

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ROBERTA SILVEIRA SANTIAGO

**ANÁLISE COMPARATIVA DAS PROPRIEDADES E DAS MICROESTRUTURAS
DE UM AÇO TRIP 800 E UM AÇO DE BAIXO CARBONO APÓS OPERAÇÕES DE
CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**

BELO HORIZONTE

OUTUBRO DE 2016

ROBERTA SILVEIRA SANTIAGO

**ANÁLISE COMPARATIVA DAS PROPRIEDADES E DAS MICROESTRUTURAS
DE UM AÇO TRIP 800 E UM AÇO DE BAIXO CARBONO APÓS OPERAÇÕES DE
CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Dr. Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

OUTUBRO DE 2016

Santiago, Roberta Silveira.

S235a Análise comparativa das propriedades e das microestruturas de um aço TRIP 800 e um aço de baixo carbono após operações de conformação de chapas / Roberta Silveira Santiago. - 2016.

108 f. : il., tabs., grafs., fotos. -

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.

Coorientador: Wellington Lopes.

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

Bibliografia.

1. Microestrutura. 2. Dureza. 3. Ensaio de tração. 4. Deformação plástica. 5. Metais- Propriedades mecânicas. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. II. Título.

CDD: 620.11233



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

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“ANÁLISE COMPARATIVA DAS PROPRIEDADES E DA
MICROESTRUTURA DE UM AÇO TRIP800 E UM AÇO
BAIXO CARBONO APÓS OPERAÇÕES DE
CONFORMAÇÃO DE CHAPAS”

Autora: Roberta Silveira Santiago

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Costa

Prof^ª. Dr^ª. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Marcello Rosa Dumont

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG

Belo Horizonte, 07 de Outubro de 2016.

Dedico este trabalho aos meus queridos pais e irmã, exemplos de integridade e perseverança; meu amado esposo, sinônimo de amor e companheirismo e ao Nick, meu fiel companheiro.

AGRADECIMENTOS

À Deus, por ter me proporcionado transformar esse objetivo em realidade.

Aos meus pais Luiz e Ester, meu esposo Felipe e minha irmã Suzy, pelo apoio constante em toda minha caminhada.

À minha querida professora Elaine, pela disponibilidade, orientação, amizade e aprendizado proporcionado.

Ao meu coorientador Wellington, pelo auxílio e amizade.

Ao César, pela disponibilização dos materiais de estudo.

Aos professores Augusto César, Maria Celeste e Aline, pelas orientações, apoio e amizade.

Ao professor Joel pelo auxílio na execução dos testes de dobramento.

Ao professor Marcelo pela amizade e preparação dos reagentes químicos.

Ao professor João pela análise da composição química dos materiais.

Ao Leonardo Dutra pela amizade e apoio.

Aos funcionários do CEFET-MG Geraldo, Carlos e Rogério, pela amizade, e cuidado na preparação das amostras.

Ao professor Carlos, pelo auxílio na operação de máquinas e processos realizados nos laboratórios do CEFET-MG.

Ao Benedito pela confecção dos corpos de prova de dobramento.

Aos amigos do Laboratório de Caracterização e Microscopia do CEFET-MG, pela realização dos ensaios de difração de raios-X e microscopia eletrônica de varredura.

A todos os amigos do CEFET-MG que contribuíram para este trabalho, em especial à aluna Daiane, pelo carinho na preparação das amostras.

Ao CEFET-MG, que forneceu a estrutura e permitiu a realização deste trabalho.

*“Bom mesmo é ir à luta com determinação
Abraçar a vida e viver com paixão
Perder com classe e vencer com ousadia
Porque o mundo pertence a quem se atreve
E a vida é muito para ser insignificante.”
(Charles Chaplin)*

RESUMO

A estampagem é uma operação de conformação mecânica de grande importância no processo industrial automotivo. Por meio desse processo são confeccionados diversos componentes, estruturas e carrocerias. Dentro desse contexto, esse trabalho consistiu na análise comparativa das propriedades mecânicas, do comportamento e das características microestruturais de componentes automotivos denominados reforços da longarina, fabricados em um aço de baixo teor de carbono e um aço TRIP 800 submetidos a operações de deformação plástica. Para tal, tais materiais foram caracterizados mecanicamente e microestruturalmente por meio de ensaios de tração, dureza, dobramento, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. Nestes componentes foram estudadas oito regiões consideradas críticas, onde há maior concentração de tensões e conseqüentemente maior probabilidade de ocorrência de descontinuidades como trincas. Quando comparado ao aço de baixo teor de carbono, observou-se que o aço TRIP 800 apresentou propriedades mecânicas superiores, com maior resistência mecânica e ductilidade. Em termos de dobramento, foi observado que, para ambos os aços, para os dois raios de dobramento avaliados, a região próxima à superfície externa de dobramento apresentou resultados de dureza mais elevados que região próxima à superfície interna. Observou-se também que o retorno elástico dos materiais foi mais elevado com o aumento do ângulo e do raio de dobramento e que, para o aço TRIP, este fenômeno foi superior àquele determinado para o aço de baixo carbono. Para os reforços de longarina fabricados em ambos os aços, as regiões que apresentaram maiores valores de dureza foram as que, estimativamente, sofreram maior sollicitação. Por fim, verificou-se que é possível simular grande parte dos resultados das operações reais de estampagem em laboratório, por meio de ensaios de dobramento e tração, reduzindo investimentos e tempo gastos pelas indústrias em protótipos e estudos mais detalhados.

Palavras-chave: *Aço TRIP 800; Deformação plástica; Caracterização mecânica e microestrutural; Dobramento.*

ABSTRACT

The stamping is a very important mechanical forming operation in the automotive industrial process. Through this process they are made of several components, structures and bodies. Within this context, this study was the comparative analysis of the mechanical properties, behavior and microstructural characteristics of components called reinforcing beam, made of a steel low carbon and TRIP 800 steel underwent plastic deformation operations. To this end, such materials were characterized mechanically and microstructural through traction tests, hardness, bending tests, optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. In these components were studied eight regions considered critical where there is greater stress concentration and consequently greater likelihood of irregularities such as cracks. When compared to low carbon steel, TRIP 800 steel it was observed showed superior mechanical properties with higher mechanical strength and ductility. In terms of bending, it was observed that for both steels, for two radii of this folding, the region close to the outer surface of folding had higher hardness results that the region close to the inner surface. It was also observed that the elastic return of the material was higher with the increase of angle and bend radius and to the TRIP steel, this phenomenon was higher than that determined for the steel low carbon. For the stringer reinforcements made of either steel, the regions that showed greater hardness values that were was estimated to suffer most request. Finally, it was found that it is possible to simulate a large part of the results of the actual stamping operations in the laboratory, by means of bending and traction tests, reducing investments and time spent by the industries in prototypes and more detailed studies.

Keywords: *TRIP 800 steel; Plastic deformation; Mechanical and microstructural characterization; Bending.*

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Relação entre alongamento % e limite de resistência para diversos aços.	26
Figura 2 - Evolução dos aços empregados na indústria automobilística.	27
Figura 3 - Evolução do uso dos aços empregados nos veículos de uma montadora desde a década de 80 até 2008.	27
Figura 4 - Microestruturas de um aço TRIP 0,11%C-1,55%Mn-1,2%Si (reagente Nital 2%).	30
Figura 5 - Microestrutura de um aço TRIP 0,205%C-0,28%Mn-0,87%Si (reagente Le Pera).	30
Figura 6 - Curvas tensão - deformação de aços TRIP, DP e HSLA.	31
Figura 7 - Estabilização da austenita em função da temperatura.	32
Figura 8 - Mapas de fases obtidos por meio de EBSD.	33
Figura 9 - Comportamento mecânico de três aços TRIP desenvolvidos a partir da mesma composição química (0,19%C-1,45%Mn-0,7%Si-0,89%Al-0,11%Ti-0,08%V).	33
Figura 10 - Efeito da pré-deformação no módulo de elasticidade de dois aços TRIP.	34
Figura 11 - Rotas comerciais de produção de aços TRIP.	35
Figura 12 - Operações mais usuais associadas à estampagem.	37
Figura 13 - Ilustração do retorno elástico através da curva tensão-deformação.	38
Figura 14 – Comparação entre resultados de análise por elementos finitos e testes experimentais em operações de dobramento em V em liga de alumínio 5083.	39
Figura 15 – Exemplo de retorno elástico (α : desvio angular).	40
Figura 16 – Representação esquemática de um ensaio de embutimento profundo de um cilindro.	41
Figura 17 - Modelo básico usado no embutimento de um copo, mostrando a deformação e tensão atuantes no flange, na parede e no fundo do copo.	42
Figura 18 - Tipos de esforços envolvidos no embutimento profundo.	43
Figura 19 - Tipos de ensaio de embutimento.	44
Figura 20 - Operação de estiramento por tração.	45
Figura 21 - Estricção localizada em uma tira metálica carregada em tração.	46
Figura 22 - Ensaio de dobramento.	47

Figura 23 - Etapas de dobramento com diâmetro do cutelo igual a D pequeno ou sem cutelo ($D = 0$).	48
Figura 24 - Representação dos esforços atuantes e da linha neutra no dobramento.	48
Figura 25 - Representação do dobramento de uma chapa com suas características.	49
Figura 26 - Processo de dobramento em V.	50
Figura 27 - Processo de dobramento em U.	50
Figura 28 - Processo de dobramento em L de uma liga de alumínio.	51
Figura 29 - Fluxograma relativo à caracterização dos materiais no estado inicial.	54
Figura 30 - Fluxograma relativo aos ensaios de tração e dobramento.	55
Figura 31 - Fluxograma relativo à caracterização microestrutural e mecânica das peças estampadas.	55
Figura 32 - Dimensões de corpo de prova utilizado nos ensaios de tração (cotas em mm).	56
Figura 33 - Equipamentos utilizados na confecção dos corpos de prova para os ensaios de tração.	57
Figura 34 - Máquina universal de ensaios.	57
Figura 35 - Dimensões de corpo de prova utilizado nos ensaios de tração para posterior dobramento.	58
Figura 36 – Dimensões de corpo de prova utilizado nos ensaios de dobramento.	58
Figura 37 – Dispositivo de dobramento utilizado.	59
Figura 38 - Representação esquemática da matriz para dobramento em V.	60
Figura 39 – Cutelos utilizados.	60
Figura 40 - Reforço da longarina estampado em aço TRIP 800.	61
Figura 41 - Regiões de estudo abordadas neste trabalho.	62
Figura 42 – Procedimento de decaagem das amostras.	63
Figura 43 - Microscópio óptico utilizado na caracterização microestrutural.	64
Figura 44 - Microscópio eletrônico utilizado na caracterização microestrutural.	64
Figura 45 - Difratômetro de raios-X utilizado na caracterização microestrutural.	65
Figura 46 – Representação da seção transversal onde foram realizados os ensaios de microdureza.	66
Figura 47 - Microdurômetro Vickers utilizado.	67
Figura 48 – Aço BC no estado inicial – Reagente Nital 3% (MO).	69

Figura 49 - Aço BC no estado inicial – Reagente Nital 3% (MEV).	69
Figura 50 – Aço TRIP no estado inicial (MO).	70
Figura 51 - Aço TRIP no estado inicial – Reagente Nital 3% (MEV).	70
Figura 52 - Difractogramas obtidos no estado inicial (austenita γ , ferrita α , martensita M).	71
Figura 53 - Curvas tensão-deformação convencionais obtidas no estado inicial.	72
Figura 54 - Aço BC após tração 5% – Reagente Nital 3%.	73
Figura 55 - Aço BC após tração 10% – Reagente Nital 3%.	73
Figura 56 – Aço BC após tração 15% – Reagente Nital 3%.	74
Figura 57 - Aço TRIP após tração 5%.	74
Figura 58 - Aço TRIP após tração 10%.	74
Figura 59 - Aço TRIP após tração 15%.	75
Figura 60 - Difractogramas obtidos após tração para o aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).	76
Figura 61 - Superfície externa do aço BC após dobramento com ângulo de 90°.	77
Figura 62 - Superfície externa do aço TRIP após dobramento com ângulo de 90°... ..	78
Figura 63 - Representação gráfica dos ângulos de retorno elástico após dobramento.	79
Figura 64 – Distribuição de dureza Vickers na seção transversal do aço BC após dobramento.	82
Figura 65 - Distribuição de dureza Vickers na seção transversal do aço TRIP após dobramento.	82
Figura 66 - Superfície externa do aço BC após pré-deformação de 15% seguida de dobramento com ângulo de 90°.	83
Figura 67 - Superfície externa do aço TRIP após pré-deformação de 15% seguida de dobramento com ângulo de 90°.	83
Figura 68 - Representação gráfica dos ângulos de retorno elástico do aço BC após tração seguida de dobramento.	86
Figura 69 - Representação gráfica dos ângulos de retorno elástico do aço TRIP após tração seguida de dobramento.	87
Figura 70 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento.	91
Figura 71 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento.	91

Figura 72 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento.	92
Figura 73 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento.	92
Figura 74 – Região 1 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	93
Figura 75 – Região 2 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	93
Figura 76 – Região 3 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	93
Figura 77 – Região 4 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	94
Figura 78 – Região 5 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	94
Figura 79 – Região 6 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	94
Figura 80 – Região 7 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	95
Figura 81 – Região 8 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.	95
Figura 82 - Região 1 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	96
Figura 83 - Região 2 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	96
Figura 84 - Região 3 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	96
Figura 85 - Região 4 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	97
Figura 86 - Região 5 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	97
Figura 87 - Região 6 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	97
Figura 88 - Região 7 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	98
Figura 89 - Região 8 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.	98
Figura 90 - Difratogramas obtidos para as regiões 1 a 4 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).	99
Figura 91 - Difratogramas obtidos para as regiões 5 a 8 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades e proporção de austenita retida antes e após deformação de três aços TRIP com a mesma composição química (0,19%C-1,45%Mn-0,7%Si-0,89%Al-0,11%Ti-0,08%V).....	34
Tabela 2 - Especificação técnica do aço BC.	53
Tabela 3 - Especificação técnica do aço TRIP 800.	53
Tabela 4 – Dimensões dos corpos de prova pré-tracionados anteriores ao dobramento.	59
Tabela 5 – Fenômenos estimados ocorridos durante o processo de estampagem do reforço da longarina para cada região escolhida.....	62
Tabela 6 – Composição química do aço BC.	68
Tabela 7 – Composição química do aço TRIP 800.	68
Tabela 8 - Propriedades mecânicas dos aços BC e TRIP no estado inicial.	72
Tabela 9 - Valores de dureza Vickers dos aços BC e TRIP no estado inicial.	72
Tabela 10 - Proporção de fases do aço TRIP após tração (austenita γ , ferrita α , martensita M).	75
Tabela 11 - Valores de dureza Vickers dos aços BC e TRIP após tração.	77
Tabela 12 – Ângulos de retorno elástico após dobramento do aço BC.....	79
Tabela 13 – Ângulos de retorno elástico após dobramento do aço TRIP.	79
Tabela 14 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após dobramento com raio de 2 mm.....	80
Tabela 15 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após dobramento com raio de 10 mm.....	80
Tabela 16 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após dobramento com raio de 2 mm.....	81
Tabela 17 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após dobramento com raio de 10 mm.....	81
Tabela 18 – Ângulos de retorno elástico do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento.	84
Tabela 19 – Ângulos de retorno elástico do aço BC após deformação de 10% seguida de dobramento.....	84
Tabela 20 – Ângulos de retorno elástico do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento.....	84

Tabela 21 – Ângulos de retorno elástico do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento.....	84
Tabela 22 – Ângulos de retorno elástico do aço TRIP após deformação de 10% seguida de dobramento.....	85
Tabela 23 – Ângulos de retorno elástico do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento.....	85
Tabela 24 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 2 mm.	88
Tabela 25 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 10 mm.	88
Tabela 26 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 2 mm.	88
Tabela 27 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 10 mm.	89
Tabela 28 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 2 mm.	89
Tabela 29 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 10 mm.	89
Tabela 30 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 2 mm.	90
Tabela 31 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 10 mm.	90
Tabela 32 - Proporção das fases do reforço da longarina fabricado em aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).	100
Tabela 33 – Valores de dureza Vickers do reforço da longarina fabricada em aço BC.	101
Tabela 34 – Valores de dureza Vickers do reforço da longarina fabricada em aço TRIP.	101

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Aços Avançados de Alta Resistência (<i>Advanced High Strength Steel</i>)
ALT	Alongamento Total
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BC	Aço com Baixo Teor de Carbono
BH	Aço Endurecível pela Cura da Pintura (<i>Bake Hardening</i>)
CP	Aço Multifásico (<i>Complex Phase</i>)
DP	Aço Bifásico (<i>Dual Phase Steel</i>)
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados (<i>Electron Backscatter Diffraction</i>)
HPF	Aços Estampados a Quente (<i>Hot Press Forming</i>)
HSLA	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (<i>High Strength Low Alloy</i>)
IF	Aço Livre de Intersticiais (<i>Interstitial Free</i>)
LE	Limite de Escoamento
LIP	Aços Leves com Plasticidade Induzida (<i>Lightweight with Induced Plasticity</i>)
LR	Limite de Resistência
MART	Aço Martensítico
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
TRIP	Aços com Transformação Induzida por Deformação Plástica (<i>Transformation-Induced Plasticity</i>)
TWIP	Aços com Plasticidade Induzida pela Maclação (<i>Twinning-Induced Plasticity</i>)
X-AHSS	Aços Extra Avançados de Alta Resistência (<i>Extra Advanced High-Strength Sheet Steel</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

C	Carbono
Mn	Manganês
Si	Silício
Al	Alumínio
Cu	Cobre
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
μm	Micrometro
MPa	Megapascal
kV	Quilovolt
GPa	Gigapascal
γR	Austenita retida
α	Ferrita
γ	Austenita
B	Bainita
M_s	Temperatura de início da transformação martensítica
M_F	Temperatura final da transformação martensítica
A_{c1}	Temperatura intercrítica inicial
A_{c3}	Temperatura intercrítica final
N	Newton
mm	Milímetro
D_0	Diâmetro inicial do <i>blank</i>
D_p	Diâmetro do pistão
η	Eficiência do processo de estampagem
n	Expoente de encruamento
D	Diâmetro do cutelo
R	Raio de dobramento
b	Largura da chapa
t	Espessura da chapa
R_p	Raio do punção

<i>Ks</i>	Fator de retorno elástico
kN	Quilonewton
mA	Miliampère
P	Fósforo
S	Enxofre
Nb	Nióbio
Ti	Titânio
V	Vanádio
W	Tungstênio
Pb	Chumbo
Sb	Antimônio
M	Martensita
HV	Dureza Vickers
gf	Grama-força
s	Segundo

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	21
2 OBJETIVOS	23
2.1 Objetivo Geral.....	23
2.2 Objetivos Específicos	23
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1 Aços para Indústria Automobilística	24
3.2 Aços TRIP	28
3.3 Conformação de Chapas	36
3.3.1 Características gerais	36
3.3.2 Retorno elástico	37
3.3.3 Embutimento ou estampagem profunda.....	41
3.3.4 Estiramento.....	45
3.3.5 Dobramento	47
3.3.6 Estampagem de aços de alta resistência.....	51
3.3.7 Defeitos na estampagem em escala industrial	52
4 MATERIAIS E MÉTODOS	53
4.1 Materiais.....	53
4.2 Descrição Geral do Trabalho.....	53
4.3 Deformação Plástica nas Chapas	56
4.3.1 Ensaio de tração.....	56
4.3.2 Dobramento	58
4.4 Análise das Peças Estampadas	61
4.5 Caracterização Microestrutural.....	62
4.6 Caracterização Mecânica.....	65
4.6.1 Ensaio de tração.....	65
4.6.2 Ensaio de microdureza	65
5 RESULTADOS	68
5.1 Caracterização dos Materiais no Estado Inicial.....	68
5.1.1 Composição química	68

5.1.2 Caracterização microestrutural.....	68
5.1.3 Caracterização mecânica.....	71
5.2 Caracterização dos Materiais após Tração	73
5.2.1 Caracterização microestrutural.....	73
5.2.2 Ensaio de microdureza	76
5.3 Caracterização dos Materiais após Dobramento.....	77
5.3.1 Análise da superfície dos materiais após dobramento.....	77
5.3.2 Análise do retorno elástico	78
5.3.3 Avaliação da distribuição de microdureza.....	80
5.4 Caracterização dos Materiais após Tração seguida de Dobramento	82
5.4.1 Análise da superfície dos materiais após tração seguida de dobramento.....	82
5.4.2 Análise do retorno elástico	83
5.4.3 Avaliação da distribuição de microdureza.....	87
5.5 Caracterização das Peças Estampadas	92
5.5.1 Caracterização microestrutural.....	92
5.5.2 Ensaio de microdureza	100
6 CONCLUSÕES	102
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103

INTRODUÇÃO

Nos dias atuais, a concorrência industrial para manter e conquistar novos mercados tem levado as empresas a buscar continuamente por melhoria de seus produtos e seus processos produtivos, visando atender consumidores mais exigentes (ALY et al., 2014; SANTOS, 2013). Diante deste cenário, a indústria automobilística tem produzido veículos mais leves, de menor consumo, maior eficiência, entretanto, sem prejuízos à segurança de seus ocupantes e às legislações ambientais que se tornam cada vez mais severas (LIU, 2015; BHATTACHARYA, 2015).

Essas exigências impulsionaram as indústrias automotivas a aumentar o uso de aços avançados de alta resistência, também conhecidos como AHSS (*Advanced High Strength Steel*). Dentre os AHSS, destacam-se os aços TRIP ou aços com transformação induzida por deformação plástica (*Transformation-Induced Plasticity*) (ANTUNES; OLIVEIRA, 2014; FU et al., 2014; KNIJF et al., 2014) A elevada combinação de resistência e ductilidade desses aços permite a estampagem de chapas de menores espessuras sem comprometimento das exigências citadas anteriormente (SANTOS, 2013).

A estampagem é um processo de conformação mecânica a partir da combinação de diferentes tipos de esforços mecânicos inferiores ao limite de resistência à ruptura do material, aplicados em matrizes com punções. Por ser um processo geralmente realizado a frio, na região de deformação plástica da peça, ocorre uma elevação da resistência mecânica (encruamento). Os materiais metálicos de uso mais comuns são chapas fabricadas em aços de baixo teor de carbono (BC) que, para operações de estampagem profunda, devem possuir características de elevada conformabilidade.

Dentro da estampagem, podem ser citadas as operações de embutimento, estiramento e dobramento utilizadas amplamente no processo industrial automotivo. Durante essas operações ocorre a deformação plástica com transformação da microestrutura do material (possíveis transformações de fases) e o surgimento de regiões com grande concentração de tensões que, podem dar origem ao aparecimento de descontinuidades como trincas, furos alargados, ruptura no fundo,

forma abaulada, dentre outras falhas dos produtos estampados. Essas descontinuidades encontradas em peças estampadas são originadas, basicamente, por defeitos preexistentes na chapa, por falhas na construção do ferramental utilizado bem como problemas na conservação destas.

Outro fator de grande influência no processo de estampagem é o retorno elástico. Este fenômeno determina a geometria e dimensões finais do componente e, dessa forma, deve ser corretamente controlado. Por se tratar de um fenômeno complexo, que vem sendo abordado ao longo dos anos por diversos pesquisadores (MAGNUSSON et al.,1990; FORCELESE et al., 1998; HUANG E LEU, 1998; CARDEN et al., 2002; BRAGA, 2009; SANTOS, 2013), o estudo e controle do retorno elástico geralmente implicam tempo e custos elevados. Apesar da complexidade desse fenômeno, o planejamento das operações industriais de estampagem deve ser capaz de prever o retorno elástico, que é influenciado por diversos parâmetros combinados, como: formato e dimensões do ferramental utilizado, forças, condições de atrito e de contato atuantes no processo, propriedades dos materiais e espessura (HEIN, 2008; SANTOS, 2013).

Neste contexto, este trabalho consistiu na análise comparativa das propriedades mecânicas, do comportamento e das características microestruturais de um aço de baixo teor de carbono e um aço TRIP 800, utilizados na confecção de um componente automotivo denominado reforço da longarina, submetidos a diversas operações de deformação plástica.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho consistiu em analisar comparativamente as propriedades mecânicas, o comportamento e as características microestruturais de componentes automotivos de um aço de baixo teor de carbono e um aço TRIP 800 submetidos a operações de deformação plástica.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste trabalho consistiram em:

- Caracterizar os aços após operações de tração, dobramento e tração seguida de dobramento.
- Analisar o retorno elástico dos materiais associados às operações de dobramento e tração seguida de dobramento.
- Caracterizar mecanicamente e microestruturalmente em diferentes regiões um componente estrutural automotivo estampado.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços para Indústria Automobilística

A indústria automotiva enfrenta muitos desafios no cumprimento de restrições cada vez mais rigorosas em termos de emissões, consumo de energia e reciclagem dos componentes, juntamente com a necessidade de manter a competitividade de custos (ALY et al., 2014). Nesse contexto, a indústria automobilística se vê forçada a adotar um novo sistema de desenvolvimento de novos materiais para seus produtos, envolvendo os fornecedores mais importantes e a própria montadora, todos trabalhando simultaneamente no desenvolvimento do produto para atender as exigências do consumidor em um mercado cada vez mais competitivo.

A indústria automobilística passou por uma grande transformação nos últimos tempos. A demanda por segurança (prioridade para todos os fabricantes de automóveis), alinhada a veículos mais leves, de baixo consumo e mais eficientes, alterou o cenário da indústria automotiva (BHATTACHARYA, 2015). Dessa forma, a seleção de um material apropriado para um componente geralmente envolve a avaliação comparativa de vários critérios e atributos relevantes para a aplicação deste (ALY et al., 2014).

Durante a crise do petróleo na década de 70, a indústria automobilística direcionou seus esforços para aumentar a eficiência dos combustíveis nos automóveis. Desenvolvimentos avançados em muitas áreas foram realizados, incluindo motores mais eficientes, melhorias na aerodinâmica e combustíveis alternativos (ARAÚJO; NAVEIRO, 1999). A forma mais eficaz de economizar combustível e atender as exigências ambientais, sem comprometer a segurança dos passageiros, é por meio da redução de peso do veículo (LIU et al., 2014; KNIJF et al., 2014; TOROS et al., 2011).

