

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

MARLOS HENRIQUE ALVES GOMES

**ESTUDO DA INLUÊNCIA DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO 0,2%C-
1,5%Mn-1,35%Si ASSISTIDO PELO EFEITO TRIP**

BELO HORIZONTE

2013

MARLOS HENRIQUE ALVES GOMES

**ESTUDO DA INLUÊNCIA DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO 0,2%C-
1,5%Mn-1,35%Si 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 para obtenção do
título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro Silva

Coorientador: Almir Gonçalves Vieira

BELO HORIZONTE

2013

MARLOS HENRIQUE ALVES GOMES

**ESTUDO DA INLUÊNCIA DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO 0,2%C-
1,5%Mn-1,35%Si 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 para obtenção do
título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em ___ / ___ / ___

BANCA EXAMINADORA

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

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

Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Côrrea
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Dedico este trabalho à minha família.

AGRADECIMENTOS

À minha família pelo apoio e compreensão nestes anos de estudo;

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

Ao Túlio de Melo pelo fornecimento do aço TRIP;

À Elaine Carballo pela orientação na utilização do laboratório de metalografia do microdurômetro e dos fornos de tratamento térmico;

Ao Joel Romano pela contribuição na confecção da porta-amostras e da usinagem dos corpos-de-prova de tração;

Ao Prof. Dr. Conrado Rodrigues e ao Me. Mateus pela execução dos ensaios de tração;

Ao Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET/MG pelo fornecimento dos laboratórios para a execução deste trabalho.

RESUMO

Materiais que possuem elevados valores de resistência mecânica e de resistência ao desgaste são objetos de vários estudos e aplicações industriais. Os aços TRIP podem ser considerados um desses materiais por apresentarem excelentes níveis de tenacidade e conformabilidade. O efeito TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*) é originado da transformação martensítica de austenita retida causadas por deformação plástica. Esta transformação confere ao material maior resistência à estrição e alongamento uniforme. O presente trabalho teve por objetivo produzir amostras com efeito TRIP de um aço 0,2%C-1,5%Mn-1,35%Si através de tratamentos térmicos (austêmperas), sendo a temperatura intercrítica a variável analisada. O tratamento térmico composto por têmpera seguida de revenimento foi empregada para comparar os resultados de propriedades mecânicas com os das austêmperas. Testes de microdureza Vickers e tração foram realizados para avaliar a interferência da temperatura intercrítica na dureza e nas propriedades mecânicas do aço. Empregou-se Difração de Raios-X, Microscopia Eletrônica de Varredura e microscopia óptica (ataque convencional e colorido) para avaliar a microestrutura do material. O aumento da temperatura intercrítica elevou a fração de bainita e diminuiu a de ferrita e MA (martensita/austenita retida) na microestrutura das amostras. As amostras com efeito TRIP austemperada a 850°C apresentou bons valores de resistência mecânica e ductilidade (alongamento total). As amostras temperadas e revenidas exibiram alta resistência mecânica, porém baixíssimos valores de alongamento, corroborando assim, que a austêmpera é uma boa técnica para proporcionar aumento de ductilidade sem perdas significativas da resistência mecânica em aços C-Mn-Si.

Palavras-chave: tratamento térmico; austêmpera; aço TRIP; efeito TRIP; ataque químico colorido.

ABSTRACT

Materials with multiple properties are aimed by several researches and industrial applications. One class of those materials is TRIP steels, which exhibit good tensile strength, wear resistance, and high ductility. TRIP (Transformation-Induced Plasticity) effect is generated by retained austenite transformations into martensite during plastic deformation. Heat treatments (austempering) were applied on a steel (0,2%C-1,5%Mn-1,35%Si) to provide the TRIP effect. Quenching followed by tempering was employed to be correlated to austempering. Vickers micro indentation hardness tests and tensile strength tests were executed to investigate the heat treatments interference on steel mechanical properties. XRD, SEM and optical microscopy (conventional and colored chemical etching) were implemented to analyze the material microstructure. Increase of bainite fraction and decrease of martensite/retained austenite occurred by the temperature rising. The austempered TRIP steel exhibited good results of tensile strength and elongation. The quenched and tempered material showed high tensile strength; however low elongation, which confirms austempering as the most recommended technique to develop steels that own properties of TRIP steels.

Keywords: heat treatment; austempering; TRIP steel; TRIP effect, colored chemical etching.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Mapa de alongamento total e limite de escoamento	18
Figura 2 - Fotomicrografias do aço 300M austenitizado a 900°C e transformado isotermicamente a 400°C	22
Figura 3 – Microestrutura do aço TRIP 800. Ferrita α , bainita α_B e austenita retida γ_r . MEV. Nital 1%	22
Figura 4 - Micrografia ótica de aço TRIP após ataque químico por LePera	23
Figura 5 - Efeito de temperaturas de recozimento e austêmpera	24
Figura 6 - Análise entre a deformação e a fração volumétrica de um aço TRIP.....	27
Figura 7 - Espectros de Mössbauer para as amostras de aço estudadas.....	27
Figura 8 - Comparação gráfica dos valores encontrados de fração volumétrica de austenita retida (f_γ).....	28
Figura 9 - Curva de dilatação de um aço TRIP e da austenita; e a variação da fração volumétrica da austenita com a temperatura	29
Figura 10 - Esquema simplificado de ciclos de tratamento termomecânico aplicados para aços <i>dual phase</i> (DP) e TRIP.....	30
Figura 11 - Efeito do teor de carbono e do tratamento térmico sobre a resistência à tração de fios de aço	31
Figura 12 - Micrografias de MEV de um aço TRIP	32
Figura 13 - Desenho esquemático do porta-amostras, vista lateral e frontal.....	34
Figura 14 - Fotografia do porta-amostras	34
Figura 15 – Fornos elétricos utilizados nos tratamentos térmicos.....	35
Figura 16 – Esquemas dos tratamentos térmicos realizados.....	35
Figura 17 - Microscópio para MEV - <i>Shimadzu SSX-550 Superscan Scanning Electron Microscope</i>	36
Figura 18 - Microdurômetro <i>Shimadzu</i> [®] <i>HMV-2</i>	37
Figura 19 - Difratorômetro de raios-X: <i>Shimadzu</i> [®] <i>XRD-7000 X-RAY DIFRACTROMETER</i>	37
Figura 20 - Corpo-de-prova de tração.....	38
Figura 21 - Máquina para ensaios de tração <i>EMIC</i> [®] <i>DL30000N</i>	38
Figura 22 - Micrografias de aço TRIP 700 temperado à 800, 850, 885 e 900°C	39
Figura 23 - Difractogramas de raios-X em amostras de aço TRIP 700 – material como recebido e austemperado	40

Figura 24 - Micrografias de MEV para o aço TRIP 700	41
Figura 25 – Micrografias de MO convencionais do aço TRIP 700	42
Figura 26 - Micrografias de MO coloridas do aço TRIP 700	43
Figura 27 – Gráficos comparativos dos valores de microdureza vickers do aço TRIP 700	45
Figura 28 – Curvas tensão x deformação de um aço TRIP	47
Figura 29 – Interferência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas do aço TRIP 700 austemperado.....	48
Figura 30 – Interferência da temperatura intercríticas nas propriedades mecânicas do aço TRIP 700 em cinco condições distintas	49

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP utilizado por Mazzaferro (% de massa).....	19
Tabela 2 - Composição química do aço TRIP utilizado por Santos (% de massa)	19
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço TRIP 590	25
Tabela 4 - Comparação entre as características de diferentes técnicas para análises da fração volumétrica de austenita retida	25
Tabela 5 - Quantificação de austenita retida por DRX.....	26
Tabela 6 - Áreas relativas (%) para as fases obtidas dos espectros da transmissão	27
Tabela 7 - Composição química do aço TRIP 700	33
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do aço TRIP 700	33
Tabela 9 - Valores obtidos pelos ensaios de tração sob o aço TRIP 700.....	46

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT = Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI = American Iron and Steel Institute

Al = alumínio

AND = amostra da região não deformada.

B = boro

C = carbono

Cr = cromo

Cu = cobre

DRX = Difração de Raios-X

MA = Martensita + Austenita

MCR = Material Como Recebido

MET = Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV = Microscopia Eletrônica de Varredura

Mn = manganês

Mo = molibdênio

MO = Microscopia Ótica

N = nitrogênio

Ni = níquel

O = oxigênio

P = fósforo

S = enxofre

Si = silício

Sn = estanho

Ti = titânio

TR = Temperado e Revenido

TRIP = *Transformation-Induced Plasticity* (Plasticidade induzida por transformação)

V = vanádio

LISTA DE SÍMBOLOS

α = ferrita

γ_r = austenita retida

B = bainita

C_γ = concentração de carbono em austenita retida

f_γ = fração volumétrica de austenita retida

HNO_3 = ácido nítrico

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 JUSTIFICATIVA	15
3 OBJETIVOS	16
4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
4.1 Efeito TRIP	17
4.2 Características de aços TRIP	17
<i>4.2.1 Comportamento mecânico</i>	17
<i>4.2.2 Composição química</i>	19
<i>4.2.3 Aspectos microestruturais</i>	20
4.3 Caracterização de microestrutura e propriedades mecânicas	21
<i>4.3.1 Micrografia</i>	21
<i>4.3.2 Ataque químico de superfícies</i>	22
<i>4.3.3 Análise do comportamento mecânico</i>	24
<i>4.3.4 Quantificação de austenita retida</i>	25
4.4 Processamento dos aços TRIP e tratamento térmico	29
4.5. Aplicações dos aços TRIP	32
5 MATERIAIS E MÉTODOS	33
5.1 Material	33
5.2 Métodos	33
6 RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
7 CONCLUSÕES	50
8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	51
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	52

1 INTRODUÇÃO

Estudos recentes sobre diferentes tipos de aços visam determinar e caracterizar materiais que conciliam propriedades como resistência mecânica, resistência ao desgaste e tenacidade, para que sejam possíveis suas aplicações industrialmente.

Os aços são materiais altamente empregados na indústria automobilística, de construção, mineradora etc. Diante destas vastas áreas de aplicação, métodos de aprimorarem as suas propriedades vêm sendo estudados. Um dos meios de se modificar propriedades de aços é o tratamento térmico, onde ocorrem transformações nas microestruturas dos aços causadas por diferentes condições de aquecimento e resfriamento aplicados sobre o metal.

Aços TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*) são materiais que possuem boas características mecânicas, que podem ser aperfeiçoadas quando estes aços são submetidos à deformação; eles são conhecidos, também, como sendo resistentes ao desgaste. Tais propriedades presentes nos aços TRIP se devem à microestrutura multifásica destes materiais, constituída por ferrita, bainita e autenita retida em temperatura ambiente, estas últimas fundamentais para conferir as propriedades aos aços TRIP.

Como a microestrutura é bastante significativa nas propriedades dos aços TRIP, são pesquisadas diversas formas de alterá-la e a interferência destas mudanças na característica final dos aços. Referente aos tratamentos térmicos variam-se as temperaturas intercríticas e de austêmpera, o tempo de encharque em cada uma delas, e o meio de resfriamento, buscando-se as propriedades mais adequadas aos aços TRIP para diversas aplicações.

2 JUSTIFICATIVA

Aços TRIP vêm sendo empregados industrialmente, nas áreas automobilísticas, de mineração, construção e metalúrgicas, com o propósito de utilizar suas ótimas propriedades como alta resistência mecânica, boa ductilidade e resistência ao desgaste.

Este trabalho foi realizado para avaliar os aços TRIP como alternativa de materiais para se empregar nas indústrias citadas anteriormente. E comparar austêmpera e têmpera seguida de revenimento empregados como tratamentos térmicos em aços TRIP.

3 OBJETIVOS

- Realizar tratamentos térmicos (austêmperas) para obter amostras com efeito TRIP no aço 0,2%C-1,5%Mn-1,35%Si;
- Analisar a interferência da temperatura intercrítica na microestrutura do aço TRIP;
- Determinar propriedades mecânicas do aço TRIP por meio de ensaios de microdureza e tração;
- Relacionar a microestrutura das amostras produzidas com as suas propriedades mecânicas;
- Comparar as propriedades mecânicas das amostras austemperadas com as obtidas por têmpera seguida de revenimento.

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 Efeito TRIP

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 a plasticidade no material (NASCIMENTO, 2007, p. 15). Este efeito causa 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, p. 19).

Propriedades mecânicas são aprimoradas pelo efeito TRIP a partir de dois mecanismos: (1) criar resistência por meio de formação de partículas 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, p. 2394).

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 partículas de martensita que geram sítios de nucleação para vacâncias (CHIANG *et al*, 2010, p. 4516).

