de contorno de grão; (c) Ferrita de Widmanstätten; (d) Ferrita idiomorfa; (e) Ferrita de Widmanstätten intragranular.

Fonte: SILVA; MEI, 2010 p. 30 (Adaptado).

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



Fonte: SILVA; MEI, 2010, p.51.

Segundo Colpaert (2010, p.196), a partir da faixa de temperatura em que há formação da microestrutura e das suas características, é possível classificar a bainita em dois tipos: bainita superior e bainita inferior

A bainita superior e a bainita inferior apresentam características metalográficas e microestruturas semelhantes. A diferença está na cementita que se precipita entre as agulhas de ferrita e dentro dessas. Isto ocorre, pois a difusão do carbono é menor a baixas temperaturas, não conseguindo a total segregação para a austenita, levando também a precipitação dentro da ferrita (SILVA; MEI, 2010, p.53). O processo de formação da bainita superior e inferior pode ser ilustrado na Figura 7.

- *Martensita:*

A martensita se dá pelo resfriamento brusco da austenita e é uma fase metaestável. Logo, a transformação não ocorre por difusão, e sim por cisalhamento da estrutura. (SILVA; MEI, 2010, p. 57).

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



Fonte: SILVA; MEI, 2010, p.52.

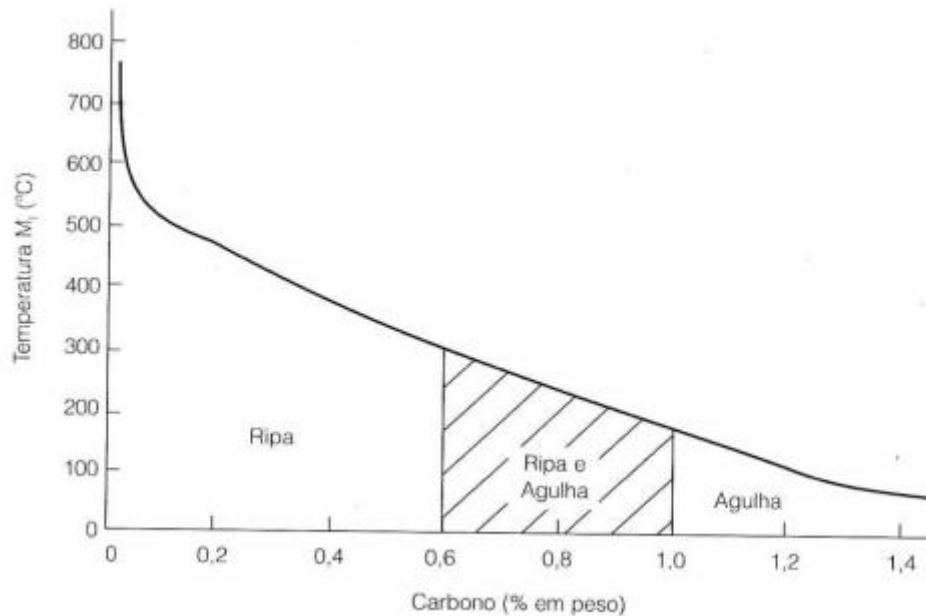
De acordo com Colpaert (2008, p.189), é importante a análise dos aspectos referentes a esta transformação, que se diferencia das transformações por difusão e que são importantes para a análise das microestruturas, como:

- (a) A composição química da austenita de origem é a mesma da martensita formada.
- (b) A quantidade de martensita que é formada na transformação é dependente da temperatura e não do tempo que o material é submetido aquela temperatura.
- (c) A transformação ocorre na presença de grandes tensões residuais, devido ao mecanismo “displacivo” e a variação de volume que esta associada à transformação de fase.

Para a transformação da austenita em martensita é necessária à presença de energia, que atua como força motriz para que ocorra esta transformação. Sendo assim, o aumento do teor de carbono da austenita levará a um superesfriamento da fase, para que ocorra a formação da martensita, já que através de processos difusionais não é mais possível a formação de fases mais estáveis (COLPAERT, 2008, p.189).

A martensita em aços com baixo teor de carbono apresenta-se em forma de ripas, e em alto teor de carbono em forma de agulha (SILVA; MEI, 2010, p.59). Este efeito pode ser observado na Figura 8.

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



Fonte: SILVA; MEI, 2010, p.62.

Apesar de apresentar boa resistência e dureza, a martensita é frágil, sendo necessária a realização de um tratamento térmico de revenimento antes de utilizar aços que apresentam esta fase. Este tratamento tem como objetivo aliviar as tensões causadas no processo de têmpera, levando a melhoria das propriedades mecânicas, resistência, tenacidade e ductilidade (SILVA; MEI, 2006).

- *Austenita Retida:*

A austenita é uma “solução sólida de carbono em ferro CFC, existindo entre as temperaturas de 727 e 1495°C, e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148°C” (SILVA; MEI, 2010, p. 9).

O principal motivo para a formação da austenita retida é a composição química dos aços, sendo o carbono o elemento que mais influencia, pois reduz a linha M_i de início da formação de martensita. Isto ocorre, pois o carbono é capaz de aumentar a resistência ao cisalhamento da austenita, quando em solução sólida. Logo, para o início da formação da martensita é essencial que se aplique um maior esforço para iniciar o

cisalhamento. Sendo assim, a presença de austenita não transformada (austenita retida) pode ser notada à temperatura ambiente junto à martensita, com o aumento do teor de carbono (CHIAVERINI, 2008, p.59).

Segundo Chiang et al (2011, p.4516 e 4517) a estabilidade da fase de austenita retida em aços TRIP está diretamente relacionada à sua resistência a transformação a partir de deformação, tensão e temperatura. Um dos fatores que afetam a estabilização da austenita retida é a concentração de elementos de ligas estabilizadores de austenita. Além disso, outros fatores que podem levar a estabilização da austenita é o tamanho de grãos austeníticos, as propriedades da matriz circundante, e a morfologia dos grãos. A austenita retida com menor tamanho de grão é mais estáveis sob deformação, devido à diminuição da temperatura de início da martensita e ao decréscimo do número de sítio de nucleação de martensita em cada grão. As propriedades mecânicas da matriz que circundam a austenita afetam a deformação e a tensão carregadas pela austenita em um dado valor total de tensão. Logo, o tamanho, o formato, e a composição das fases circundantes a austenita retida influenciam no comportamento da transformação. Sendo assim, quando a fase austenita é circundada por ferrita (macia) ela está mais sujeita à tensão e à deformação do que se estivesse circundada por bainita.

3.2.2 *Comportamento Mecânico*

Os aços TRIP por apresentarem alta capacidade de absorção de energia, bom limite de fadiga e alta razão de deformação/endurecimento, têm sido bastante usados na confecção de estruturas de poltronas e em reforços de para-choques, onde a boa combinação de resistência e ductilidade é assegurada pelo efeito TRIP, causado pela transformação da austenita retida em martensita, devido à deformação mecânica induzida (MASEK et al., 2009).

Estudos realizados por Bhattacharyya et al (2010, p.2399) mostraram que amostras do aço TRIP sob testes de tração apresentam boa performance, que corresponde a um alto limite de resistência, e alta taxa de alongamento e encruamento, que estão diretamente relacionadas com a disponibilidade de austenita retida na microestrutura após o tratamento térmico. Em seu trabalho, Bhattacharyya apresentou valores obtidos correspondentes às propriedades mecânicas do aço TRIP, como mostra a Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas referentes a amostras de um aço TRIP.

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Total (%)	Alongamento Uniforme (%)	Coefficiente de Encruamento
416	857	35	20	0,20

Fonte: Adaptado de Bhattacharyya, 2010.

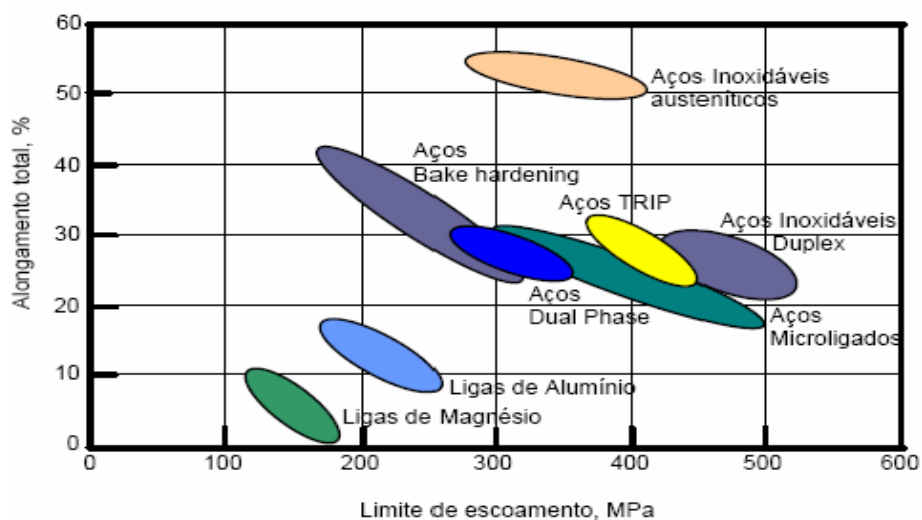
Zhang et al (2013), indicam alguns valores apresentados por aços TRIP a diferentes temperaturas, ilustrado na Tabela 3.

Tabela 3 – Resultados do ensaio de tração, para amostras tratadas a -20°C, 20°C e 40°C.

Temperatura	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)	Alongamento Total (%)
-20	264	901	20.6	26.0
20	360	813	24.0	30.6
40	309	829	24.8	31.3

Fonte: Adaptado de Zhang et al (2013).

A Figura 9 apresenta a relação entre a ductilidade e a resistência de diferentes materiais metálicos dados por meio do gráfico alongamento *versus* limite de escoamento. Este gráfico mostra que os aços TRIP podem apresentar limite de escoamento maior que aços inoxidáveis austeníticos, e alongamento total maior que aços DualPhase.

Figura 9 - Relação entre a ductilidade e a resistência mecânica de várias categorias de materiais de alta resistência.

Fonte: Annibal et al, 2005.

3.3 Caracterização Metalográfica

3.3.1 Ataque Químico

Os ataques químicos em aços, em geral, são feitos com o reagente químico Nital, onde este permite a visualização do contorno de grão de ferrita, ferrita-cementita e bainita ou martensita. O ataque com este reagente dificilmente apresenta um bom contraste das fases quando, analisados ao microscópio, nota-se que o aço apresenta uma dispersão muito fina das partículas de martensita incrustada na matriz ferrítica. Sendo assim, novas técnicas de coloração de ataque vêm sendo desenvolvidas, com objetivo de permitir a identificação das fases por meio da sua coloração (ELISEI, 2008).

O aço TRIP por se tratar de um aço multifásico, ou seja, mais de duas fases necessita o uso de reagente químico específico que possam permitir a identificação de cada uma das fases presentes no aço. Os reagentes mais comuns utilizados em trabalhos que envolvem a identificação de aços multifásicos são o Nital, LePera e metabissulfito de sódio.

A Tabela 4 apresenta os reagentes químicos citados acima, incluindo sua composição química e suas indicações.