A questão ambiental tem grande importância para as mais variadas indústrias, inclusive a automotiva. Segundo Liu (2015), as tecnologias avançadas para reduzir a demanda de materiais e as emissões de poluentes são necessárias na fase de produção para diminuir os impactos diretos e indiretos. A redução no peso do

automóvel tem sido obtida principalmente em dois sistemas: carroceria e chassis. Esses sistemas devem ser feitos de materiais de alta resistência, que ofereçam uma excelente energia de absorção em relação à taxa de deformação resultante de impacto (BHATTACHARYA, 2015). A necessidade dessa redução de peso acelera o desenvolvimento de novos materiais metálicos capazes de alcançar um bom equilíbrio entre conformabilidade e propriedades mecânicas. Nesse caso, os materiais mais utilizados com o propósito de redução de peso são ligas de alumínio, ligas de magnésio e uma nova família de aços conhecidos como aços avançados de alta resistência ou *Advanced High Strength Steel* (AHSS), que desempenham um importante papel neste cenário (ANTUNES; OLIVEIRA, 2014; FU et al., 2014; KNIJF et al., 2014).

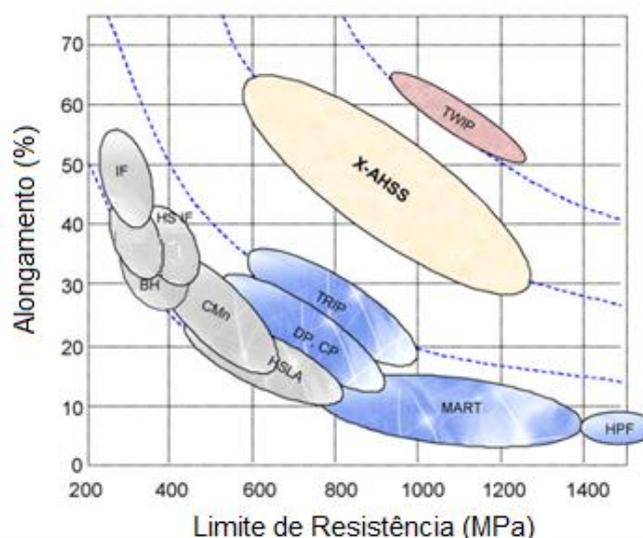
Os aços AHSS derivam suas propriedades mecânicas consideradas superiores de suas microestruturas multifásicas, obtidas pela mistura de fases macias e dúcteis, tais como ferrita ou austenita, com constituintes duros, como martensita ou bainita (BELDE et al., 2015). Tais aços tem atraído muita atenção nos últimos anos, principalmente da indústria automotiva (ZHU et al., 2013). A utilização de aços de elevada resistência em estruturas veiculares visa potencializar a redução de peso bem como melhorar certas características de segurança, diminuindo o impacto transmitido aos ocupantes do veículo (SAHRAEI et al., 2014; FU et al., 2014). Tecnicamente, em caso de acidente, as resistências ao impacto e ao choque de um aço determina a segurança dos passageiros de um veículo (BHATTACHARYA, 2015). Como regra geral, a redução de peso no veículo é de cerca de 50% quando os aços AHSS são utilizados em substituição aos aços convencionais, sem comprometimento da resistência. Estima-se que em apenas alguns anos, os veículos serão compostos de 40% a 50% de aços AHSS (BALUCH et al., 2014). Além da redução do peso, a utilização dos aços AHSS possibilita também resolver questões ambientais e o elevado custo da energia recentemente (CHUNG et al., 2011).

Os aços AHSS podem ser separados em gerações. Na primeira geração estão os aços de plasticidade induzida por deformação - *transformation induced plasticity* (TRIP), os aços bifásicos - *dual phase* (DP), os aços considerados de fases complexas - *complex phase* (CP) e os aços martensíticos (MART). Na segunda

geração se encontram os aços de plasticidade induzida por maclação - *twinning induced plasticity* (TWIP), os aços leves com plasticidade induzida - *lightweights steels with induced plasticity* (LIP), os aços inoxidáveis austeníticos de alta resistência, os aços estampados a quente - *hot press forming* (HPF) e os aços extra avançados de alta resistência - *extra advanced high-strength sheet steel* (X-AHSS).

Alguns desses aços da segunda geração apresentam propriedades excepcionais, porém, seu alto custo torna sua utilização limitada. Como aços ainda empregados na indústria automotiva, alguns considerados mais usuais, podem ser destacados também os aços endurecíveis pela cura da pintura - *bake hardening* (BH), os aços livres de intersticiais - *interstitial free* (IF) e os aços de alta resistência e baixa liga - *high strength low alloy* (HSLA). Na Figura 1 é mostrada a relação entre o alongamento % e o limite de resistência de alguns desses aços (HAN et al., 2009).

Figura 1 - Relação entre alongamento % e limite de resistência para diversos aços.



Fonte: Han et al., 2009.

Na Figura 2 são apresentados os fatores determinantes e a evolução dos aços desde a crise do petróleo até o desenvolvimento dos aços AHSS empregados na indústria automotiva. Segundo Coelho (2008), a indústria automotiva é um dos maiores mercados para os aços AHSS e impulsiona o desenvolvimento de novos materiais e tecnologias. O aumento da concorrência e a crescente demanda por veículos mais seguros, econômicos e menos poluentes exigem dessa indústria grandes investimentos na pesquisa de novos aços. O resultado dessas pesquisas foi

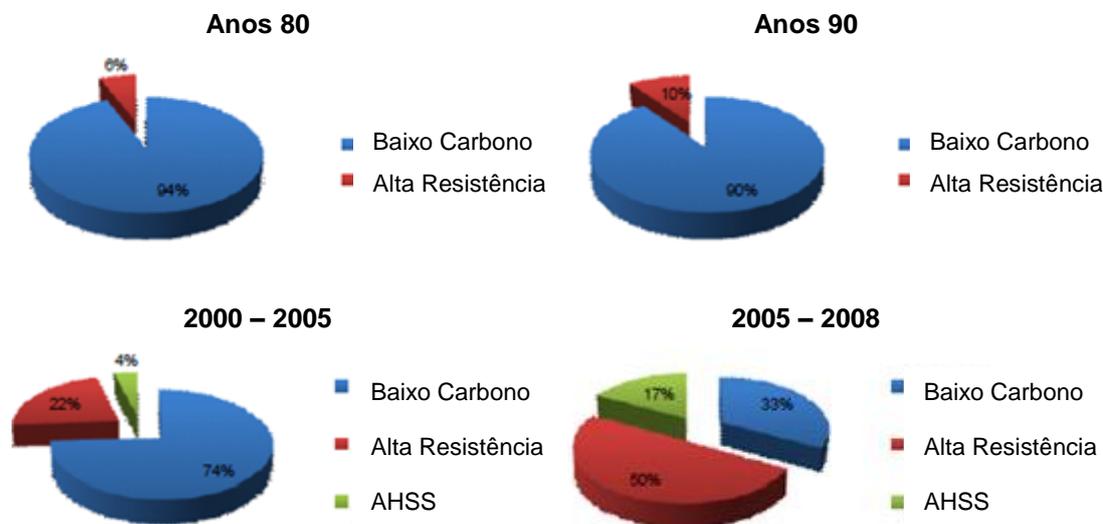
o aumento significativo na utilização de aços AHSS nos automóveis, mostrado na Figura 3.

Figura 2 - Evolução dos aços empregados na indústria automobilística.



Fonte: Brandão et al., 2011.

Figura 3 - Evolução do uso dos aços empregados nos veículos de uma montadora desde a década de 80 até 2008.



Fonte: Coelho, 2008.

As chapas feitas com aços AHSS correspondem aos principais avanços da siderurgia aos desafios impostos por seus clientes em sua busca por maior competitividade e atendimento às restrições ao consumo de energia bem como exigências ambientais. Chapas de aço de maiores espessura e resistência mecânica possibilitam, em geral, reduzir o peso das peças sem perder suas características originais. Nos casos em que um aumento da resistência leva à redução da conformabilidade do material, podem ser aplicados efeitos microestruturais complexos para conciliar, da melhor maneira possível, essas características aparentemente contraditórias (GORNI, 2008).

3.2 Aços TRIP

Em geral, os aços TRIP exibem uma excelente combinação de resistência mecânica, conformabilidade e capacidade de absorção de energia mediante um esforço dinâmico (CHIANG et al., 2011). Essas características estão associadas basicamente ao fato de que esses materiais apresentam o fenômeno de transformação da austenita, metaestável, em martensita durante um processo envolvendo deformação plástica a frio (FU et al., 2014). Essa transformação de fase com a deformação promove uma espécie de encruamento localizado, que retarda o início da estricção do material, levando à obtenção de valores maiores de alongamento uniforme e alongamento total, portanto elevando a ductilidade da liga (CHIANG et al., 2011).

Além dessas propriedades, os aços TRIP apresentam resistência à corrosão, sendo capazes, com uma pequena quantidade de elementos de liga, de evitar a corrosão, até mesmo em ambientes marinhos. Zhang et al. (2012) comparou as propriedades mecânicas e resistência à corrosão de dois aços TRIP: um TRIP convencional C-Mn-Si (aço A) e um TRIP contendo os elementos de liga Al, Cu, Cr, Mo e Ni (aço C). Os estudos concluíram que o aço C apresentou maior ductilidade devido à presença de microestruturas multifásicas após tratamento térmico e a adição dos elementos de liga. Além disso, o aço C apresentou maior resistência à corrosão, principalmente em ambientes clorados, exibindo camadas compactas de oxidação quando comparado ao aço A. Tal fato está relacionado aos elementos de liga presentes no aço C, que podem retardar o crescimento da oxidação, suprimir o fornecimento de

oxigênio para a superfície do aço, reduzir a condutividade da oxidação, precipitar e cobrir a superfície do aço, retardar a cristalização da oxidação e contribuir para uma dissolução uniforme do aço.

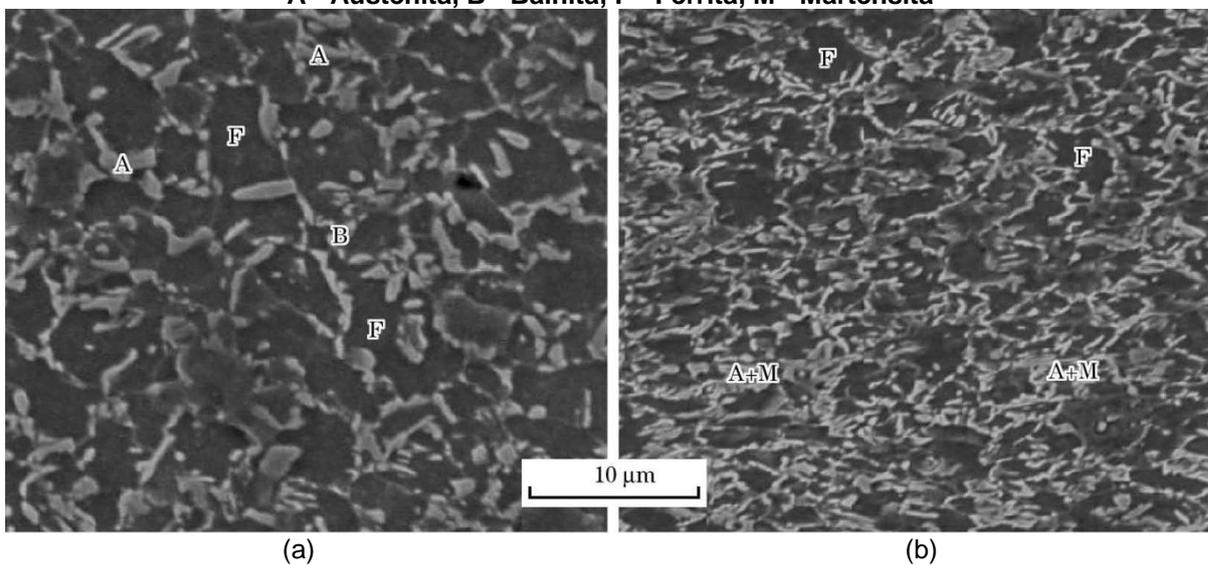
Os aços denominados simplesmente como TRIP são aços com microestrutura totalmente austenítica (contendo grandes quantidades de solutos estabilizadores dessa fase, como Mn e Ni), transformando-se em martensita após aplicação de tensões locais. Já os aços assistidos pelo efeito TRIP, segundo Caetano (2015), são aços com uma pequena quantidade de austenita retida, que se transforma em martensita durante a deformação. Esses aços são os mais utilizados, principalmente na indústria automotiva. Para fins de simplificação, no presente trabalho estes aços serão referidos apenas como aços TRIP.

O comportamento mecânico apresentado pelos aços TRIP é associado à sua microestrutura, formada basicamente por uma matriz ferrítica e segunda fase composta por austenita não transformada, e pelas fases duras bainita e/ou martensita. Na Figura 4 e 5 são mostradas micrografias de aços TRIP com características ou processamentos distintos. Na Figura 4 são apresentadas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (ataque com reagente químico Nital 2%) de um aço TRIP (0,11%C-1,55%Mn-1,2%Si) não deformado e após tração com deformação de 28%. Pode-se observar a presença de ferrita, bainita, austenita e martensita, essa última em decorrência da transformação da austenita mediante a deformação plástica (YU, 2013). Na Figura 5 é mostrada uma fotomicrografia de um aço TRIP 800 (0,205%C-0,28%Mn-0,87%Si) obtida por microscopia óptica (ataque com reagente químico Le Pera), não deformado, na qual a fase ferrítica aparece em azul, a bainítica em marrom e as fases martensítica e austenítica em branco (COSTA et al., 2012).

A presença de fases secundárias duras em uma matriz ferrítica macia no aço TRIP acarreta uma elevada capacidade de encruamento em pequenas deformações, tal como, a observada para os aços bifásicos DP. À medida que a quantidade de deformação imposta aos aços TRIP aumenta, a austenita residual se transforma

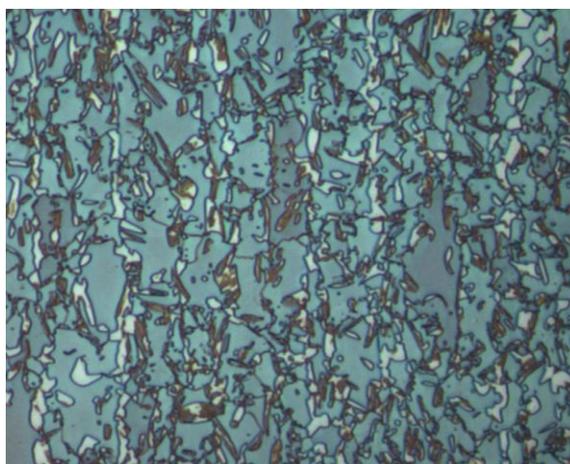
progressivamente em martensita, levando a uma capacidade de encruamento superior a dos aços DP (BRANDÃO, 2015).

**Figura 4 - Microestruturas de um aço TRIP 0,11%C-1,55%Mn-1,2%Si (reagente Nital 2%).
A - Austenita, B - Bainita, F - Ferrita, M - Martensita**



(a) material não deformado e (b) material deformado por tração 28%.
Fonte: Yu, 2013.

**Figura 5 - Microestrutura de um aço TRIP 0,205%C-0,28%Mn-0,87%Si (reagente Le Pera).
Ferrita: azul, bainita: marrom, martensita e austenita: branco**

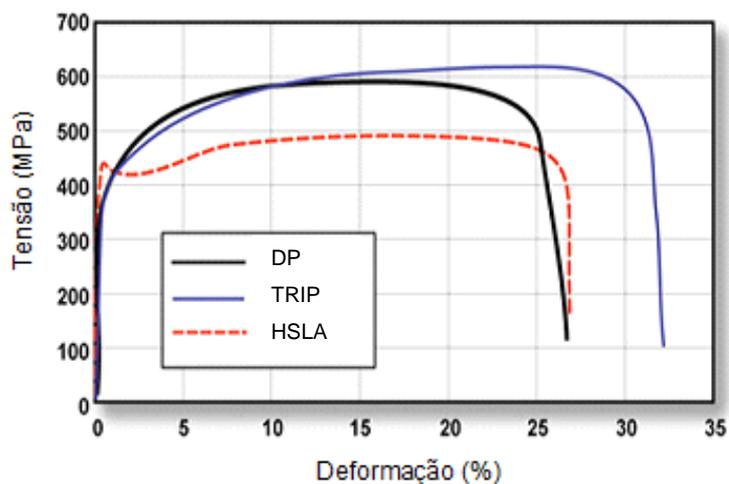


Fonte: Costa et al., 2012.

Este fenômeno está relacionado à facilidade desse aço em distribuir deformações, não as concentrando pontualmente, e dessa forma, valores maiores de alongamento uniforme são obtidos para aços TRIP quando comparados aos aços HSLA e DP. Na Figura 6 são mostrados exemplos de curvas tensão - deformação para um aço TRIP, um aço DP e um aço HSLA (WORLD AUTO STEEL, 2009). Observa-se que, nesse

exemplo, o aço TRIP atingiu níveis de resistência mecânica mais elevados assim como exibiu maior ductilidade.

Figura 6 - Curvas tensão - deformação de aços TRIP, DP e HSLA.

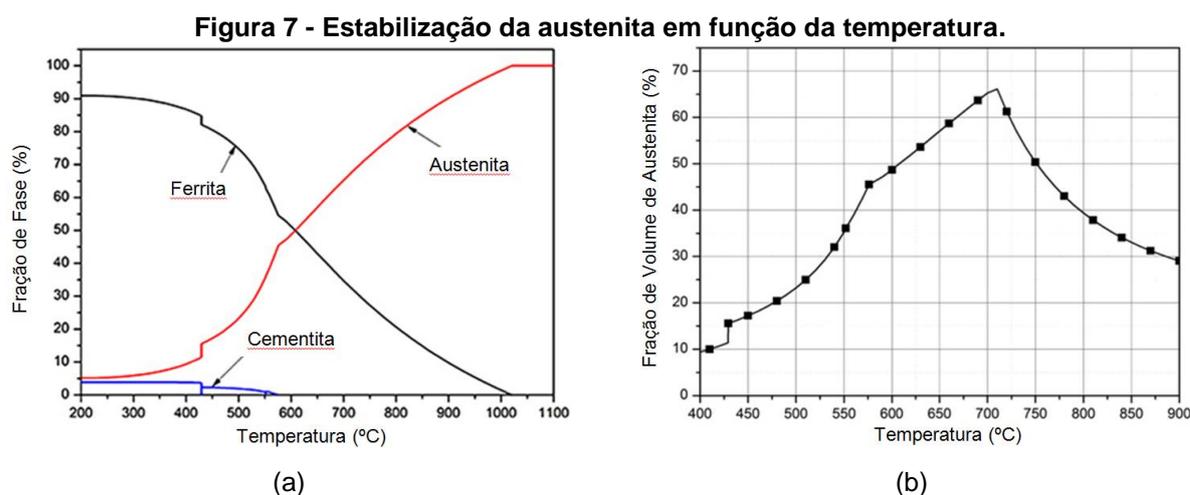


Fonte: World Auto Steel, 2009.

A plasticidade induzida por deformação consiste basicamente na transformação da austenita metaestável em martensita, proporcionando ao aço maior capacidade de deformação uniforme e de absorção de energia. Já os relativamente elevados níveis de resistência mecânica, além de estarem relacionados à presença de estrutura bainítica, são associados a dois mecanismos (BHATTACHARYYA et al., 2010). O primeiro é ligado à própria fase martensítica, que é dura e aparece dispersa na matriz ferrítica. O segundo relaciona o comportamento do material à formação de discordâncias em torno da martensita recém-desenvolvida como resultado da expansão volumétrica durante a transformação da austenita.

Dessa forma, uma vez as características mais importantes dos aços TRIP estão relacionadas à transformação de fase durante a deformação plástica, o desempenho dessas ligas depende da quantidade e da estabilidade da austenita retida na microestrutura do material (BHATTACHARYYA et al., 2010). Diversos trabalhos tem mostrado que as melhores propriedades (resistência mecânica, ductilidade) são obtidas quando a microestrutura inicial do material apresenta entre 5% e 20% de austenita retida (MARK et al., 2013). Nesse caso, a estabilidade mecânica dessa fase deve ser tal que durante o processamento posterior cerca de metade dessa quantidade se transforma em martensita. A estabilidade da austenita nos aços TRIP

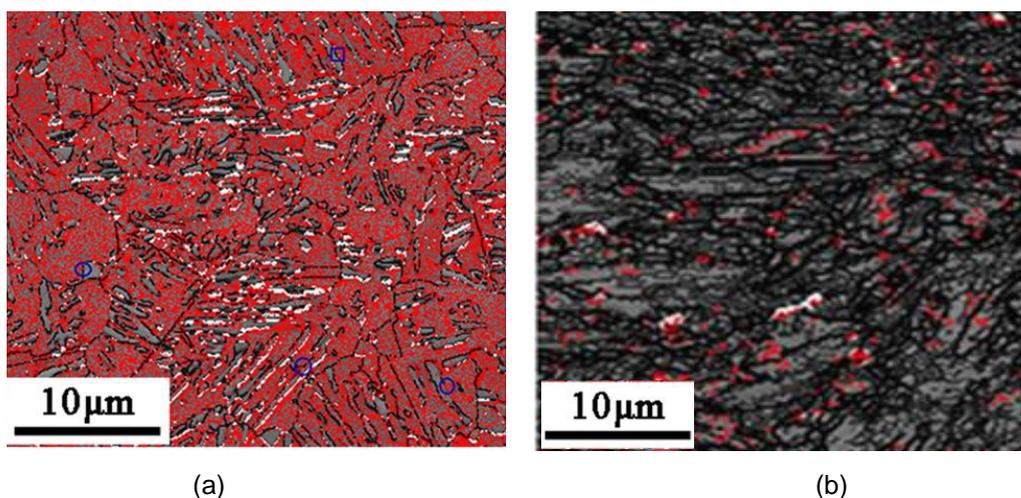
se refere à resistência dessa fase em se transformar mediante tensão, deformação ou temperatura (CHIANG et al., 2011). Os principais fatores que influenciam o comportamento do aço nessa situação são o teor de carbono, o tamanho de grão austenítico, a morfologia dos grãos e as características das fases que compõem o material (CHIANG et al., 2011; MARK et al., 2013). Cai et al. (2013) estudou a evolução da microestrutura resultante do tratamento térmico e do efeito TRIP bem como a estabilidade da austenita retida. A Figura 7 apresenta a estabilização da austenita em função do aumento da temperatura e a Figura 8 os mapas de fases obtidos através da técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD). A morfologia e orientação dos grãos provaram ser os principais fatores na determinação da estabilidade mecânica, onde a morfologia apresentou mais influência do que a orientação.



(a) frações de fase e (b) frações calculadas de austenita retida.
Fonte: Cai et al., 2013.

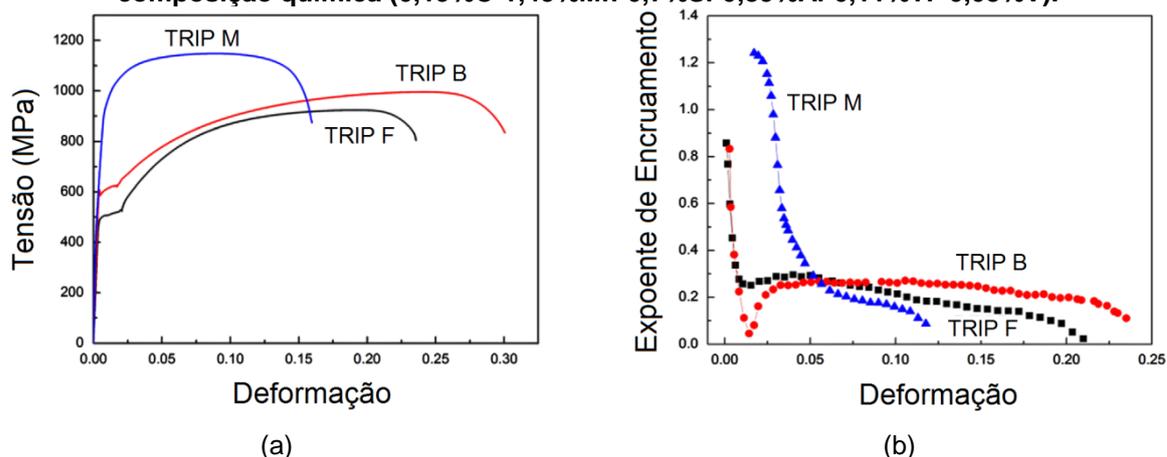
A transformação da austenita retida em martensita conduz a um aumento na taxa de encruamento durante a deformação plástica. Na Figura 9 são mostradas, como exemplos, as curvas tensão - deformação e expoente de encruamento instantâneo em função da deformação de três aços TRIP desenvolvidos a partir da mesma composição química (0,19%C-1,45%Mn-0,7%Si-0,89%Al-0,11%Ti-0,08%V) por tratamentos distintos (WANG et al., 2014), com matrizes predominantemente ferrítica (aço TRIP F), bainítica (aço TRIP B) e martensítica (aço TRIP M).

Figura 8 - Mapas de fases obtidos por meio de EBSD.



(a) amostra não deformada e (b) amostra fraturada (austenita retida aparece em vermelho).
Fonte: Cai et al., 2013.

Figura 9 - Comportamento mecânico de três aços TRIP desenvolvidos a partir da mesma composição química (0,19%C-1,45%Mn-0,7%Si-0,89%Al-0,11%Ti-0,08%V).



(a) curvas tensão - deformação e (b) curvas expoente de encruamento instantâneo - deformação
Fonte: Wang et al., 2014.

Na Tabela 1 são apresentados os resultados relativos à resistência mecânica (por meio dos limites de escoamento LE e de resistência LR), à ductilidade (por meio do alongamento total ALT %) e à conformabilidade (por meio do índice de conformabilidade CONF: limite de resistência x alongamento total) desses aços, além da proporção de austenita retida (γ_R) antes e após a tração em cada um deles. Considerando ainda as propriedades mecânicas do material, foi observado que a rigidez também é alterada com o fenômeno de transformação martensítica por deformação plástica. Na Figura 10 são apresentados exemplos desse fenômeno para dois aços TRIP com composições químicas e microestruturais distintas.

Tabela 1 - Propriedades e proporção de austenita retida antes e após deformação de três aços TRIP com a mesma composição química (0,19%C-1,45%Mn-0,7%Si-0,89%Al-0,11%Ti-0,08%V).