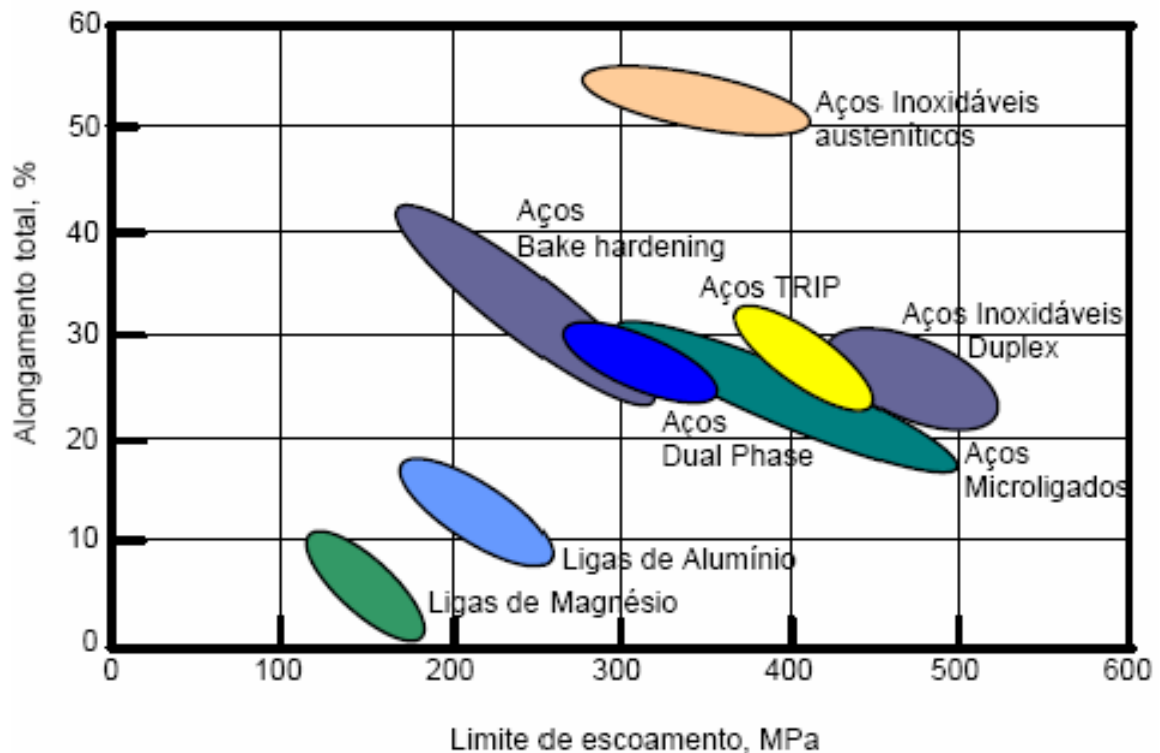
4.2 Características de aços TRIP

4.2.1 Comportamento mecânico

Os aços TRIP apresentam excelente combinação entre alta resistência mecânica, boa resistência ao choque e alta conformabilidade (CHIANG *et al*, 2010, p. 4516). A partir dos ensaios realizados por Bhattacharyya *et al* (2010, p. 2399), 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, p. 1), indicam alguns valores apresentados por aços TRIP: limite de escoamento de 400-500 MPa, alongamento de 20-30%, limite de resistência de 800-1100MPa, e coeficiente de encruamento de 0,25-0,30. Bhattacharyya *et al* (2010, p. 2399), 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 1 representa um mapa de alongamento e limite de escoamento de diversos materiais metálicos onde pode-se comparar ductilidade e 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* e aços inoxidáveis duplex; e valores de limite de escoamento maiores que aços inoxidáveis austeníticos, aços microligados.

Figura 1 – Mapa de alongamento total X limite de escoamento



Relação entre a ductilidade e a resistência mecânica de várias categorias de materiais de alta resistência

Fonte: Annibal et al, 2005, p. 4.

4.2.2 Composição química

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. De acordo com Chiaverini (1990, p. 62), “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”. 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 e o silício (FERRER, 2003, p. 7). As tabelas 1 e 2 exemplificam composições químicas de dois diferentes aços TRIP, percebe-se que as frações de manganês e silício são as de maiores valores.

Tabela 1 – Composição química do aço TRIP utilizado por Mazzaferro (% 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, p. 279.

Tabela 2 – Composição química do aço TRIP utilizado por Santos (% 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*, 2006, p. 2.

Com baixo teor de carbono a austenita retida 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, p. 279). Grãos de austenita que apresentam valores 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, atrasa a transformação da austenita. 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*, 2010, p. 4516).

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). 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).

4.2.3 Aspectos microestruturais

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, p. 2394).

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, p. 21). De acordo com Colpaert (2008, p. 196), “a bainita pode ser definida como um produto de transformação formado em faixa de temperatura intermediária entre a transformação eutetóide (de formação da perlita) e a formação da martensita, constituído por agregados de ferrita e cementita”. Existem duas morfologias distintas da bainita, a superior e a inferior, que podem ser obtidas devido a diferentes faixas de temperatura. A faixa de temperatura de obtenção da bainita superior é de 587-627°C, para a inferior é de 200-400°C (NASCIMENTO, 2007, p. 21). Caracteriza a bainita superior como feixes ou grupos de cristais ferríticos paralelos, na forma de ripas, com partículas de cementita descontínuas entre estes cristais; referindo-se à bainita inferior, os cristais de ferrita têm morfologia do tipo plaquetas e contém carbonetos (carboneto épsilon pode ser encontrado) finos alinhados em seu interior.

Os aços TRIP devem apresentar austenita retida em temperatura ambiente em suas microestruturas. Chiang *et al* (2011, p. 4517) citam que há outros fatores, além da ação do carbono, manganês e silício, interferentes na estabilização da austenita: tamanho de grãos; propriedades da matriz em torno da austenita retida; e morfologia dos grãos de austenita. Cada fator é explicado da seguinte forma: grãos menores de austenita retida são mais estáveis sob deformação devido à diminuição da temperatura de início da transformação em martensita e decréscimo do número de sítios de nucleação de martensita em cada grão; as propriedades mecânicas da matriz circundante à austenita retida afetam a tensão e a deformação sustentadas pela austenita em um dado valor total de tensão, conseqüentemente, o tamanho, a forma e a composição das fases ao redor da austenita retida influenciam no comportamento da

transformação, se a austenita é circundada por ferrita, (uma fase menos dura) ela se torna mais susceptível à tensão e à deformação em comparação se estivesse bainita ao seu redor.

4.3 Caracterização de microestrutura e propriedades mecânicas

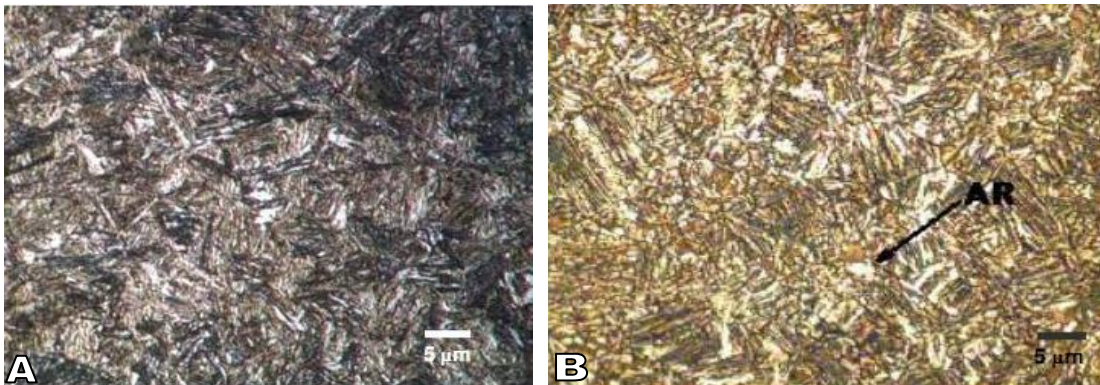
As microestruturas multifásicas de aços TRIP requerem utilização de diversas metodologias para que estas sejam caracterizadas. Referente à microscopia aplica-se: microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e, eventualmente, a microscopia eletrônica de transmissão (MET) (COLPAERT, 2008, p. 433 e 434). A quantificação de austenita é bastante significativa no estudo de aços TRIP, para este objetivo emprega-se difração de raios-X (DRX), difração de nêutrons, espectros de transmissão Mössbauer etc. Além de microscopia e quantificação de austenita, executam-se ensaios de desgaste, tração e dureza para se avaliar propriedades mecânicas dos aços TRIP.

4.3.1 Micrografia

A microestrutura de aços TRIP permite a utilização de diferentes técnicas de microscopia, as mais empregadas são: microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A microscopia ótica 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 2-A; austenita retida, bainita e martensita estavam presentes nas imagens com ataque de metabissulfito de sódio 10%, vide figura 2-B. Mazaferro et al (2009) em sua pesquisa, com utilização de MEV e reagente nital 1% encontrou bainita, ferrita e austenita retida (Figura 3) no aço TRIP 800 de composição: C - 0,19%; Mn - 1,64%; Si - 1,65%; Al - 0,039%; P - 0,016%; S - 0,0009%; N - 0,0023%; Ti - 0,0097%.

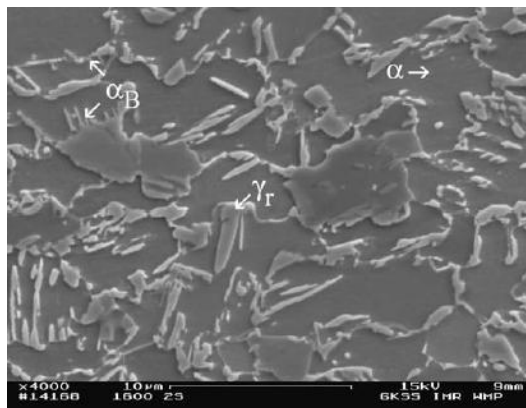
Figura 2 – Fotomicrografias do aço 300M austenitizado a 900°C e transformado isotermicamente a 400°C.



Tempo de encharque à 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 3 – Microestrutura do aço TRIP 800. Ferrita α , bainita α_B e austenita retida γ_r . MEV. Nital 1%.



Fonte: MAZAFERRO *et al*, 2009, p. 280.

4.3.2 Ataque químico de superfícies

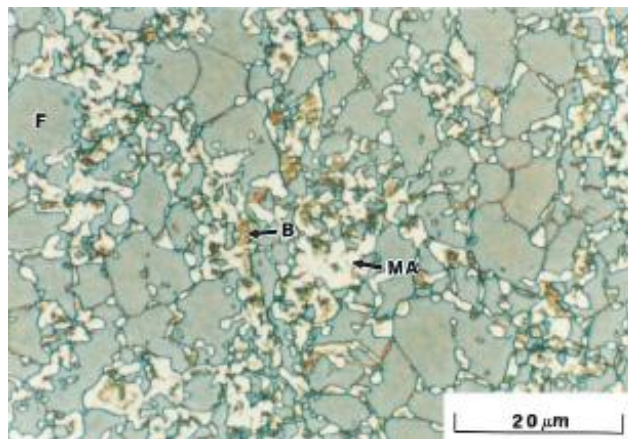
Devido ao fato de aços TRIP possuírem microestrutura multifásica, necessita-se de utilização de reagentes químicos específicos para a realização do ataque às superfícies, normalmente, para que sejam obtidas micrografias coloridas, em que todas as fases sejam distinguidas. De acordo com outros estudos o ataque químico às superfícies deste tipo de aço é realizado, principalmente, por soluções compostas pelos seguintes reagentes: nital 1 a 5%, metabissulfito de sódio 10% e picral 4% (solução de ácido pícrico em álcool etílico).

Segundo Colpaert (2008, p. 79 e p. 80) os reagentes citados acima apresentam as seguintes composições químicas e indicações:

- Nital (1 a 5%): 1 a 5 mL de HNO_3 e 95 a 99 mL de etanol; concentração de 2% é a mais utilizada, ataca contornos de grão;
- Metabissulfito de sódio: 20 g de metabissulfito de sódio diluído em 100 mL de H_2O ; indica ferrita e martensita em aços multifásicos;
- Picral 4%: 4g de ácido pícrico diluído em 100 mL de etanol;
- LePera: solução de 1:1 – picral 4% e metabissulfito de sódio 1%.

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, matriz de ferrita bainítica e ripas de bainita; 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%), vide figura 4. Silva (2006) utilizou um tríplice ataque (nital 2%, LePera e metabissulfito 10%) num aço AISI 4340: a partir do LePera encontrou-se austenita e martensita; com solução aquosa de metabissulfito foi obtida austenita; e com nital 2% observou-se austenita e ferrita.

Figura 4 - Micrografia óptica de aço TRIP após ataque químico por LePera.



F (ferrita - verde), B (bainita - marrom) e M-A (martensita/austenita retida - branco).

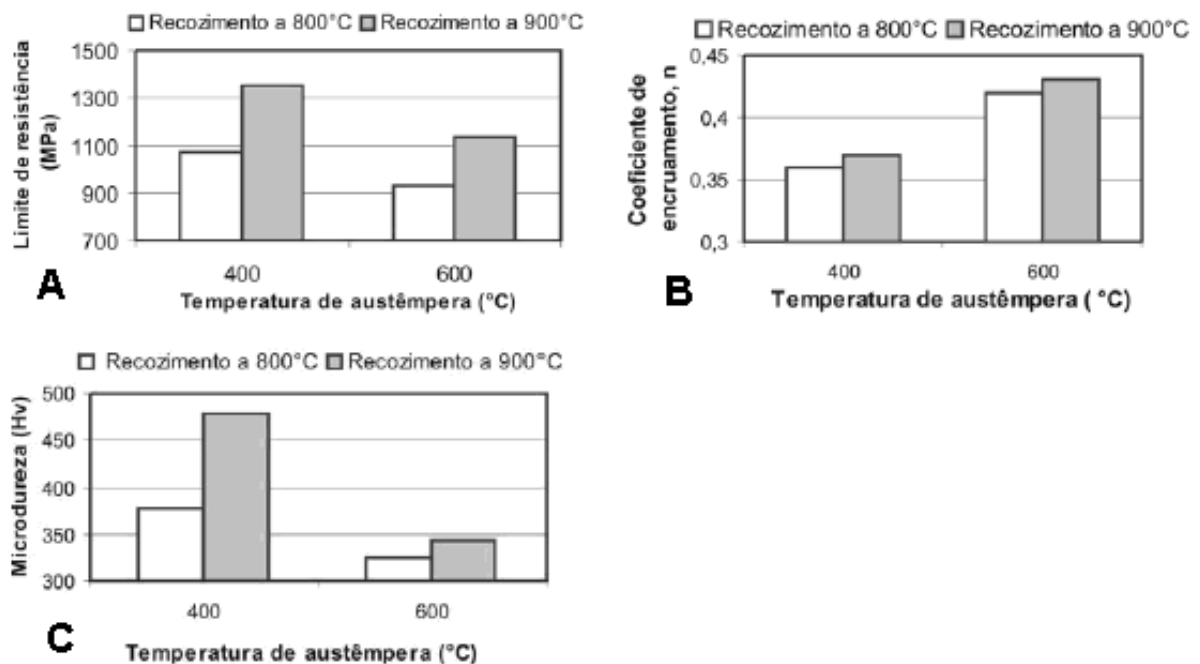
Fonte: GIRAULT *et al*, 1998, p. 114.