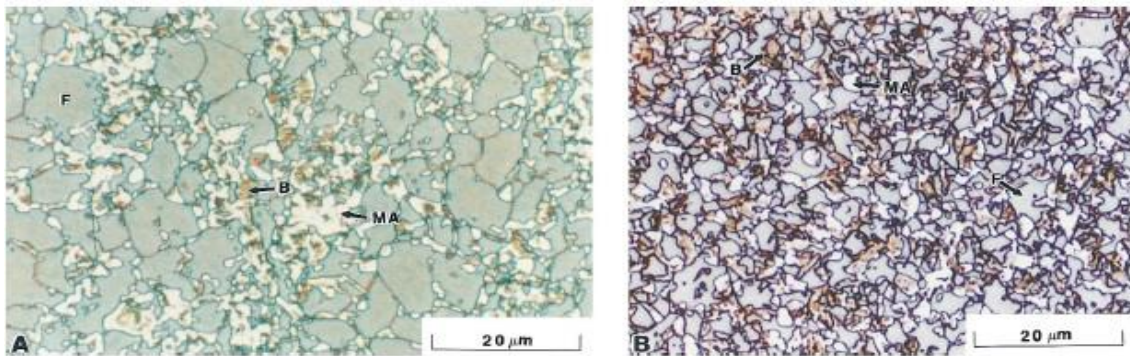
Tabela 4– Composição química e indicações para diferentes reagentes.

Reagente	Composição Química	Indicações
Nital (1 a 5%)	I. 1 a 5ml de HNO ₃ ; II. 95 a 99 mL de etanol.	Ataca contornos de grão.
Metabissulfito de sódio	20 g de metabissulfito de sódio em 100 ml de H ₂ O.	Ferrita e martensita são diferenciada em aços multifásicos.
LePera	Solução I: 1 g de metabissulfito de sódio em 100 ml de H ₂ O. Solução II: ácido pícrico diluído em 100 ml de álcool etílico.	Série de aplicações em aços TRIP.

Fonte: Adaptado de Colpaert, 2008.

Em seu trabalho Girault et al (1998) utilizou-se do reagente LePera para a caracterização microestrutural do aço TRIP (C - 0,11%; Mn - 1,53%; Si - 1,505; P - 0,008%; S - 0,006%). Após o ataque foi possível a identificação das fases ferrita, bainita, martensita/austenita retida, como mostra a Figura 10.

Figura 10 – Caracterização microestrutural do aço TRIP após ataque químico por LePera.



F, ferrita(verde-azul); B, bainita(marrom); e MA, martensita/austenita retida (branca).

Fonte: GIRAULT et al, 1998, p. 114.

Em seu trabalho Bandoh et al (1988) utilizou de uma mistura de reagentes para o ataque químico, mostrado na Tabela 5. Essa mistura possibilitou a identificação das fases presentes no aço em diferentes cores: martensita e austenita retida de coloração amarela, ferrita com coloração azul e bainita com coloração marrom.

Tabela 5 – Composição do reagente químico.

Reagente A	Reagente B	Reagente C
Na ₂ S ₂ O ₃ (7g)ou Na ₂ S ₂ O ₃ .5H ₂ O (7g) + H ₂ O (100ml)	(NO ₂) ₃ C ₆ H ₃ OH (5g) + C ₂ H ₅ OH(100ml)	HNO ₃ (4ml) + C ₂ H ₅ OH (96ml)
23,5 ml	23,5 ml	3 ~ 10 ml

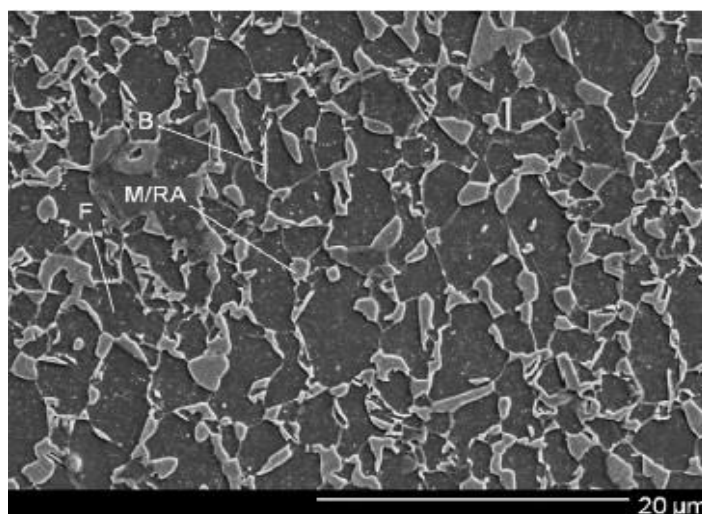
Fonte: Bandoh et al, 1988 (Adaptado).

3.3.2 Micrografia

As microestruturas dos aços TRIP, de modo geral, são complexas e sua caracterização envolve uma série de técnicas metalográficas, incluindo microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e, eventualmente, microscopia eletrônica de transmissão (MET) para a identificação correta das fases (COLPAERT, 2008, p.434).

Em seu trabalho, Chiang et al (2011) aplicou a técnica de microscopia eletrônica de varredura em um aço TRIP (C-0,17%; Si-1,53%; Mn-1,50%; Al-0,03%; Ti-0,021%; P-0,007%; S-0,005%; O-0,002%; N-0,0048%). A técnica revelou a microestrutura multifásica do aço após o ataque químico com Nital 2% (Figura 11).

Figura 11 – Microestrutura do aço TRIP. MEV atacado com Nital 2%.

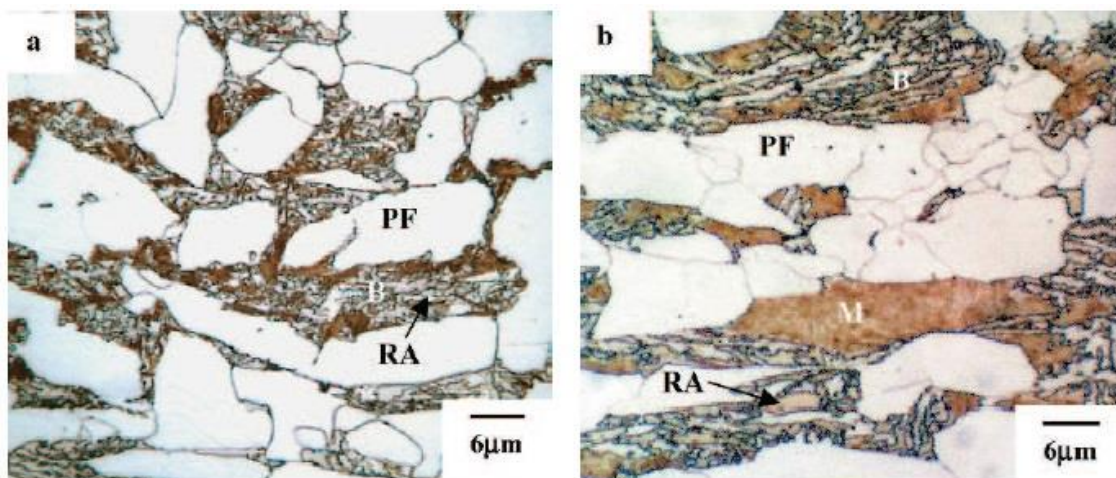


F -ferrita, B - bainita, M/RA - martensita/austenita retida

Fonte: CHIANG et al (2011).

A microscopia óptica foi aplicada por Timokhina (2004) em seu estudo do aço contendo Nióbio (C-0,21, Mn-1,51%; Si-1,49%; Mo-0,004%; Cu-0,02%; Nb-0,039%; Ti- <0,05%; N-0,0007%) e outro sem adição de Nióbio (C-0,21, Mn-1,55%; Si-1,55%; Ni-0,009%; Mo-<0,008%; Cu-0,003%; Nb-0,005%; Ti- <0,003%; N-0,0035%). A partir da técnica foram obtidas imagens para os dois aços após a utilização da técnica *heat-tinting*, que consistiu no ataque químico com Nital 2% seguido de aquecimento num forno em ar de aproximadamente 260°C por 2,5 horas e em seguida resfriada (Figura 12).

Figura 12– Fotomicrografias de dois aços com a técnica *heat-tinting*.



Nota: (a) sem adição de Nb e (b) com adição de Nb. PF -ferrita poligonal, M - martensita, RA - austenita retida, B - bainita.

Fonte: TIMOKHINA, 2004.

3.3.3 Quantificação de Austenita Retida

A quantificação de austenita retida presente na microestrutura de um aço TRIP é importante para a determinação das suas propriedades mecânicas e pode ser realizada por diversas técnicas conforme apresentado na Tabela 6.

Tabela 6 - Comparação das características de diferentes técnicas para uma análise da fração volumétrica da austenita retida.

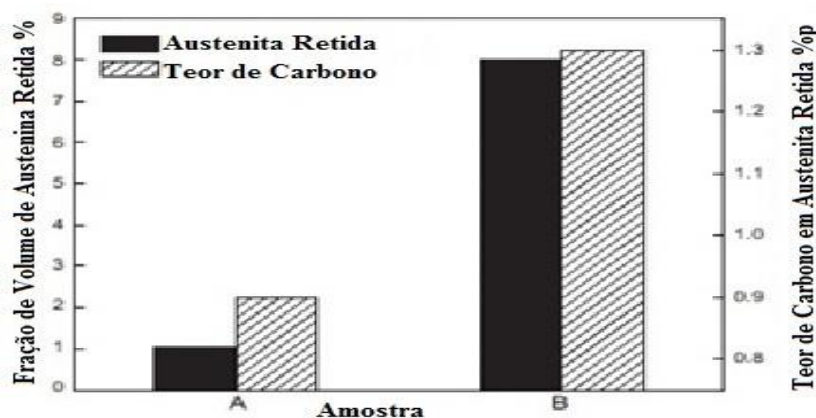
Técnicas	Quantidade observada	Volume explorado	Precisão
Difração de raios-X	Picos de difração	Camada superficial	Normal
Difração de nêutrons	Picos de difração	Volume total	Normal
Metalografia/Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	Ataque colorido de grãos	Camada superficial	Baixa
Mössbauer	Espectros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

Fonte: ZHAO et al, 2001, p. 146.

Em seu trabalho Xie et al (2014) utilizou-se da técnica de difração de raios-X para obter as frações volumétricas de austenita retida de duas amostras de aço com diferentes tratamentos térmicos. Esta quantificação pode ser mostrada na Figura 13.

A partir da análise feita por Xie et al sobre a Figura 13, percebeu-se que as propriedades mecânicas da amostra B se mostraram superiores as da amostra A, mostrando assim a influência da austenita retida nas propriedades mecânicas. Esta análise pode ser ilustrada através da Tabela 7.

Figura 13 – Fração volumétrica e teor de carbono presente na austenita retida para as amostras A e B, determinadas pela difração de raios-X.



Fonte: XIE et al, 2014 (Adaptado).

Tabela 7 – Propriedades mecânicas das amostras A e B após tratamento térmico.

Amostra	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)	Alongamento Total (%)
A	558	1112	13.4	20
B	643	924	25.4	36

Fonte: XIE et al, 2014.

3.4 Tratamentos térmicos

Tratamento térmico é uma série de operações que envolvem o aquecimento dos aços, sob variáveis controladas como a temperatura, o tempo e a velocidade de resfriamento. O objetivo de se realizar tratamento térmico nos aços é a possível mudança de suas propriedades ou atribuir aos materiais características específicas (CHIAVERINI, 2008, p.82).

3.4.1 Recozimento

O recozimento é um tratamento térmico que tem como objetivo remover tensões, alterar propriedades como a ductilidade e resistência, e melhorar a usinabilidade do aço (CHIAVERINI, 2008, p.87).