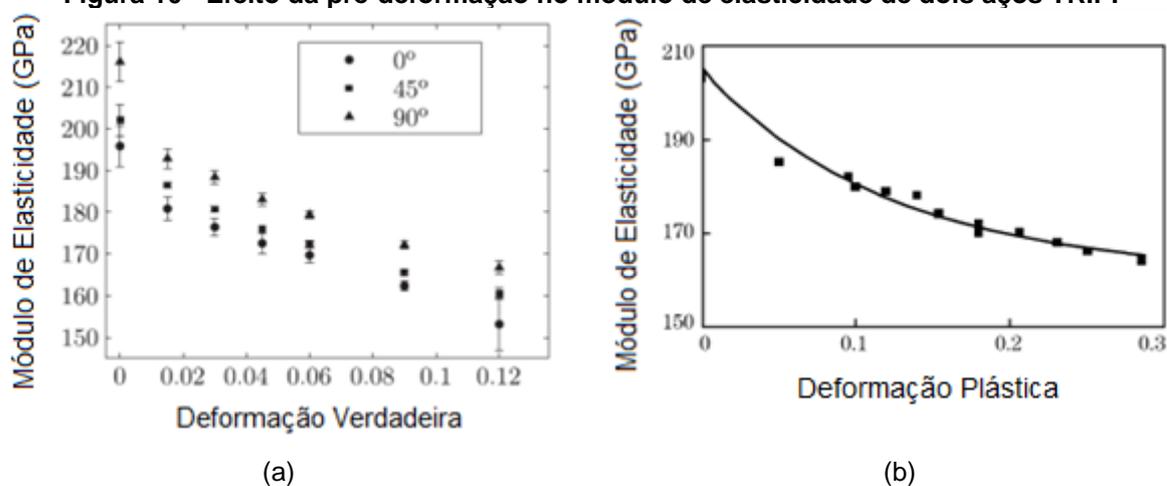
Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	ALT %	CONF (MPa %)	γ R não tracionado (%)	γ R tracionado (%)
TRIP F	522	924	23,2	21436,8	12,1	< 1
TRIP B	613	996	30,7	30577,2	13,4	< 1
TRIP M	952	1147	15,9	18237,3	9,6	5,7

LE: limite de escoamento, LR: limite de resistência, ALT %: alongamento total%, CONF: índice de conformabilidade, AR: austenita retida.

Fonte: Wang et al., 2014.

Na Figura 10(a) são mostrados os resultados obtidos por Mendiguren et al. (2015) para amostras de um aço TRIP 700 (0,22%C-1,82%Mn-0,29%Si-0,86%Al) pré-deformadas com diferentes orientações em relação ao sentido de laminação original do material (0, 45° e 90°). Verifica-se que à medida que a deformação plástica aumenta, o módulo de elasticidade é reduzido, sendo que para uma pré-deformação máxima de 0,12, o módulo de elasticidade diminuiu entre 15% e 20%. Na Figura 10(b) podem ser observados os resultados apresentados por Yu (2013), obtidos em um trabalho desenvolvido com um aço 0,11%C-1,55%Mn-1,2%Si com microestrutura composta por ferrita, bainita e austenita. Nesse caso, a redução da rigidez com a deformação prévia na tração também é verificada, sendo que para um nível de deformação plástica de 0,26, o decréscimo no valor do módulo de elasticidade foi de aproximadamente 18%.

Figura 10 - Efeito da pré-deformação no módulo de elasticidade de dois aços TRIP.



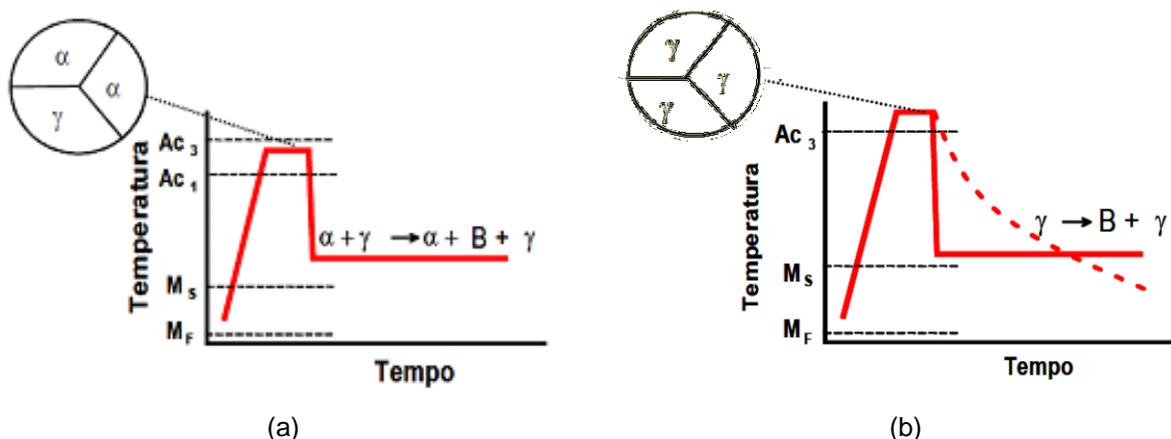
(a) 0,22%C-1,82%Mn-0,29%Si-0,86%Al e (b) 0,11%C-1,55%Mn-1,2%Si
Fonte: Mendiguren et al., 2015; Yu, 2013.

Para a produção de aços TRIP, dois procedimentos básicos tem sido apresentados na literatura (COELHO, 2008). No primeiro, o material laminado a frio é aquecido rapidamente até a temperatura intercrítica, onde estão presentes as fases α (ferrita) e γ (austenita). Após um tempo a essa temperatura, o material sofre um resfriamento controlado, produzindo uma estrutura contendo austenita γ , ferrita α e bainita B. A reação bainítica é responsável pelo enriquecimento da austenita, deixando-a estável a temperatura ambiente. Na segunda rota, emprega-se o material laminado a quente, totalmente austenitizado, que forma tanto bainita quanto ferrita, quando sofre um resfriamento controlado.

Na Figura 11(a) é representada a rota utilizada para a fabricação de aços TRIP com bainita, ferrita e austenita a partir do tratamento intercrítico seguido de uma transformação isotérmica. Na Figura 11(b) é indicada a rota para a produção de aços TRIP com bainita e austenita que utiliza uma austenitização completa seguida de uma transformação isotérmica ou resfriamento contínuo.

Figura 11 - Rotas comerciais de produção de aços TRIP.

α = Ferrita, γ = austenita, M_s = temperatura de início da transformação martensítica, M_F = temperatura final da transformação martensítica, Ac_1 = temperatura intercrítica inicial, Ac_3 = temperatura intercrítica final.



(a) aço com bainita, ferrita e austenita e (b) aço com bainita e austenita
Fonte: Coelho, 2008.

3.3 Conformação de Chapas

3.3.1 Características gerais

De acordo com Olienick (2003), define-se conformabilidade como a capacidade de um material de se deformar sem apresentar falhas. Esta capacidade depende das condições existentes durante o processo de conformação: temperatura, taxa de deformação, tensões e histórico da deformação e das variáveis do material, como: composição química, presença de vazios e inclusões e microestrutura inicial. Segundo Caetano (2015), o conceito de conformabilidade é baseado primeiramente na ruptura, ou seja, um material com boas características de conformabilidade não deve romper ao ser conformado. Em segundo lugar vem o conceito de rigidez de forma (associado à ocorrência do efeito mola) e também a ocorrência de rugas.

Operações de conformação mecânica são aquelas nas quais um metal tem sua geometria modificada (deformação plástica) através da aplicação de esforços externos cuja intensidade ultrapasse o limite de escoamento do material. Muitos materiais metálicos apresentam boa conformabilidade, por possuírem ductilidade moderada e capacidade de deformação plástica sem ocorrência de trincas ou fraturas (CALLISTER, 2002). Considerando os muitos tipos de operações de conformação mecânica, os processos de estampagem ou conformação de chapas estão dentre os mais importantes, devido à versatilidade das formas obtidas, produtividade elevada, controle dimensional e pelo consumo relativamente baixo de energia quando comparado a outros (DIETER, 1986; SALES, 2013; BRESCIANI FILHO et al., 2011).

A matéria-prima de uma operação de estampagem é a chapa, inicialmente submetida ao corte, com uso de guilhotinas ou prensas, que possibilitam a obtenção dos chamados *blanks*. Após essa preparação inicial, o material cortado pode ser usado em diferentes tipos de operações de estampagem, determinadas de acordo com as características do produto que se deseja fabricar (MARCINIAK et al., 2002). Os modos de deformação mais conhecidos na conformação a frio ou estampagem são classificados como: embutimento, estiramento e dobramento conforme mostrado na Figura 12. A fim de avaliar os modos básicos de estampagem devem ser

analisadas as tensões e deformações envolvidas no processo. De acordo com Firat et al. (2008), uma modelagem exata dessas deformações, incluindo a avaliação do fenômeno de retorno elástico é um dos fatores-chave para a utilização eficiente de simulação de processos no ambiente industrial. O retorno elástico é o principal fenômeno que ocorre em processos de conformação de chapas e tem sido amplamente estudado por pesquisadores (CHEN; KO, 2006).

Figura 12 - Operações mais usuais associadas à estampagem.



Fonte: Dieter, 1986.

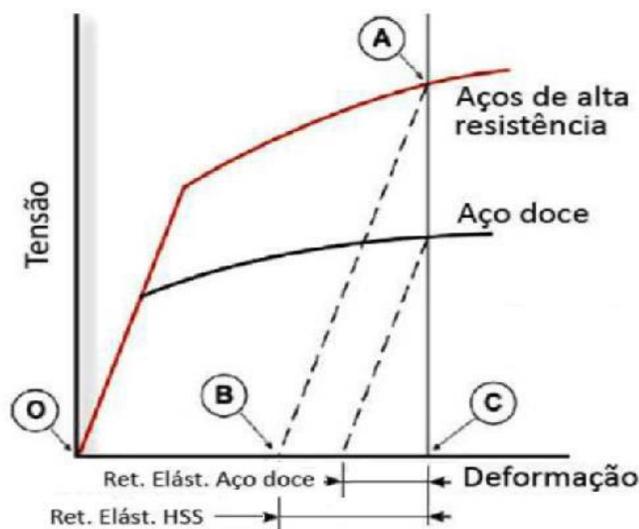
3.3.2 Retorno elástico

O fenômeno conhecido como retorno elástico, *springback*, recuperação elástica ou ainda, efeito mola, consiste na recuperação de parte da deformação sofrida após a remoção das cargas impostas durante o processo. Tal fato possibilita a ocorrência de desvios dimensionais dos componentes, exigindo retrabalhos e muitas vezes inutilizando a peça. Esse fenômeno é mostrado na Figura 13.

Após o descarregamento (eliminação de todas as forças externas atuantes) do nível de deformação plástica (A) forma-se o seguimento AB e deste OB e BC, onde OB é a deformação permanente (plástica) e BC a deformação recuperada (retorno elástico).

Apesar da recuperação de deformação elástica em um determinado local ser muito pequena, tal fenômeno pode causar mudanças relevantes na geometria das peças, devido o seu efeito mecânico possuir uma característica multiplicadora para outros locais, exemplo, em dobras de superfícies curvas.

Figura 13 - Ilustração do retorno elástico através da curva tensão-deformação.



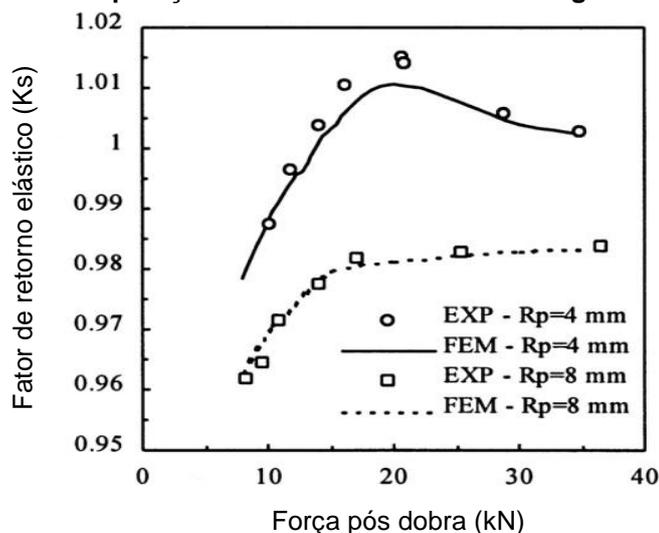
Fonte: Adaptado de World Auto Steel, 2009.

O retorno elástico começou a ser investigado na década de 40 por pesquisadores e engenheiros da indústria aeronáutica e vem sendo amplamente estudado até o momento por diversos pesquisadores. Shanley (1942) e Schroeder (1943, apud BRAGA, 2009) investigaram o retorno elástico de uma liga de alumínio AL24ST numa estreita faixa de valores de espessura e pequenos valores de raios em operações de dobramento, condições em que o efeito deste fenômeno é menor.

Magnusson et al. (1990) apresentou um estudo teórico sobre o retorno elástico em operações de dobramento livre, empregando chapa fina de *Kirchhoff*, considerando, materiais isotrópicos e encruamento de *Von Mises*, onde concluiu que houve aumento nos valores de retorno elástico com o aumento da espessura das chapas.

Forcellese et al. (1998) estudou operações de dobramento em V em liga de alumínio 5083 por meio de análise de elementos finitos e observou a influencia do raio do punção (R_p) e da força após dobramento, sobre o fator de retorno elástico (K_s). Esse fator foi maior do que 1 (houve avanço elástico) quando se utilizou raio de punção de 4 mm (Figura 14).

Figura 14 – Comparação entre resultados de análise por elementos finitos e testes experimentais em operações de dobramento em V em liga de alumínio 5083.



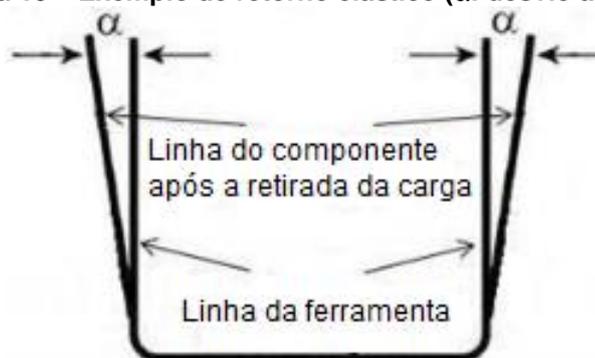
Fonte: Forcellese et al., 2009.

No mesmo ano, Huang e Leu (1998) pesquisaram a influência dos seguintes parâmetros em operações de dobramento em V em cinco diferentes materiais: i) raio do punção; ii) fator de encruamento (n); iii) anisotropia normal ; iv) coeficiente de atrito; v) abertura da matriz e vi) velocidade do punção. Santos (2013) verificou a influência da força pós dobra no retorno elástico em operações de dobramento com ângulo de 90° em três aços AHSS: HSLA 450, TRIP 800 e DP 800. Ele observou que foi possível conter o retorno elástico nesses materiais aplicando força pós dobra na região do raio de curvatura das peças. Em alguns casos ele verificou que o retorno foi reduzido até um valor negativo, ou seja, houve avanço elástico.

Onipede e Gomes (2005), afirmam que o retorno elástico ocorre em todos os aços e em todos os componentes conformados, em maior ou menor grau. O retorno elástico pode ser apenas controlado e minimizado, mas nunca eliminado. Este fenômeno não é apenas influenciado pelas forças aplicadas, mas também pela espessura, raio e ângulo de dobramento, dentre outras propriedades (ABDULLAH et al., 2012) . Componentes fabricados em AHSS apresentam maior retorno elástico do que os fabricados em aço carbono (CARDEN *et al.*, 2002). Nos AHSS esse fenômeno é um grande problema, uma vez que, estes aços apresentam resistência mecânica mais elevada e o efeito mola está fortemente relacionado a esta propriedade. Além disso, o aumento da utilização desses aços, tem visado promover a redução de peso dos

componentes, implicando na utilização de chapas de espessuras cada vez menores e estas, por consequência, apresentam maior dificuldade em manter a geometria esperada após operações de conformação. Tal fato resulta em variações dimensionais e deficiências durante a montagem dos componentes, originando problemas de qualidade. Na Figura 15 pode ser visto um exemplo do retorno elástico.

Figura 15 – Exemplo de retorno elástico (α : desvio angular).



Fonte: International Iron and Steel Institute, 2009.

O retorno elástico depende também de outras propriedades como: módulo de elasticidade, anisotropia, espessura, histórico de deformações, geometria da peça, processo e parâmetros de estampagem, ferramental, lubrificação, temperatura, dentre outros. Além disso, este fenômeno é ainda influenciado por variáveis no processo de fabricação que geram dispersões elevadas nos níveis de fixação de forma sofridos pelos componentes (KONIECZNY, 2001).

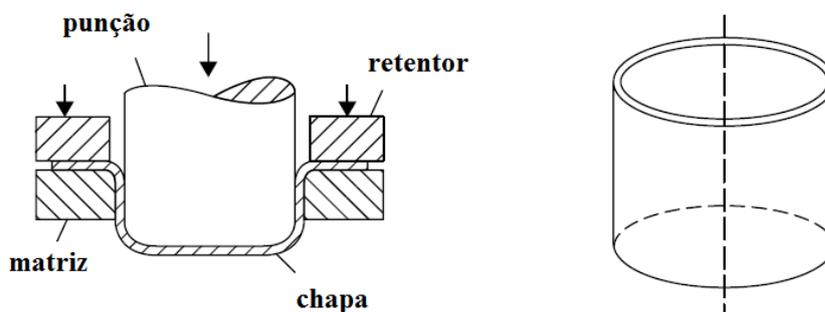
Uma forma de se controlar o retorno elástico consiste na análise geométrica da peça, a fim de se detalhar a distribuição de tensões, incluindo sua origem durante o processo de estampagem. Por meio desta análise, é possível identificar os pontos que devem ser atacados para corrigir o retorno elástico. Para diminuir este fenômeno primeiramente deve-se trabalhar na forma do componente (sem alterar a funcionalidade da peça) para somente depois, propor métodos que atuem sobre o processo em si. Neste contexto, podem ser adotadas no design do componente, a adição de nervuras, vincos, degraus e curvas nas paredes laterais e em regiões de raios, que diminuirão o desvio angular e a curvatura de parede (HEIN, 2008).

3.3.3 Embutimento ou estampagem profunda

Segundo Garcia (2000), no embutimento profundo, um *blank* é colocado sobre uma matriz e é comprimido para o seu interior por meio de um punção, geralmente de forma cilíndrica. O objetivo da análise desse tipo de estampagem é determinar as relações geométricas entre o máximo diâmetro do disco e o mínimo diâmetro do punção possíveis para se conformar um copo cilíndrico sem que ocorram rupturas ou falhas superficiais.

A Figura 16 mostra a representação esquemática de uma operação de embutimento profundo de um cilindro, onde podem ser observados a chapa, a matriz, o anel de fixação e o punção (MARCINIAK et al., 2002). Ao longo do processo de estampagem, o *blank* é submetido a diferentes tipos de conformação, até atingir a forma final, conforme visto na Figura 17.

Figura 16 – Representação esquemática de um ensaio de embutimento profundo de um cilindro.

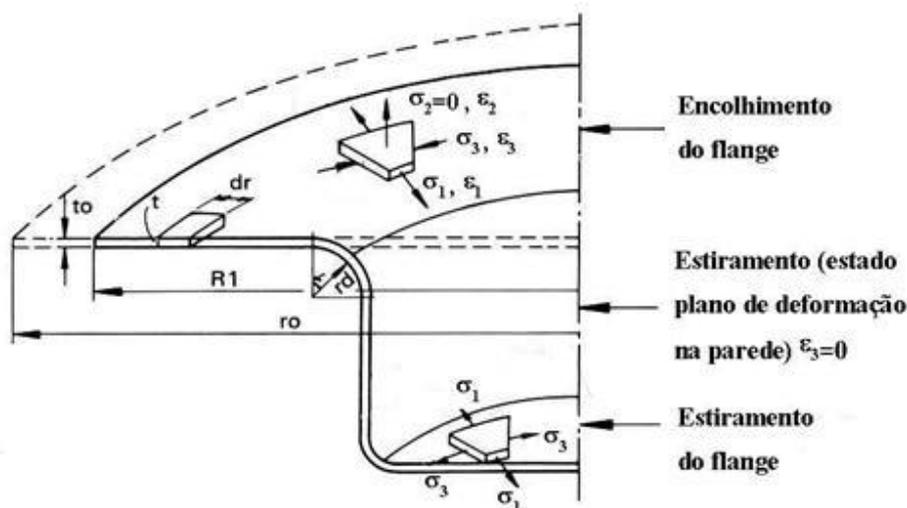


Fonte: Marciniak et al., 2002.

Inicialmente, a parte superior da peça, considerando um sólido infinitesimal com tensões principais σ_1 , σ_2 e σ_3 , e as seguintes deformações ε_1 , ε_2 e ε_3 , onde a tensão na direção da espessura (σ_2) é igual a zero. Trata-se de uma região sob estado plano de tensões em que o modo de deformação predominante é o embutimento. O segundo modo de deformação é o estiramento, que ocorre na parede da peça submetida a um estado plano de deformação, ou seja, ε_3 igual a zero. Na região mais inferior da peça, considera-se também uma região de estiramento que, possui também as tensões σ_1 , σ_2 e σ_3 , e as deformações ε_1 , ε_2 e ε_3 . O terceiro modo de

deformação observado na conformação da peça é o dobramento, que ocorre no momento em que o *blank* é introduzido na matriz e na região da cabeça do punção.

Figura 17 - Modelo básico usado no embutimento de um copo, mostrando a deformação e tensão atuantes no flange, na parede e no fundo do copo.



Fonte: Conformação na Prensa, 1984, apud Brandão, 2015 .

Conforme observado na Figura 17, verifica-se a existência de três modos básicos de deformação:

1. Encolhimento do flange;
2. Estiramento em estado plano de deformações;
3. Estiramento do fundo ou estiramento em tração biaxial.

De acordo com Schaeffer (2009), todo processo de embutimento profundo inicia-se com um processo de estiramento biaxial durante o qual o fundo da peça é formado. Durante esta primeira parte do processo a zona deformada é o fundo do copo e a espessura dele é diminuída. Nesta zona podem ocorrer rupturas durante todo processo porque ela fica enfraquecida por esta diminuição. Depois da formação do fundo começa o processo de embutimento profundo com a conformação da parte cilíndrica da peça aproveitando o material do flange. Nesta fase do processo podem ocorrer rupturas no canto do fundo do copo. Durante o processo de embutimento profundo em que a parte cilíndrica é conformada o material do flange é deformado

sob tensões radiais de tração e tangenciais de compressão. No momento em que um elemento do volume do flange passa pelo canto da matriz seguem dois dobramentos. Na parte cilíndrica da peça ocorrem tensões tangenciais e longitudinais de tração. A Figura 18 apresenta um esboço dos esforços envolvidos na estampagem profunda e a força global do punção.

Figura 18 - Tipos de esforços envolvidos no embutimento profundo.



Fonte: Garcia et al., 2000.

A estampabilidade de um material corresponde à razão entre o diâmetro inicial do *blank* (D_0) e o diâmetro do copo estampado ou punção (D_p). Deve-se observar que existe um diâmetro mínimo de copo possível de ser conformado em etapa única, ou seja, sem nenhum processo de recozimento ou recuperação e sem que ocorra ruptura. O diâmetro mínimo possível de ser conformado é dado aproximadamente pela equação 3.1 (GARCIA et al., 2000):

$$D_p \approx D_0 \cdot \exp(-\eta) \quad (3.1)$$

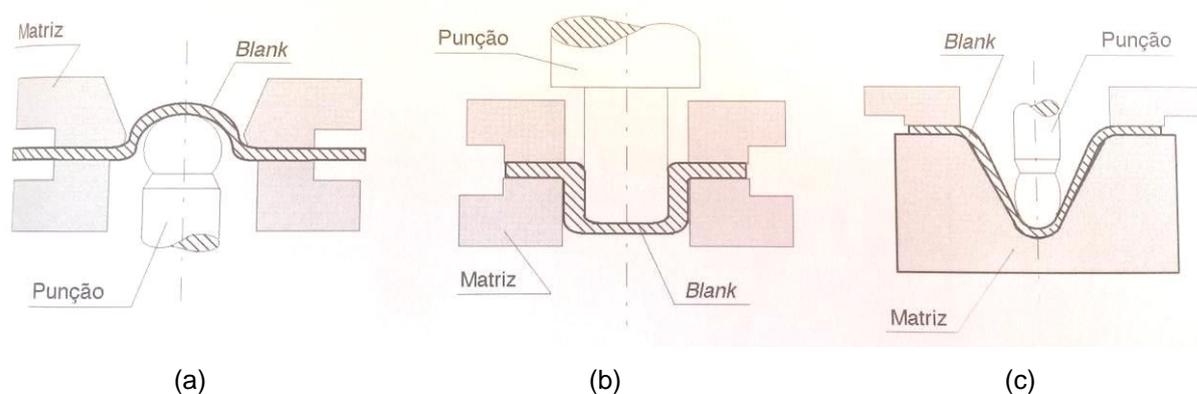
Onde η corresponde à eficiência do processo, considerando as perdas por atrito, sendo $0 < \eta < 1$.

O ensaio de embutimento ou estiramento tem como objetivo avaliar a estampabilidade de chapas, relacionando características mecânicas e estruturais da peça com as máximas deformações possíveis de serem realizadas sem que ocorra ruptura (ASTM E643-84, 1992). Existem diversos tipos de ensaio para essa forma de

avaliação, detalhados a seguir (GARCIA et al., 2000), conforme mostrado na Figura 19:

- Ensaio *Erichsen*: consiste na deformação de *blank* preso em uma matriz com um punção esférico. A máxima penetração do punção para a qual tenha ocorrido a ruptura da tira é medida (Figura 19a).
- Ensaio *Olsen*: semelhante ao ensaio *Erichsen*, com algumas alterações no dimensional do equipamento e no momento de interrupção do avanço do punção (Figura 19a).
- Ensaio *Swift*: consiste na deformação de um *blank*, preso em uma matriz com um punção cilíndrico. O resultado é a relação entre o diâmetro máximo do disco e o diâmetro do punção que provoca a ruptura da peça. Esse método é utilizado para análise de estampagem profunda e exige a utilização de diversos corpos-de-prova (Figura 19b).
- Ensaio *Fukui*: consiste em conformar um disco metálico como um cone com vértice esférico. Igualmente ao Ensaio *Swift* é utilizado para análise de estampagem profunda e exige a utilização de diversos corpos-de-prova (Figura 19c).

Figura 19 - Tipos de ensaio de embutimento.



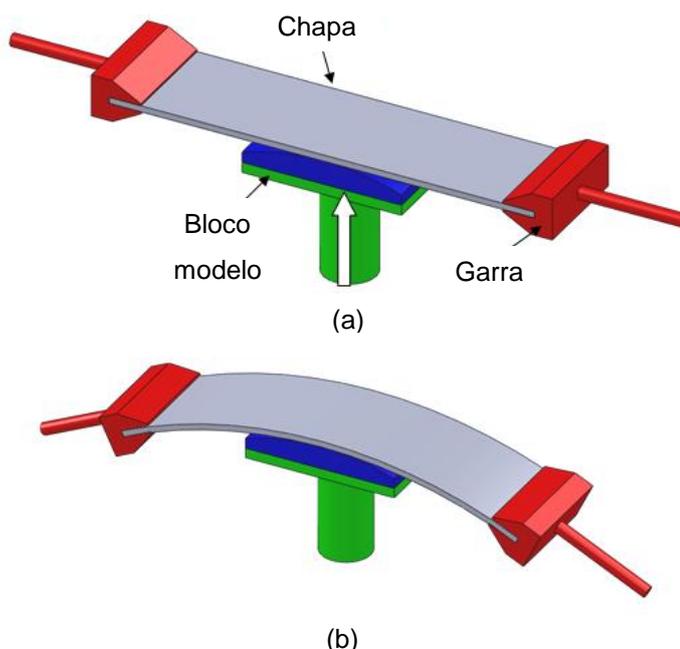
(a) ensaio Erichsen e Olsen, (b) ensaio Swift, (c) ensaio Fukui
 Fonte: Garcia et al., 2000.