4.3.3 Análise do comportamento mecânico

Devido ao desempenho mecânico característico de aços TRIP, a avaliação de propriedades mecânicas tem grande importância no estudo destes aços. Ensaio de desgaste, tração e dureza são os mais empregados para a realização da análise mecânica dos aços TRIP.

Na pesquisa de Nascimento *et al* (2006) foram utilizados ensaios de tração e de dureza no aço com a seguinte composição química: C – 0,54%; Mn – 0,70%; Si – 1,40%; Cr – 0,80%. Os testes de tração foram executados a temperatura ambiente e a uma taxa de deformação de 10^{-3} /s e para medir a dureza foi utilizada microdureza Vickers (0,3 N – 300 g). A partir destes dois ensaios eles investigaram a interferência do tratamento térmico nas propriedades do aço. Na figura 5, são mostrados os resultados referentes ao limite de resistência, coeficiente de encruamento e microdureza encontrados pelos autores. Os três parâmetros se apresentaram maiores para o recozimento a 900°C. Verificou-se que para a temperatura de austêmpera de 600°C (as temperaturas mais altas aplicadas) obteve-se maior coeficiente de encruamento e menores resistências mecânicas e microdureza. Então, constata-se que os valores de temperaturas no tratamento térmico interferem nas propriedades dos aços TRIP.

Figura 5 – Efeito de temperaturas de recozimento e austêmpera.



(A) limite de resistência; (B) coeficiente de encruamento e; (C) microdureza.

Fonte: Nascimento *et al*, 2006, p. 5.

Dimatteo *et al* (2006) investigaram o comportamento mecânico do aço TRIP 590 (C – 0,15%; Mn - 1,57%; Si – 1,02%; P – 0,018%; S – 0,028%; Cr – 0,08%; Ni – 0,02%; Cu – 0,02%; Al – 0,043%) e encontraram os valores de propriedades mecânicas descritos na tabela 3. Valores que estão coerentes com os esperados para um aço TRIP, como descrito na revisão bibliográfica.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço TRIP 590.

Aço	Limite de resistência mecânica (MPa)	Alongamento (%)	Limite de escoamento (MPa)
TRIP 590	617	17,6	394

Fonte: DIMATTEO *et al*, 2006, p. 39.

4.3.4 Quantificação de austenita retida

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 4 é descrita a comparação entre as principais técnicas de análises da fração volumétrica de austenita retida.

Tabela 4 – 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, p. 146.

O efeito da deformação, na região intercrítica de temperatura, 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 5. A partir da tabela, verifica-se que com o aumento da deformação do aço na região intercrítica, ou seja, tempo maior de encharque do aço TRIP nesta região, aumenta-se a fração de austenita retida e a presença de carbono nesta fase.

Tabela 5 – 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

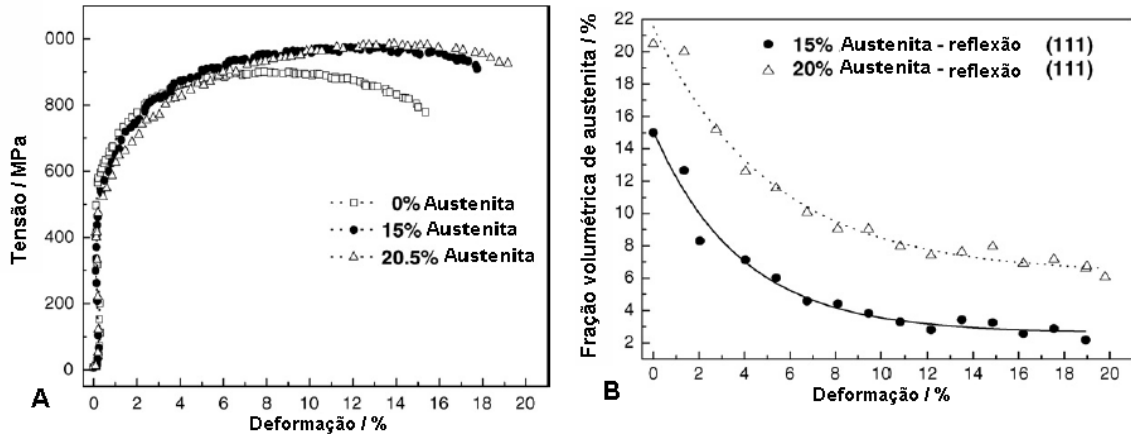
Nota: $f_{\gamma}(\%)$ é a fração volumétrica de austenita retida e $C_{\gamma}(\%)$ é a concentração de carbono na austenita retida.

Fonte: BASUKI; AERNOUDT, 1999, p. 40.

O método de difração de nêutrons foi aplicado por Zrník et al (2006) para investigar a estabilidade da austenita durante a deformação do aço C-Si-Mn (C – 0,18%; Mn – 1,47%; Si – 1,8%; P – 0,015%; Cr – 0,06%; Ni – 0,04; Cu – 0,06; Nb – 0,005; Al – 0,28). Os pesquisadores aliaram ao método citado aplicação de deformação em suas amostras. A figura 6-A descreve como a quantidade de austenita retida é proporcional à resistência mecânica e a ductilidade do material. Na figura 6-B observa-se que o volume de austenita retida diminui com a aplicação de deformação.

Mijovilovich et al (2000) utilizaram espectroscopia de transmissão Mössbauer para determinar quantidade de austenita retida de um aço 0.30%C-1.5%Mn-1.5%-Si0.5%-Al-0.5%Mo com efeito TRIP obtido após laminação a quente, laminação a frio e recozimento intercrítico seguido de austêmpera. Os resultados obtidos são descritos pela tabela 6 (mostra a área relativa em % de cada constituinte) e pela figura 7 (espectro característico da espectroscopia Mössbauer).

Figura 6 – Análise entre a deformação e a fração volumétrica de um aço TRIP.



A) Curvas de tensão x deformação de aço tratado termomecanicamente com diferente fração volumétrica de austenita retida; B) transformação de fração volumétrica de austenita retida em função da deformação aplicada.

Fonte: ZRNÍK *et al*, 2006, p. 117.

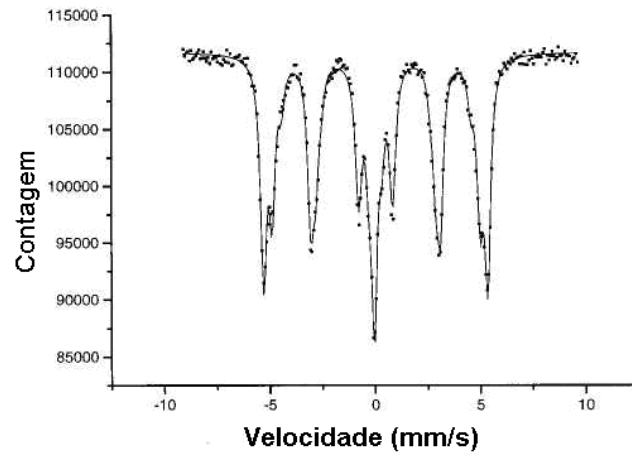
Tabela 6 – Áreas relativas (%) para as fases obtidas dos espectros da transmissão Mössbauer.

Fases	Áreas relativas (%)
Ferrita 1	45,42
Ferrita 2	28,02
Ferrita 3	6,84
Austenita 1	13,67
Austenita 2	6,08

Nota: A numeração após os nomes das fases foi empregada para diferenciar as fases com mesmas texturas deles.

Fonte: MIJOVILOVICH *et al*, 2000, p. 67.

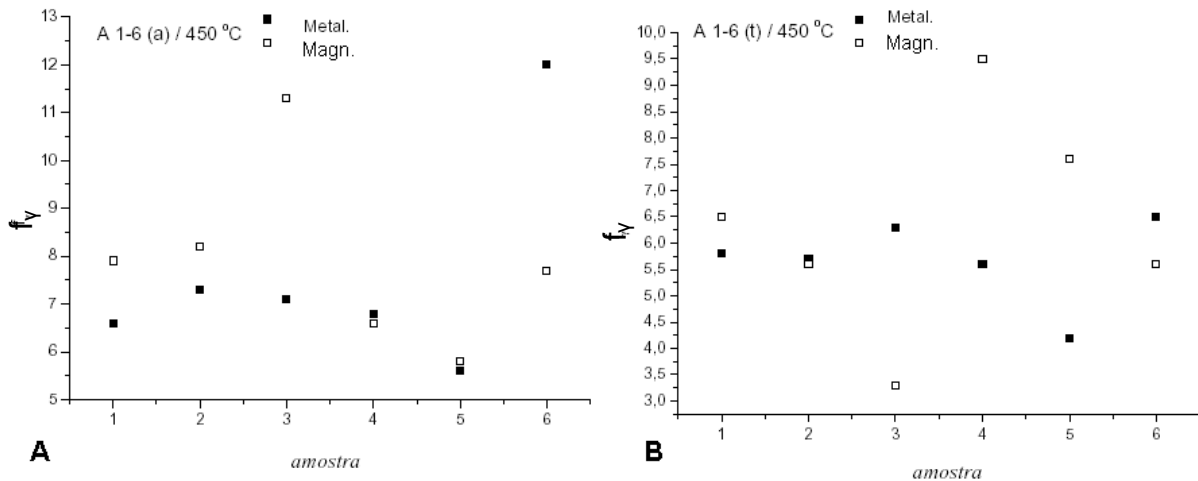
Figura 7 – Espectros de Mössbauer para as amostras de aço estudadas.



Fonte: MIJOVILOVICH *et al*, 2000, p. 67.

No trabalho de Sant (2010) foram comparados dois tipos de quantificação de austenita retida: por metalografia e por magnetização. As amostras estudadas foram do aço AISI 4340 (C- 0,395%; Mn – 0,660%; P – 0,016%; S – 0,003%; Si – 0,270%; Cr – 0,810%; Ni – 1,720%; Mo – 0,200%; Cu – 0,120%; Sn – 0,008%; V – 0,006%; Nb – 0,005%, N – 0,007%; Al – 0,027%; B – 0,0002%). A figura 8, por meio de um gráfico, ilustra esta comparação entre os dois métodos de quantificação de fases, mostrando que há discrepância entre os resultados de cada técnica. Analisou-se, também, a interferência da deformação na quantidade de austenita retida (após a deformação, a fração volumétrica de austenita retida diminuiu).

Figura 8 – Comparação gráfica dos valores encontrados de fração volumétrica de austenita retida (f_γ)

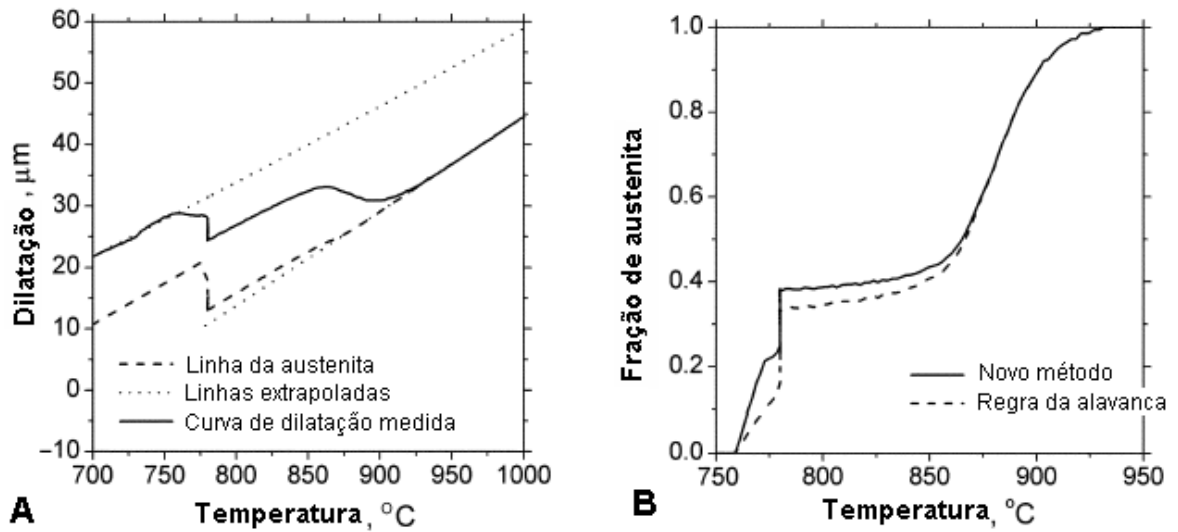


a) antes e b) após a deformação. Temperatura de austêmpera 450°C. “Metal” refere-se aos valores obtidos por metalografia e “Magn” à magnetização.

Fonte: SANT, 2010, p. 119.

OH *et al* (2004) aplicaram dilatometria para avaliar a interferência da temperatura intercrítica na formação de austenita no aço TRIP (C – 0,15%; Mn – 1,49%; Si – 1,51%; Cu – 0,51%). A figura 9-A mostra o aumento na dilatação do aço com o aumento de temperatura. A figura 9-B ilustra como a fração volumétrica de austenita é proporcional ao aumento de temperatura.

Figura 9 – Curva de dilatação de um aço TRIP e da austenita; e a variação da fração volumétrica da austenita com a temperatura.



a) curva de dilatação medida de um aço TRIP para a temperatura intercrítica de 780°C. b) variações da fração de austenita com a temperatura do aço TRIP durante a medição dilatométrica.