O recozimento faz com que as estruturas provenientes de tratamentos térmicos ou mecânicos já realizados no material sejam apagadas. Isto ocorre, pois há nucleação e crescimento de grãos novos de austenita, quando se passa pela zona crítica. Logo após, a austenita é decomposta no resfriamento lento, aproximando então as estruturas de equilíbrio (COLPAERT, 2008, p.256).

3.4.2 Têmpera

Segundo Colpaert (2008, p.280) o tratamento térmico de têmpera se dá pela:

- a) Obtenção de uma microestrutura austenítica por meio do aquecimento do material até uma temperatura adequada.
- b) Permanência do material nesse patamar por um determinado tempo para a sua manutenção.
- c) Resfriamento do material em um meio que leve a formação de martensita.

Existem diversos meios de têmpera para que se possa ocorrer a extração de calor. Estes podem ser água (pura, ou com adição de polímeros ou sais), óleo e ar, apesar de que meios gasosos também podem ser utilizados (SILVA; MEI, 2010, p.97).

Por apresentar fase martensita como constituinte final na microestrutura do aço, os objetivos da têmpera sob o ponto de vista de propriedades mecânicas são o aumento da dureza e da resistência a tração. Este tratamento também leva a uma menor ductilidade, tenacidade e ao possível aparecimento de tensões internas (CHIAVERINI, 2008, p.100).

3.4.3 Austêmpera

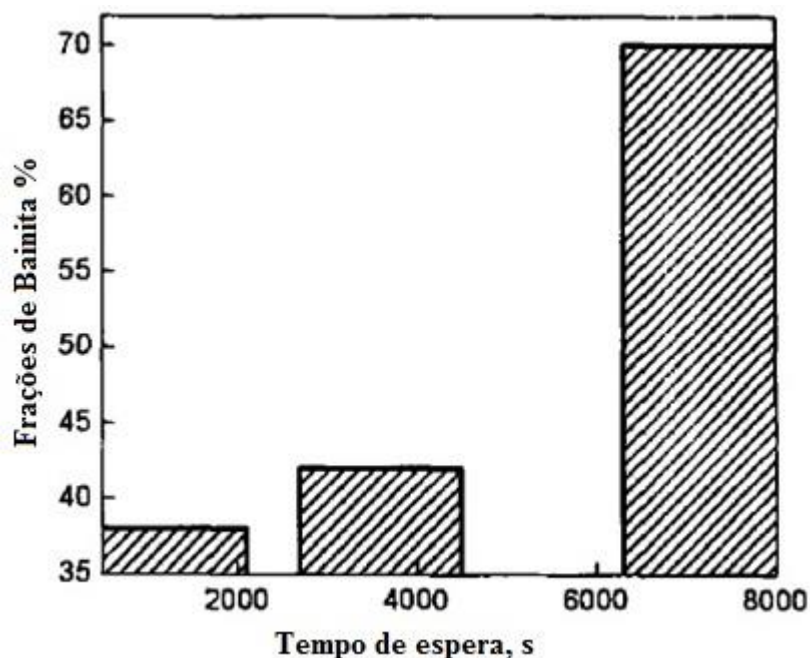
O tratamento de austêmpera é também conhecido por se tratar de um tratamento isotérmico, pois se baseia no conhecimento das curvas em C e as transformações da austenita podem se dar a uma temperatura constante. O constituinte proveniente nesse tratamento é a bainita (CHIAVERINI, 2008, p.110).

Os objetivos principais da austêmpera são obter materiais com alta ductilidade e resistência ao impacto, sem que haja perda muito grande de dureza. Também tem como objetivo diminuir a perda por trincas e melhorar a precisão dimensional (SILVA; MEI, 2010, p.132).

A vantagem da austêmpera sobre a têmpera é devido à bainita se formar a uma temperatura maior que a martensita, as tensões internas se apresentam muito menores, resultando no desaparecimento quase que total das fissuras de têmpera (CHIAVERINI, 2008, p.111).

Em seu trabalho, Li e Wu (2007) mostraram a influência do tempo de austêmpera na fração de bainita presente em um aço de baixo teor de carbono (C-0,233%; Si-1,365%; Mn-1,540%; S-0,004%; P-0,007%; Al-0,08%). A Figura 14 ilustra este resultado, mostrando que à medida que o tempo de austêmpera aumenta, mais bainita será formada.

Figura 14 – Influência do tempo de austêmpera na fração de bainita em um aço.



Fonte: Lie e Wu, 2007, p.4.

3.4.4 Esferoidização

O objetivo principal do recozimento de esferoidização consiste na distribuição dos carbonetos na microestrutura (principalmente os presentes na perlita), sendo capaz de transformá-los em pequenos glóbulos ou esferas, dispersos na matriz (COLPAERT, 2008, p.258).

Segundo Chiaverini (2008, p.77) a estrutura obtida por meio deste tratamento caracteriza-se por ser dúctil e ao mesmo tempo de alta usinabilidade, sendo bastante favorável em operações de usinagem onde são submetidos aço de alto teor de carbono antes de sua têmpera. A esferoidita obtida consiste em uma estrutura muito estável, isso ocorre pois a ferrita é geralmente livre de tensões e as partículas de carboneto de ferro arredondadas apresentam um mínimo de área interfacial por unidade de volume de partícula.

De acordo com Silva e Mei (2010, p.89) existem diferentes formas de se obter uma estrutura de carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica após austenitização parcial ou total: seja por meio de manutenção por um tempo prolongado à temperatura um pouco abaixo de A_1 , resfriar lentamente ao passar por A_1 ou então ciclar acima e abaixo de A_1 , sendo que ao ser resfriado abaixo de A_1 a austenita da origem a uma

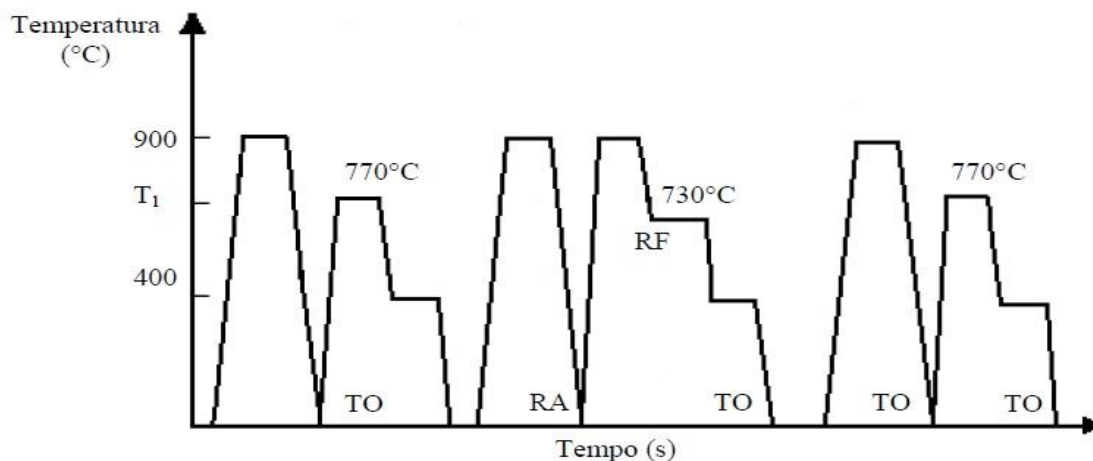
estrutura de ferrita e carbonetos esferoidizados ou ferrita e perlita, há depender das condições de resfriamento e da estrutura presente antes do resfriamento.

3.4.5 Tratamento intercrítico

Aços que apresentam teor de carbono de até 0,25% são considerados aços de baixo carbono, e por isso as curvas TTT se encontram mais deslocadas para esquerda, dificultando assim a obtenção de uma estrutura martensítica. Sendo assim, a fim de aumentar a temperabilidade desses aços utilizam os tratamentos térmicos de austenitização parcial, onde na região intercrítica do diagrama Fe-C as fases ferrita e austenita coexistem. A austenita formada nesta região é enriquecida de carbono, em uma quantidade suficiente para se transformar em martensita durante um resfriamento rápido (SANTOS, 2005).

Em seu trabalho Sugimoto et al (1993) realizou três tipos de tratamentos térmicos intercríticos, sendo a microestrutura inicial e o tempo de permanência na temperatura intercrítica o fator de diferenciação entre eles. A composição química do aço utilizado neste trabalho consiste em 0,17%-C, 1,41%-Si, 2,0-Mn, 0,014-P, 0,001%-S e 0,0042%-N. O tratamento intercrítico foi seguido de um tratamento isotérmico em banho de sal a 400°C, com intuito de se obter uma estrutura multifásica com a presença de ferrita, bainita, martensita e austenita retida. A Figura 15 ilustra os tratamentos realizados no trabalho.

Figura 15 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados. RA, RF e TO representam resfriamento ao ar, resfriamento em forno e têmpera em óleo, respectivamente.



Fonte: Sugimoto et al (1993).

A Tabela 8 apresenta as microestruturas obtidas por Sugimoto et al (1993) após a realização dos tratamentos térmicos.

Tabela 8 – Microestruturas obtidas após realização dos tratamentos térmicos.

Tipo de Estrutura	Fases Secundárias	Austenita Retida
I - Ferrítica-Perlítica	Interligadas	Ilhas dispersas na matriz
II – Ferrítica-Perlítica	Dispersas em forma de blocos	Película fina entre as ripas de bainita
III - Martensita	Dispersas em forma acicular fina	Ilhas finas e dispersas na matriz ferrítica

Fonte: Sugimoto et al (1993).

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Material

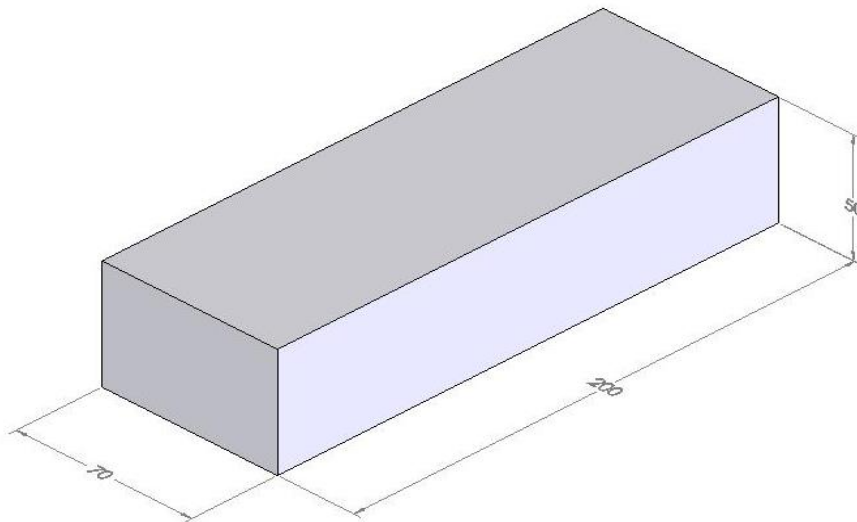
O aço estudado neste trabalho é um aço microligado, cedido pela USIMINAS. A composição química e a dimensão das barras do material recebido são mostradas na Tabela 8 e Figura 16, respectivamente.

Tabela 8 – Composição química do aço.

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.