3.3.4 Estiramento

O estiramento é o processo de conformação que consiste em tracionar um determinado material sobre um punção ou bloco-modelo, sendo muito empregado na indústria aeronáutica para produção de peças com grandes raios de curvatura e dupla curvatura (DIETER, 1986). Este processo também é muito utilizado na indústria automotiva e é preferencialmente aplicado em materiais dúcteis, como o alumínio, aços e titânio (ABDULLAH et al., 2012).

O equipamento é composto de um pistão hidráulico que movimenta o punção e duas garras que prendem as extremidades da chapa, conforme mostrado na Figura 20. As garras podem ser móveis de maneira a permitir que a força de tração esteja sempre alinhada com as bordas da chapa, ou podem ser fixas, com um raio grande o suficiente para evitar a ruptura da chapa. Inicialmente o *blank* metálico é dobrado em torno do punção com tração relativamente suave, as garras são aplicadas e a carga de estiramento é aumentada até que o *blank* seja deformado plasticamente para sua forma final.

Figura 20 - Operação de estiramento por tração.



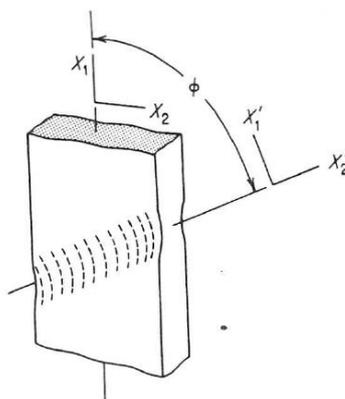
(a) estágio inicial e (b) estágio final.

Fonte: Abdullah et al., 2012.

De acordo com Dieter (1986), “o estiramento constitui uma etapa de várias operações de conformação de chapas finas”. Na maioria das estampagens presentes na indústria automobilística ocorre estiramento. No caso do estiramento de uma chapa muito delgada, um estreito pescoço localizado se formará na direção inclinada de um ângulo ϕ em relação ao eixo de deformação nula, conforme mostrado na Figura 21.

A deformação normal ε'_2 será zero, para que o material adjacente às bordas da banda não se deforme e esta não se espalhe ao longo da direção X'_1 crescendo e transformando-se em um pescoço difuso. A deformação normal ao longo de X'_2 deverá ser nula.

Figura 21 - Estricção localizada em uma tira metálica carregada em tração.

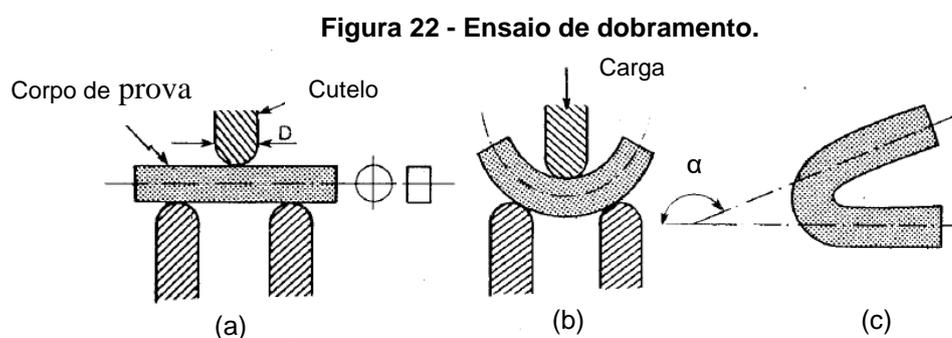


Fonte: Dieter, 1986.

Uma característica usual de um processo de conformação de chapas é a existência de gradientes de deformação. Um gradiente de deformação aparece sempre que a deformação não é uniforme, sendo reduzido com a ocorrência de um encruamento maior. O encruamento mais elevado ocorrerá na região de maior deformação e, dessa forma, a carga será transferida para as regiões adjacentes, que se deformarão mais e reduzirão o gradiente de deformação. Tal fato explica a confecção de peças mais fundas e mais complexas, provenientes de materiais de maior capacidade de encruamento. Embora a capacidade de encruamento seja medida com mais exatidão pelo cálculo do expoente de encruamento n , na prática pode ser útil que se consiga estimar o encruamento a partir de propriedades medidas no ensaio de tração comum.

3.3.5 Dobramento

O dobramento consiste em uma etapa isolada de processamento do material onde segmentos retos de uma chapa são curvados com o auxílio de ferramentas (SALES, 2013). De acordo com Souza (1982), o ensaio de dobramento fornece uma indicação qualitativa da ductilidade do material. Este ensaio consiste em dobrar um corpo de prova apoiado em dois pontos afastados a uma distância especificada, (que varia de acordo com o tamanho do corpo de prova), por intermédio de um cutelo, que aplica um esforço de flexão no centro do corpo de prova até que seja atingido um ângulo de dobramento α especificado, conforme mostrado na Figura 22.



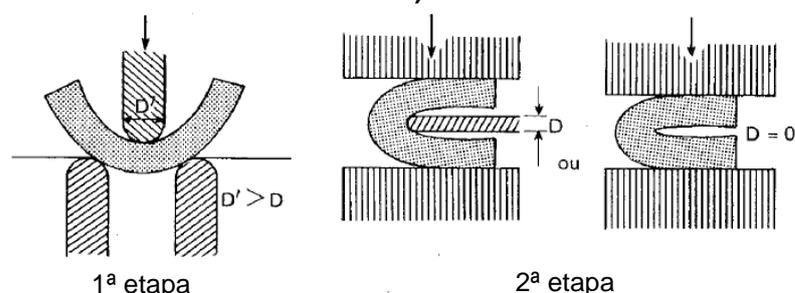
(a) e (b) esquema geral, (c) corpo de prova dobrado até um ângulo α .
Fonte: Souza, 1982.

O cutelo tem um diâmetro D , cujo valor varia conforme a severidade do ensaio (quanto menor D , mais severo é o ensaio). O ângulo α também determina a severidade do ensaio, sendo geralmente de 90° , 120° ou 180° . Após atingir esse ângulo, examina-se a olho nu a zona tracionada do corpo de prova, que não deve conter trincas, fissuras ou fendas. Se o corpo de prova apresentar esses defeitos ou romper antes ou quando atingir o ângulo especificado, o material também não atende à especificação do ensaio.

Há duas variantes do processo de dobramento, denominadas dobramento livre e dobramento semi-guiado. Na primeira, o dobramento é obtido pela aplicação de força nas extremidades do corpo de prova, sem aplicação de força no ponto de máximo dobramento (zona tracionada).

Na segunda, uma extremidade é engastada de algum modo e o dobramento é efetuado na outra extremidade ou em outro local do corpo de prova. A Figura 23 mostra essas duas variantes esquematicamente (SOUZA, 1982). A velocidade do ensaio não é um fator importante no dobramento, desde que o ensaio não seja realizado com uma velocidade extremamente alta de maneira a enquadrá-lo nos ensaios dinâmicos.

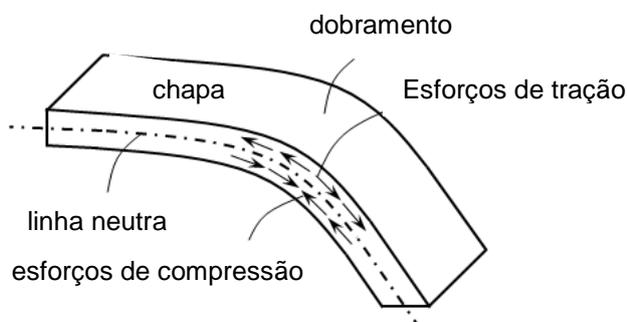
Figura 23 - Etapas de dobramento com diâmetro do cutelo igual a D pequeno ou sem cutelo ($D = 0$).



Fonte: Souza, 1982.

Na Figura 24 é mostrada a representação esquemática de uma chapa dobrada onde se observam esforços de compressão e de tração. As tensões são nulas ao longo de uma linha perpendicular à chapa, denominada linha neutra (BRESCIANI et al., 2011). Nessa linha a deformação plástica das fibras da superfície externa é maior do que a sofrida pelas fibras internas (SALES, 2013).

Figura 24 - Representação dos esforços atuantes e da linha neutra no dobramento.

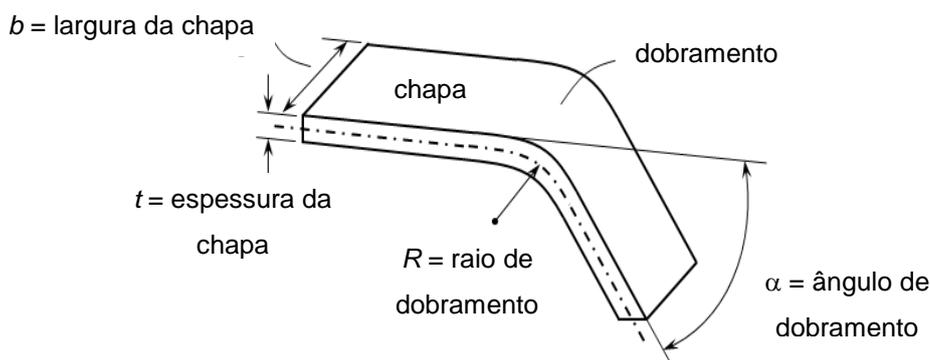


Fonte: Sales, 2013.

Na Figura 25 são mostradas as características do processo de dobramento, onde o raio de dobramento R pode ser definido como o raio de curvatura da superfície côncava ou interna da operação, e o ângulo de dobramento que pode ser calculado entre a superfície externa da chapa de um lado do dobramento e a superfície externa do lado oposto (GARCIA et al., 2000; SALES, 2013).

À medida que a chapa é deformada plasticamente por dobramento sua espessura sofre alterações. Dessa forma, quanto menor o raio da operação, maior será a diminuição da espessura desta e a deformação plástica (deformação convencional) sofrida pelo material.

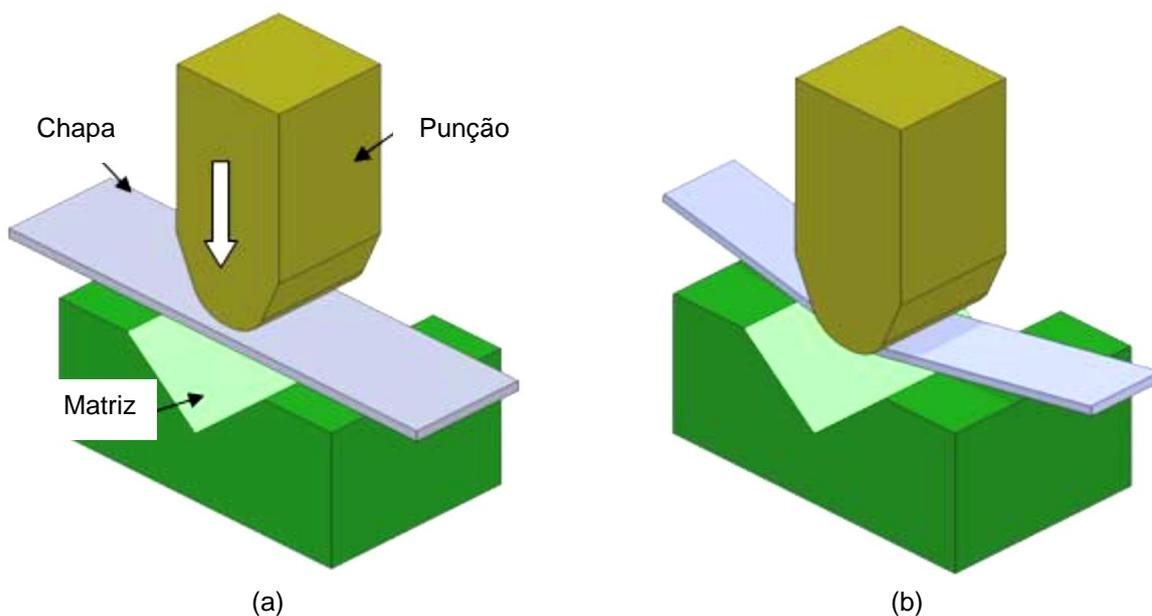
Figura 25 - Representação do dobramento de uma chapa com suas características.



Fonte: Sales, 2013.

Os ensaios de dobramento devem ser preferencialmente realizados em corpos de prova com a relação $b / t > 8$, uma vez que nesta condição, o dobramento ocorre no estado plano de deformação e a ductilidade envolvida no processo independe do valor exato da relação entre a largura e a espessura do material. Dessa forma, minimizam-se os efeitos geométricos do material nos resultados (ASM HANDBOOK, 2004). As operações de dobramento são classificadas de acordo com os diversos ângulos de dobramento. Um processo de dobramento em V consiste em comprimir uma chapa entre um punção e uma matriz em forma de V, conforme mostrado na Figura 26.

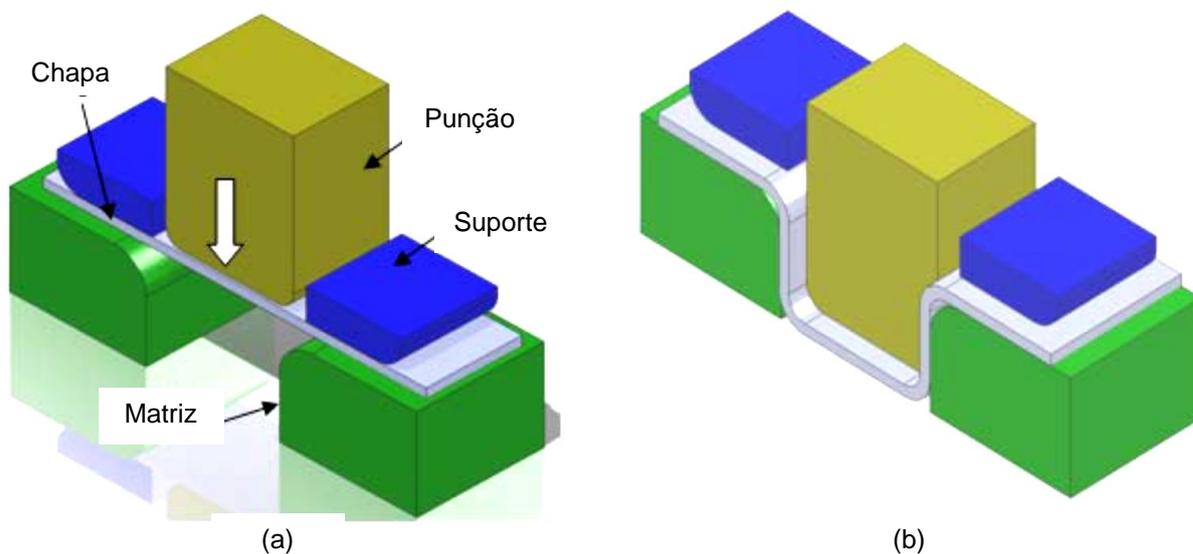
Figura 26 - Processo de dobramento em V.



(a) estágio inicial e (b) estágio final.
 Fonte: Abdullah et al., 2012.

No dobramento em U, a chapa é presa por suporte e comprimida por um punção de formato retangular conforme mostrado na Figura 27.

Figura 27 - Processo de dobramento em U.

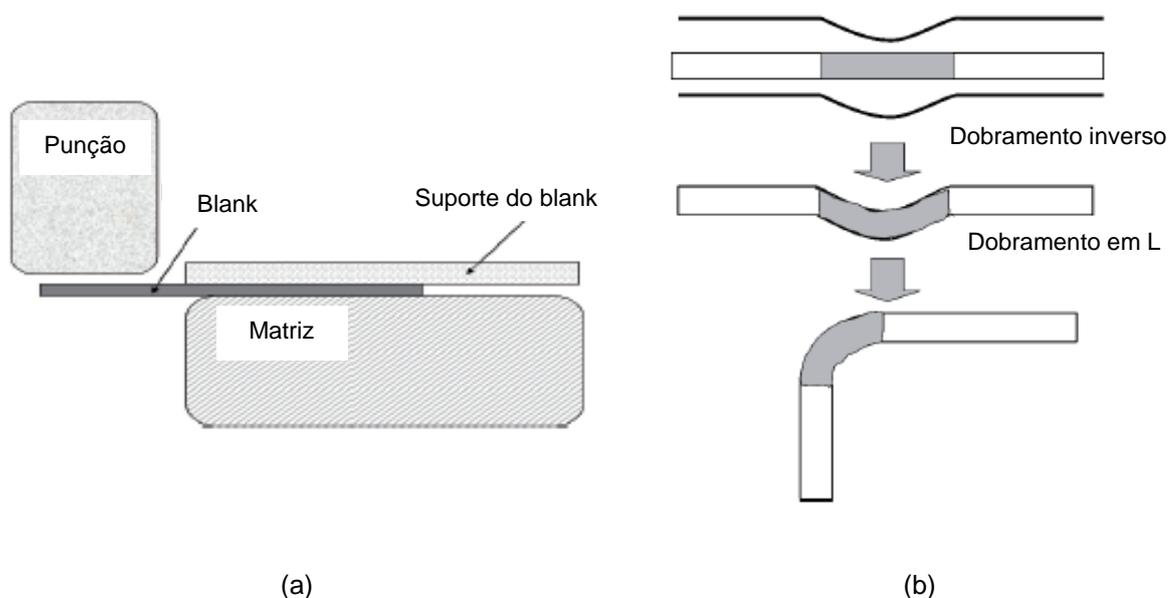


(a) estágio inicial e (b) estágio final.
 Fonte: Abdullah et al., 2012.

Chen e Ko, (2006) estudaram um processo de dobramento em L de uma liga de alumínio através do método de elementos finitos, com abordagem de dobramento

inverso, conforme mostrado na Figura 28. A análise de elementos finitos revelou que o padrão de distribuição de tensões variou com a utilização da abordagem de dobramento inverso, resultando numa significativa redução do retorno elástico.

Figura 28 - Processo de dobramento em L de uma liga de alumínio.



(a) dobramento convencional e (b) dobramento inverso

Fonte: Chen; Ko, 2006.

3.3.6 Estampagem de aços de alta resistência

Segundo Onipede e Gomes (2005), os aços de alta resistência possuem alta resistência à tração, baixo alongamento, bem como valores baixos de anisotropia, quando comparados aos aços de baixo teor de carbono. Isto significa que estes aços não são facilmente conformáveis, desgastam as ferramentas, possuem elevado retorno elástico, tendem a formar rugas e sofrer fraturas, necessitando de técnicas especiais durante o processo de conformação. A ocorrência de enrugamento e fratura pode ser minimizada com os ajustes de máquina, mas deve se levar em consideração que o campo de trabalho para os aços de alta resistência é bem mais restrito quando comparado aos aços de baixa resistência, necessitando de ajustes mais refinados durante a estampagem.

3.3.7 Defeitos na estampagem em escala industrial

Na conformação podem ocorrer vários defeitos nas peças obtidas, necessitando operações de retrabalho para correção, ou até mesmo o sucateamento do material, aumentando os custos de produção. Muitos defeitos têm origem na qualidade do material enquanto outros são originados a partir do próprio processo de conformação. A análise da origem de defeitos exige, portanto, conhecimento detalhado tanto do processo de produção das peças quanto do material.

O fator mais importante para determinação da capacidade de conformação da peça é a ocorrência de ruptura, entretanto, existem outros defeitos que provocam o retrabalho ou sucateamento da peça. Estes defeitos podem ser classificados em dois grupos:

- Ajuste da chapa no ferramental: ocorre no início do processo de conformação e está associado aos seguintes defeitos: superfície quebrada, linhas de distensão, ondulações, rugas e defeitos superficiais variados (arranhões, marcas, etc.) (KLEIN; CERVELIN, 1983).
- Rigidez de Forma: ocorre no final do processo de conformação e pode ser percebida após o término de produção da peça, na forma dos seguintes defeitos: empeno, retorno elástico e baixa resistência mecânica da peça conformada (KLEIN; CERVELIN, 1983).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Neste trabalho foram estudados dois materiais: o aço TRIP 800 e um aço de baixo teor de carbono (BC), microligado, fornecido em chapas apenas no estado recozido, destinado a operações de embutimento e dobramento a frio.

Ambos os aços foram adquiridos no formato de chapas com 525 mm de comprimento, 625 mm de largura e 1,5 mm de espessura, em adição às peças já estampadas (reforços de longarina).

As especificações técnicas destes materiais são apresentadas na Tabela 2 e Tabela 3. As composições químicas foram determinadas por meio de um espectrômetro de emissão óptica Shimadzu modelo Foundry Master Xpert.

Tabela 2 - Especificação técnica do aço BC.

Elemento	C máx.	Mn máx.	P máx.	S máx.	Al mín.	Si máx.
% em peso	0,12	1,50	0,030	0,030	0,015	0,50
Elemento microligante: Nb 0,015-0,040			Nb + Ti + V ≤ 0,22			

Fonte: Reservada, 2015.

Tabela 3 - Especificação técnica do aço TRIP 800.

Elemento	C máx.	Mn máx.	Al mín.	Si máx.	P máx.	S máx.	Cu máx.
% em peso	0,30	2,50	0,010	2,20	0,090	0,015	0,20

Fonte: Reservada, 2015.

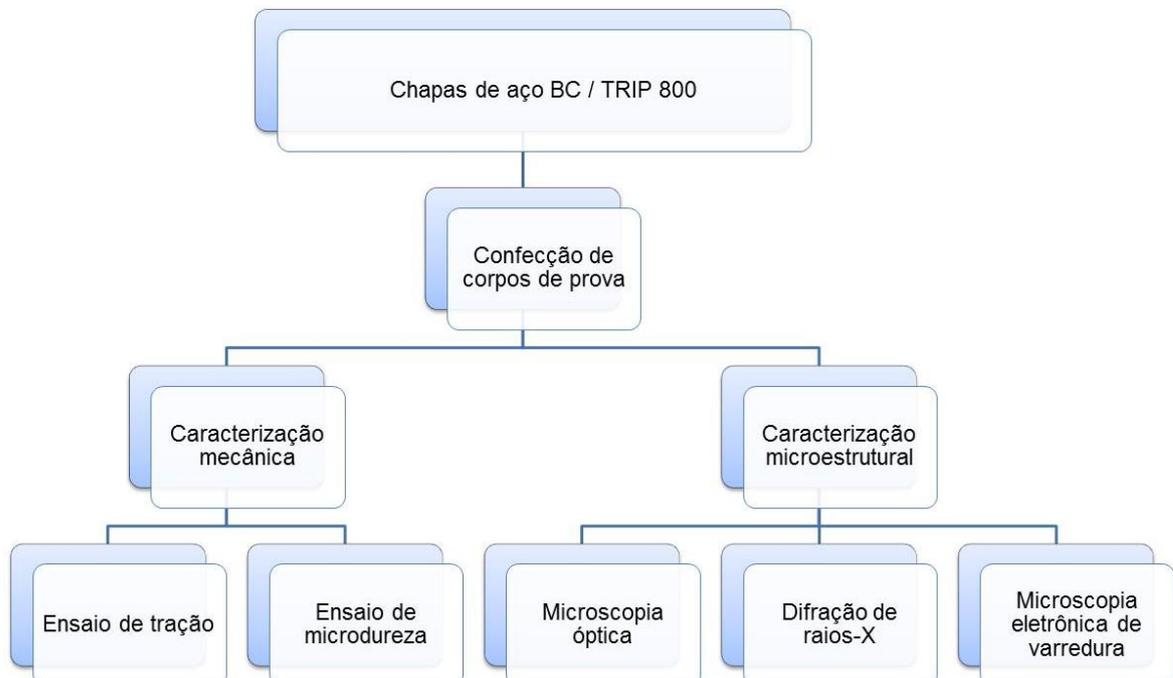
4.2 Descrição Geral do Trabalho

Inicialmente, os materiais foram submetidos a processos de deformação plástica em laboratório, de forma a simular operações de conformação de chapas mais simples. Nesse caso, os processos foram: i) a tração, em diferentes magnitudes de

deformação; ii) o dobramento, em condições de operação distintas e iii) tração, em diferentes magnitudes, seguida de dobramento, novamente empregando parâmetros de processo diversos. Após as operações mencionadas, os materiais passaram por ensaios de caracterização mecânica e, algumas situações, caracterização microestrutural.

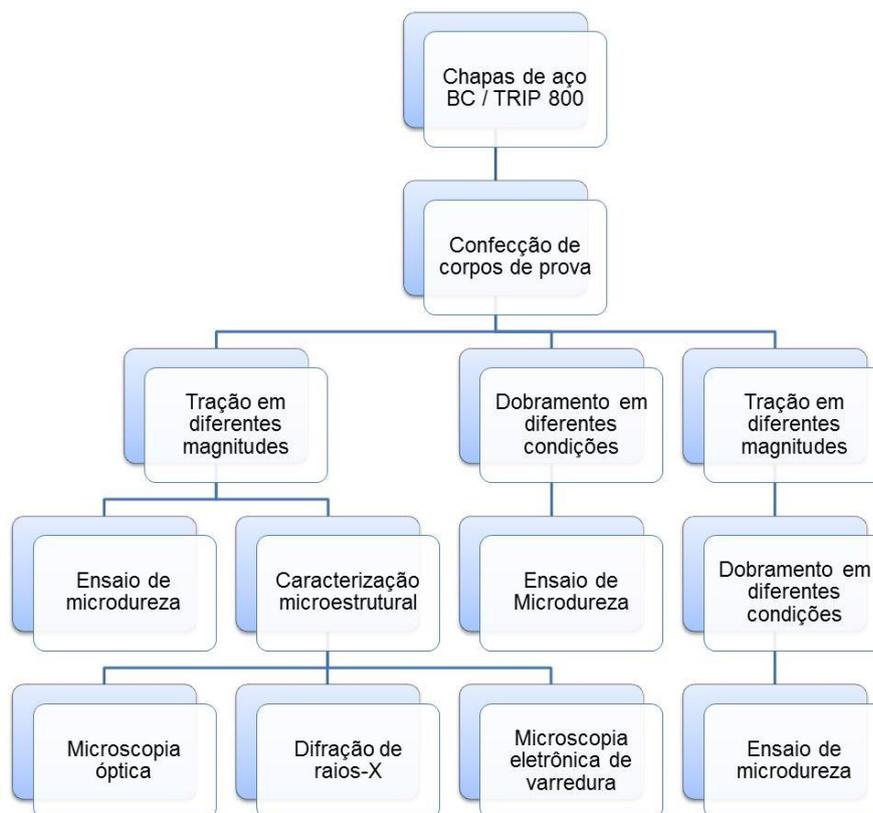
As peças estampadas, empregadas em automóveis (reforços de longarinas), foram avaliadas em distintas regiões, considerando diferentes tipos e níveis de deformação. Essa avaliação também envolveu caracterização mecânica e microestrutural. Os materiais também foram caracterizados em seus estados iniciais. Na Figura 29 a Figura 31 podem ser observados os fluxogramas relacionados às etapas experimentais detalhadas realizadas no trabalho.