Fonte: OH *et al.*, 2004, p. 403.

4.4 Processamento dos aços TRIP e tratamento térmico

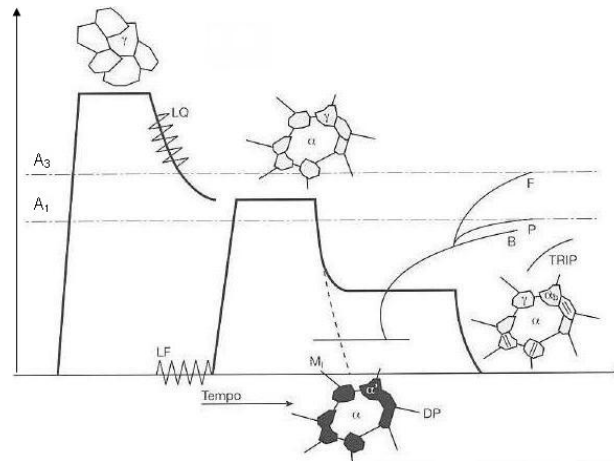
A figura 10 apresenta simplificada, os ciclos de tratamento termomecânico usuais para aços TRIP e aços *dual phase*. O tratamento térmico dos aços TRIP consiste em, basicamente, três etapas: aquecimento até temperaturas de austenitização (região intercrítica); resfriamento até temperaturas de austêmpera (formação de bainita); e resfriamento brusco (em água, óleo ou ar). A partir deste tratamento térmico parte da austenita retida é transformada em bainita e/ou permanece presente entre placas desta (COLPAERT, 2008, p. 434). Durante o processamento de aços TRIP é importante o ajuste de quantidade e composição da austenita retida para que ocorra transformação martensítica durante a deformação (COLPAERT, 2008, p. 433).

Segundo Chiaverini (1990, p. 116), obtêm-se aços austemperados mediante as seguintes operações:

- aquecimento a uma temperatura dentro da faixa de austenitização – normalmente de 785°C a 850°C;
- resfriamento em um banho mantido a uma temperatura constante, geralmente entre 260°C a 400°C;

- permanência no banho a essa temperatura, para ter-se, isotermicamente, a transformação da austenita em bainita;
- e resfriamento até a temperatura ambiente.

Figura 10 – Esquema simplificado de ciclos de tratamento termomecânico aplicados para aços *dual phase* (DP) e TRIP



Os aços TRIP são resfriados para uma temperatura de austêmpera formando bainita (α_B). LQ (laminação a quente), LF (laminação a frio).

Fonte: COLPAERT, 2008, p. 433.

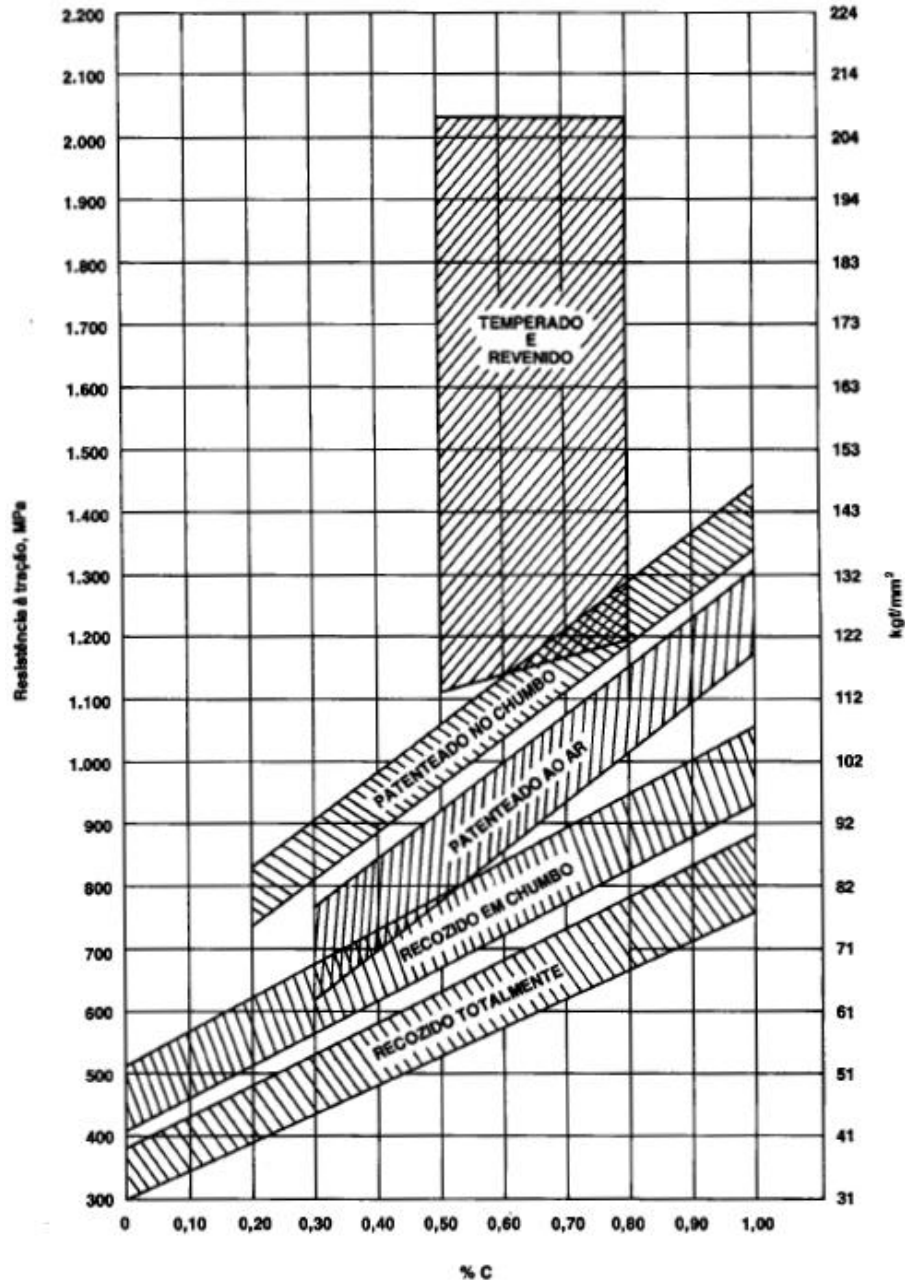
A austêmpera tem grande vantagem sobre a têmpera e o revenimento com relação a empenamentos e fissuras, devido à formação de bainita ocorrer em temperaturas mais elevadas, dessa forma, diminui-se o surgimento de tensões internas que são muito presentes em têmpera e que devem ser aliviadas por revenimento (CHIAVERINI, 1990, p. 116). A figura 11 representa um gráfico comparativo entre os tratamentos: têmpera e revenimento, recozimento e patenteamento (austêmpera aplicada, principalmente, em arames). Avalia-se resistência à tração e teor de carbono.

O processamento de aços TRIP pode ser realizado por laminação de tiras quentes:

- Etapa de laminação: controle de temperatura de transformação de fases, grau e taxa de deformação, ou seja, a microestrutura e as propriedades dos aços TRIP podem ser ajustadas durante a laminação (ANNIBAL et al, 2005, p. 2);
- Etapa de resfriamento: aplica-se baixa taxa de resfriamento, uma vez que a formação de ferrita é atrasada devido ao efeito de elementos de liga e as altas concentrações de carbono; controle de velocidade para se obter: 50-60% de ferrita; produção realizada na faixa de temperaturas da formação de bainita (400-500°C)

para obter 25-40% deste constituinte, a bainita deve estar entremeada de 5-15% de austenita retida (ANNIBAL *et al*, 2005, p. 3).

Figura 11 – Efeito do teor de carbono e do tratamento térmico sobre a resistência à tração de fios de aço.

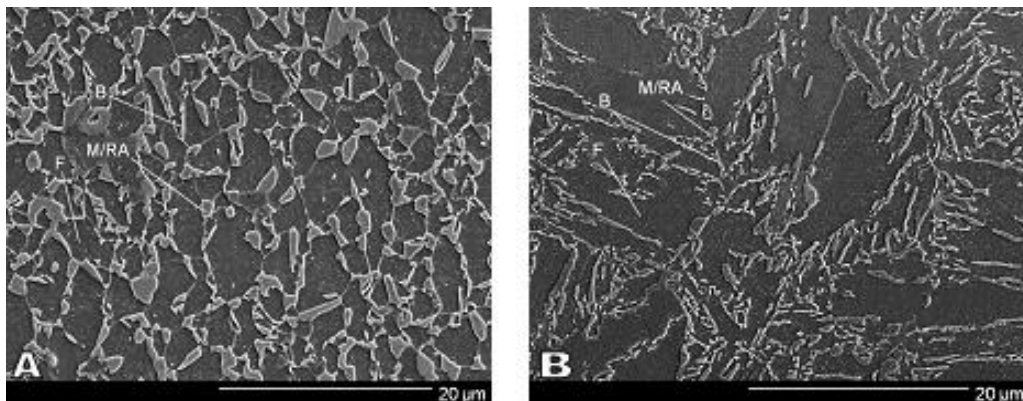


Fonte: CHIAVERINI, 1990, p. 253.

A partir de diferentes tratamentos térmicos pode-se obter diferentes microestruturas em aços TRIP de mesma composição química, como no estudo de Chiang *et al* (2010, p 4518) que obtiveram duas morfologias distintas para o mesmo aço TRIP (C% 0,17; Si% 1,53; Mn%

1,50; Al% 0,03; Ti% 0,021; P% 0,007; S% 0,005; O% 0,005; N% 0,0048), vide figura 12. A microestrutura equiaxial foi obtida a partir do seguinte tratamento térmico: aquecimento intercrítico a 750°C com tempo de encharque de 300s; austêmpera a 450°C e tempo de 100s; e resfriamento brusco a água. Já para a obtenção da microestrutura lamelar executaram-se austenitização até temperatura de 950°C com tempo de 1000 s; têmpera em água; e depois o mesmo procedimento para a microestrutura equiaxial (CHIANG et al, 2010).

Figura 12 – Micrografias de MEV de um aço TRIP



A) Microestrutura equiaxial; B) Microestrutura lamelar.

Fonte: CHIANG *et al*, 2010, p. 4518.

4.5. Aplicações dos aços TRIP

Os aços TRIP possuem grande aplicação na área automobilística, devido à busca de um material em que há combinação entre baixo peso e alta capacidade de absorção de energia (CHOI *et al*, 2010, p. 720). Ideal para aplicações estruturais passíveis de segurança como reforços de pára-choques, barras de impactos para portas de carro etc. isto devido à elevada taxa de encruamento e a capacidade de absorção de energia dinâmica (BHATTACHARYYA *et al*, 2010, p. 2394).

De acordo com a empresa Sandvik (2011), os aços TRIP podem ser empregados em aplicações que demandem resistência ao desgaste. Este grupo de aços pode ser aplicado na mineração, construção, indústria de cimento (produtos refratários) e indústria metalúrgica (recuperação de refugos). Alguns exemplos de aplicação nestas áreas são: tratores, descarregadores, calhas espirais, trituradores, esteiras transportadoras, equipamento de corte, pás, furadeiras, escavadeiras, misturadores, dragas etc.

5. MATERIAL E MÉTODOS

5.1 Material

O aço estudado foi o TRIP 700, que se apresentava como três chapas de 1,5mm x 140mm x 210mm. Nas tabelas 7 e 8, são indicadas a composição química e propriedades mecânicas, consecutivamente, deste aço, que passou por recozimento à temperatura intercrítica de 800°C após laminação.

Tabela 7 – Composição química do aço TRIP 700.

Elemento	C	Mn	Si	Al	P	S
(p/p) %	0,20	1,50	1,35	0,054	0,023	0,002

Fonte: Usiminas.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas do aço TRIP 700.

Orientação	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento total (mm%)
90°	479	746	29,6

Fonte: Usiminas.

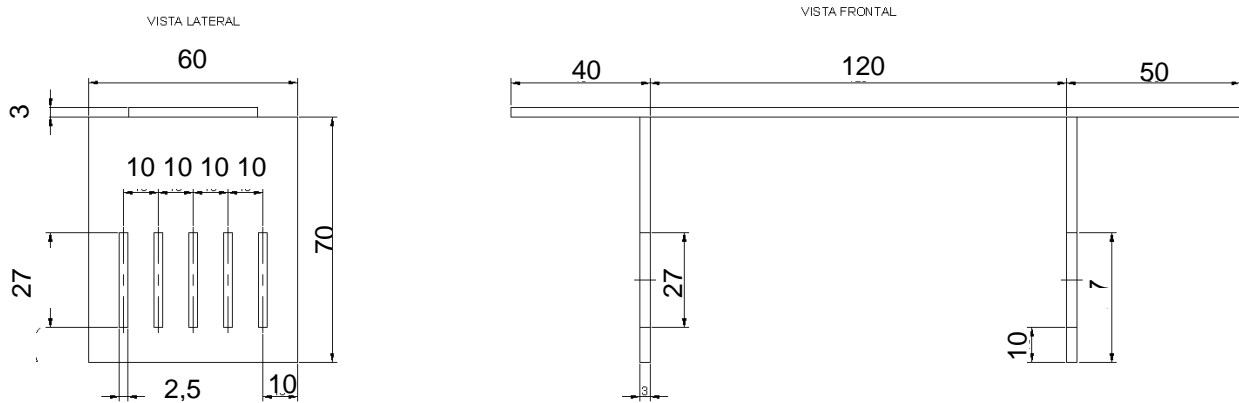
5.2 Métodos

O primeiro procedimento foi cortar as chapas em dimensões próximas às de corpos de prova de tração. Com utilização de uma guilhotina mecânica foram obtidas 28 amostras com dimensões de 18mm x 140mm. A partir delas obtiveram-se amostras que seguiram para ensaio de microdureza, tração, métodos metalográficos e DRX.