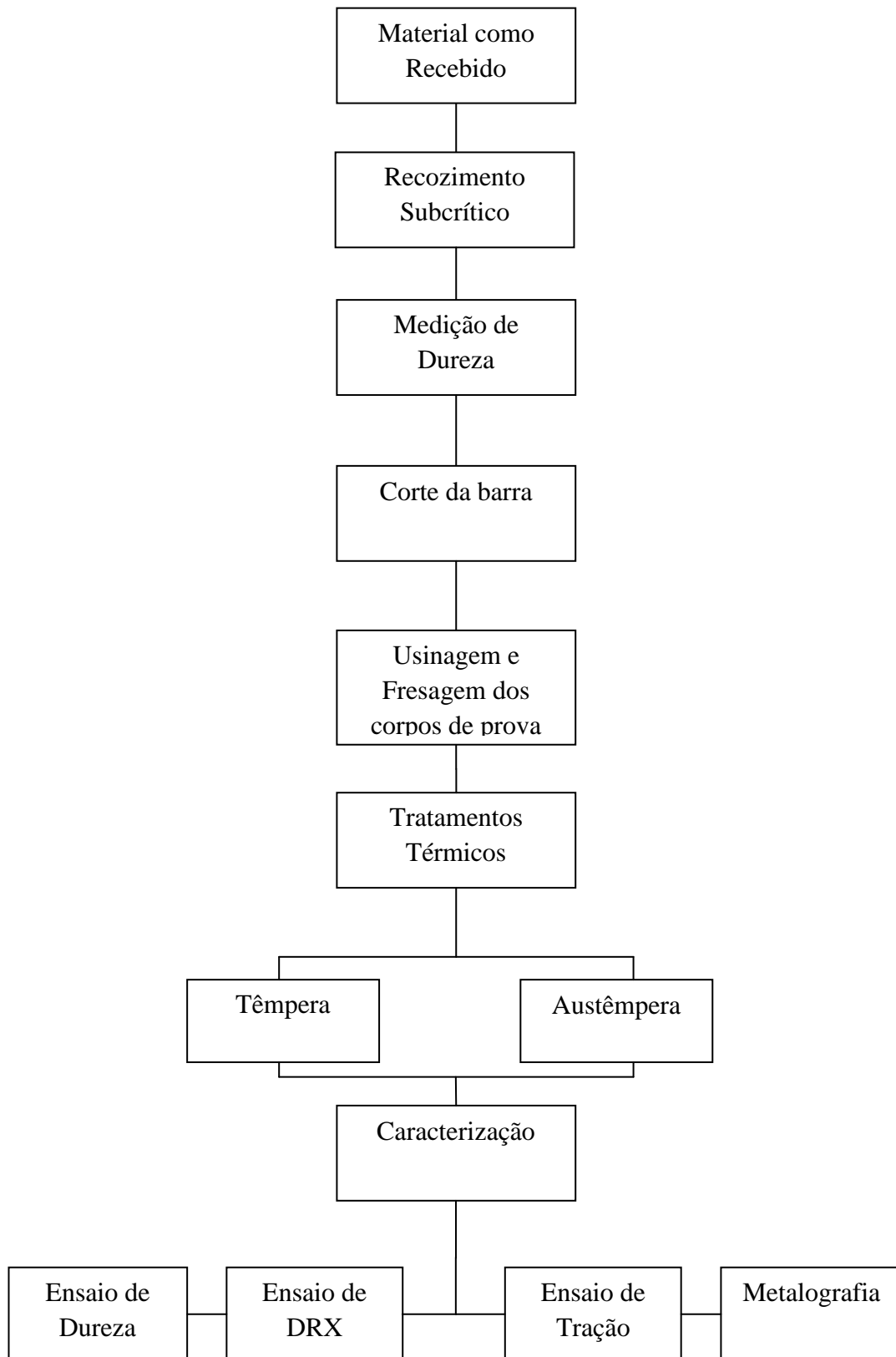
Figura 16- Dimensões (mm) da barra de aço.



Fonte: Santos et al, 2010.

4.2 Métodos

Os procedimentos realizados neste trabalho podem ser resumidos no fluxograma apresentado na Figura 17.

Figura 17 – Fluxograma dos procedimentos realizados no trabalho.

Fonte: Próprio Autor.

4.3 Corpos de Prova

Após receber o material da Usiminas, foi realizado teste de dureza para averiguar se o DEMAT dispunha de equipamento capaz de corta-lo. Utilizou-se de um durômetro *IGV* (vide Figura 18) na escala Rockwell C, com uma pré-carga de 10kgf e carga de 150kgf. A dureza encontrada no aço foi de 47 HRC (470HV), o que foi considerada elevada para realizar os cortes das amostras tendo em vista os equipamentos disponíveis no DEMAT. Decidiu-se, então, fazer um tratamento térmico subcrítico a 700°C durante 10 horas. Após esse tempo, o forno foi desligado e a barra de aço foi resfriada dentro do forno desligado. O objetivo foi reduzir a dureza do material possibilitando o corte e a usinagem dos corpos de prova. Após o tratamento, de esferoidização, mediu-se a dureza novamente do material, entretanto, utilizou-se a escala Rockwell B, pois não foi possível obter valores com a escala Rockwell C. Neste procedimento utilizou-se de uma pré-carga de 10kgf e carga de 100kgf, e a dureza média do aço encontrada foi de, aproximadamente 89HRB, o que equivale a 184HV de acordo com a norma ASTM E140-12b.

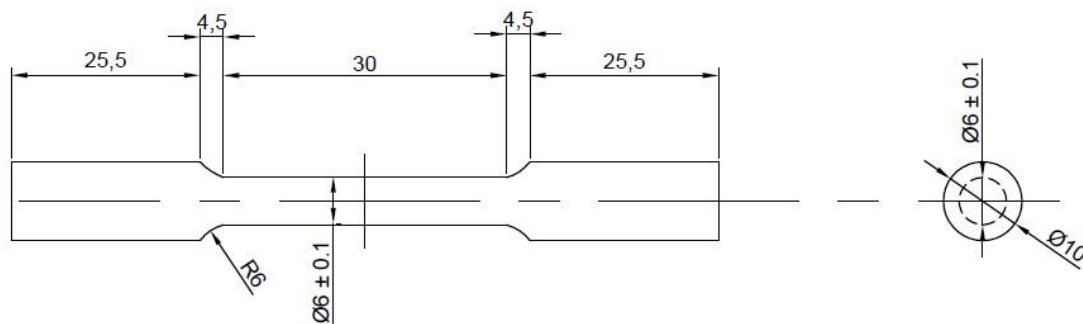
Figura 18– Duromêtro de marca IGV utilizado para medição da dureza.



Fonte: Próprio Autor.

Com os valores de dureza estavam dentro do esperado, a barra de aço foi em seguida cortada em 24 pequenas chapas de dimensões 100 mm de comprimento e seção quadrada 12x12mm. Dentre essas peças, 8 foram fresadas com o intuito de obter uma seção quadrada de 10x10mm, e 16 foram usinadas no torno CNC para obtenção dos corpos de provas cilíndricos para ensaio de tração. A Figura 19 ilustra as dimensões para usinagem dos corpos de prova de tração, em milímetros.

Figura 19– Dimensões dos corpos de prova a serem usinados (mm).



Fonte: Próprio Autor.

4.4 Tratamento Térmico

Após a obtenção de todos os corpos de prova fresados e usinados, estes foram levados ao laboratório para a realização dos tratamentos térmicos. Os tratamentos foram executados com o objetivo de avaliar a influência do tempo de transformação bainítica a 400°C na microestrutura e propriedades mecânicas do material. Antes de realizar os tratamentos térmicos de austêmpera, todas as amostras foram temperadas em óleo nas condições descritas na Tabela 9. O objetivo dessa têmpera era produzir uma estrutura inicial fina (ripas de martensita) para evitar o crescimento de grão no tratamento térmico posterior de austêmpera, que foi realizada em uma temperatura intercrítica elevada.

Para a realização do tratamento térmico de austêmpera foram utilizados dois fornos. Um deles ajustado na temperatura intercrítica de 820°C e o segundo a 400°C (temperatura do campo bainítico), tendo em seu interior uma caixa de aço inoxidável com chumbo líquido. As amostras, com o auxílio de um porta-amostra, eram rapidamente retiradas do primeiro forno e mergulhadas no banho de chumbo do segundo para que ocorresse a transformação bainítica. Após o tempo de transformação bainítica, as amostras foram resfriadas em água. As condições dos tratamentos térmicos

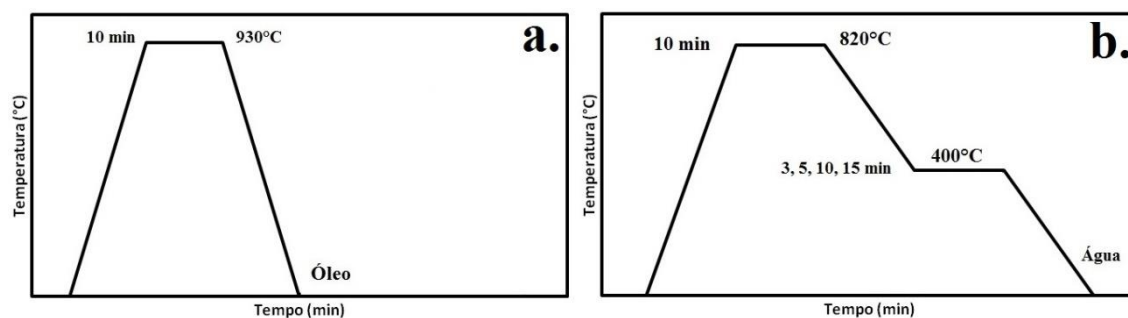
são mostradas na Tabela 9, onde os valores de tempo e temperatura foram escolhidos a partir do trabalho de Gomes et al (2014). A Figura 20 representa esquematicamente os tratamentos térmicos utilizados. Todos os tratamentos térmicos foram realizados no forno elétrico Magnus, como mostra a Figura 21.

Tabela 9 – Condições dos tratamento térmicos considerados no trabalho.

Tratamento térmico	Temperatura de aquecimento	Tempo de encharque	Temperatura de transformação bainítica	Tempo de encharque
Esferoidização	700°C	10 h	-	-
Têmpera	930°C	10 min	-	-
Austêmpera	820°C	10 min	400°C	3 min
Austêmpera	820°C	10 min	400°C	5 min
Austêmpera	820°C	10 min	400°C	10 min
Austêmpera	820°C	10 min	400°C	15 min

Fonte: Próprio Autor.

Figura 20 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados.



Nota: (a) têmpera (b) austêmpera com a utilização de banho de chumbo.

Fonte: Próprio Autor.

Figura 21– Forno elétrico utilizado para realização dos tratamentos térmicos.



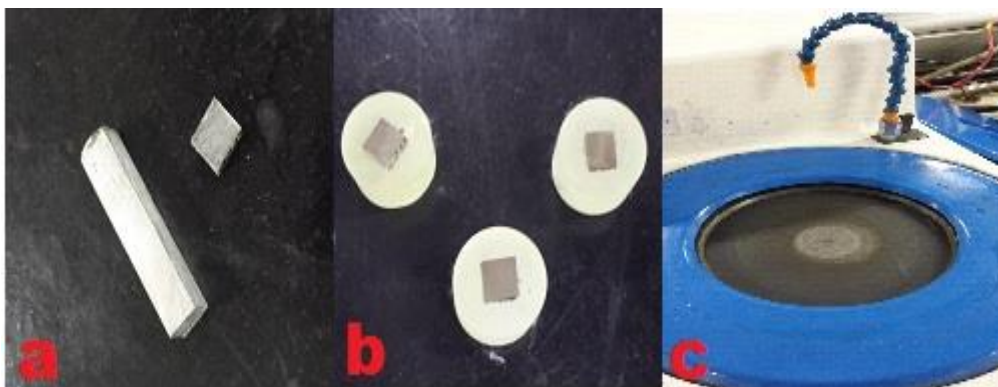
Fonte: Próprio Autor.