Figura 29 - Fluxograma relativo à caracterização dos materiais no estado inicial.



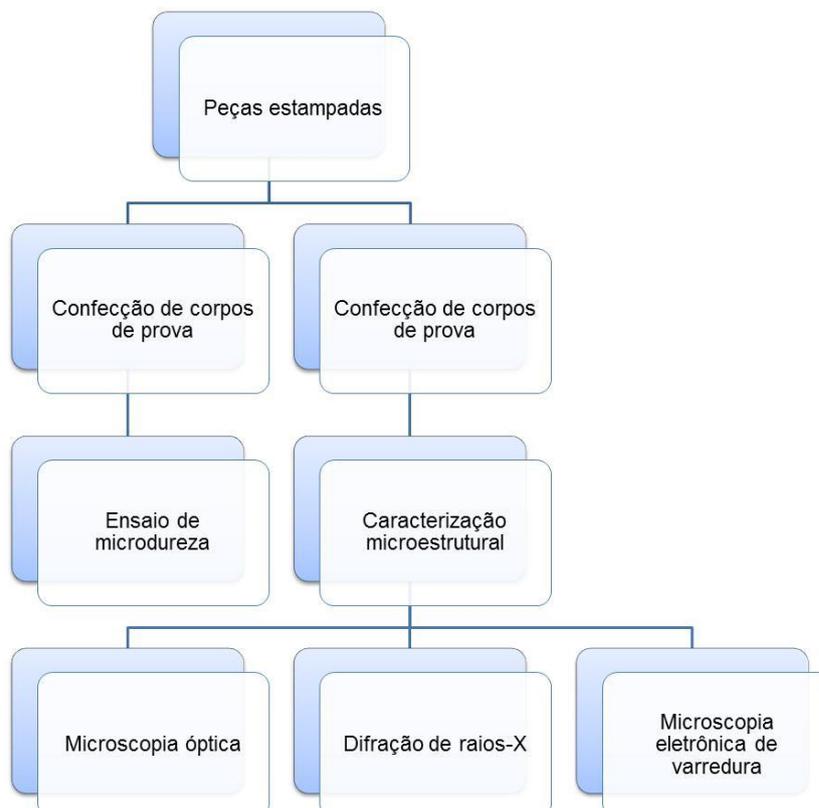
Fonte: Próprio autor.

Figura 30 - Fluxograma relativo aos ensaios de tração e dobramento.



Fonte: Próprio autor.

Figura 31 - Fluxograma relativo à caracterização microestrutural e mecânica das peças estampadas.



Fonte: Próprio autor.

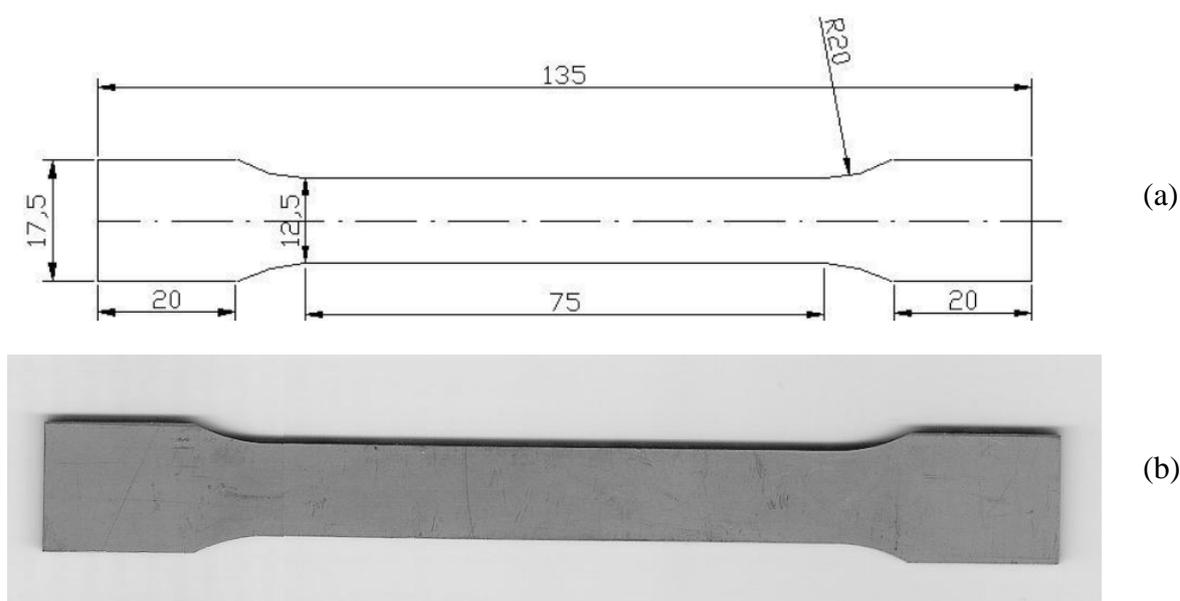
4.3 Deformação Plástica nas Chapas

A deformação plástica nas chapas foi realizada por meio de ensaios de tração e de dobramento, conforme detalhados a seguir.

4.3.1 Ensaio de tração

Para os ensaios de tração, considerando apenas deformação uniaxial, foram utilizados corpos de prova de acordo com a Norma ASTM E8 (2009), cuja representação e imagem são exibidas na Figura 32.

Figura 32 - Dimensões de corpo de prova utilizado nos ensaios de tração (cotas em mm).



(a) representação esquemática e (b) imagem real.

Fonte: ASTM E8, 2009; Próprio autor.

A confecção destes se deu por meio do corte no sentido de laminação das chapas em uma guilhotina de marca Newton modelo TM e posterior usinagem por eletroerosão a fio de cobre em um equipamento de marca Charmilles modelo Robofil 240 conforme mostrado na Figura 33.

Figura 33 - Equipamentos utilizados na confecção dos corpos de prova para os ensaios de tração.



(a)



(b)

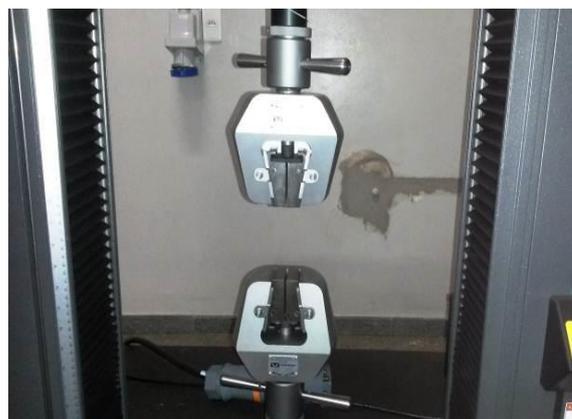
(a) guilhotina e (b) usinagem por eletroerosão.
Fonte: Próprio autor.

Os ensaios de tração foram realizados a uma velocidade de 4,5 mm / min, em uma máquina universal de marca Instron modelo 5982 conforme mostrado na Figura 34, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill e extensômetro eletrônico de marca Instron modelo 2630-100.

Figura 34 - Máquina universal de ensaios.



(a)



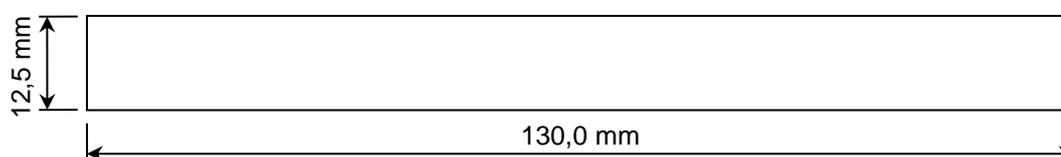
(b)

(a) vista geral e (b) detalhe das garras de fixação.
Fonte: Próprio autor.

A deformação plástica por tração foi realizada nas seguintes magnitudes: 5%, 10% e 15%. Esses valores foram pré-definidos em função do alongamento uniforme máximo total que o aço BC suportou, que foi de 18%. Corpos de provas deformados

nessas mesmas magnitudes em tração foram produzidos também para serem posteriormente submetidos ao dobramento conforme mostrado na Figura 35. Nesse caso, após a tração, da área útil de cada um destes, foram retirados 2 corpos de prova para serem dobrados, no mesmo comprimento dos que foram submetidos apenas ao dobramento. Ressalta-se que foram observadas alterações na espessura e na largura após a tração nas magnitudes de deformação investigadas, cujos valores serão mostrados na seção seguinte.

Figura 35 - Dimensões de corpo de prova utilizado nos ensaios de tração para posterior dobramento.

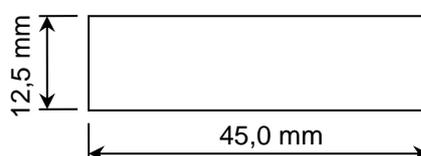


Fonte: Próprio autor.

4.3.2 Dobramento

As operações de dobramento foram realizadas em dois corpos de prova para cada condição estudada, empregando uma matriz em V com três ângulos distintos: 30°, 60° e 90° (ângulos presentes nas peças estampadas). Essas operações de dobramento foram realizadas no estado inicial e após tração. O corpo de prova utilizado com suas respectivas dimensões está representado na Figura 36.

Figura 36 – Dimensões de corpo de prova utilizado nos ensaios de dobramento.



Fonte: Próprio autor.

Essas dimensões foram estabelecidas respeitando a relação $b / t > 8$, conforme detalhado no item 3.3.5. Para o caso específico dos materiais pré-tracionados, a largura (valores médios) dos corpos de prova antes do ensaio de dobramento variou

de acordo com a deformação realizada, sendo que os valores médios são mostrados na Tabela 4.

Tabela 4 – Dimensões dos corpos de prova pré-tracionados anteriores ao dobramento.

Aço	BC			TRIP 800		
Deformação (%)	5,00	10,00	15,00	5,00	10,00	15,00
Largura (mm)	12,28	12,02	11,75	12,32	12,00	11,76
Espessura (mm)	1,50	1,46	1,43	1,49	1,50	1,47

Fonte: Próprio autor.

Para os corpos de prova no estado inicial foram utilizados raios de cutelo de 2 mm, 4 mm, 6 mm, 8 mm e 10 mm. Já para os corpos de prova previamente tracionados foram utilizados raios de cutelo de 2 mm, 6 mm e 10 mm. Os testes foram realizados em uma prensa manual Duke modelo 1-3/4, com capacidade de 3 toneladas conforme mostrado na Figura 37. Para a realização dos testes foram utilizados um relógio comparador fixado a uma matriz conforme Figura 38, um suporte para cutelo e cutelos de raios diversos (Figura 39), ambos confeccionados em aço AISI 1045, desenvolvidos por Sales (2013) e Magalhães (2015).

Figura 37 – Dispositivo de dobramento utilizado.

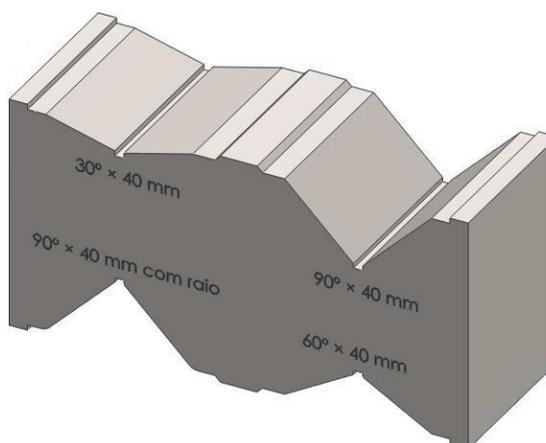


Fonte: Magalhães, 2015.

No dobramento realizado, o corpo de prova foi colocado sobre a matriz e à medida que o cutelo se deslocava rumo à matriz, o corpo de prova se deformava, entrando em contato com o dispositivo de medição, deslocando a haste do relógio comparador, que foi zerado com um bloco padrão (esse procedimento foi realizado

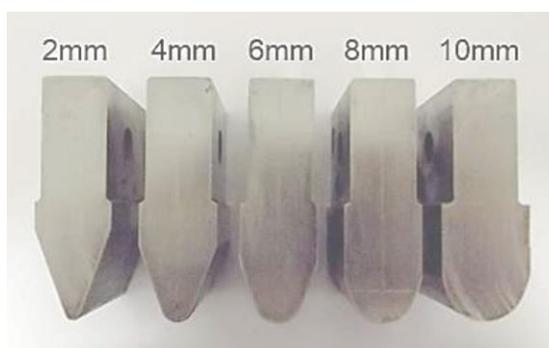
para cada troca de condição). O ensaio foi considerado finalizado quando o corpo de prova entrava totalmente em contato com a matriz e o relógio comparador indicava a posição final pré-estabelecida. Esse contato foi interrompido após um tempo de 10 segundos.

Figura 38 - Representação esquemática da matriz para dobramento em V.



Fonte: Sales, 2013.

Figura 39 – Cutelos utilizados.



Fonte: Magalhães, 2015.

Após o dobramento, o ângulo final de cada corpo de prova foi medido utilizando um goniômetro Mitutoyo, a fim de se determinar o retorno elástico apresentado por ambos os aços avaliados. A superfície externa de todos os corpos de prova foi avaliada visualmente e com o auxílio de uma lupa Metrimplex (ampliações de 6,5 vezes e 16 vezes) considerando todas as condições ensaiadas, inclusive suas

respectivas réplicas, a fim de se observar a ocorrência de descontinuidades oriundas do processo de dobramento, como trincas.

4.4 Análise das Peças Estampadas

Os aços BC e TRIP 800 são utilizados na confecção de um componente automotivo denominado reforço da longarina (Figura 40), componente estrutural da carroceria de um veículo comercial.

Reforços de longarinas estampados nos dois aços foram caracterizados mecanicamente e microestruturalmente. Devido à sua complexa geometria, este componente apresenta diversas regiões críticas para os processos de estampagem.

Figura 40 - Reforço da longarina estampado em aço TRIP 800.



(a)



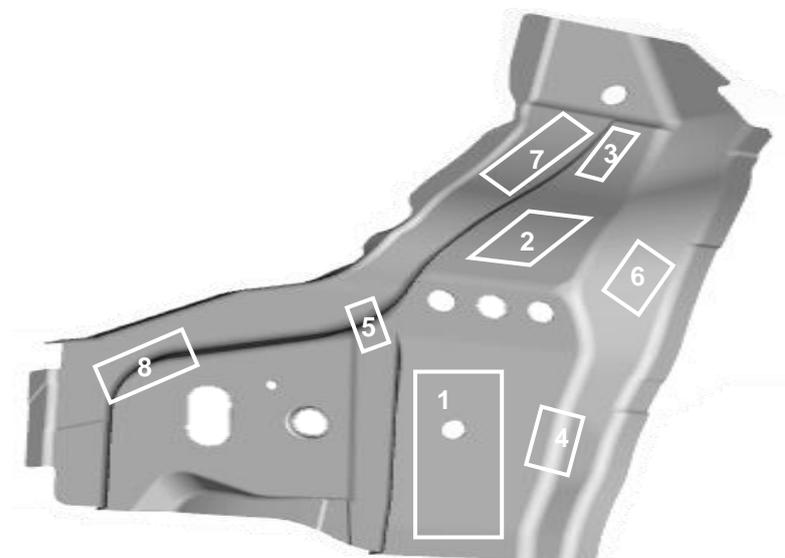
(b)

(a) vista posterior; (b) vista frontal

Fonte: Próprio autor.

Neste trabalho, foram estudadas oito regiões representadas por contornos brancos na Figura 41, onde se estima que ocorreram principalmente os fenômenos apresentados na Tabela 5. Diante dessa estimativa, as regiões consideradas mais críticas (maior probabilidade de trincas durante a estampagem) são as regiões 6 e 8, onde há a ocorrência de estiramento e dobramento. Nessas regiões espera-se obter os maiores valores de dureza, devido ao encruamento por maior solicitação.

Figura 41 - Regiões de estudo abordadas neste trabalho.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 5 – Estados de solicitação mecânica estimados ocorridos durante o processo de estampagem do reforço da longarina para cada região escolhida .

Região do Reforço	Fenômenos Estimados
1	Estiramento
2	Estiramento
3	Estiramento
4	Dobramento
5	Dobramento
6	Estiramento + Dobramento
7	Estiramento
8	Estiramento + Dobramento

Fonte: Próprio autor.

4.5 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural dos aços BC e TRIP 800 foi realizada por meio de testes metalográficos e difração de raios-X. Com os ensaios metalográficos foi possível observar a estrutura e morfologia dos materiais, seus constituintes e tamanhos de grãos. Com a difração de raios-x, especificamente para o aço TRIP

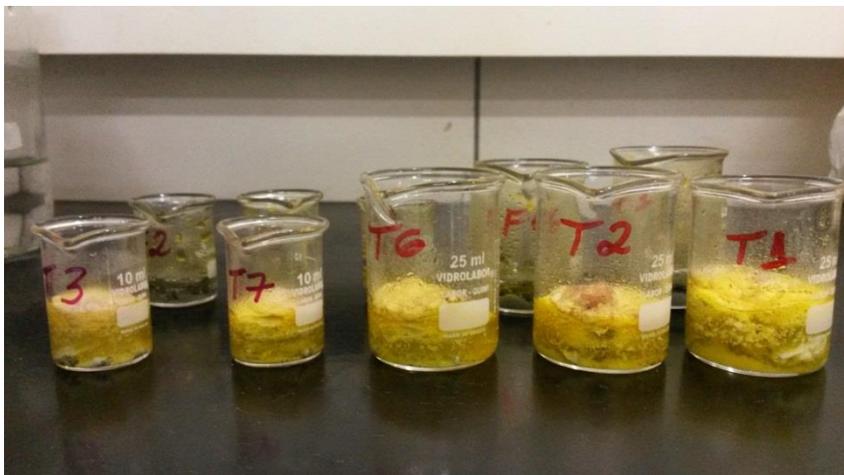
800, foi possível verificar a presença e a quantidade de austenita retida desse material. A caracterização foi realizada nos materiais no estado inicial e após a deformação em laboratório (tração nas três magnitudes de deformação) e estampagem no ambiente industrial.

A preparação de amostras consistiu em: i) corte com disco abrasivo na presença de fluido refrigerante; ii) decapagem com ácido clorídrico concentrado por 120 minutos; iii) embutimento a frio com acrílico autopolimerizante; iv) lixamento com água (lixa com granulometria # 600) e v) polimento com pasta de diamante (granulometrias 9 μm e 3 μm). Para o caso específico dos reforços de longarina, antes do corte com disco abrasivo, foram retiradas pequenas porções de material próximas às oito regiões escolhidas por meio de processo de furação e corte com arco de serra, a fim de se minimizar uma eventual deformação dos materiais nessa etapa.

Os equipamentos utilizados na preparação foram: máquina de corte Arotec modelo Arocor 80, lixadeiras politrizes Arotec modelos Arocol VV 200-P1, 2V 200, Teclago modelo PL02E e ultrassom Unique modelo Maxiclean 700.

A decapagem Figura 42 foi realizada com o objetivo de remover a camada de zinco proveniente do processo de galvanização. O lixamento foi conduzido apenas com lixa de granulometria # 600, de forma a minimizar o efeito da transformação da austenita retida em martensita por deformação plástica no aço TRIP 800.

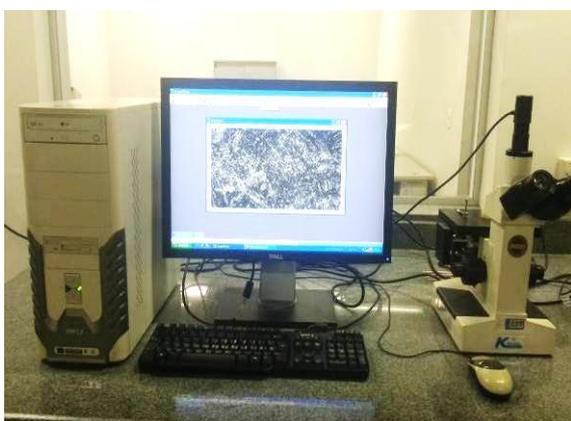
Figura 42 – Procedimento de decapagem das amostras.



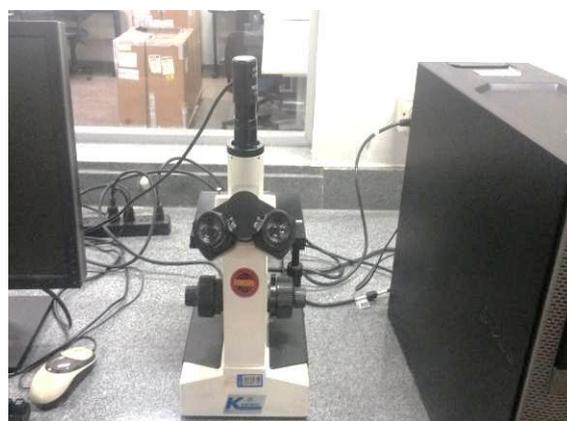
Fonte: Próprio autor.

Para o aço BC o ataque químico foi conduzido com o reagente Nital 3%. Já para o aço TRIP 800, além do Nital 3%, utilizou-se também o reagente Le Pera. As amostras foram analisadas por microscopia óptica (MO) empregando um microscópio da marca Kontrol, conforme mostrado na Figura 43 e por microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando um microscópio eletrônico de marca Shimadzu modelo SSX-550 conforme detalhado na Figura 44, com detector de elétrons secundários e diferença de potencial de 25 kV.

Figura 43 - Microscópio óptico utilizado na caracterização microestrutural.



(a)



(b)

(a) vista geral e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

Figura 44 - Microscópio eletrônico utilizado na caracterização microestrutural.



(a)



(b)

(a) vista geral e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

A difração de raios X foi realizada em um difratômetro com alvo metálico de cobre da marca Shimadzu modelo XRD-7000 (Figura 45), com ângulo de varredura entre 10° a 100° , passo de $0,02^\circ\text{s}^{-1}$, diferença de potencial de 40 kV e corrente de 30 mA.

Figura 45 - Difratômetro de raios-X utilizado na caracterização microestrutural.



(a)

(b)

(a) vista geral e (b) detalhe do sistema de fixação das amostras.

Fonte: Próprio autor.

4.6 Caracterização Mecânica

4.6.1 Ensaios de tração

Ensaios de tração completos, até a ruptura, foram realizados para caracterização mecânica dos materiais no estado inicial. Nesse caso, os corpos de prova, os procedimentos e equipamentos foram similares àqueles descritos no item 4.3.1. A partir desses experimentos, foram determinados o limite de escoamento, limite de resistência e alongamento uniforme, conforme norma ASTM E08.

4.6.2 Ensaios de microdureza

Os testes de microdureza foram realizados em 5 grupos distintos. O primeiro se referiu à caracterização do material no estado inicial. O segundo e o terceiro grupo foram constituídos pelos corpos de prova somente tracionados e somente dobrados, respectivamente, considerando diferentes regiões do comprimento útil destes, equivalentes a diferentes magnitudes de deformação, visando obter uma relação

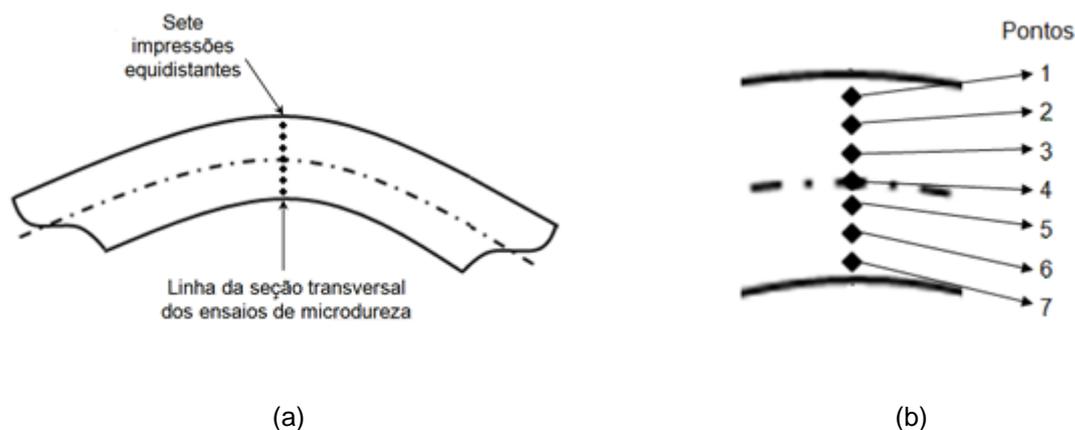
entre essa propriedade e a deformação para cada material, em cada condição. O quarto foi associado aos corpos de prova tracionados e posteriormente dobrados. O quinto se referiu às peças efetivamente conformadas por estampagem.

Para os grupos um e dois as impressões foram feitas de forma aleatória. Foram conduzidos 10 testes de microdureza e o resultado médio foi considerado.

Para o terceiro e quarto grupos, foram realizadas sete impressões igualmente espaçadas (equidistantes) na linha central de dobramento ao longo da sessão transversal de cada corpo de prova, onde o ponto 1 representa a superfície externa de dobramento, o ponto 4 a região central do corpo de prova e o ponto 7 a superfície interna de dobramento, conforme detalhado na Figura 46. Dessa forma, foram determinados para essas condições de processamento perfis de microdureza. Devido ao grande número de amostras dobradas, as medições de microdureza foram realizadas da seguinte forma para esses dois grupos:

- Corpos de prova somente dobrados - ângulos: 30°, 60° e 90°; raios: 2 mm e 10 mm.
- Corpos de prova tracionados e dobrados - ângulos: 30°, 60° e 90°; deformações: 5% e 15%; raios: 2 mm e 10 mm.

Figura 46 – Representação da seção transversal onde foram realizados os ensaios de microdureza.



(a) posicionamento das impressões e (b) posicionamento dos pontos.
Fonte: Próprio autor.