Têmperas preliminares foram realizadas objetivando a definição das temperaturas intercríticas. Empregou-se as seguintes temperaturas intercríticas: 800, 850, 885 e 900°C. A formação de martensita na microestrutura do aço foi analisada por microscopia óptica (MO); utilizou-se metabissulfito de sódio 10% (por imersão de amostra) no ataque químico das superfícies das amostras e as temperaturas de 800, 850 e 900°C foram escolhidas. Com as temperaturas intercríticas definidas, as amostras foram organizadas em cinco grupos: material como recebido (MCR); temperado e revenido (TR); austemperado com temperaturas intercríticas de 800°C; 850°C; 900°C.

Confeccionou-se um porta-amostras (vide figura 13 e 14) para que os diferentes tipos de amostras, citados anteriormente, passassem ao mesmo tempo pelos tratamentos térmicos.

Figura 13 – Desenho esquemático do porta-amostras, vista lateral e frontal.



Nota: medidas em milímetros.

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 14 – Fotografia do porta-amostras.



Fonte: Produzido pelo autor.

A austêmpera foi empregada da seguinte maneira: amostras alocadas dentro de um forno sob temperatura intercrítica de 800°C, 850°C ou 900°C durante tempo de 10 (dez) minutos (SANTOS et al, 2009); realocadas em outro forno imersas em banho de chumbo, sob temperatura de 400°C durante tempo de 5 (cinco) minutos; resfriamento brusco em água, vide esquema na Figura 16-A. A figura 15 mostra os fornos utilizados nos tratamentos térmicos.

A têmpera seguida por revenimento foi executada de acordo com os seguintes passos: amostras alocadas dentro de um forno sob temperatura intercrítica de 900°C durante tempo de

10 (dez) minutos; resfriamento brusco em água; realocadas em forno sob temperatura de 200°C durante 120 (minutos); resfriamento lento ao ar, vide Figura 16-b.

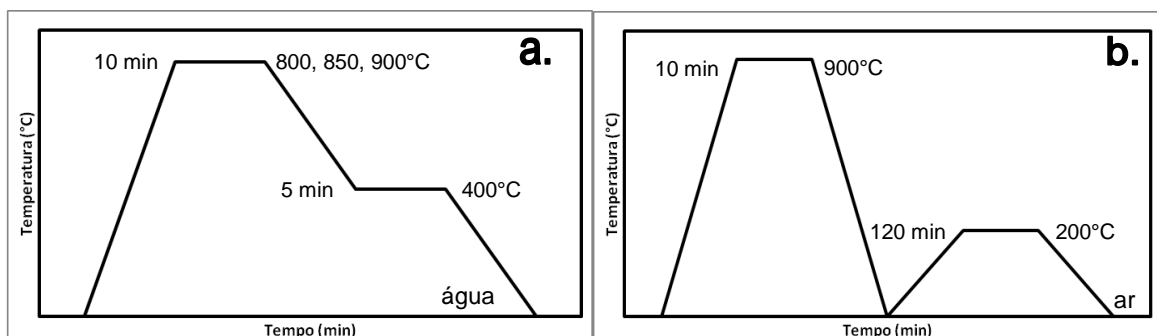
Figura 15 – Fornos elétricos



a) Forno utilizado para austenitização e têmpera seguida de revenimento; b) forno empregado para o resfriamento isotérmico.

Fonte: CEFET/MG

Figura 16 – Tratamentos térmicos realizados



a) austêmpera; b) têmpera seguida por revenimento.

Fonte: Produzido pelo autor.

Terminados os tratamentos térmicos, métodos metalográficos foram aplicados para que as micrografias e os resultados de microdureza fossem obtidos. Para o emprego de MEV,

as superfícies das amostras foram atacadas quimicamente com nital 3% (imersão de amostra). A MEV foi realizada com o microscópio *Shimadzu SSX-550 Superscan Scanning Electron Microscope*, vide figura 16. Para cada condição foram obtidas micrografias com aumentos de 1000x e 2000x.

Figura 17 – Microscópio para MEV - *Shimadzu SSX-550 Superscan Scanning Electron Microscope*



Fonte: Produzido pelo autor.

Na utilização de MO, duas técnicas distintas de ataque químico foram empregadas: a primeira foi convencional - as amostras foram imersas em metabissulfato de sódio 10%; já o segundo método, para obter micrografias coloridas – atacou-se com solução de tiosulfato de sódio 1% (12mL), ácido pícrico 4% (12mL) e nital 3% (2mL), aplicou-se imersão de amostras. Apenas a amostra temperada e revenida não foi atacada por esta solução.

As medições de dureza foram realizadas com um microdurômetro do modelo *Shimadzu*[®] *HMV-2* (vide figura 18), empregou-se carga de 500g e aumento 400x. 10 impressões foram executadas em cada amostra em regiões distintas, dos valores encontrados foram calculadas médias para que gráficos fossem construídos, dessa forma, exibindo melhor os resultados. Para melhor visualização das microestruturas, as amostras foram atacadas com metabissulfato de sódio 10%.

A fração de austenita retida presente nas amostras austemperadas e do material como recebido foi avaliada por meio de difração de raio X, utilizando o equipamento do modelo *Shimadzu*[®] *XRD-7000 X-RAY DIFRACTROMETER* (vide figura 19).

Figura 18 – Microdurômetro Shimadzu® HMV-2



Fonte: Shimadzu, 2013.

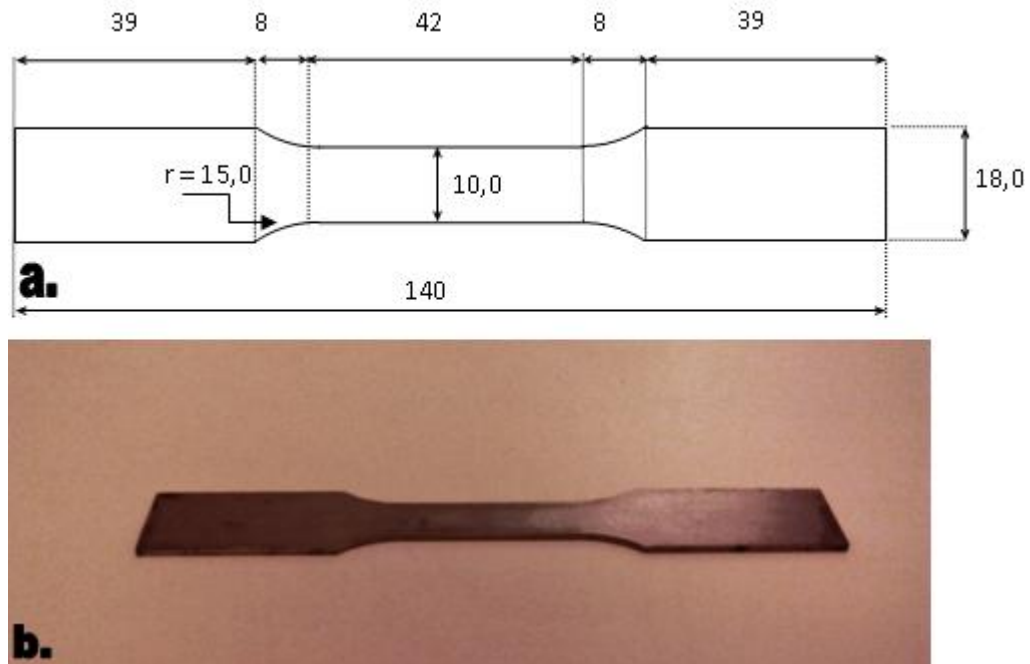
Figura 19 – Difratorômetro de raios-X



Fonte: Shimadzu, 2013.

Corpos-de-prova de tração foram usinados com as dimensões descritas na figura 20. Os ensaios foram realizados no equipamento *EMIC® DL30000N* (vide figura 21).

Figura 20 – Corpo-de-prova de tração



a) dimensões do corpo-de-prova e b) foto do corpo-de-prova.

Nota: medidas em milímetros.

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 21 – Máquina para ensaios de tração *EMIC[®] DL30000N*.

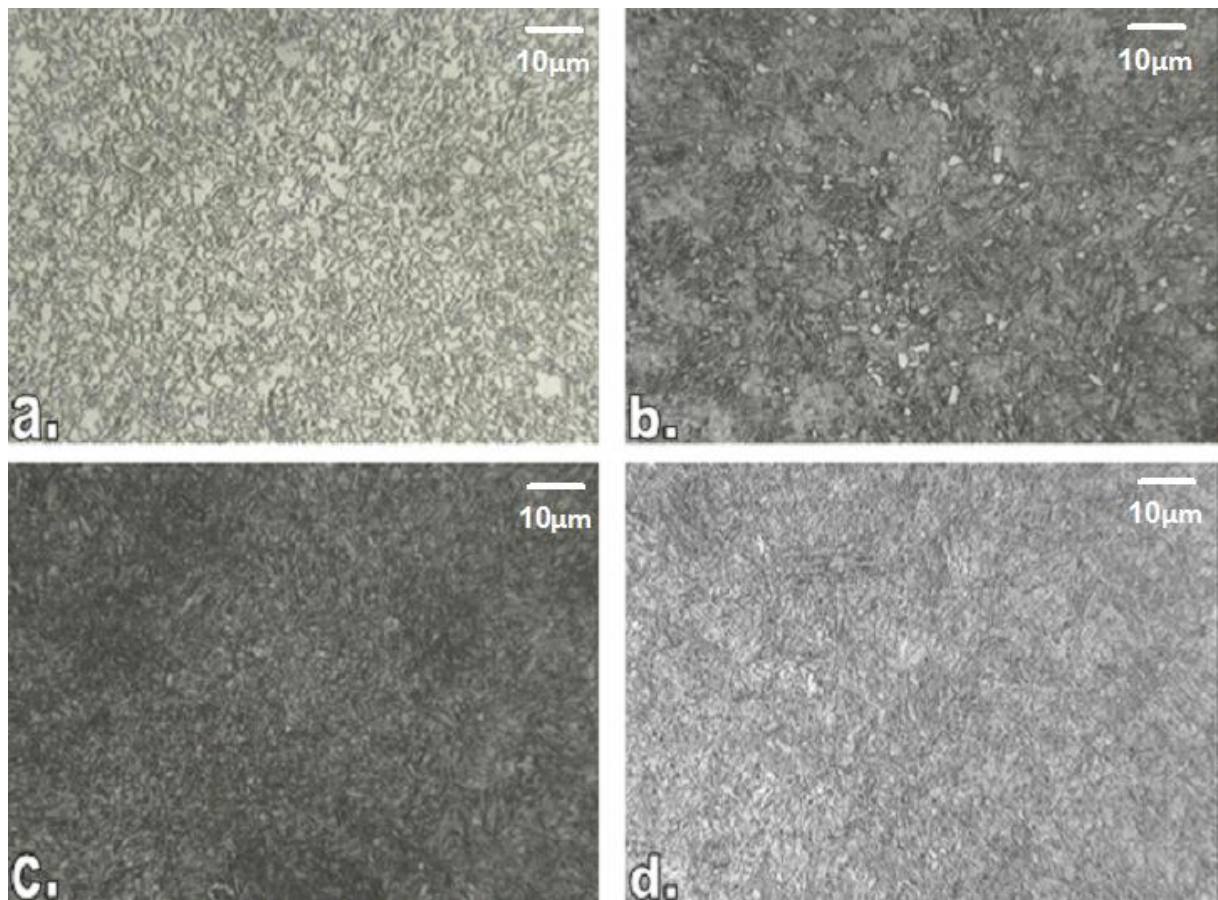


Fonte: Produzido pelo autor.

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A partir das têmperas preliminares foram obtidas as seguintes microestruturas nas 4 (quatro) amostras – temperatura intercrítica de 800, 850, 885 e 900°C, respectivamente, vide figura 22.

Figura 22 – Micrografias de aço TRIP 700 temperado à 800, 850, 885 e 900°C.



Temperaturas intercríticas de a) 800°C, b) 850°C, c) 885°C e d) 900°C. Aumento de 400x. Ataque químico: metabissulfito de sódio 10%.

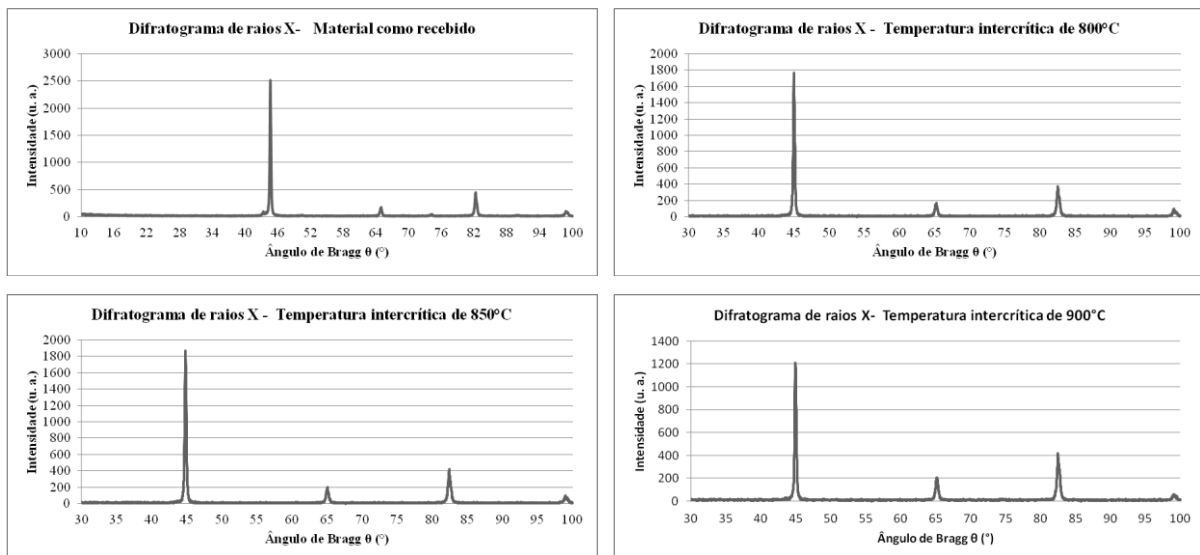
Fonte: Produzido pelo autor.