Para todos os tempos de transformação bainítica a 400°C foram realizados novos ensaios de dureza. Foi utilizado novamente o duromêtro em escala Rockwell C, com pré-carga de 10Kgf e carga de 140Kgf.

4.5 Caracterização Microestrutural

A microestrutura do material foi analisada através de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Para essa etapa do trabalho, as amostras foram cortadas em pequenas seções quadradas de 5mmx5mm e embutidas a frio em resina. Após embutido, o material passou pelas lixas de 120, 240, 400 e 600 mesh no equipamento Arotec – Aropol-VV (Figura 22) e, em seguida, foram polidas nos panos com pasta de diamante de granulometrias de 9µm, 3µm e 1µm. Após o polimento as amostras foram atacadas com solução de tiosulfato de sódio 7% (200mL), ácido pícrico 5% (200mL) e nital 3% (2mL) para análise em microscopia óptica e para análise no MEV foi utilizada solução de nital 5%. As imagens foram obtidas com aumento de 800x através do microscópio óptico Fortel (Figura 24) e as imagens pelo microscópio eletrônico de varredura *Shimadzu SSX-550 Superscan Scanning Electron Microscope* (Figura 23) foram obtidas com aumento de 2000x.

Figura 22– Metalografia realizada nas amostras.



Nota: (a) Amostra cortada, (b) embutida, (c) lixadeira Arotec – Aropol-VV.

Fonte: Próprio Autor.

Figura 23–Equipamento SSX-550 Microscopic (SHIMADZU).



Fonte: Próprio Autor.

Figura 24 – Microscópio óptico marca Fortel utilizado na análise da microestrutura.



Fonte: Próprio Autor.

Para a amostra austemperada a 400°C por 10 minutos foi feito o espectro de difração de raios-X através do equipamento de modelo Shimadzu® XRD-7000 X-RAY DIFRACTROMETER (Figura 25). A faixa analisada foi de 40 a 100° com velocidade de varredura de 0,02°/s.

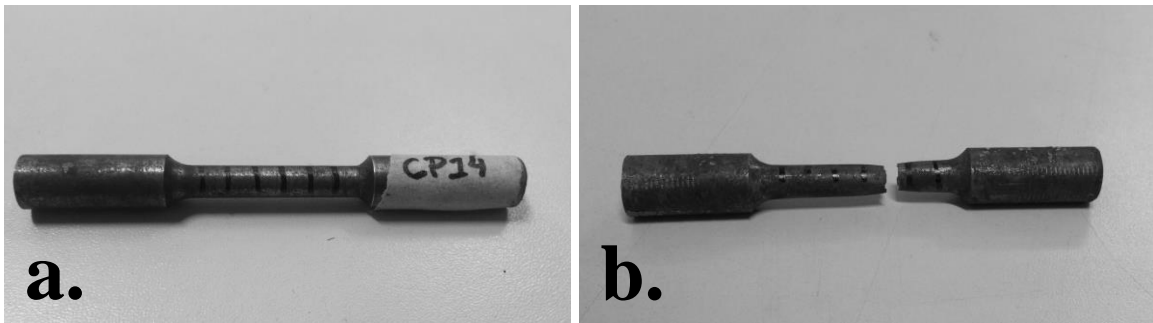
Figura 25 – Difratorômetro de raios-X.

Fonte: Próprio Autor.

4.6 Caracterização Mecânica

Os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração à temperatura ambiente com intuito de analisar as propriedades mecânicas do material, como limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total. Foram feitas marcas nos corpos de prova para avaliar o alongamento total (Figura 26-a). O equipamento utilizado foi uma máquina de marca INSTRON e modelo 5982 (Figura 27), com sistema de controle de aquisição de dados Bluehill2. Durante o ensaio foi utilizado de um extensômetro do tipo agulha e marca INSTRON e modelo 2630-106 (Figura 28) com comprimento útil inicial de 25 mm. O ensaio foi interrompido a uma deformação de 2% para a retirada do extensômetro e evitar assim, que ele fosse danificado por ruptura dos corpos antes que eles atingissem a carga máxima. Após a sua remoção, a máquina continuou a realizar a aquisição de dados automaticamente, com correção, até o rompimento dos corpos de prova (Figura 26-b). Por meio das curvas tensão convencional x deformação convencional construídas com os resultados obtidos pela máquina, percebeu-se o registro da deformação elástica do equipamento após a remoção do extensômetro. Essa deformação foi avaliada em torno de 0,2%. Elaboraram-se, então, novas curvas de tensão x deformação subtraindo a deformação elástica da máquina de ensaios.

Figura 26 – Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.



Nota: (a) antes e (b) depois do rompimento.
Fonte: Próprio Autor.

Figura 27 – Máquina de marca Instron utilizada no ensaio de tração.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 28 – Extensômetro de marca Instron utilizado no ensaio de tração.

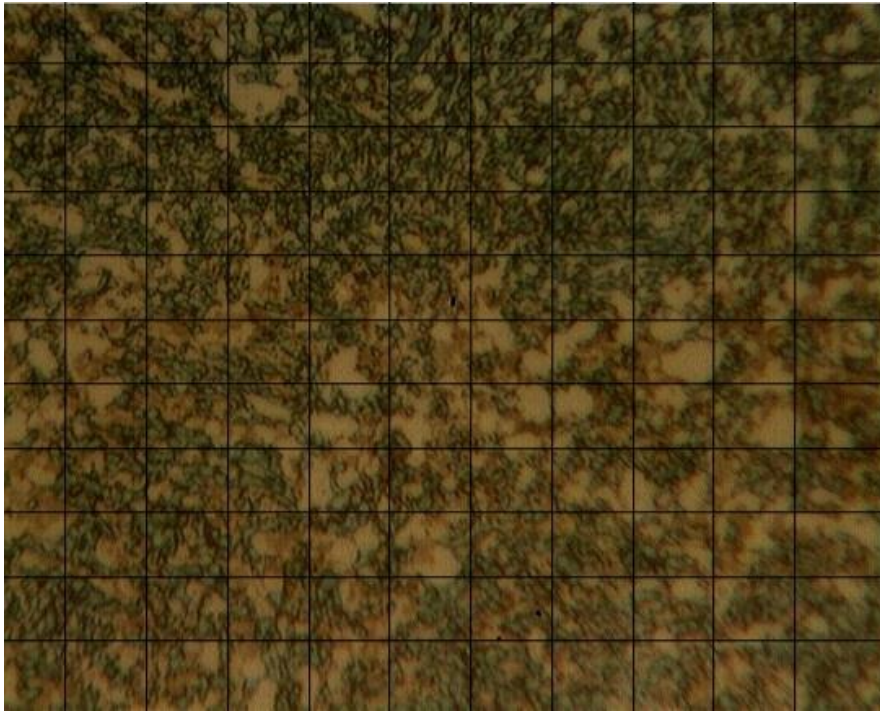


Fonte: Próprio Autor.

A quantificação das fases presentes na microestrutura do aço foi realizada por meio da utilização da norma ASTM E-562 que, em resumo, determina que se trace uma grade na imagem que deseja analisar. Esta grade terá número determinado de retas verticais e horizontais, e a quantificação é feita a partir do número de grãos de fase de interesse que interceptam os pontos de intersecção das retas traçadas. Na quantificação,

quando um dos pontos se interceptam dentro do grão conta-se como uma fase ou constituinte, e quando um dos pontos se interceptam na interface do grão conta-se como meia fase ou constituinte. Sendo assim, se utilizou de uma grade de 100 pontos para a quantificação e esta foi calculada por meio de uma média de 20 medições para cada condição de tempo (3, 5, 10 e 15 min). A Figura 29 ilustra a grade de 100 pontos sobre uma imagem a ser analisada.

Figura 29 – Representação esquemática da quantificação das fases na microestrutura do aço.



Fonte: Próprio Autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Micrografias

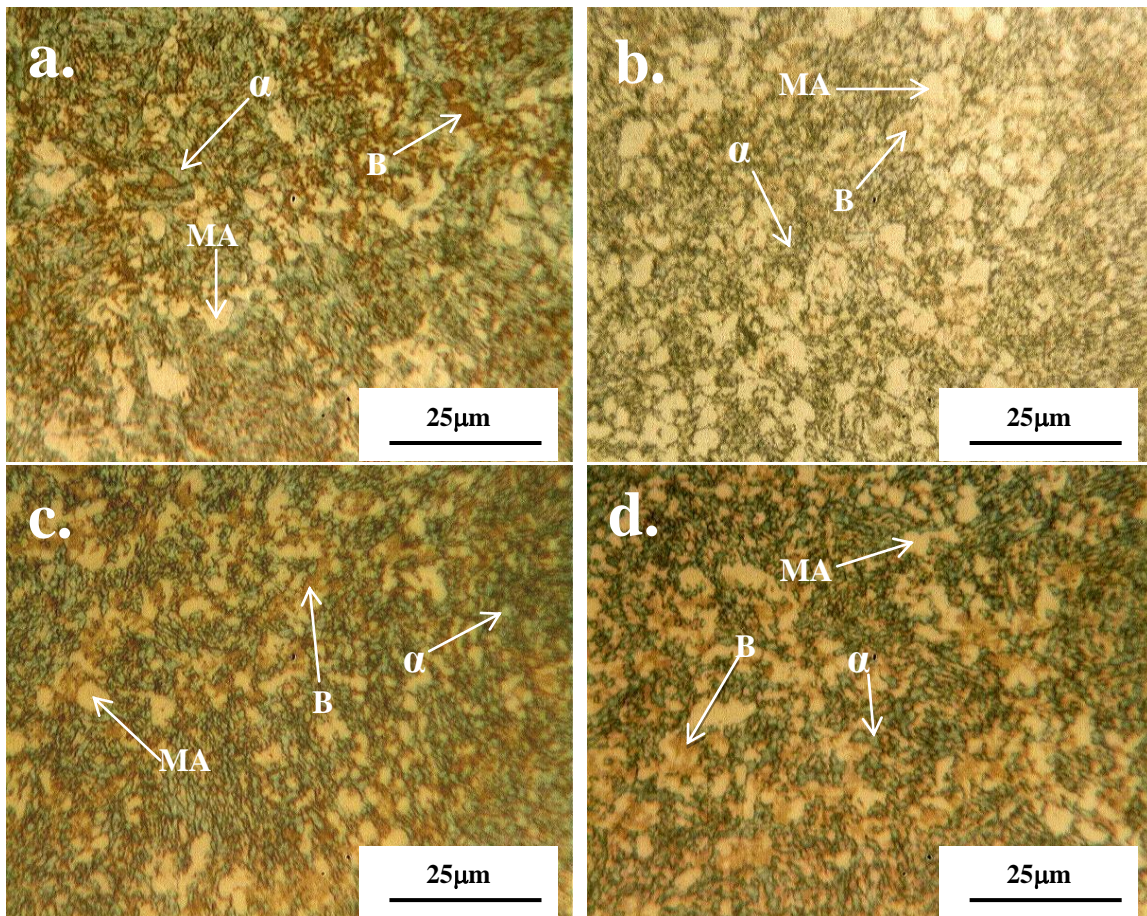
Neste trabalho foram utilizados diferentes reagentes químicos para identificação das fases presentes na microestrutura do aço. Além do Nital, que foi usado para identificação das fases no MEV, também foi usado o metabissulfato de sódio 10%, entretanto, este reagente não permitiu uma boa diferenciação entre as fases presentes na microestrutura. Por isso, o reagente utilizado foi o Bandoh, assim denominado pela publicação original do autor (Bandoh, 1988). O reagente Bandoh é formado por uma mistura de três soluções, como dito anteriormente: tiosulfato de sódio, ácido pícrico e nital.