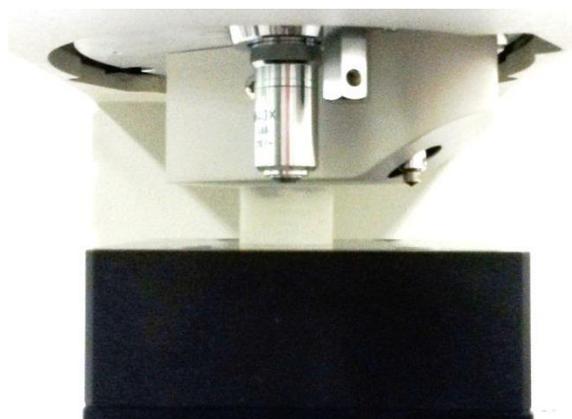
Para o grupo 5, similarmente aos grupos 1 e 2, as impressões foram realizadas de forma aleatória, sendo 10 testes de microdureza conduzidos, levando a um resultado médio. Ressalta-se que, para todas as situações descritas anteriormente, os ensaios foram realizados em réplicas.

Os ensaios foram realizados em um microdurômetro da marca Shimadzu (Figura 47) modelo 2T com penetrador Vickers, com carga de de 200 gf e tempo de aplicação de 15 s. A preparação das amostras foi similar à da caracterização microestrutural, excluindo-se o ataque com reagente químico.

Figura 47 - Microdurômetro Vickers utilizado.



(a)



(b)

(a) vista geral e (b) detalhe do penetrador na amostra.

Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS

5.1 Caracterização dos Materiais no Estado Inicial

5.1.1 Composição química

Na Tabela 6 e Tabela 7 são apresentadas as composições químicas dos aços BC e TRIP investigados no presente trabalho. Observa-se que esses resultados estão de acordo com as especificações técnicas apresentadas na seção 4.2.

Tabela 6 – Composição química do aço BC.

Elemento	C	Mn	Si	Ni	S	Cr	Al	P
% em peso	0,1200	0,6430	0,0291	0,0030	0,0059	0,0177	0,0328	0,0165
Elemento	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sb	Fe
% em peso	0,0100	0,0298	0,0017	0,0012	<0,0100	0,0041	<0,0033	98,9000

Fonte: Próprio autor.

Tabela 7 – Composição química do aço TRIP 800.

Elemento	C	Mn	Si	Ni	S	Cr	Al	Mo
% em peso	0,2290	1,8800	1,5600	0,0143	0,0129	0,0288	0,0972	0,0149
Elemento	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sb	Fe
% em peso	0,0264	0,0087	0,0073	0,0037	0,0186	0,0138	0,0038	96,0000

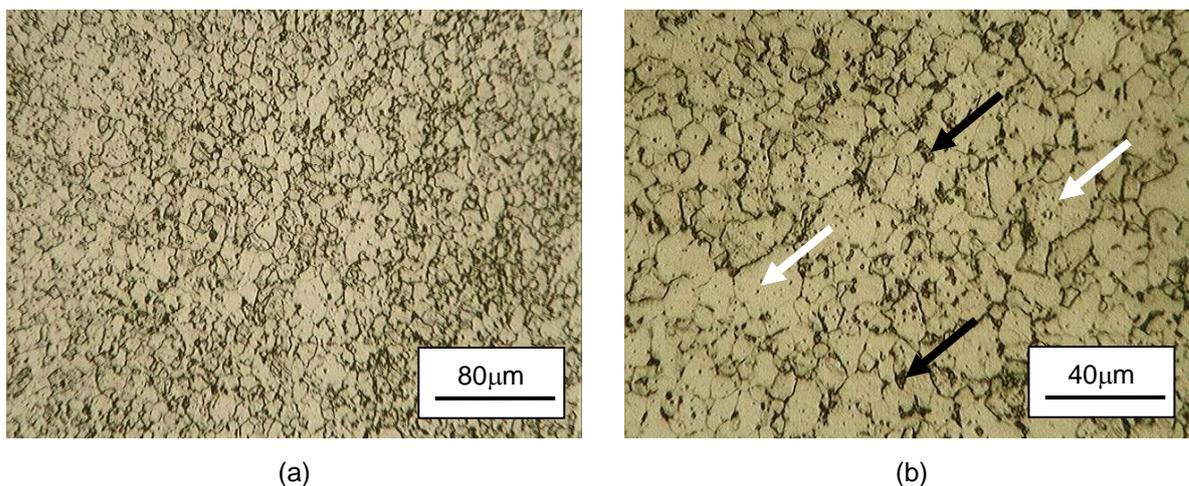
Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Caracterização microestrutural

Na Figura 48 a Figura 51 são apresentadas as micrografias obtidas por meio das técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). O aço BC (Figura 48 e Figura 49) apresenta uma estrutura predominantemente ferrítica (representadas por setas brancas) e algumas colônias de perlita (pontos escuros, representados por setas pretas). No aço TRIP 800 (Figura 50 e Figura 51), observa-se a presença dos constituintes ferrita (seta branca), martensita/austenita retida

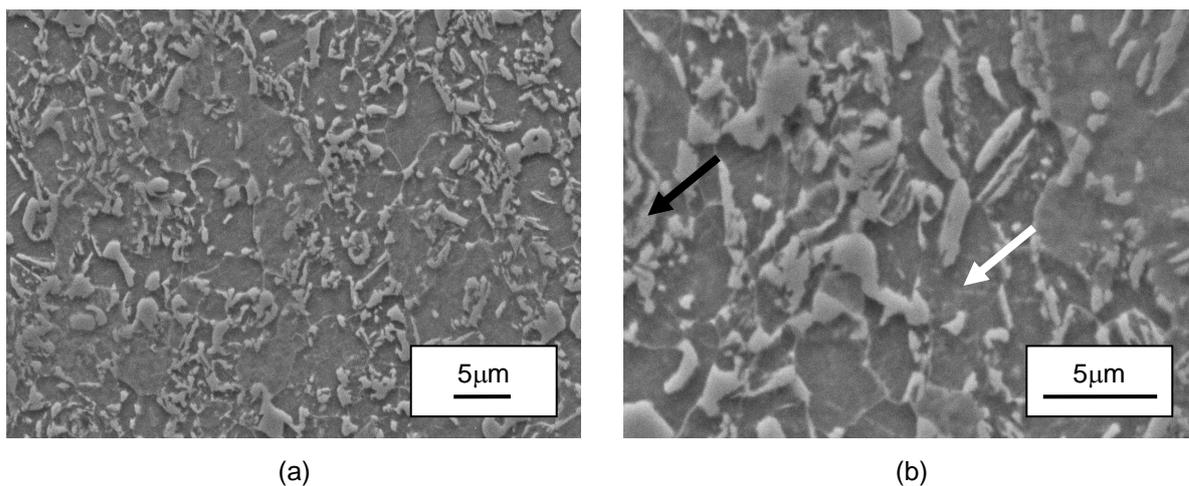
(seta preta) e bainita (seta vermelha), de acordo com os dados obtidos em trabalhos anteriores (CHIANG et al., 2011; FU et al., 2014).

Figura 48 – Aço BC no estado inicial – Reagente Nital 3% (MO).



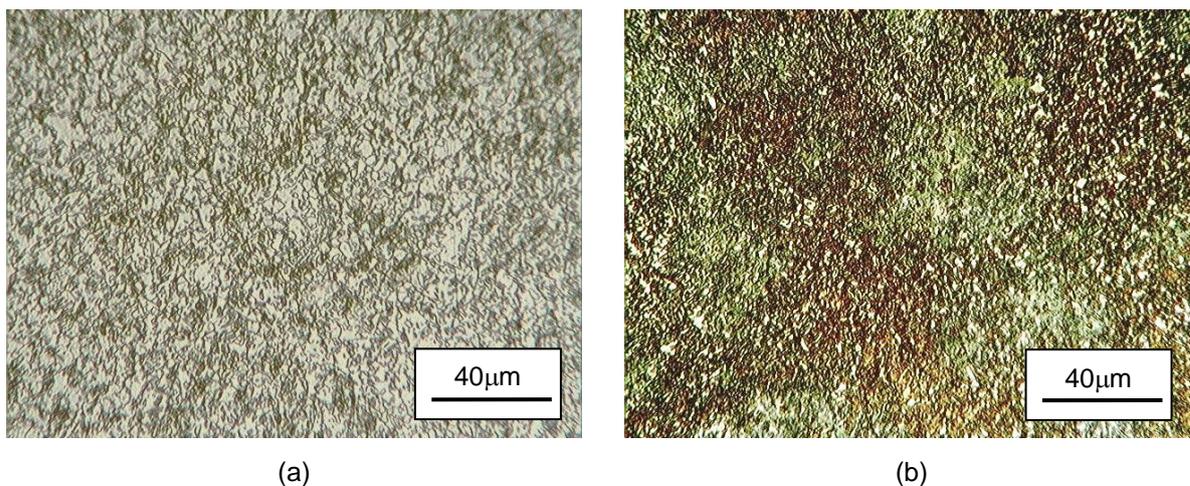
Fonte: Próprio autor.

Figura 49 - Aço BC no estado inicial – Reagente Nital 3% (MEV).



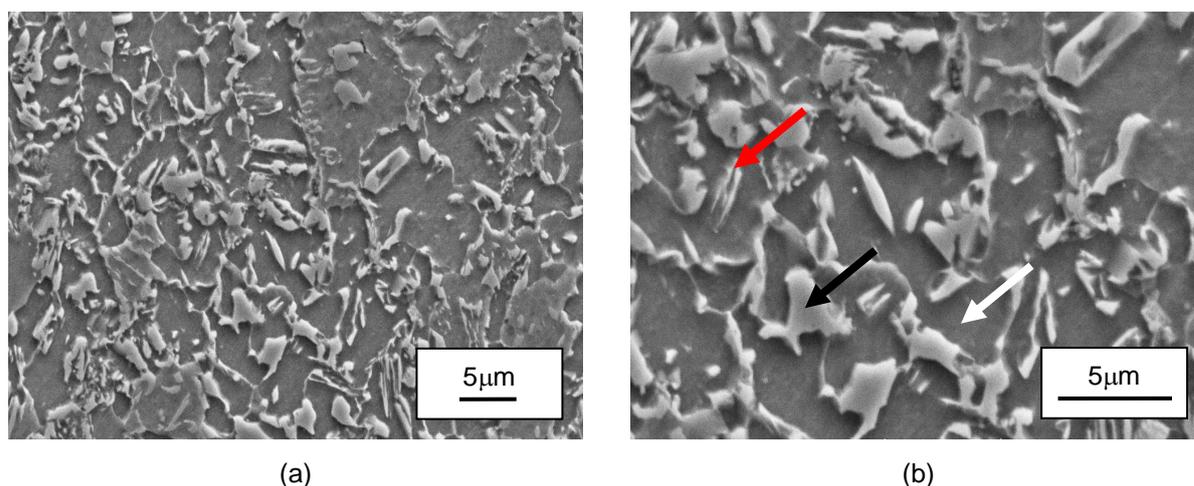
Fonte: Próprio autor.

Figura 50 – Aço TRIP no estado inicial (MO).



(a) reagente Nital 3% e (b) reagente Le Pera.
Fonte: Próprio autor.

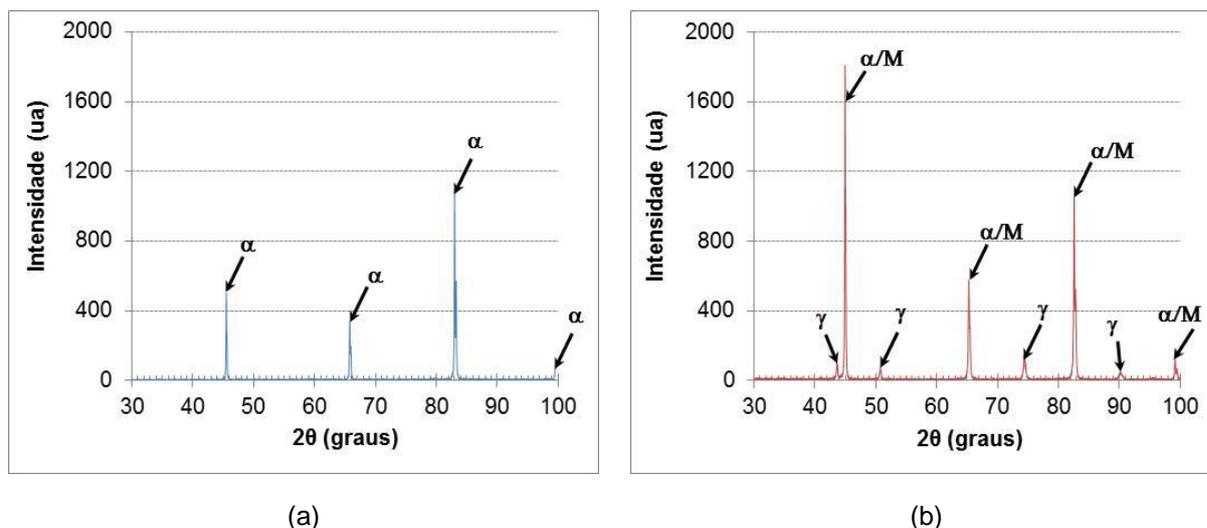
Figura 51 - Aço TRIP no estado inicial – Reagente Nital 3% (MEV).



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Os resultados verificados estão de acordo com os obtidos na difração de raios-X, mostrados na Figura 52. Nos difratogramas verificam-se em $2\theta = 44,68^\circ$, $65,03^\circ$, $82,35^\circ$ e $98,96^\circ$ índices (representados por setas pretas) somente de ferrita (α) para o aço BC. Já para o aço TRIP 800, verificam-se em $2\theta = 43,65^\circ$, $50,84^\circ$, $74,75^\circ$ e $90,77^\circ$ índices de austenita (γ) e em $2\theta = 44,68^\circ$, $65,03^\circ$, $82,35^\circ$ e $98,96^\circ$ índices de ferrita (α), conforme literatura (SANTOS e ANDRADE, 2008; SALES, 2013; REIS et al., 2013). É possível que os índices relativos à ferrita no aço TRIP 800 sejam de martensita (M), por isso a denominação α/M , ou ainda, da ferrita da bainita (B), devido ao efeito TRIP, que foi apenas minimizado e não completamente eliminado durante a preparação das amostras.

Figura 52 - Difratogramas obtidos no estado inicial (austenita γ , ferrita α , martensita M).



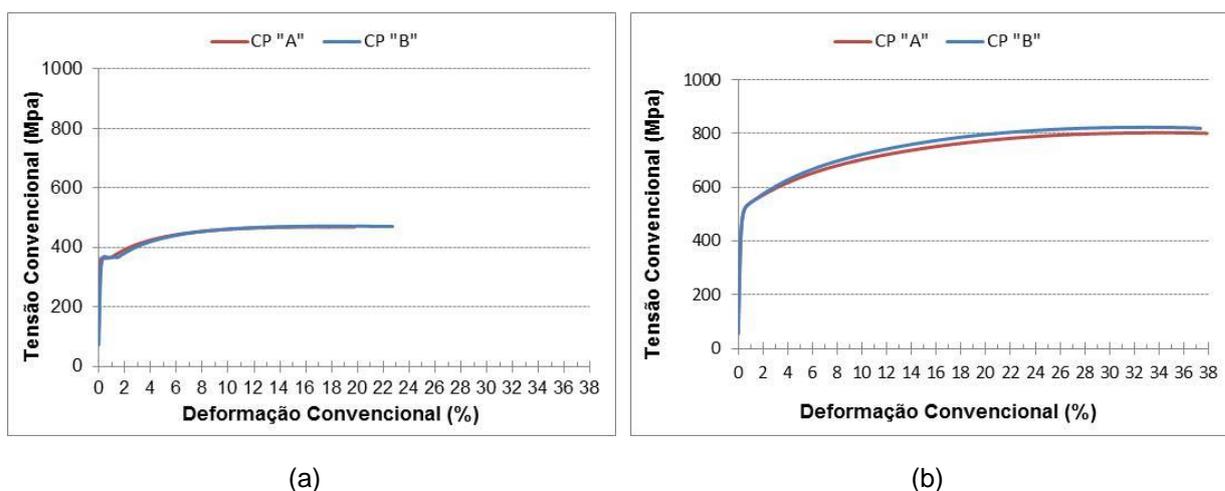
(a) aço BC e (b) aço TRIP.
Fonte: Próprio autor.

Através do *software* OriginPro 9.0, utilizando integração das áreas dos índices, foram calculados os percentuais de cada fase presente. Para o aço TRIP, os valores encontrados foram: 12,01 % de γ e 87,99% de α/M . Já para o aço BC, não foram necessários cálculos, uma vez que este não apresenta o fenômeno de plasticidade induzida por deformação como o TRIP, ou seja, não exibe em sua composição austenita retida.

5.1.3 Caracterização mecânica

Na Figura 53 são mostradas as curvas tensão-deformação convencionais obtidas no ensaio de tração (até a carga máxima / início da estricção) para dois corpos de prova (CP "A" e CP "B") e na Tabela 8 são mostrados o limite de resistência, o limite de escoamento e o alongamento uniforme (valores médios). Observa-se que o aço TRIP 800 apresenta propriedades mecânicas superiores, com resistência mecânica mais elevada e maior ductilidade, nesse caso representada pelo alongamento uniforme. Verifica-se ainda, de maneira qualitativa, que o aço TRIP exibe maior capacidade de encruamento, observada pela inclinação da curva tensão-deformação.

Figura 53 - Curvas tensão-deformação convencionais obtidas no estado inicial.



(a) aço BC e (b) aço TRIP.
Fonte: Próprio autor.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas dos aços BC e TRIP no estado inicial.

Aço	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
BC	365,0 ± 2,0	471,0 ± 1,0	18,0 ± 1,0
TRIP 800	511,0 ± 1,0	814,0 ± 1,0	34,0 ± 1,0

Fonte: Próprio autor.

A resistência mecânica mais elevada do aço TRIP 800 também pode ser comprovada nos ensaios de microdureza, onde este apresentou maior resistência à penetração, conforme mostrado na Tabela 9.

Tabela 9 - Valores de dureza Vickers dos aços BC e TRIP no estado inicial.

Aço	BC	
Dureza (HV)	145,0	238,0
Desvio Padrão	2,0	3,0

Fonte: Próprio autor.

O comportamento mecânico apresentado pelo aço TRIP está de acordo com a sua microestrutura (CHIANG et al., 2011; FU et al., 2014). A presença da austenita retida promove maior ductilidade, propriedade que também é relacionada à presença da ferrita. No entanto, essa última fase contribui de forma menos intensa. Em adição à

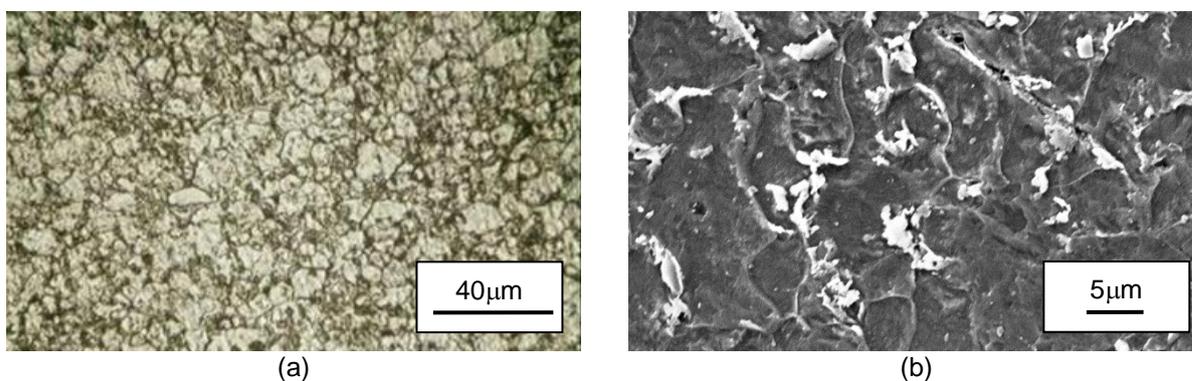
esse fato, a presença de martensita e/ou bainita e a transformação martensítica por deformação plástica levam a níveis de resistência mais elevados. Para o caso do aço BC, com estrutura predominantemente ferrítica, durante a deformação plástica, o único fenômeno presente é o encruamento, de forma a contribuir para a elevação da resistência mecânica.

5.2 Caracterização dos Materiais após Tração

5.2.1 Caracterização microestrutural

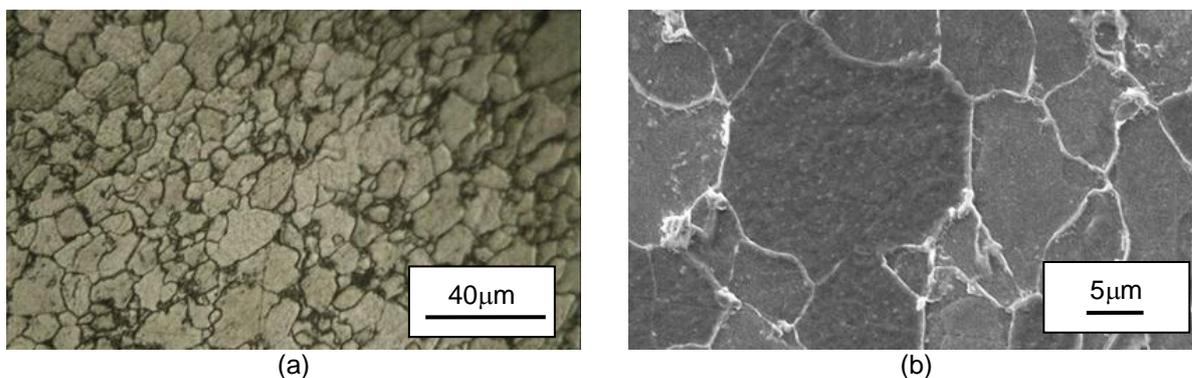
Na Figura 54 a Figura 56 são mostradas as micrografias obtidas após os ensaios de tração para as pré-deformações de 5%, 10% e 15% para o aço BC. Observa-se que, em relação ao estado inicial, houve uma modificação na morfologia dos constituintes, que se apresentou mais alongada, no sentido da deformação na tração.

Figura 54 - Aço BC após tração 5% – Reagente Nital 3%.



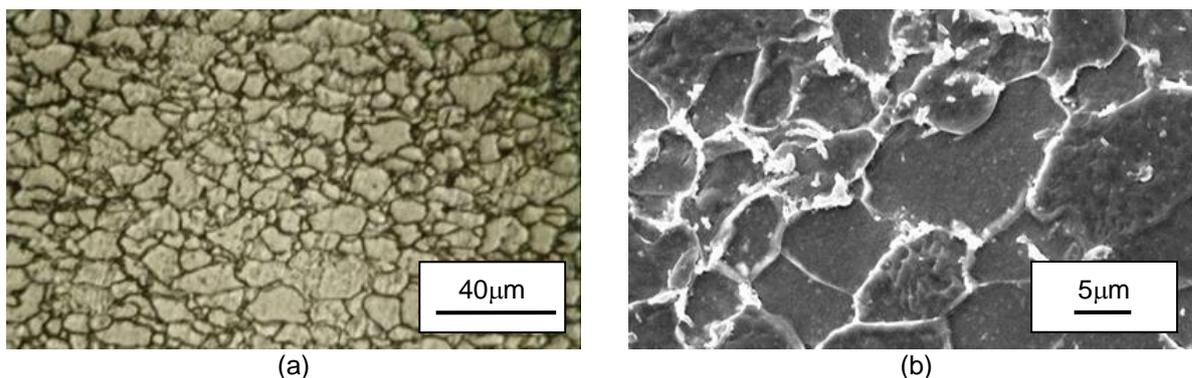
(a) MO e (b) MEV.
Fonte: Próprio autor.

Figura 55 - Aço BC após tração 10% – Reagente Nital 3%.



(a) MO e (b) MEV.
Fonte: Próprio autor.

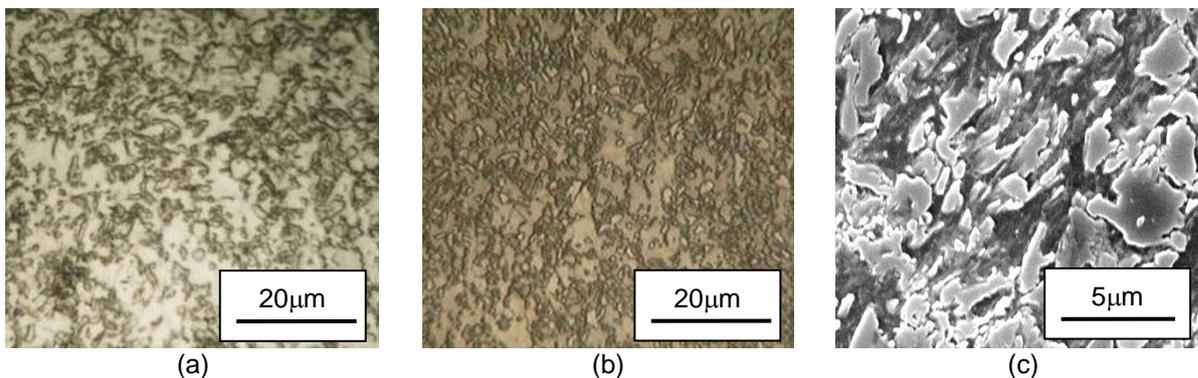
Figura 56 – Aço BC após tração 15% – Reagente Nital 3%.



(a) MO e (b) MEV.
Fonte: Próprio autor.

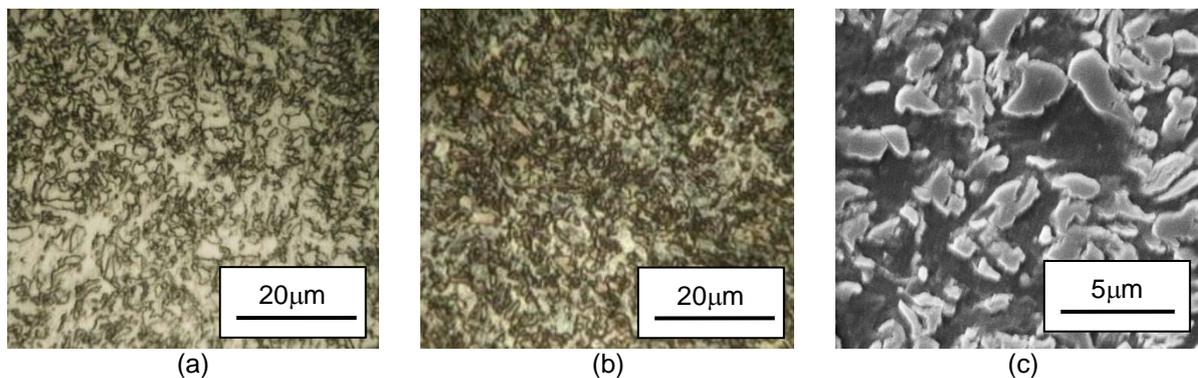
Na Figura 57 a Figura 59 são mostradas as micrografias obtidas após os ensaios de tração para as pré-deformações de 5%, 10% e 15% para o aço TRIP. Observa-se para este aço comportamento similar ao aço BC.

Figura 57 - Aço TRIP após tração 5%.