Com a realização de têmperas, objetivou-se analisar a transformação de austenita em todas as temperaturas de aquecimento para se definir quais seriam aplicadas durante as austêmperas. Quanto mais alta a temperatura de austenitização, maior é a dissolução das fases no ferro gama (austenita) (CHIAVERINI, 1990); e, de acordo com Colpaert (2008), o esfriamento brusco transforma a austenita em um constituinte supersaturado de carbono denominado “martensita”, que demonstra uma microestrutura característica formada por finas estrias retas. Portanto, à medida que a temperatura intercrítica aumentou (de “a” até “d” na

figura 22), notou-se maior formação de martensita na microestrutura do aço. Não houve diferença considerável entre as microestruturas do aço temperado a 885°C e a 900°C, então escolheu-se a temperatura de 850°C como uma das que foram aplicadas nas austêmperas, desta forma, a significativa elevação da temperatura em 50°C poderia ser avaliada.

Após as austêmperas serem realizadas, utilizou-se DRX para se conhecer a quantidade de austenita retida presente no aço e verificar a ação do tratamento térmico em obter austenita na microestrutura do material em temperatura ambiente. Na figura 23, observam-se os picos encontrados para as amostras austemperadas e o MCR.

Figura 23 – Difratomogramas de raios-X em amostras de aço TRIP 700 – material como recebido e austemperado.

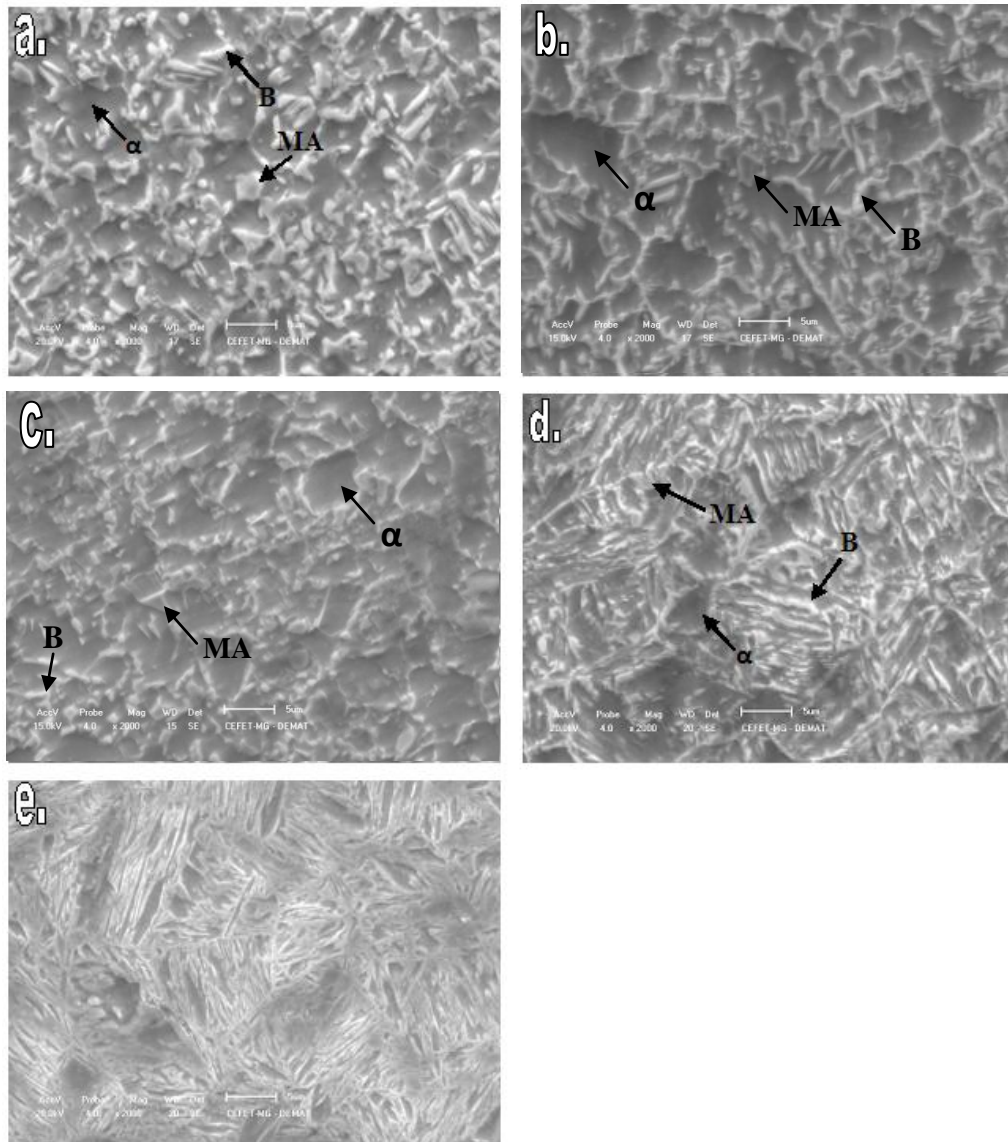


Fonte: Produzido pelo autor.

Renzetti et al (2013) e Santos et al (2006) encontraram picos de austenita retida próximo de 43/44°, 51/52°, 75° e 91/92°. Com base nos difratogramas (figura 21), detectou-se pouquíssima ou nenhuma fração volumétrica de austenita em todas as amostras.

As seguintes micrografias (figura 24) foram obtidas por MEV. Aplicou-se esta técnica, pois, a partir dela consegue-se distinguir constituintes observando-se elevações entre eles. Segundo Santos et al (2006), tempo maior de ataque pode revelar os constituintes presentes nas microestruturas analisadas por MEV.

Figura 24 – Micrografias de MEV para o aço TRIP 700



Nota: MA = martensita/austenita retida; B = bainita; α = ferrita.

a) MCR; b) 800°C; c) 850°C; d) 900°C; e) TR. Aumento de 2000x. Nital 3%.

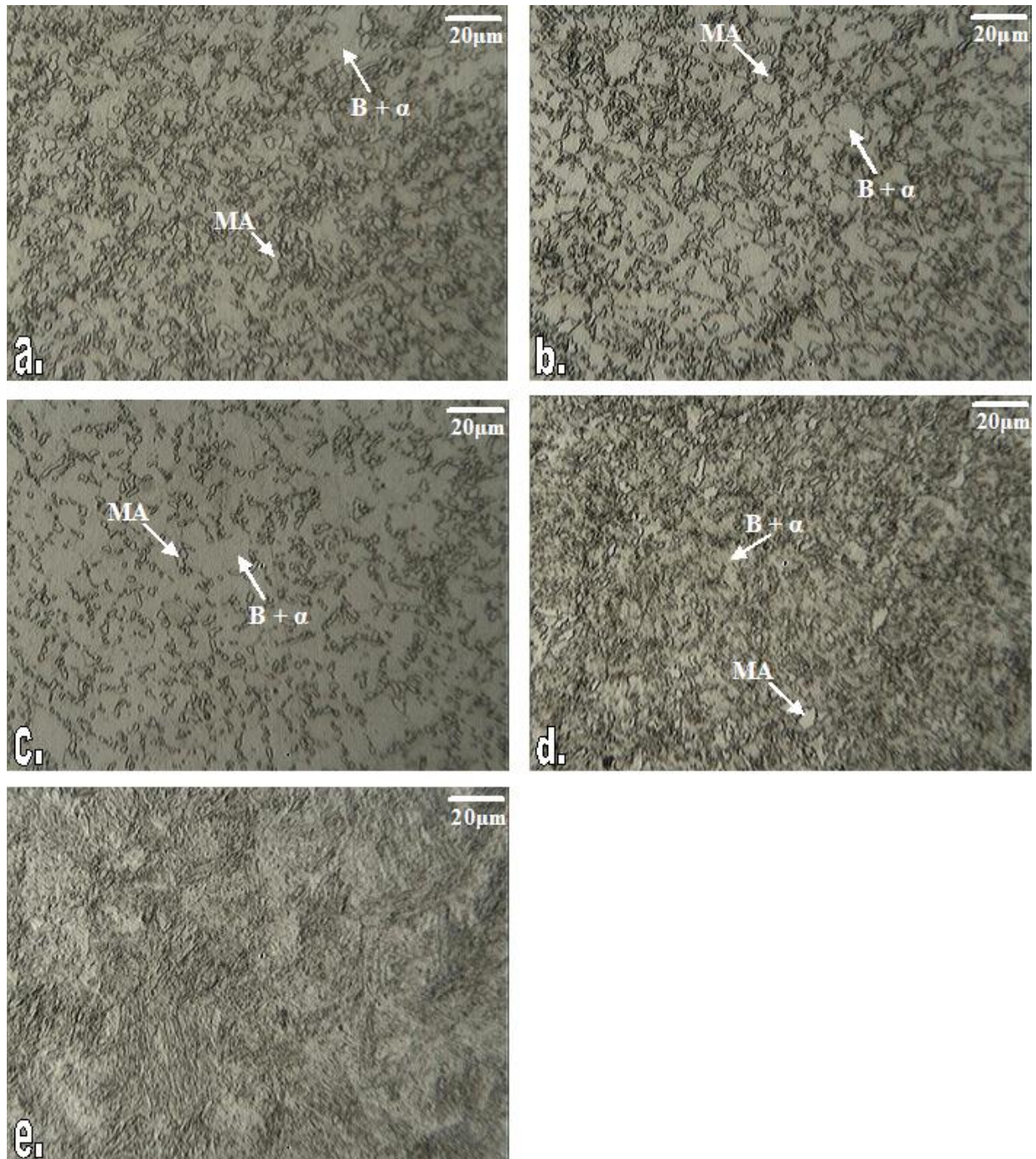
Fonte: Produzido pelo autor.

Conforme Chiang et al (2011), em MEV, a ferrita aparece escura, o constituinte MA (martensita/austenita retida) forma ilhas cinzas em meio a ferrita e a bainita são porção mais clara adjacentes à estas ilhas. Estes constituintes estão indicados na figura 24. A microestrutura “e” indica a martensita revenida da amostra que passou por têmpera seguida de revenimento.

Assim como dito anteriormente, micrografias convencionais e coloridas foram conseguidas, por MO, para avaliar as microestruturas formadas no aço pelos tratamentos

térmicos aplicados. A figura 25 mostra as micrografias convencionais pertencentes a cada condição estudada.

Figura 25 – Micrografias de MO convencionais do aço TRIP 700



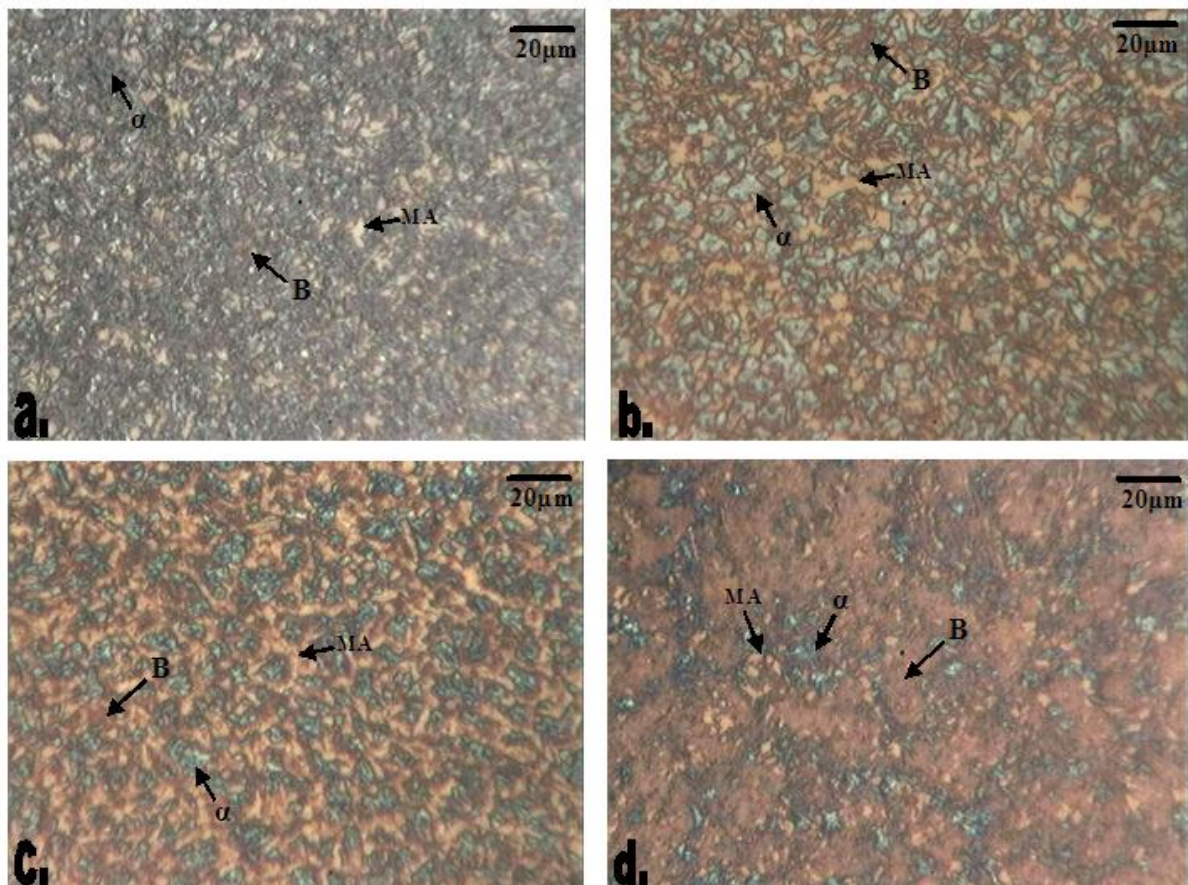
a) MCR; b) 800°C; c) 850°C; d) 900°C; e) TR. Aumento de 800x. Metabissulfito de sódio 10%.

Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 25 percebe-se o aparecimento das ilhas de MA mostradas pela MEV, porém a bainita adjacente não é destacada por esta técnica, o que induz a representação desta juntamente com a ferrita. A microestrutura “e” indica a martensita revenida da amostra que passou por têmpera seguida de revenimento.

Aplicar ataque químico convencional em amostras de aços TRIP torna difícil a detecção, em MO, dos constituintes presentes em suas microestruturas. A indicação dos constituintes na Figura 25 foi possível devido à realização de MEV (Figura 24). Já as microestruturas da Figura 26 foram obtidas com ataque químico colorido, cuja solução é composta por 12 ml de tiosulfato de sódio 1%, 12 ml de picral 4% e 2 ml de nital 3%. Com esse ataque a ferrita adquire uma cor azul, a bainita marrom e o MA torna-se amarelo ou marrom claro (Bandoh et al, 1988).

Figura 26 - Micrografias de MO coloridas do aço TRIP 700



a) MCR; b) 800°C; c) 850°C; d) 900°C. Aumento de 800x. Solução: tiosulfato de sódio 1%, ácido pícrico 4% e nital 3%.

Fonte: Produzido pelo autor.

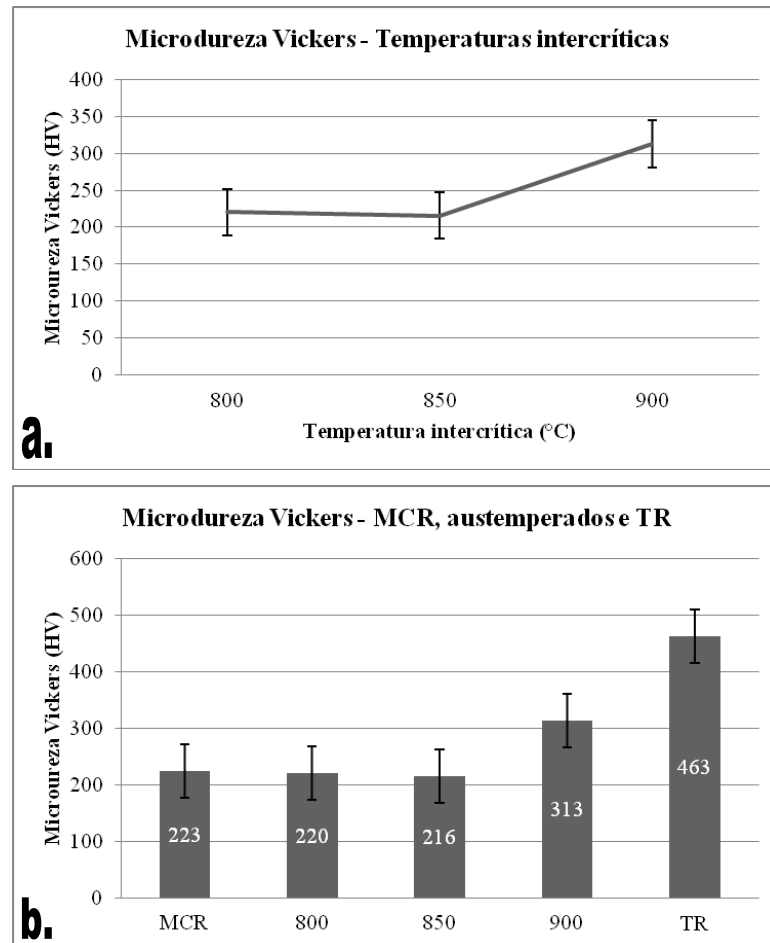
A definição de quais constituintes são representados por cada cor foi baseada no estudo de Girault et al (1998), em que confirmam a ferrita de cor verde/azul, a bainita sendo marrom e a martensita/austenita como branca/amarela (estas duas sendo impossível de serem diferenciadas pela técnica de MO e MEV).

De posse dos constituintes presentes nas microestruturas do aço TRIP 700 após austêmpera ou têmpera seguida de revenimento, constatou-se que as micrografias (MO e MEV) das amostras de MCR, temperatura de austenitização de 800°C e 850°C são bastante semelhantes. Possíveis razões para o ocorrido são: o aço após laminação sofreu recozimento à temperatura intercrítica de 800°C, ou seja, este valor foi repetido durante os experimentos, portanto, ocorreu, aproximadamente, a decomposição da mesma fração de austenita em ambos os casos; Chiaverini (1990) indica que a austêmpera é empregada, geralmente, com temperatura de aquecimento dentro da faixa de 785°C a 870°C, por conseguinte, 850°C é aplicável no processo de austêmpera e não interfere negativamente na microestrutura do aço TRIP. Porém, a utilização da temperatura de 900°C (acima da faixa descrita anteriormente) acarretou em alta fração de bainita e baixa de MA e ferrita, o que não se espera para um aço TRIP, em que a matriz ferrítica, normalmente, é maior (Bhattacharyya et al, 2010, p. 2394).

Depois das micrografias avaliadas, realizou-se microdureza e ensaios de tração para se verificar a interferência da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço. A figura 27 mostra dois gráficos que representam os valores de microdureza obtidos para cada condição de tratamento.

O gráfico “a” da figura 27 indica que os valores de dureza das amostras de 800°C e 850°C são próximos, resultado da microestrutura semelhante. Já a amostra de 900°C apresentou dureza de aproximadamente 44% maior que as demais. A microestrutura dessa amostra se mostrou, em sua maioria, como uma microestrutura bainítica. Presença de bainita na estrutura de um aço pode conferir-lhe alta resistência mecânica (NASCIMENTO, 2007, p. 21). Portanto, a maior fração de bainita que as demais amostras contribuiu para o aumento considerável da dureza do material. O segundo gráfico – b – mostra valores próximos de dureza entre as amostras de MCR, 800°C e 850°C, devido às semelhantes microestruturas apresentadas entre as três condições. A amostra TR proporcionou dureza maior que 100% das amostras austemperadas, este alto valor de dureza se deve a presença de martensita revenida na microestrutura do aço. Objetiva-se uma microestrutura martensítica para conferir ao aço aumento do limite de resistência à tração e dureza; com isso, redução da ductilidade e tenacidade (CHIAVERINI, 1990).

Figura 27 – Gráficos comparativos dos valores de microdureza vickers do aço TRIP 700



a) Relação entre a temperatura intercrítica e a dureza do aço; b) relação entre o tratamento térmico e a dureza.

Fonte: Produzido pelo autor.

As curvas tensão x deformação (figura 28) indicaram que o MCR e os tratados termicamente à temperatura de aquecimento de 800°C e 850°C se mostraram mais dúcteis, indicando curvas de materiais com esta característica, e que o aço sofreu deformação de, aproximadamente, 36,2%, 37,7%, 27,9%, respectivamente. Os aços com temperatura intercrítica de 900°C e o temperado e revenido apresentaram deformação abaixo das descritas anteriormente: 18,0%, 12,8%, consecutivamente. Além disso, estas duas condições proporcionaram aços com altos valores de resistência mecânica: 1055,0 MPa e 1528,0 MPa (vide Tabela 9), sendo o primeiro 26% e o segundo 83% maiores que o limite de resistência das amostras austemperadas. Estes valores corroboram a interferência da microestrutura martensítica na elevada resistência e baixo alongamento de um aço temperado e revenido – encontrou-se alongamento total de 8% (tabela 9). O aço austemperado com temperatura de austenitização de 900°C exibiu alta fração de bainita em sua estrutura, proporcionando alta

resistência mecânica. Presença de bainita na estrutura de um aço pode conferir-lhe alta resistência mecânica, boa ductilidade e tenacidade (NASCIMENTO, 2007, p. 21). As micrografias indicaram que com os tratamentos isotérmicos aplicados aumentaram a quantidade de bainita na microestrutura do aço em comparação com o material como recebido, aumentando a resistência mecânica e diminuindo o alongamento. As condições, MCR, 800°C e 850°C, indicaram microestrutura com maior presença de martensita/austenita retida e, por conseguinte, obtiveram melhores resultados de alongamento uniforme quando comparados a 900°C e TR. Segundo Bhattacharyya, grãos de martensita dispersos em matriz bainítica e discordâncias originadas da transformação da austenita retida interferem nas propriedades dos aços TRIP (BHATTACHARYYA *et al*, 2010, p. 2394). Quando uma determinada quantidade de austenita retida se transforma em martensita durante deformação plástica, esta transformação, então, induz a plasticidade no material (NASCIMENTO, 2007, p. 15). Este efeito causa 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 estricção (considerando-se um ensaio de tração) (ANAZAWA *et al*, 2008, p. 19).

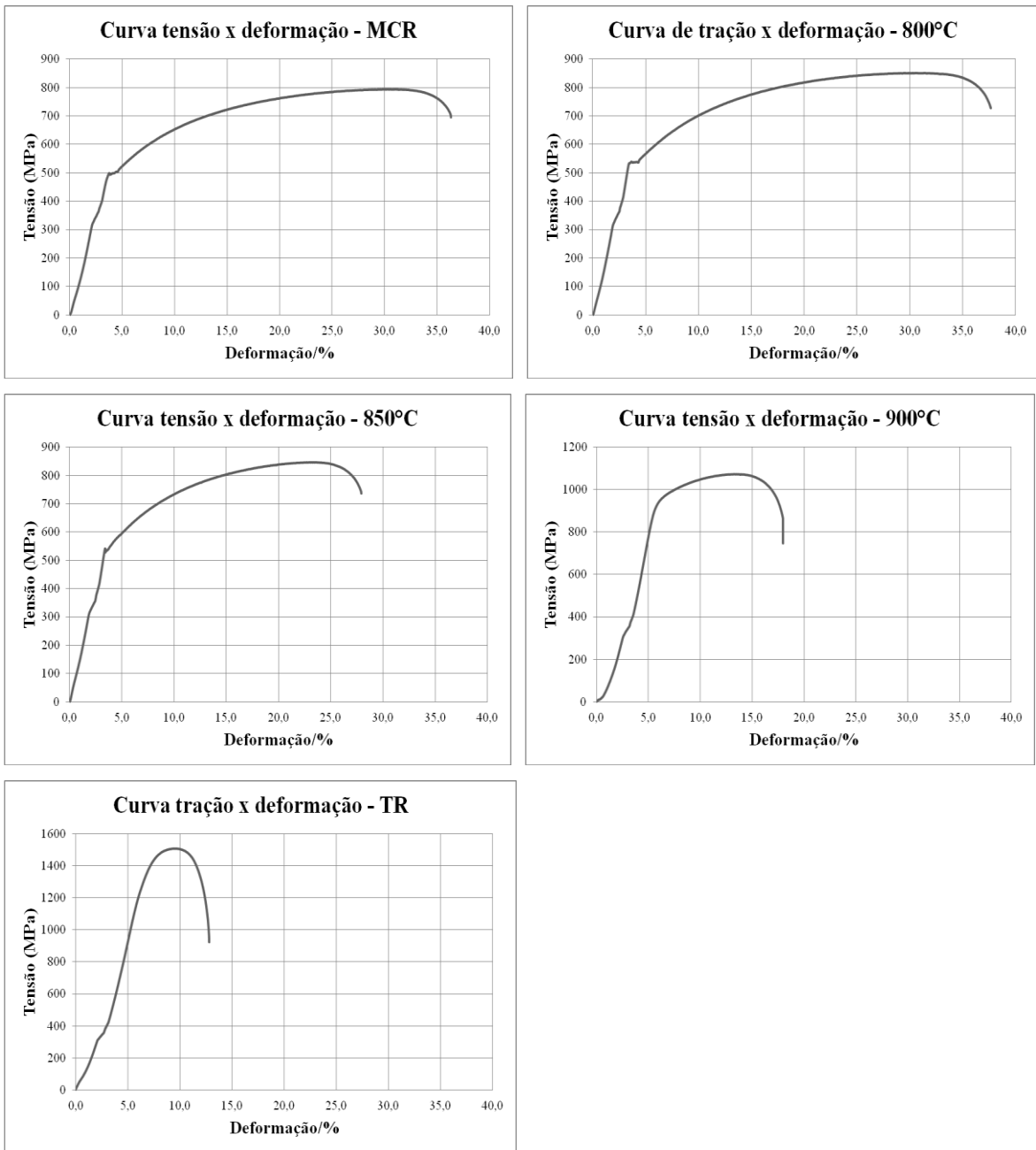
As figuras 29 e 30 indicam gráficos que ilustram a interferência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas do aço.

Tabela 9 – Valores obtidos pelos ensaios de tração sob o aço TRIP 700.

Condição	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)
MCR	24,7 ±0,9	31,9 ±0,6	504 ± 10	806 ± 14
800°C	23,2 ±1,3	30,6 ±2,5	539 ± 2	854 ± 7
850°C	19,0 ±1,2	24,3 ±1,3	536 ± 6	848 ± 2
900°C	7,9 ±0,7	13,3 ±0,6	888 ± 32	1055 ±18
TR	2,7 ±0,3	8,0 ±0,3	1330 ± 26	1528 ± 18

Fonte: Produzido pelo autor.