O ataque Bandoh se mostrou mais eficaz na identificação e diferenciação das fases e/ou constituintes presentes no aço. Foi possível verificar a presença de três diferentes colorações, que de acordo com Bandoh (1988), a ferrita apresenta coloração azul, a martensita/austenita coloração amarelo claro/branco e a bainita coloração marrom. A Figura 30 apresenta as micrografias obtidas por microscopia óptica, em função do tempo de temperatura de transformação bainítica.

Para a faixa de tempos de transformação bainítica estudada (3 a 15 minutos) não se observa variação significativa da quantidade das fases presentes na microestrutura. Pode-se observar através da Figura 30-d ainda a presença de uma grande quantidade do constituinte MA mesmo para o tempo de transformação bainítica de 15 minutos, indicando que a cinética de transformação bainítica é lenta devido, provavelmente, aos elementos de liga presentes na composição química do aço em estudo.

Pode-se observar que a Figura 30-b apresenta coloração diferente das demais. Isso ocorreu porque o ataque químico feito para essa condição foi realizada em dia diferente das demais amostras, o que resultou na obtenção de uma micrografia com coloração diferente.

Figura 30 – Micrografias coloridas obtidas com MO. Aumento de 800x. Ataque: Bandoh.



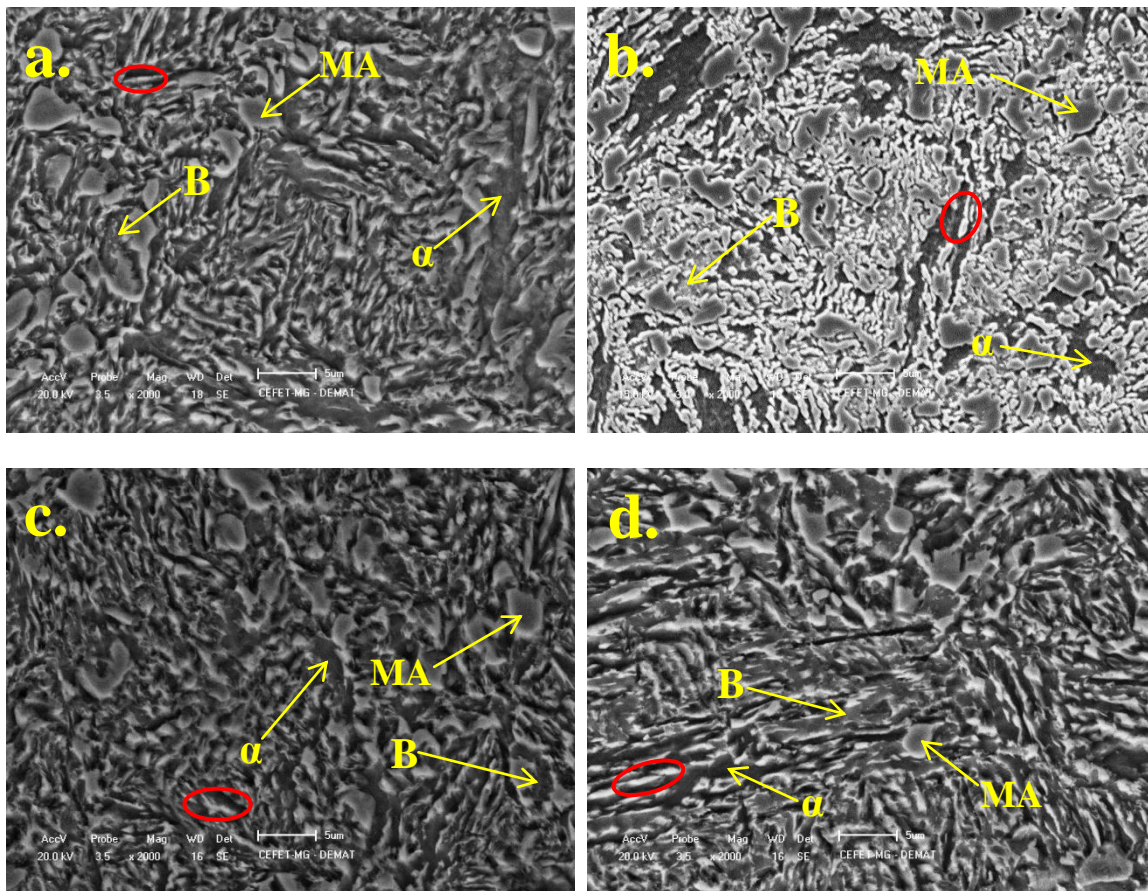
Nota: (a) 3 minutos (b) 5 minutos (c) 10 minutos (d) 15 minutos. α = ferrita; B = bainita; MA = martensita/austenita retida.

Fonte: Próprio Autor.

Essas quatro microestruturas também foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, como mostra a Figura 31.

Alguns pesquisadores, como Zaefferer et al (2004), Jiang et al (2008) e Zhang e Findley (2013), também utilizaram da microscopia eletrônica de varredura para possibilitar a identificação das fases presentes no aço multifásico com efeito TRIP.

Figura 31 – Micrografias do MEV. Aumento de 2000x. Ataque: Nital 5%.



Nota: (a) 3 minutos (b) 5 minutos (c) 10 minutos (d) 15 minutos. α = ferrita; B = bainita; MA = martensita/austenita retida.

Fonte: Próprio Autor.

De acordo com Chiang et al (2011), a diferenciação das fases é feita através da tonalidade obtida com o ataque de nital 2% e de diferenças de morfologia. A ferrita (α) aparece em tons escuros, as partículas de MA (martensita/austenita retida), na forma de ilhas no meio de grãos de ferrita, aparece em tons claros e a bainita (B) aparece como uma fase irregular adjacente as ilhas de MA.

Nota-se que as morfologias apresentadas pelo MO são semelhantes àquelas obtidas no MEV. Como a estrutura inicial era composta por martensita, os grãos de ferrita (α) tem a morfologia de ripas e não grãos equiaxiais. Pode-se observar também através das Figura 31-a a 31-d a decomposição dos grãos de austenita, formada durante o recozimento intercítico, em regiões de bainita e constituinte MA, formados a 400°C.

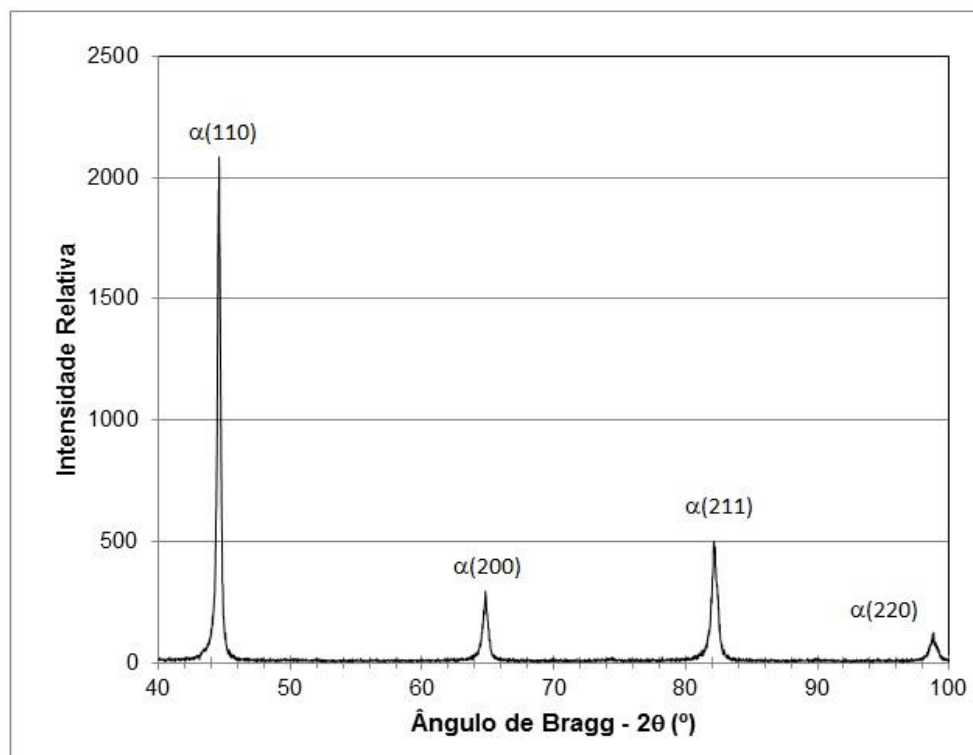
São observados dois tipos de morfologia do constituinte MA: blocos arredondados e partículas finas com largura inferior a 1 μm , circuladas em vermelho na Figura 31. Como a estabilidade da austenita retida depende do tamanho de suas

partículas, acredita-se que esse constituintes em forma de filmes finos sejam de austenita retida, enquanto os de morfologia de blocos sejam de martensita ou de austenita de baixa estabilidade.

5.2 Difração de raios-X

A Figura 32 mostra o espectro de difração de raios-X obtida para a amostra austemperada com o tempo de transformação bainítica de 10 minutos. Notam-se apenas os picos de difração de ferrita, martensita e bainita, não sendo observados de picos da austenita retida. Entretanto, essa amostra apresenta uma quantidade significativa do constituinte MA (Figura 30-c). Acredita-se que parte dessa quantidade de MA (partículas com morfologia de filmes finos) seja de austenita retida. Vieira (1999), estudando a influência do tempo de transformação bainítica microestrutura de um aço C-Mn-Si com estrutura inicial composta por martensita, encontrou frações volumétricas de austenita retida entorno de 18% para a faixa de tempo entre 4 e 10 minutos.

Figura 32 - Espectro de difração de raios-X para a amostra austemperada a 820°C por 10 minutos e a 400°C por 10 minutos, seguido de resfriamento em água.



Fonte: Próprio Autor.

Uma vez que o difratograma não apresentou nenhum pico para os planos cristalográficos (200), (220) e (311) de austenita, decidiu-se por não fazer análise das demais amostras até que se descubra a razão desse fato, que pode estar relacionado aos parâmetros de tratamento térmico, ou à preparação da amostra, ou ao equipamento de difração de raios-X.

5.3 Análise Quantitativa

A quantificação das fases e constituintes das amostras foi realizada com o intuito de se estabelecer uma relação entre as microestruturas e as propriedades mecânicas do material. A Tabela 10 representa as frações volumétricas de ferrita, bainita e M.A (martensita + austenita retida), obtidas após ataque com o reagente Bandoh, através da malha de 100 pontos. Foram medidas as frações volumétricas do constituinte MA e bainita, deste modo a quantidade de ferrita foi encontrada por subtração.

Tabela 10 – Quantificação de fases e constituintes presentes no aço, para os diferentes tempos de transformação bainítica.