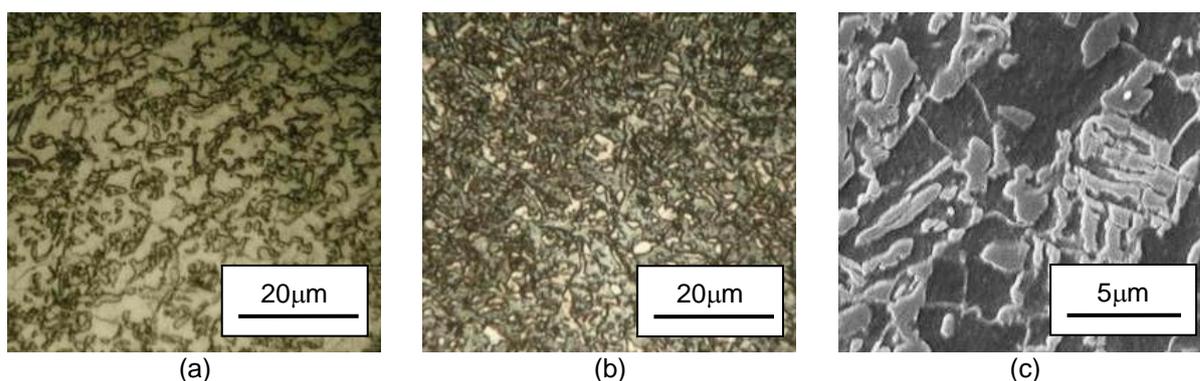
(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.
Fonte: Próprio autor.

Figura 58 - Aço TRIP após tração 10%.



(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.
Fonte: Próprio autor.

Figura 59 - Aço TRIP após tração 15%.



(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.
Fonte: Próprio autor.

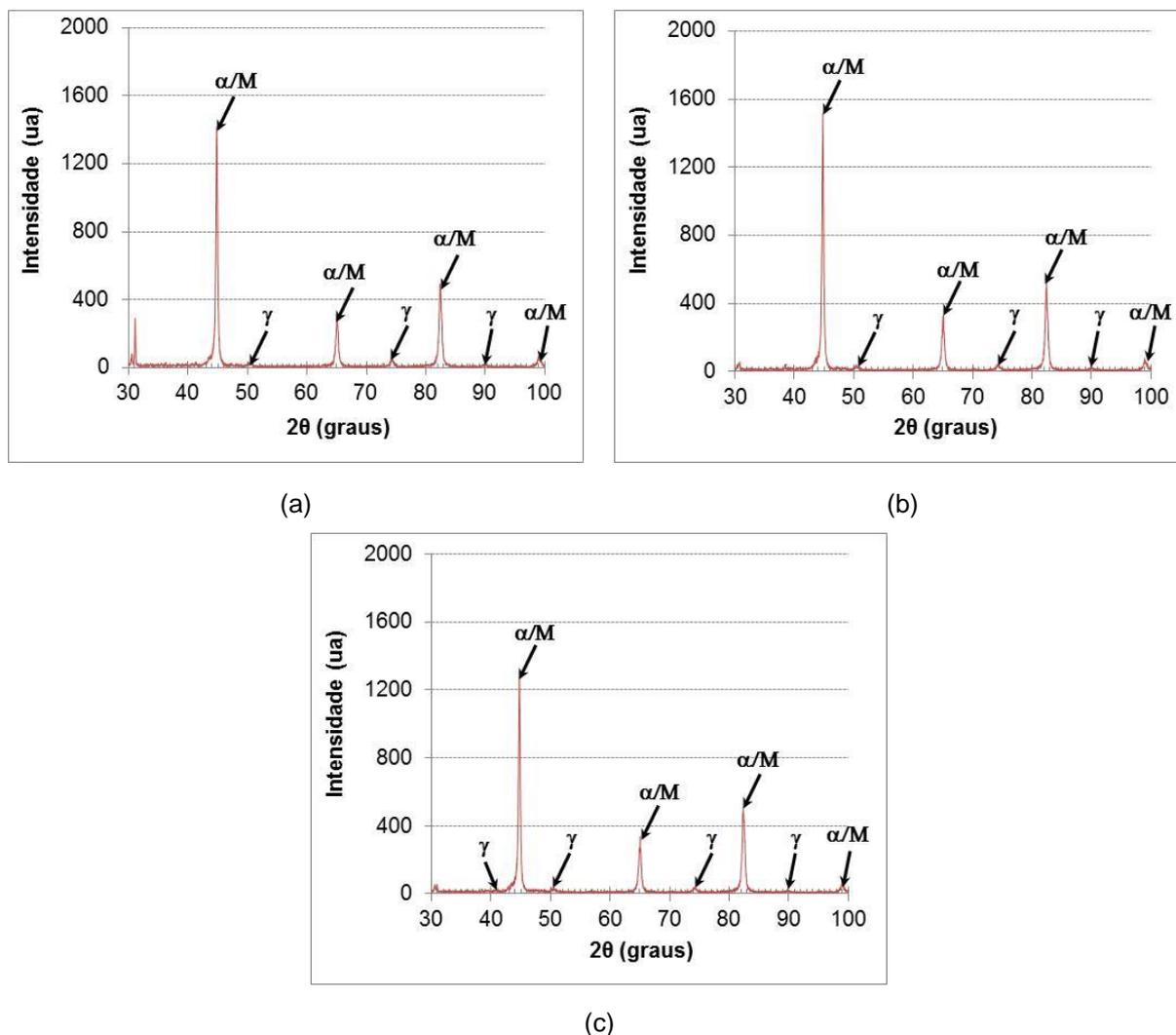
A Tabela 10 apresenta as proporções de austenita retida determinadas a partir dos difratogramas do aço TRIP representados na Figura 60, onde se identificam as fases presentes para este aço. Quando comparado ao estado inicial, o aço TRIP após tração apresenta menor quantidade de γ retida, representada pelos índices $2\theta = 50,84^\circ$, $74,75^\circ$ e $90,77^\circ$, para deformação de 5%; $2\theta = 50,84^\circ$, $74,75^\circ$, e $90,77^\circ$, para deformação de 10% e $2\theta = 43,65^\circ$, $50,84^\circ$, $74,75^\circ$, e $90,77^\circ$ para deformação de 15%. Este fenômeno se torna mais acentuado com a elevação da deformação, ou seja, a quantidade de γ retida é cada vez menor à medida que a deformação aumenta, conforme verificado na Tabela 10: 5,11%, 2,5% e 1,72%, para as deformações de 5%, 10% e 15%, respectivamente. Já α/M , representada pelos índices $2\theta = 44,68^\circ$, $65,03^\circ$, $82,35^\circ$ e $98,96^\circ$, ao contrário da γ retida, tende a aumentar com a elevação da deformação: 94,89%, 97,50% e 98,28%, para as deformações de 5%, 10% e 15%, respectivamente. Esses resultados estão de acordo com o comportamento esperado para um aço assistido pelo efeito TRIP, uma vez que neste, ocorre a transformação da γ retida em martensita por deformação plástica.

Tabela 10 - Proporção de fases do aço TRIP após tração (austenita γ , ferrita α , martensita M).

Deformação (%)	Fases (%)	
	γ	α/M
5,0	5,11	94,89
10,0	2,50	97,50
15,0	1,72	98,28

Fonte: Próprio autor.

Figura 60 - Difratogramas obtidos após tração para o aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).



(a) 5%, (b) 10% e (c) 15%.
Fonte: Próprio autor.

5.2.2 Ensaio de microdureza

Na Tabela 11, são apresentados os valores de microdureza obtidos para os dois aços após tração. Para o aço BC, observa-se a elevação da dureza com o aumento da deformação ($dureza_{BC5\%} = 168 \text{ HV} < dureza_{BC10\%} = 170 \text{ HV} < dureza_{BC15\%} = 195 \text{ HV}$). Esses resultados estão relacionados à multiplicação das discordâncias e interação de umas com as outras e com outras barreiras, o chamado encruamento (DIETER, 1986). Para o aço TRIP verifica-se também a elevação da dureza com o aumento da deformação ($dureza_{T5\%} = 278 \text{ HV} < dureza_{T10\%} = 279 \text{ HV} < dureza_{T15\%} = 301 \text{ HV}$). No caso deste aço, esta alteração está relacionada também à

transformação da austenita em martensita. No entanto, observa-se que, apesar de exibir dois fenômenos que contribuiriam para o aumento da resistência mecânica, o ganho de dureza do aço TRIP ao passar da deformação de 5% para 15%, cerca de 11%, foi proporcionalmente inferior àquele apresentado pelo aço BC, que foi de 16%.

Tabela 11 - Valores de dureza Vickers dos aços BC e TRIP após tração.

Aço	BC			TRIP 800		
Deformação (%)	5,0	10,0	15,0	5,0	10,0	15,0
Dureza (HV)	168,0	170,0	195,0	278,0	279,0	301,0
Desvio Padrão	2,0	2,0	1,0	2,0	3,0	4,0

Fonte: Próprio autor.

5.3 Caracterização dos Materiais após Dobramento

5.3.1 Análise da superfície dos materiais após dobramento

Por meio da observação visual e com o auxílio de uma lupa, não foram verificadas descontinuidades (trincas, rupturas) provenientes do processo de dobramento. Nesse processo, ângulos maiores e raios menores representariam as condições mais críticas, conforme imagens da superfície externa de dobramento dos materiais com ângulo de 90° mostradas na Figura 61 e Figura 62.

Figura 61 - Superfície externa do aço BC após dobramento com ângulo de 90°.



(a)

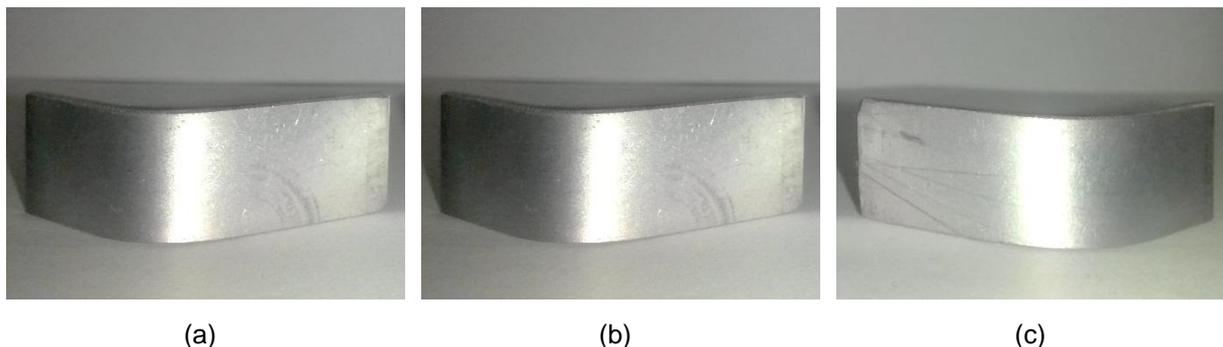
(b)

(c)

(a) raio 2 mm; (b) raio 6 mm e (c) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 62 - Superfície externa do aço TRIP após dobramento com ângulo de 90°.



(a) raio 2 mm; (b) raio 6 mm e (c) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

5.3.2 Análise do retorno elástico

Na Tabela 12 e Tabela 13 são apresentados os valores obtidos para o fenômeno do retorno elástico e na sequência, a representação gráfica destes valores em função dos raios de dobramento para cada ângulo avaliado (Figura 63).

Para o aço BC, para todos os ângulos de dobramento, observam-se valores mais elevados de retorno elástico para raios de dobramento também mais elevados. De forma análoga, Tekaslan et al. (2006) e Wang et al. (2011) verificaram ao estudar o retorno elástico em um aço carbono com manganês e AHSS, respectivamente, que este fenômeno varia de forma proporcional ao raio de dobramento. Verifica-se também que, o aumento do ângulo de 30° para 90° promove a elevação do retorno elástico.

Resultados semelhantes são observados para o aço TRIP, no entanto, para todas as condições, observa-se que o retorno elástico é superior àquele determinado para o aço BC e que o efeito do ângulo de dobramento ao passar de 30° para 90° é mais acentuado (no aço BC esse aumento chega a atingir 23% e no TRIP 31%). Kim e Lee (2011), ao investigarem os efeitos da presença de austenita retida em aço TRIP e do ângulo em relação à direção de laminação, em operações de dobramento com matriz fechada em V (ângulo de dobramento de 90°), similarmente ao presente trabalho, observaram que a elevação do raio do cutelo levou ao aumento do efeito mola. Lim et al. (2012) verificou, por meio da técnica de elementos finitos, também em uma operação de dobramento, que o retorno elástico do aço TRIP (nesse caso

aço TRIP 780) foi superior ao retorno elástico apresentado por um aço de baixo teor de carbono.

Tabela 12 – Ângulos de retorno elástico após dobramento do aço BC.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	478 ± 2	480 ± 1	588 ± 2
4	493 ± 1	498 ± 2	600 ± 2
6	510 ± 2	508 ± 1	613 ± 2
8	520 ± 3	523 ± 2	625 ± 3
10	540 ± 2	540 ± 2	640 ± 1

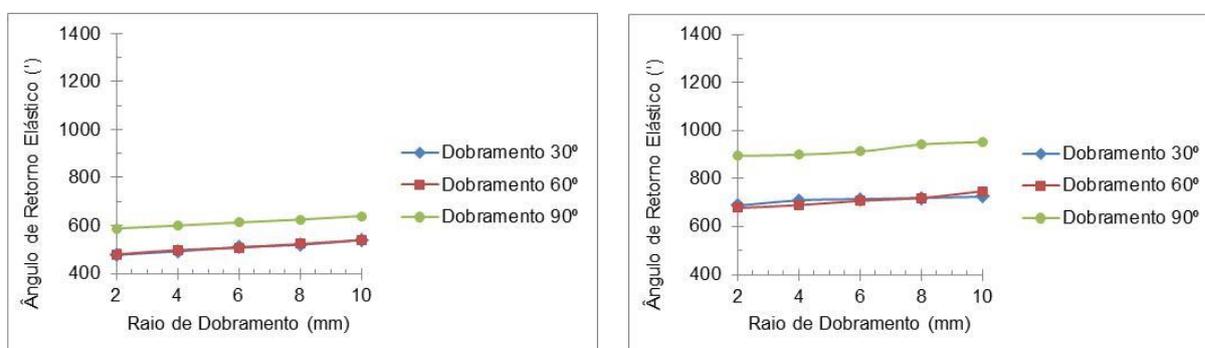
Fonte: Próprio autor.

Tabela 13 – Ângulos de retorno elástico após dobramento do aço TRIP.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	688 ± 2	678 ± 2	895 ± 3
4	710 ± 1	690 ± 2	900 ± 1
6	715 ± 1	708 ± 3	913 ± 1
8	720 ± 1	720 ± 2	943 ± 2
10	725 ± 2	748 ± 2	953 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Figura 63 - Representação gráfica dos ângulos de retorno elástico após dobramento.



(a)

(a) aço BC e (b) aço TRIP.

Fonte: Próprio autor.

(b)

5.3.3 Avaliação da distribuição de microdureza

Na Tabela 14 a Tabela 17 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de dureza ao longo da seção transversal dos corpos de prova e seus respectivos gráficos, apresentados na Figura 64 e Figura 65, onde o ponto 1 representa uma região próxima à superfície externa de dobramento, o ponto 4 a região central do corpo de prova e o ponto 7 uma região próxima à superfície interna de dobramento. Em todos os gráficos, os resultados estão associados à linhas de tendência de aproximação polinomial, que serviram de base para as considerações apresentadas a seguir.

Tabela 14 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após dobramento com raio de 2 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	220,0 ± 1,0	201,0 ± 2,0	219,0 ± 2,0
2	217,0 ± 2,0	195,0 ± 2,0	239,0 ± 3,0
3	181,0 ± 2,0	191,0 ± 1,0	219,0 ± 1,0
4	193,0 ± 2,0	191,0 ± 1,0	205,0 ± 2,0
5	189,0 ± 1,0	172,0 ± 3,0	203,0 ± 2,0
6	179,0 ± 3,0	175,0 ± 1,0	195,0 ± 2,0
7	190,0 ± 1,0	180,0 ± 2,0	188,0 ± 1,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 15 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após dobramento com raio de 10 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	195,0 ± 2,0	170,0 ± 2,0	182,0 ± 2,0
2	183,0 ± 1,0	163,0 ± 2,0	170,0 ± 2,0
3	179,0 ± 2,0	160,0 ± 2,0	164,0 ± 2,0
4	186,0 ± 2,0	152,0 ± 3,0	174,0 ± 2,0
5	167,0 ± 1,0	148,0 ± 2,0	165,0 ± 2,0
6	171,0 ± 2,0	159,0 ± 2,0	163,0 ± 2,0
7	178,0 ± 2,0	168,0 ± 2,0	169,0 ± 1,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 16 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após dobramento com raio de 2 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	345,0 ± 2,0	295,0 ± 3,0	262,0 ± 2,0
2	306,0 ± 1,0	294,0 ± 2,0	276,0 ± 3,0
3	285,0 ± 2,0	280,0 ± 2,0	253,0 ± 1,0
4	285,0 ± 2,0	288,0 ± 2,0	263,0 ± 2,0
5	265,0 ± 1,0	272,0 ± 2,0	257,0 ± 2,0
6	283,0 ± 2,0	283,0 ± 2,0	253,0 ± 3,0
7	280,0 ± 2,0	284,0 ± 3,0	260,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 17 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após dobramento com raio de 10 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	349,0 ± 2,0	295,0 ± 1,0	385,0 ± 2,0
2	351,0 ± 2,0	287,0 ± 2,0	364,0 ± 2,0
3	313,0 ± 2,0	259,0 ± 2,0	392,0 ± 2,0
4	300,0 ± 1,0	303,0 ± 2,0	381,0 ± 2,0
5	279,0 ± 2,0	250,0 ± 2,0	364,0 ± 2,0
6	280,0 ± 2,0	264,0 ± 2,0	331,0 ± 2,0
7	293,0 ± 2,0	268,0 ± 1,0	317,0 ± 2,0

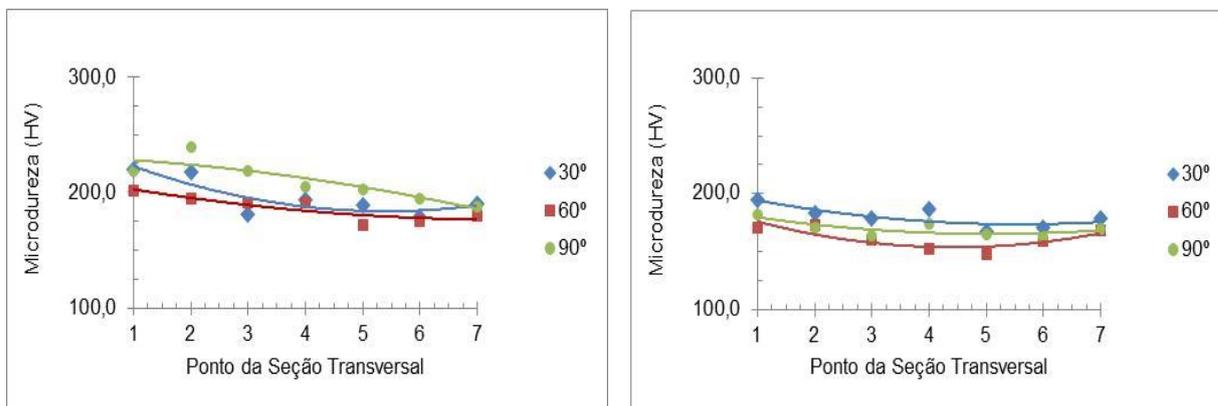
Fonte: Próprio autor.

Verifica-se que, tanto para o aço BC quanto para o aço TRIP, para os dois raios de dobramento avaliados, a deformação nas regiões próximas ao ponto 1 apresentaram resultados de dureza mais elevados (média de 2 amostras) em comparação ao ponto 7. Em seus estudos com aços inoxidáveis, Sales (2013) também constatou valores de dureza mais elevados nas regiões mais próximas à superfície externa de dobramento. Ele atribuiu valores mais altos nessas regiões ao fato da deformação ocorrida no processo de dobramento ser mais acentuada nestas.

Para o aço BC, é possível perceber uma diminuição dos valores de dureza com a elevação do raio de dobramento, tendência não verificada no aço TRIP. Não foi

possível verificar uma tendência do ângulo de dobramento, entretanto, no aço TRIP, verifica-se uma diferença mais acentuada nos resultados com a variação deste parâmetro.

Figura 64 – Distribuição de dureza Vickers na seção transversal do aço BC após dobramento.



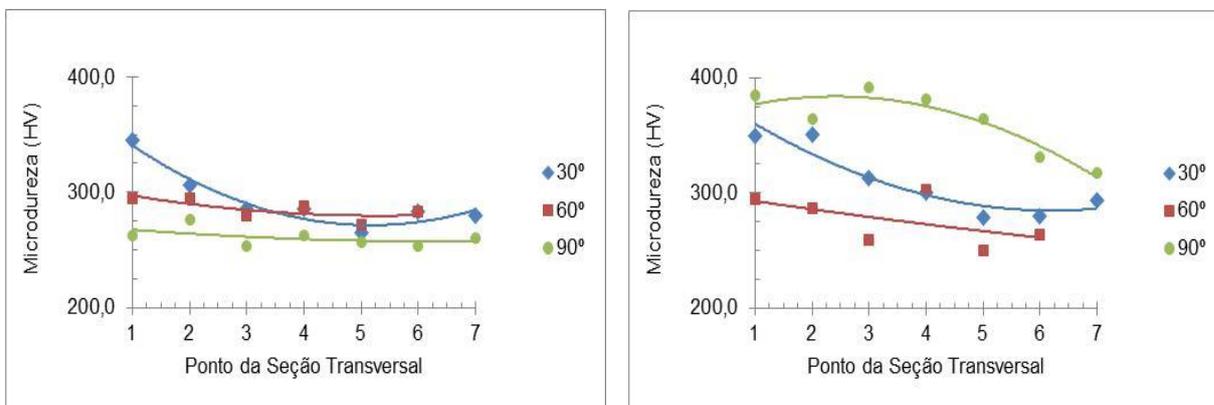
(a)

(b)

(a) raio 2 mm e (b) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 65 - Distribuição de dureza Vickers na seção transversal do aço TRIP após dobramento.



(a)

(b)

(a) raio 2 mm e (b) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

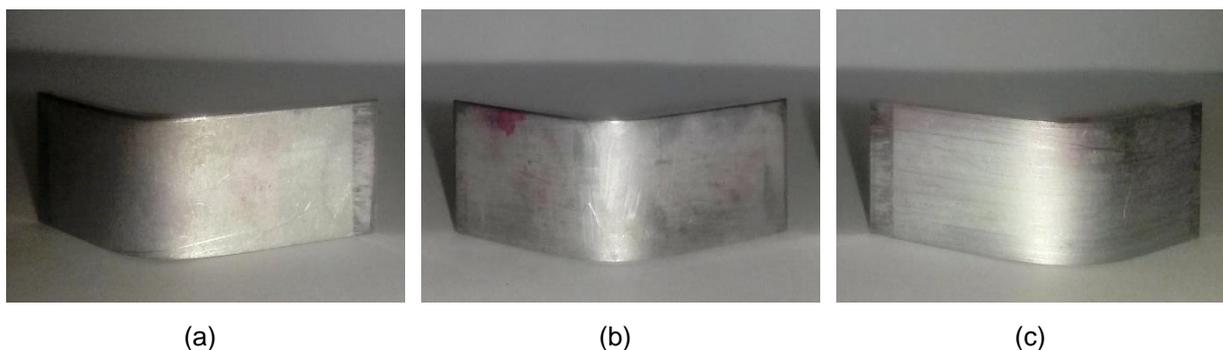
5.4 Caracterização dos Materiais após Tração seguida de Dobramento

5.4.1 Análise da superfície dos materiais após tração seguida de dobramento

Por meio da observação visual e com o auxílio de uma lupa, não foram verificadas descontinuidades (trincas, rupturas) provenientes do processo de dobramento em

nenhuma amostra avaliada. Nesse processo, ângulos e pré-deformações maiores bem como raios menores representariam as condições mais críticas, conforme imagens dos corpos de prova após pré-deformação de 15% seguida de dobramento com ângulo de 90° , mostrados na Figura 66 e Figura 67.

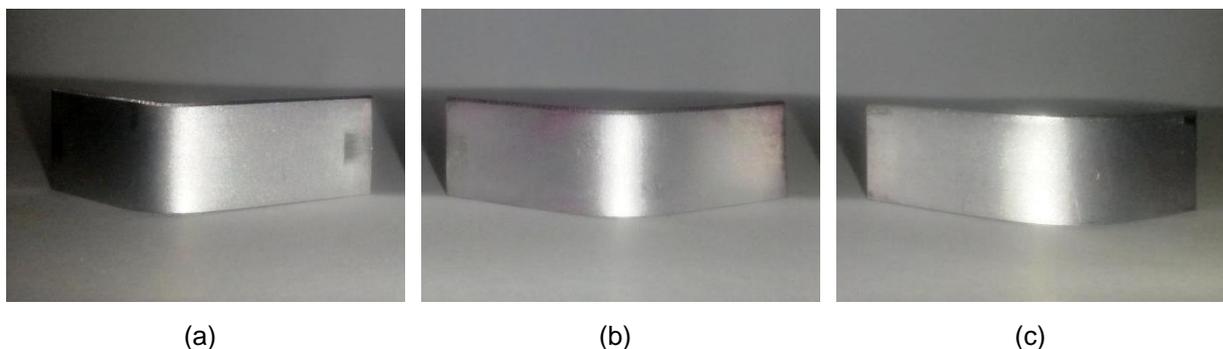
Figura 66 - Superfície externa do aço BC após pré-deformação de 15% seguida de dobramento com ângulo de 90° .



(a) raio 2 mm; (b) raio 6 mm e (c) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 67 - Superfície externa do aço TRIP após pré-deformação de 15% seguida de dobramento com ângulo de 90° .



(a) raio 2 mm; (b) raio 6 mm e (c) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

5.4.2 Análise do retorno elástico

Na Tabela 18 a Tabela 23 são apresentados os valores obtidos para o retorno elástico e na sequência, a representação gráfica destes valores em função dos raios de dobramento para cada ângulo avaliado. No aço TRIP, o aumento do retorno elástico ao se passar do ângulo de 30° para 90° chegou a atingir 38%, 28% e 38%, para pré-deformações de 5%, 10% e 15%, respectivamente. No aço BC esse

gradiente foi de 18%, 5% e 13%, para pré-deformações de 5%, 10% e 15%, respectivamente.