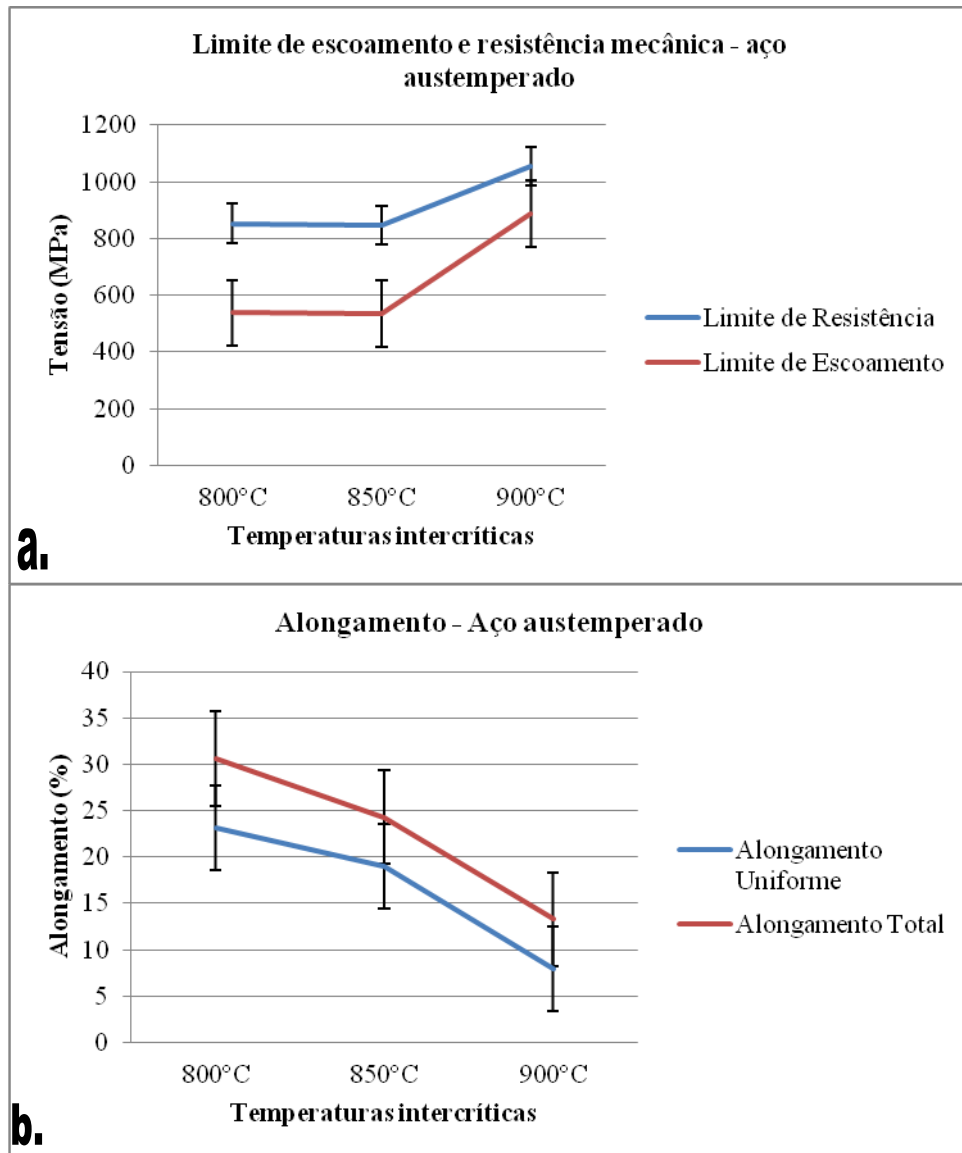
Figura 28 – Curvas tensão x deformação de um aço TRIP.



a) material como recebido (MCR); b) temperatura intercrítica de 800°C, c) de 850°C, e d) de 900°C; e) temperado e revenido (TR).

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 29 – Interferência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas do aço TRIP 700 austemperado.



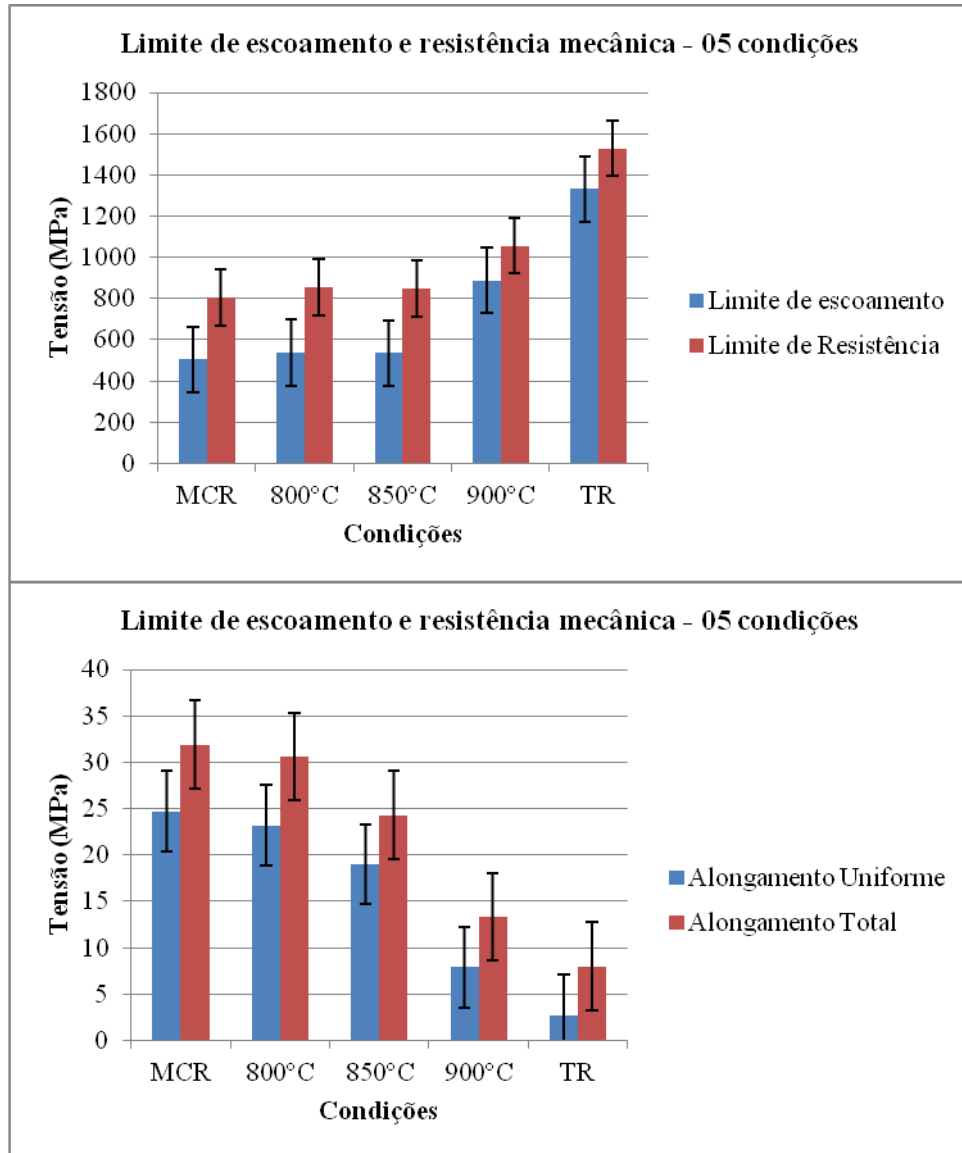
a) limite de escoamento, limite de resistência, b) alongamento uniforme e alongamento total do aço TRIP 700 austemperado.

Fonte: produzido pelo autor.

A partir dos gráficos da figura 28, verifica-se, mais uma vez, que a microestrutura semelhante do aço austemperado com temperatura intercrítica de 800 e 850°C forneceu valores de limite de resistência e escoamento próximos para estas duas condições. E, como dito anteriormente, a microestrutura, em sua maioria, bainítica do aço austenitizado a 900°C proporcionou um material mais resistente mecanicamente que os demais austemperados. Analisando-se os gráficos da figura 30, observa-se que os valores de limite de escoamento e resistência mecânica do MCR são próximos aos do aço austenitizado a 800 e 850°C, e os

resultados de alongamento uniforme e total são maiores que as demais condições. O aço temperado e revenido apresentou limite de resistência e escoamento bem maiores que as demais condições, porém mostrou alongamento uniforme e total mais baixos.

Figura 30 - Interferência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas do aço TRIP 700 em cinco condições distintas



a) limite de escoamento, limite de resistência, b) alongamento uniforme e alongamento total do aço TRIP 700 em cinco condições distintas.

Fonte: produzido pelo autor.

7 CONCLUSÕES

Os tratamentos térmicos de austêmpera proporcionaram às amostras de um aço 0,20%C-1,50%Mn-1,35%Si bons níveis de resistência mecânica e alongamento total, características típicas de um aço TRIP. O aumento da temperatura intercrítica no tratamento do aço provocou a elevação da fração de bainita e diminuição da fração de ferrita e de MA (martensita/austenita retida) na microestrutura das amostras.

A técnica de Difração de Raios-X não foi capaz de detectar presença de austenita retida na microestrutura.

As medidas de microdureza e ensaios de tração possibilitaram a análise da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço. A amostra recozida intercriticamente a 900°C apresentou a maior fração volumétrica de bainita e os maiores valores de resistência mecânica e de dureza em comparação às outras amostras austemperadas, porém, apresentou alongamento total inferior. A amostra recozida intercriticamente a 800°C apresentou limite de resistência a tração de 850 MPa e alongamento total próximo de 32%, excelentes valores para um aço TRIP. A microestrutura da amostra temperada e revenida é composta por martensita decomposta, o que fornece ao material limite de resistência, aproximadamente, duas vezes maior que o aço austemperado a temperatura intercrítica de 800 ou 850°C. Entretanto, o alongamento encontrado foi baixo.

A austêmpera se revelou uma boa técnica para obter aços C-Mn-Si com bons valores de resistência e ductilidade, através da transformação da austenita retida em martensita durante transformação plástica (efeito TRIP).

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Teste de resistência ao desgaste é uma possibilidade de complemento à caracterização do aço TRIP, pois estes materiais, também, são conhecidos como resistentes ao desgaste.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANAZAWA, R. M.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; CARRER, G. R.; ELISEI, C. C. A.; BAPTISTA, C. A. R. P. 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.
- 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...** Ilha Solteira, 2005.
- BANDO, S.; MATSUMARA, O.; SAKUMA, Y. An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. **Transactions ISIJ**, vol. 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.
- 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.
- 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.
- CHIANG, J.; LAWRENCE, B.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 4516 – 4521, fev., 2011.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamento térmico, principais tipos**. 6. ed. São Paulo: ABM, 1990. 576 p.
- CHOI, K. S.; SOULAMI, A.; LIU, W. N.; SUN, X.; KHALEEL, M. A. Influence of various material design parameters on deformation behaviors of TRIP steels. **Computational Materials Science**. p. 720-730, 2010.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos processos siderúrgicos comuns**. 3. ed. São Paulo: Edgar Blücher Ltda, 2008. 672p.
- DIMATTEO, A.; LOVICU, G.; DESANCTIS, M.; VALENTINI, R.; SOLINA, A. Microstructures and properties of transformation induced plasticity steels. **La Metallurgia Italiana**. Pisa, p. 37-41, Dec. 2006.
- 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; 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.

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

MAZZAFERRO, C. C. P.; RAMOS, F. D.; MAZZAFERRO, J. A. E.; ROSENDO, T. S.; TIER, M. A. D.; SILVA, A. M.; SANTOS, J. F.; REGULY, A. 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.

MJOVILOVICH, A.; VIEIRA, A. G.; PANIAGO, R.; PFANNES, H. D.; GONZALEZ, B. M. 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.

NASCIMENTO, M. V. C.; CASTRO, C. S. B.; NEVES, E. G.; BARBOSA, R. A. N. M.; SANTOS, D. B. Influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço C-Si-Mn-Cr com efeito TRIP. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17, 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu, 2006.

OH, C. S.; HAN, H. N.; LEE, C. G.; LEE, T. H.; KIM, S. J. 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.

RENZETTI, R. A.; SICUPIRA, F. L.; SANDIM, M. J. R.; SANDIM, H. R. Z.; SANTOS, D. B.; Quantificação da austenita por meio da difração de raios-x e magnetização de saturação de um aço inoxidável supermartensítico. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 68, Belo Horizonte. **Anais...**Belo Horizonte, 2013.

SANDVIK. **CREUSABRO 4800**. Disponível em: <www.sandvik.com.br>. Acesso em: 06 dez. 2011

SANDVIK. **Introducing CREUSABRO wear resistance steels**. Disponível em: <www.sandvik.com.br>. Acesso em: 06 dez. 2011.

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, C. N.; VIEIRA, A. G.; VIANA, C. S. C. Análise microestrutural de um aço 0,2%C assistido pelo efeito TRIP. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17, 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...**Foz do Iguaçu, 2006.

SANTOS, F. L. F.; CORRÊA, E. C. S.; PINHEIR, I. P. Caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais do aço USI-ABRA-L resistente ao desgaste. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 64, 2009, Belo Horizonte. **Anais...**Belo Horizonte, 2009.

SHIMADZU. **HMV-2:** Micro Hardness Tester. Disponível em: <<http://www.ssi.shimadzu.com/products/product.cfm?product=hmv2>>. Acesso em: 12 ago.2013.

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

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.

ZRNÍK, J.; MURÁNSKY, O.; LUKÁŠ, P.; NOVY, Z.; SITTNER, P.; HORŇAK, P. Retained austenite stability investigation in TRIP steel using neutron diffraction. **Materials Science and Engineering A**, v. 437, p. 114-119, Apr., 2006.