Tempo (min)	Ferrita	Bainita	Martensita + Austenita Retida
3	46 ± 4	26 ± 4	28 ± 4
5	38 ± 4	32 ± 3	30 ± 2
10	39 ± 3	33 ± 2	28 ± 2
15	32 ± 3	36 ± 2	32 ± 3

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados obtidos, é possível observar que a quantidade de ferrita formada para o tempo de transformação bainítica de 3 minutos é superior aos demais. Através da análise do diagrama Fe-C (Colpaert, 2008), para o aço em estudo, a quantidade de ferrita esperada no recozimento intercrítico a 820°C é aproximadamente 40%. Como esse valor é superior ao esperado, provavelmente ocorreu a formação de ferrita no intervalo de tempo entre a retirada das amostras do forno ajustado a 820°C até mergulhá-las no banho de chumbo a 400°C, ou devido flutuações da temperatura do forno a 820°C.

Ao analisar a quantidade de bainita percebe-se o aumento de sua quantidade de 26% para 36% quando aumenta o tempo de transformação de 3 para 15 minutos. Esse

aumento da quantidade de bainita com o aumento do tempo de transformação em aços multifásicos foi também obtido por Santos (2005) e Nogueira (2013).

A quantidade de martensita/austenita retida é praticamente constante, o que está de acordo com os resultados obtidos por Santos (2005). Entretanto, Vieira (1999) observou uma ligeira redução da quantidade de MA para a faixa de tempos entre 4 e 10 minutos de transformação bainítica.

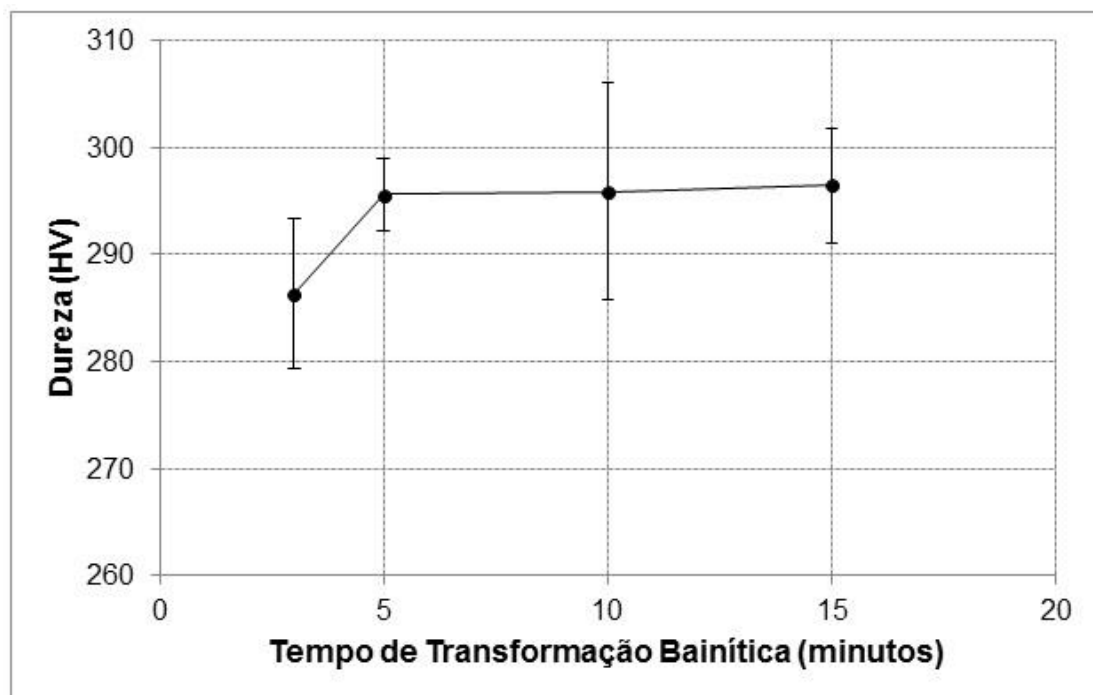
Sendo assim, como foram observadas nas microestruturas, as quantidades de constituintes são muito semelhantes.

5.4 Dureza

Após análise das micrografias, foi realizado ensaio de dureza para se verificar a interferência da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço. A Figura 33 mostra os valores de dureza, em função do tempo de transformação bainítica.

A amostra de 3 minutos apresentou uma dureza inferior a dos demais tempos de transformação. Esse menor valor está associado a maior quantidade de ferrita presente na microestrutura dessa amostra. De acordo com Colpaert (2008), a presença de ferrita confere ao material uma menor dureza.

Figura 33 - Variação da dureza com o tempo de transformação bainítica a 400°C.



Fonte: Próprio Autor.

Para os tempos de transformação de 5, 10 e 15 minutos, os valores de dureza são muito próximos, uma vez que as variações das quantidades de constituintes são também muito pequenas.

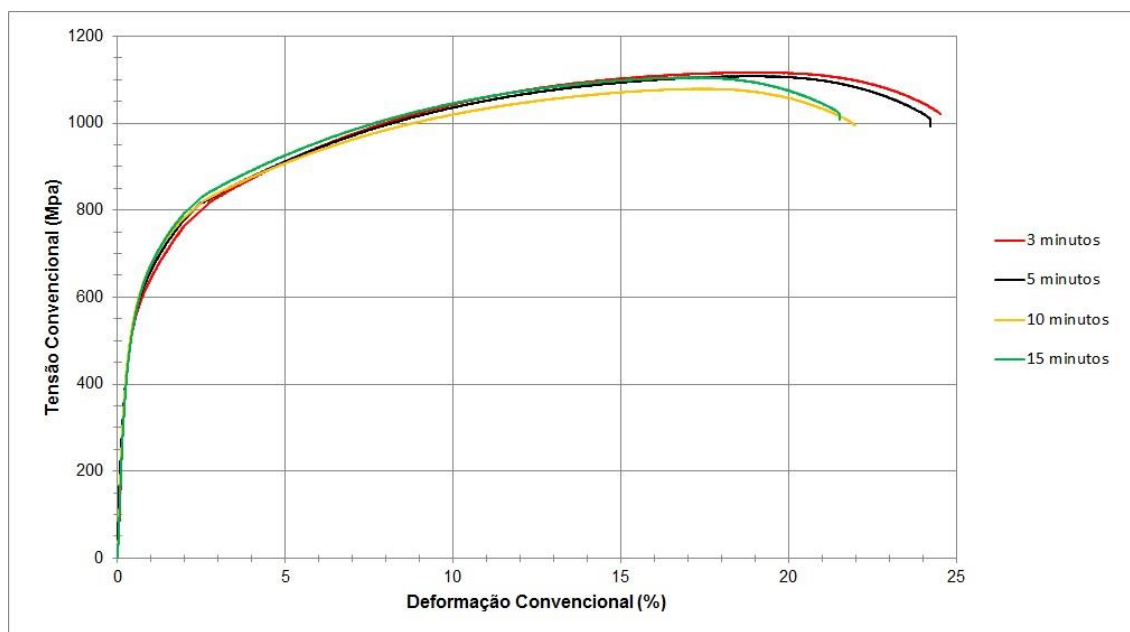
5.5 Propriedades Mecânicas

Por meio dos ensaios de tração foram obtidas propriedades mecânicas como alongamento uniforme, alongamento total, limite de escoamento e limite de resistência. Foram realizados três ensaios para cada tempo de transformação bainítica e a média dos resultados encontrados está mostrada na Tabela 11.

Os alongamentos uniforme e total foram medidos através das curvas tensão convencional x deformação convencional. O alongamento total foi também medido através de marcas feitas nos corpos de prova, não sendo observada diferença significativa entre os valores encontrados.

A Figura 34 apresenta as curvas tensão convencional x deformação convencional para os tempos de transformação bainítica estudados. Foram escolhidos os corpos de prova que apresentaram as propriedades mecânicas mais próximas dos valores médios encontrados.

Figura 34 – Gráfico comparativo entre todos os diferentes tempos de transformação bainítica.



Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que as amostras produzidas nos quatro tempos de transformação bainítica estudados apresentam limite de escoamento contínuo e quase todo o alongamento é uniforme.

Tabela 11 – Propriedades mecânicas do aço multifásico.

Tempo (min)	Alongamento Uniforme (%)	Alongamento Total – gráfico – (%)	Alongamento Total – CP – (%)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
3	17± 1	23 ± 1	23 ± 2	562 ± 23	1078 ± 74
5	20 ± 2	26 ± 2	22 ± 3	575 ± 31	1072 ± 52
10	18 ± 1	23 ± 1	23 ± 2	572± 11	1070 ± 13
15	17± 1	22 ± 2	22 ± 2	555 ± 21	1108 ± 3

Fonte: Próprio Autor.

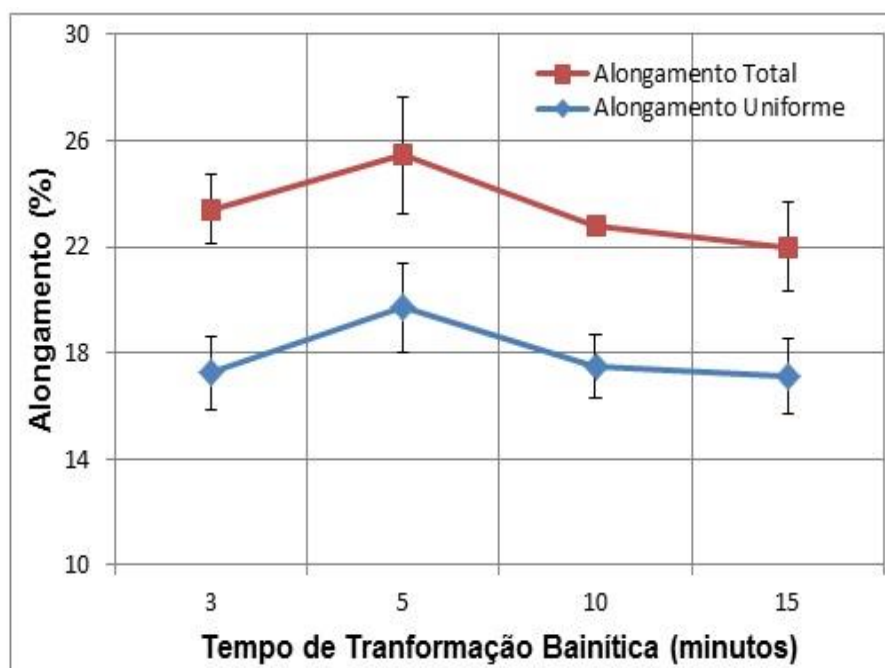
5.5.1 Alongamento Uniforme e Alongamento Total

A partir dessa tabela foi elaborada a Figura 35, que representa a ductilidade (alongamentos uniforme e total) do material estado.

Os valores de alongamento uniforme são muito próximos, entretanto, observa-se um ligeiro aumento de 17% para 20% quando o tempo é aumentado de 3 para 5 minutos. Para os demais tempos, os valores de alongamento apresentam uma redução até atingir o valor de 17% para o tempo de 15 minutos. O alongamento total apresenta comportamento semelhante ao do alongamento uniforme, sendo o maior valor (26%) obtido para o tempo de transformação bainítica de 5 minutos.

Matsumura et al (1987) estudaram o efeito tempo de transformação bainítica a 400°C nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn-Si com efeito TRIP. Seus resultados mostram um máximo do alongamento total para o tempo de transformação de 5 minutos. Segundo os autores, esse tempo de transformação apresenta maior ductilidade por produzir uma microestrutura sem a presença de martensita.

Figura 35 – Influência do tempo de transformação bainítica no alongamento uniforme e total.

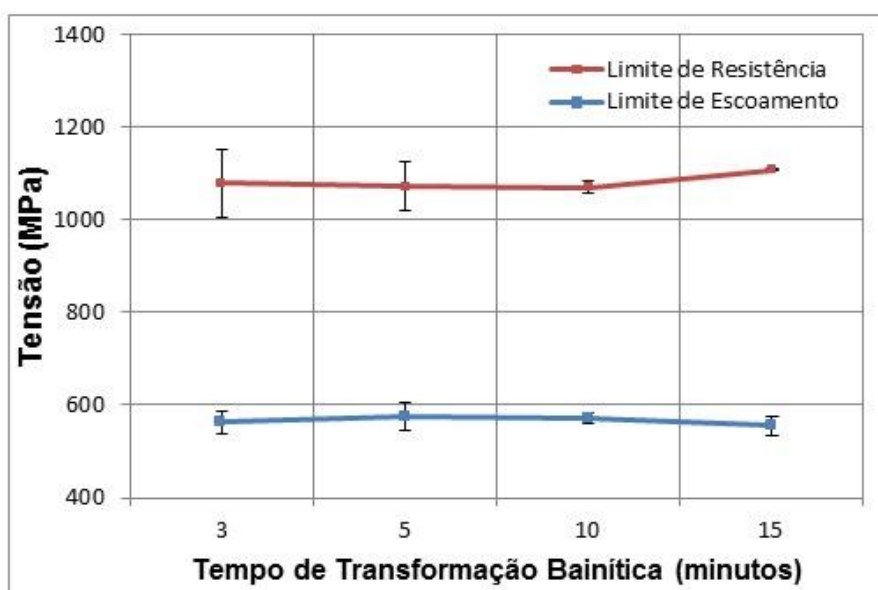


Fonte: Próprio Autor.

5.5.2 Limite de escoamento a 0,2% e Limite de Resistência a Tração

A Figura 36 representa as propriedades mecânicas (limite de escoamento a 0,2% e limite de resistência à tração).

Figura 36 - Influência do tempo de transformação bainítica no limite de resistência e escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

O limite de escoamento apresentou um pequeno aumento entre os tempos de transformação de 3 a 5 minutos e, após estes tempos os valores do limite de escoamento apresentaram uma pequena redução.

Segundo Tseng et al (1987), o limite de escoamento depende da quantidade de bainita e da quantidade e estabilidade da austenita retida. Os autores observaram, através da técnica de emissão acústica, que em tensões próximas ao ponto de escoamento ocorre transformação da austenita retida em martensita, gerando discordâncias livres na matriz ferrítica. Estas deslocações livres são responsáveis pelos baixos valores do limite de escoamento dos aços bifásicos. Então, quanto maior for o número de deslocações livres, menor será o limite de escoamento do aço. É o que se espera para curtos tempos de transformação bainítica pois geram microestruturas com a presença de martensita e partículas de austenita retida de baixa estabilidade mecânica, que, quando deformadas, geram uma grande quantidade de deslocações livres.

É possível verificar que os valores do limite de resistência à tração são praticamente constantes para a faixa de tempo de transformação bainítica de 3 a 10 minutos. Para o tempo de transformação de 15 minutos nota-se que o limite de resistência é um pouco maior que os demais, o que é justificado através da sua microestrutura, que apresenta em sua maioria, o constituinte bainita.

Jeong et al (1993) afirmam que o limite de resistência à tração de aços multiconstituídos é uma função da temperatura intercrítica, dependendo, dessa forma, da quantidade de ferrita e da soma dos produtos da transformação austenítica. Para o caso de aços com efeito TRIP, o limite de resistência à tração parece ser proporcional às quantidades de M.A. e de bainita e à estabilidade da austenita retida.

6 CONCLUSÃO

A partir da caracterização microestrutural e mecânica de um aço microligado, tratado termicamente através de recozimento intercrítico à 820°C por 10 minutos, seguido de diferentes tempos de transformação bainítica a 400°C, pode-se concluir que:

- ✓ As microestruturas obtidas são compostas por ferrita, bainita e uma quantidade considerável do constituinte MA (martensita/austenita retida).
- ✓ Os reagentes Nital e metabissulfito de sódio não foram eficientes para diferenciar nitidamente as fases presente no aço. O reagente químico Bandoh mostrou-se mais eficaz, ou seja, ferrita apresenta-se na cor azul, a bainita em marrom e o constituinte MA (martensita e/ou austenita retida) na cor amarelo claro. Entretanto, deve-se fazer mais testes visando a otimização do ataque. Acredita-se que a presença de elementos químicos como o cromo e níquel na composição do aço tenha alterado a eficácia do ataque, uma vez que esses elementos químicos não estão presentes na composição do aço estudado por Bandoh (1988).
- ✓ A Microscopia eletrônica de varredura também permitiu a diferenciação das fases presentes nas microestruturas, sendo que as regiões escuras das imagens correspondem à ferrita, o constituinte MA apresenta-se em tons claros (brancos) e a bainita em tons de cinza.
- ✓ Os espectros de difração de raios-X não indicaram a presença de austenita retida na microestrutura do aço. Entretanto, a quantidade do constituinte MA encontrada é relativamente grande, entre 28% e 32%. Acredita-se que parte dessa fração volumétrica seja de austenita retida. Uma provável causa desse resultado esteja a preparação das amostras, que foram cortadas por método manual, lixadas e polidas. Talvez devesse decapar a superfície da amostras para remover a camada deformada.
- ✓ As microestruturas obtidas na faixa de tempos de transformação bainítica estudada (3 a 15 minutos) apresentam pequenas variações das quantidades de fases, indicando que a cinética de transformação é muito lenta. Por isso, as propriedades mecânicas encontradas para todas as condições estudadas foram muito semelhantes.

- ✓ Para a transformação bainítica a 400°C, os tempos de transformação maiores que 5 minutos proporcionaram às amostras dureza elevada, limite de resistência a tração acima de 1000 MPa e alongamento total acima de 20%. Acredita-se que essa combinação de resistência mecânica elevada associada à alta ductilidade foi obtida através do efeito TRIP.
- ✓ Deste modo essas estruturas multifásicas de elevada tenacidade e dureza são promissoras para produzir componentes resistentes ao desgaste.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E562, **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. 2008. 7f. Norma ASTM. 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - **ASTM 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. 2012. 25f. Norma ASTM. 2012

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

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in steels**.2.ed. London: Institute of Materials, 2001. 454p.

BHATTACHARYYA, T.; SINGH, S. B.; DAS, S.; HALDAR, A.; BHATTACHARJEE, D. 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 group of cold formablesteels.In: **Aços: perspectivas para os próximos 10 anos**, 2002. Rio de Janeiro:RedeAços, nov. 2002.

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

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

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

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

COSTA, F. H.; FUKUGAUCHI, C. S.; PEREIRA, M. S. **Análise metalográfica de um aço TRIP 800, utilizando processamento digital de imagens**. In: CONFERÊNCIA

BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 6. , 2012, Atibaia, **Anais...** Atibaia, 2012. p.01-12.

ELISEI, C. C. A. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de baixo carbono.** 2008. 188f. Tese (Doutorado) – Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

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, 2003.

FERRER, M. H., HUPALO, M. F. Aspectos metalúrgicos associados ao processamento termomecânico dos aços TRIP de alta resistência e baixa liga. IN: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62. Vitória , 2007. **Anais...** Vitória, 2007.

GIRAULT, E; JACQUES, P; HARLET, Ph.; MOLS, K.; HUMBEECK, J. V.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Material Characterization**, New York, v.40, p. 111-118, 1998.

GOMES. M. H. A. **Estudo da influência da temperatura intercrítica na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço 0,2%C-1,5%Mn-1,35%Si assistido pelo efeito TRIP.** 2013. Trabalho Conclusão de Curso (Graduação) – Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte.

GOMES, M. H. A., et al. 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.

INFOMET. **Informações britadas, fundidas e laminadas.** Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=167>>. Acesso em: 19 jun. 2015.

JEONG, W.C.; MATLOCK, D.K. and KRAUSS, G. Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0.14C-1.2Si-1.5Mn steel with ferrite-bainite-austenite structure. **Metals Science and Engineering**, Vol. 165, 1993, p. 1-8.

JIANG, H.; WU H.; TANG D. and LIU Q. Influence of Isothermal Bainitic Processing on the Mechanical Properties and Microstructure Characterization of TRIP Steel, Journal University of Science and Technology Beijing, **Materials**, 2008, 15(5), p 574–579.

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

LI, Z.; WU, D. Effect of austempering on transformation induced plasticity of hot rolled multiphase steels, **Acta Metalurgica Sinica**, v.20, p.1-8, Feb. 2007.

MASEK, B.; STANKOVÁ, H.; NOVÝ, Z.; MEYER, L.W.; KRACÍK, A. The influence of thermomechanical treatment of TRIP steel on its final microstructure. **Journal of Materials Engineering and Performance**, República Tcheca, v.18, n.4, p.385-389, Jun. 2009.

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0,4C-1,5Si-0,8Mn steel. **Transactions ISIJ**, vol. 27, p570-579, 1987.

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

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

NOGUEIRA, R. C. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplex ataque do aço multifásico AISI 4350.** 2013. 134f. Tese (Doutorado) – Engenharia Mecânica na área de Materiais, Universidade Estadual Paulista, São Paulo, 2013.

PEREIRA, M. S. **Caracterização microestrutural e mecânica de um aço multifásico em consonância com o projeto ULSAB – AVC.** 138f.(Livre Docência) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, São Paulo, 2004.

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

SANTOS, F. L. F. et al. Avaliação mecânica e estrutural 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

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

SILVA, R. R. **ACELORMittal aços planos.** 2009. Relatório de Estágio Curricular III. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

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

STROHAECKER, T. M. **Testes de estampagem profunda de uma peça de seção “U” para estudar fratura por cisalhamento.** 2004. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, p. 59, 2004.

SUGIMOTO, K., MISU, M., KOBAYASHI, M., AND SHITASAWA, H., Effects of Second Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in TRIP-aided Dual - phase Steel Sheet, **ISI International**, v. 33, N° 7, p.775-782, 1993.

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

TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E.V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 2004, v. 35, p.2331-2341.

TSENG, D., LONG, Q.Y. and TANGRI, K. An acoustic emission study of martensitic transformation of retained austenite in intercritically annealed HSLA steels. **Acta Metallurgica**, vol. 35, n° 7, p. 1887-1894, 1987.

XIE, Z.J.; REN, Y.Q.; ZHOU, W.H.; YANG, J.R.; SHANG, C.J.; MISRA, R.D.K. Stability of retained austenite in multi-phase microstructure during austempering and its effect on the ductility of a low carbon steel. **Materials Science and Engineering A**, v.603, p. 69-75, Feb. 2014.

YI, H. **δ -TRIP Steel.** 2010. Tese (Doutorado) - Philosophy at the Graduate Institute of Ferrous Technology, Pohang University of Science and Technology, Korea.

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W. A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and properties of a low alloyed TRIP steel. **Acta Materialia**, v. 52, p. 2765-2778, 2004

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, n.6, Apr. 2013, p.1895–1903.

ZHAO, L.; DIJK, N. H. V.; BRÜCK, E.; SIETSMA, J.; ZWAAG, S. V. D. 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.