Tabela 18 – Ângulos de retorno elástico do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	548 ± 1	518 ± 2	628 ± 1
6	560 ± 1	563 ± 3	645 ± 2
10	570 ± 1	575 ± 2	675 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 19 – Ângulos de retorno elástico do aço BC após deformação de 10% seguida de dobramento.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	648 ± 2	675 ± 2	643 ± 3
6	658 ± 2	683 ± 1	660 ± 2
10	673 ± 2	698 ± 2	703 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 20 – Ângulos de retorno elástico do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	683 ± 2	688 ± 1	770 ± 1
6	713 ± 2	703 ± 1	805 ± 1
10	730 ± 2	710 ± 2	813 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 21 – Ângulos de retorno elástico do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	750 ± 3	800 ± 1	960 ± 2
6	760 ± 2	818 ± 1	978 ± 2
10	770 ± 2	835 ± 1	1063 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 22 – Ângulos de retorno elástico do aço TRIP após deformação de 10% seguida de dobramento.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	875 ± 1	915 ± 3	998 ± 2
6	885 ± 2	933 ± 2	1135 ± 4
10	893 ± 1	953 ± 2	1140 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 23 – Ângulos de retorno elástico do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento.

Raio de Dobramento (mm)	Ângulo de Retorno Elástico (°)		
	30°	60°	90°
2	915 ± 2	925 ± 2	1080 ± 2
6	925 ± 2	940 ± 2	1200 ± 2
10	935 ± 2	998 ± 2	1293 ± 1

Fonte: Próprio autor.

Considerando inicialmente o aço BC, conforme Figura 68, verifica-se o aumento do retorno elástico com o aumento do raio de dobramento. Esse comportamento é semelhante àquele observado para o material apenas dobrado.

Em relação ao ângulo de dobramento, observa-se uma tendência de aumento da recuperação elástica de 30° para 90° e ausência de alterações acentuadas de 30° para 60°. Novamente esse comportamento é análogo ao aço não tracionado.

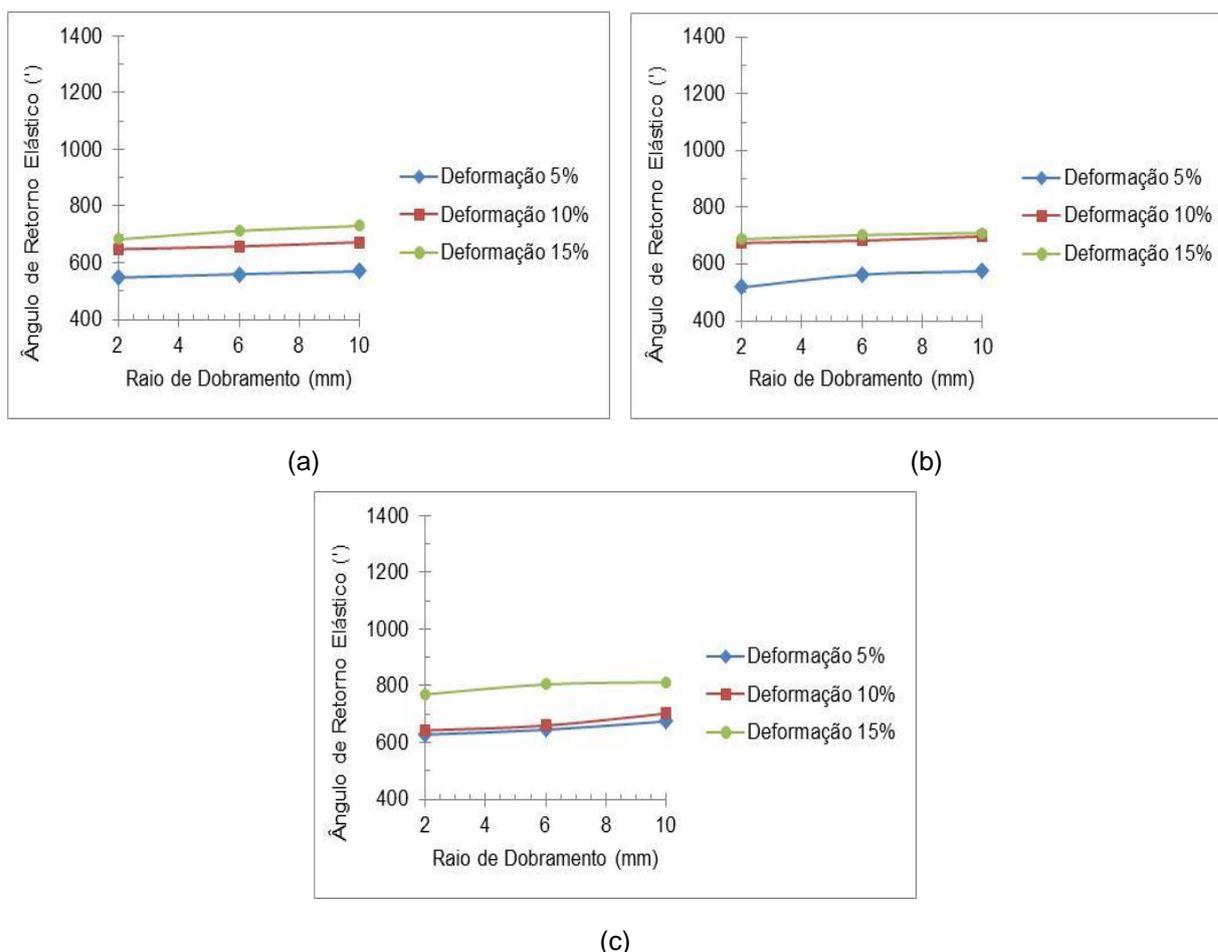
Por fim, considerando o efeito da pré-deformação, observa-se o aumento da recuperação elástica em comparação ao aço somente dobrado, mostrado na Figura 63. Esse fenômeno se torna mais evidente à medida que se aumenta o valor da pré-deformação. A elevação da pré-deformação implicaria na ocorrência de encruamento de forma mais acentuada no material (comprovada pelos ensaios de dureza), que levaria ao aumento do limite tensão de escoamento.

A tensão limite de escoamento, de acordo com a literatura, é considerada uma das características de maior influência no retorno elástico (TEKINER, 2004; INAMDAR et al., 2002; , ABDULLAH et al., 2012) e quanto maior o seu valor, maior será o retorno

elástico apresentado pelo material (BRESCIANI FILHO, 2011; TEKINER, 2004; TOROS et al., 2011; DIETER, 1986).

Por meio da Figura 69, verifica-se que a análise para o aço TRIP é semelhante, entretanto, os valores encontrados são maiores que os do aço BC, uma vez que o TRIP apresenta maior limite de escoamento. No aço TRIP, o aumento do retorno elástico ao se passar do ângulo de 30° para 90° chegou a atingir 38%, 28% e 38%, para pré-deformações de 5%, 10% e 15%, respectivamente. No aço BC esse gradiente foi de 18%, 5% e 13%, para pré-deformações de 5%, 10% e 15%, respectivamente.

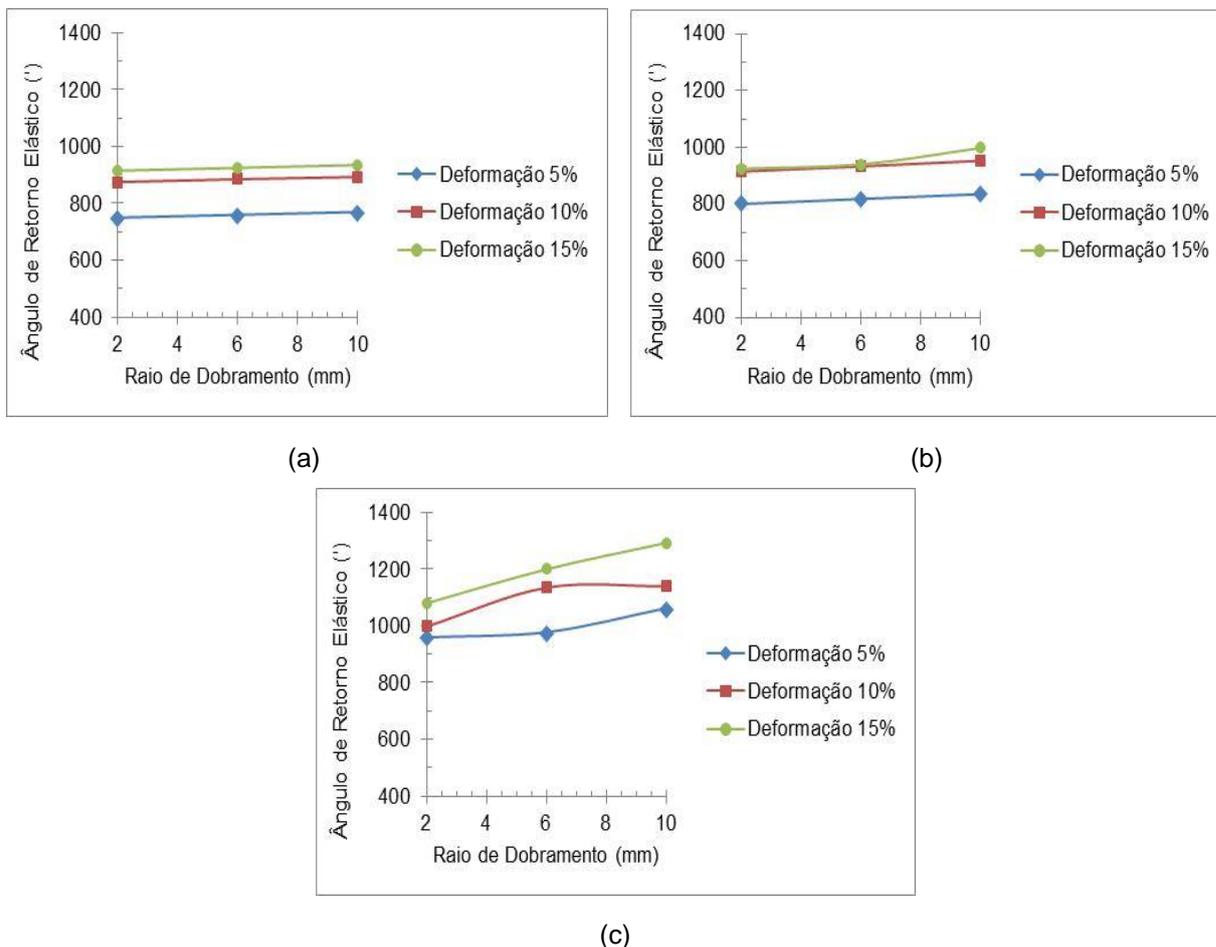
Figura 68 - Representação gráfica dos ângulos de retorno elástico do aço BC após tração seguida de dobramento.



(a) ângulo de 30° , ângulo de 60° e (c) ângulo de 90° .

Fonte: Próprio autor.

Figura 69 - Representação gráfica dos ângulos de retorno elástico do aço TRIP após tração seguida de dobramento.



(a) ângulo de 30°, ângulo de 60° e (c) ângulo de 90°.

Fonte: Próprio autor.

5.4.3 Avaliação da distribuição de microdureza

Na Tabela 24 a Tabela 31 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de dureza ao longo da seção transversal dos corpos de prova e seus respectivos gráficos mostrados na Figura 70 a Figura 73, onde o ponto 1 representa a região próxima à superfície externa de dobramento, o ponto 4 a região central do corpo de prova e o ponto 7 a região próxima à superfície interna de dobramento. Em todos os gráficos, os resultados estão associados à linhas de tendência de aproximação polinomial.

Tabela 24 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 2 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	206,0 ± 2,0	207,0 ± 2,0	209,0 ± 1,0
2	201,0 ± 2,0	202,0 ± 2,0	200,0 ± 2,0
3	201,0 ± 1,0	203,0 ± 2,0	206,0 ± 2,0
4	184,0 ± 2,0	204,0 ± 2,0	193,0 ± 2,0
5	183,0 ± 2,0	197,0 ± 3,0	199,0 ± 2,0
6	172,0 ± 2,0	197,0 ± 2,0	180,0 ± 2,0
7	180,0 ± 2,0	192,0 ± 2,0	180,0 ± 1,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 25 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 10 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	131,0 ± 2,0	162,0 ± 2,0	180,0 ± 3,0
2	130,0 ± 2,0	164,0 ± 2,0	176,0 ± 2,0
3	144,0 ± 2,0	157,0 ± 1,0	178,0 ± 2,0
4	158,0 ± 2,0	163,0 ± 2,0	159,0 ± 2,0
5	173,0 ± 2,0	147,0 ± 2,0	156,0 ± 2,0
6	155,0 ± 2,0	160,0 ± 2,0	164,0 ± 2,0
7	160,0 ± 1,0	150,0 ± 2,0	158,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 26 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 2 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	220,0 ± 2,0	265,0 ± 2,0	228,0 ± 2,0
2	217,0 ± 1,0	205,0 ± 1,0	216,0 ± 1,0
3	212,0 ± 2,0	190,0 ± 1,0	217,0 ± 2,0
4	200,0 ± 1,0	196,0 ± 2,0	199,0 ± 2,0
5	205,0 ± 2,0	194,0 ± 1,0	204,0 ± 2,0
6	199,0 ± 2,0	202,0 ± 2,0	188,0 ± 3,0
7	193,0 ± 2,0	190,0 ± 2,0	182,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 27 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 10 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	197,0 ± 2,0	204,0 ± 2,0	205,0 ± 2,0
2	187,0 ± 1,0	214,0 ± 2,0	205,0 ± 2,0
3	182,0 ± 1,0	184,0 ± 3,0	201,0 ± 2,0
4	183,0 ± 1,0	194,0 ± 2,0	208,0 ± 2,0
5	184,0 ± 2,0	206,0 ± 2,0	206,0 ± 2,0
6	184,0 ± 2,0	190,0 ± 1,0	195,0 ± 2,0
7	175,0 ± 2,0	185,0 ± 2,0	210,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 28 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 2 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	311,0 ± 2,0	349,0 ± 1,0	311,0 ± 2,0
2	304,0 ± 2,0	342,0 ± 1,0	366,0 ± 2,0
3	324,0 ± 2,0	312,0 ± 1,0	341,0 ± 2,0
4	302,0 ± 2,0	319,0 ± 1,0	319,0 ± 2,0
5	303,0 ± 2,0	294,0 ± 1,0	311,0 ± 2,0
6	293,0 ± 2,0	311,0 ± 1,0	300,0 ± 2,0
7	299,0 ± 2,0	309,0 ± 1,0	312,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 29 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento com raio de 10 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	298,0 ± 2,0	360,0 ± 2,0	322,0 ± 1,0
2	300,0 ± 2,0	302,0 ± 2,0	316,0 ± 2,0
3	287,0 ± 2,0	295,0 ± 2,0	279,0 ± 1,0
4	280,0 ± 3,0	276,0 ± 2,0	267,0 ± 2,0
5	280,0 ± 2,0	295,0 ± 2,0	270,0 ± 2,0
6	294,0 ± 1,0	276,0 ± 1,0	276,0 ± 1,0
7	279,0 ± 2,0	289,0 ± 2,0	290,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 30 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 2 mm.

Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	266,0 ± 2,0	295,0 ± 1,0	352,0 ± 2,0
2	263,0 ± 2,0	308,0 ± 2,0	332,0 ± 2,0
3	282,0 ± 2,0	299,0 ± 2,0	316,0 ± 1,0
4	305,0 ± 1,0	284,0 ± 2,0	316,0 ± 2,0
5	287,0 ± 1,0	308,0 ± 2,0	306,0 ± 1,0
6	283,0 ± 2,0	310,0 ± 2,0	310,0 ± 2,0
7	280,0 ± 2,0	296,0 ± 1,0	302,0 ± 2,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 31 – Valores de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento com raio de 10 mm.

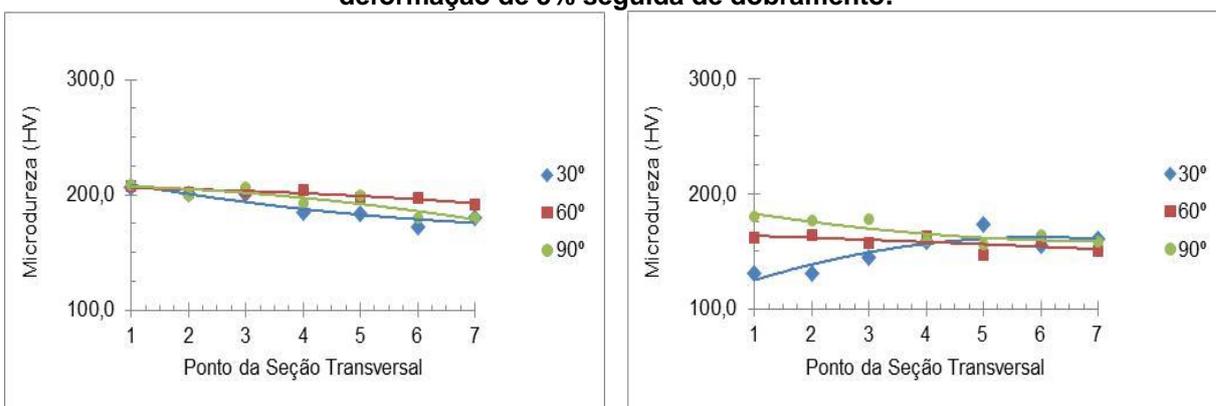
Ponto	Dureza (HV)		
	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
1	320,0 ± 1,0	322,0 ± 1,0	320,0 ± 2,0
2	313,0 ± 2,0	317,0 ± 2,0	318,0 ± 2,0
3	290,0 ± 1,0	316,0 ± 1,0	320,0 ± 2,0
4	287,0 ± 1,0	311,0 ± 2,0	326,0 ± 1,0
5	304,0 ± 1,0	303,0 ± 2,0	318,0 ± 2,0
6	297,0 ± 2,0	318,0 ± 2,0	333,0 ± 2,0
7	303,0 ± 2,0	307,0 ± 1,0	314,0 ± 3,0

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que, os resultados de dureza obtidos para a tração seguida de dobramento apresentam a mesma tendência que os verificados para a condição de dobramento apenas, ou seja, tanto para o aço BC (Figura 70 e Figura 71) quanto para o aço TRIP (Figura 72 e Figura 73), para os dois raios de dobramento avaliados, a deformação nas regiões próximas ao ponto 1 apresentaram resultados de dureza mais elevados (média de 2 amostras) em comparação ao ponto 7. Para o aço BC, é possível perceber uma redução nos valores de dureza com a elevação do raio de dobramento, tendência não verificada no aço TRIP. Não foi possível verificar uma tendência do ângulo de dobramento e nem influência da pré-deformação na distribuição de microdureza. É importante ressaltar que, valores mais altos de dureza eram esperados para as condições de maior deformação (15%), o que ocorreu

apenas para o aço BC. Para o aço TRIP, tal fato poderia ser explicado pelo efeito *Bauschinger*, que ocorre quando um material é altamente deformado no regime plástico em uma direção axial (por exemplo, em um ensaio de tração), descarregado e, em seguida recarregado em uma direção oposta (por exemplo, compressão), produzindo, nesta recarga, um nível de tensão mais baixo do que o do carregamento realizado na direção inicial, ou seja, uma redução na plasticidade (DIETER, 1986; YAN, 1998). Dessa forma, uma redução nos limites de escoamento e de resistência implicaria em valores mais baixos de dureza, conforme se verifica nos resultados. Tais resultados estão de acordo com Haus (2011), que estudou o comportamento elástico de um aço TRIP 800 em operações de dobramento e da mesma forma, verificou a ocorrência / influência do efeito *Bauschinger* nesse material.

Figura 70 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 5% seguida de dobramento.



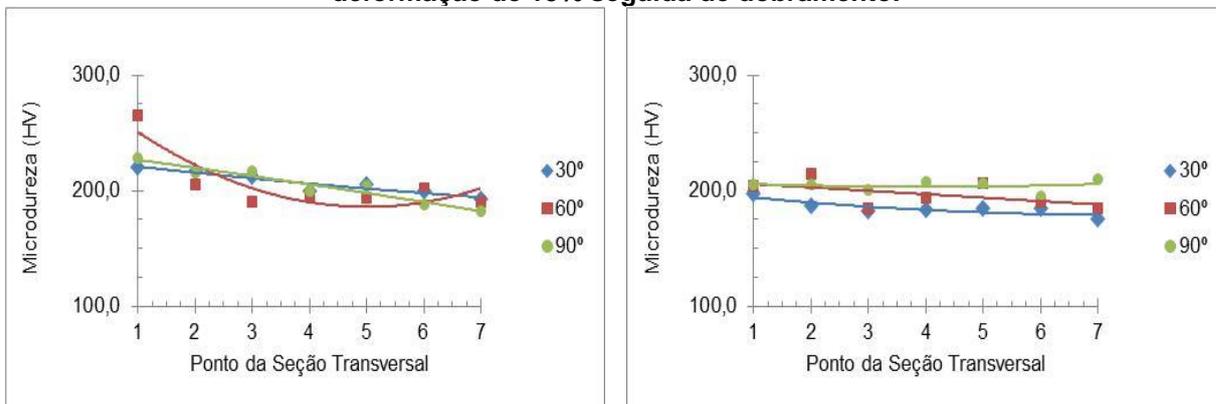
(a)

(b)

(a) raio 2 mm e (b) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 71 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço BC após deformação de 15% seguida de dobramento.



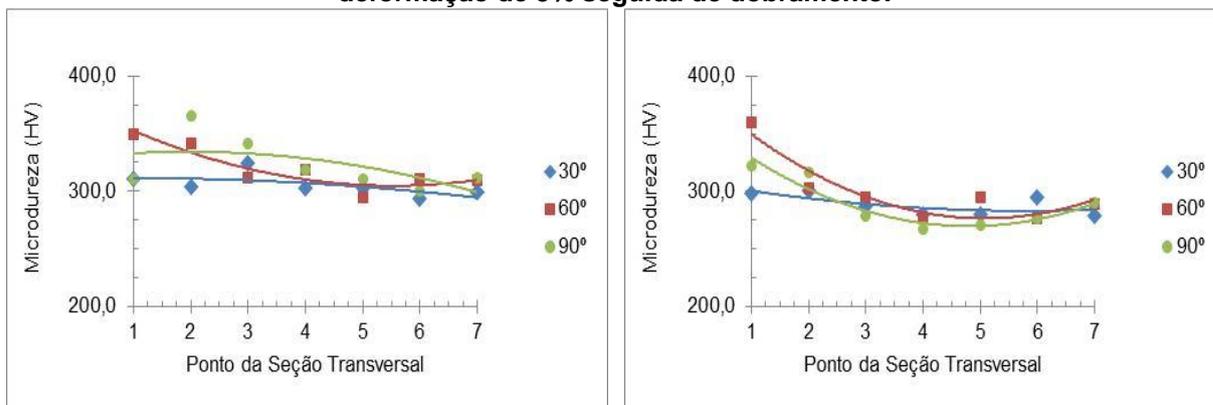
(a)

(b)

(a) raio 2 mm e (b) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 72 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 5% seguida de dobramento.



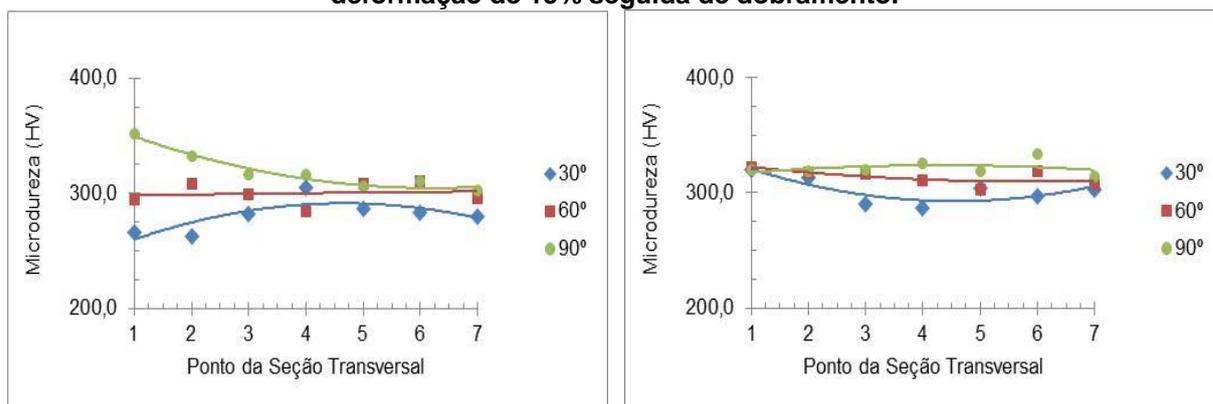
(a)

(b)

(a) raio 2 mm e (b) raio 10 mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 73 - Representação gráfica de dureza Vickers da seção transversal do aço TRIP após deformação de 15% seguida de dobramento.



(a)

(b)

(a) raio 2 mm e (b) raio 10 mm.

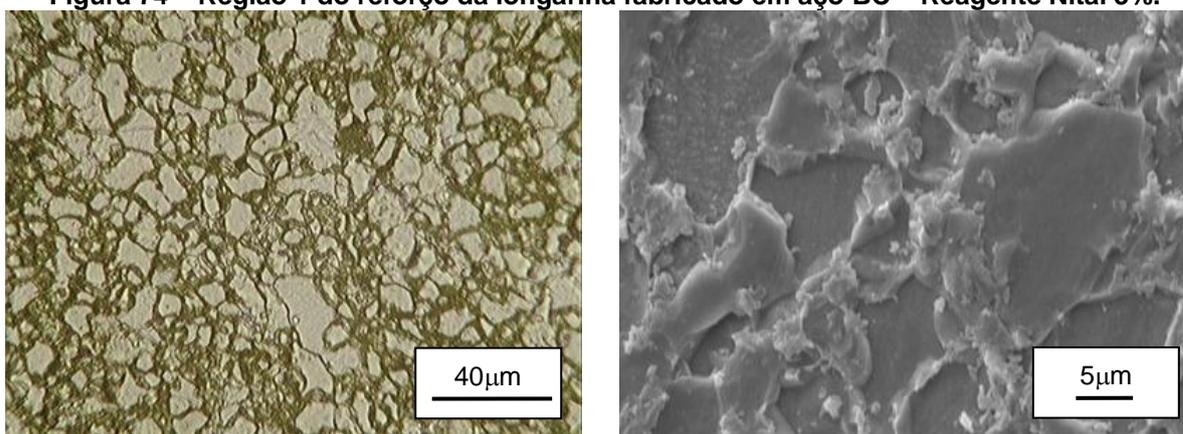
Fonte: Próprio autor.

5.5 Caracterização das Peças Estampadas

5.5.1 Caracterização microestrutural

As imagens da Figura 74 a Figura 81 mostram as micrografias obtidas das regiões avaliadas dos reforços de longarina fabricados em aço BC. Pode se observar que, após o processo de estampagem industrial, em algumas regiões, o aço BC apresenta uma microestrutura com grãos orientados.

Figura 74 – Região 1 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



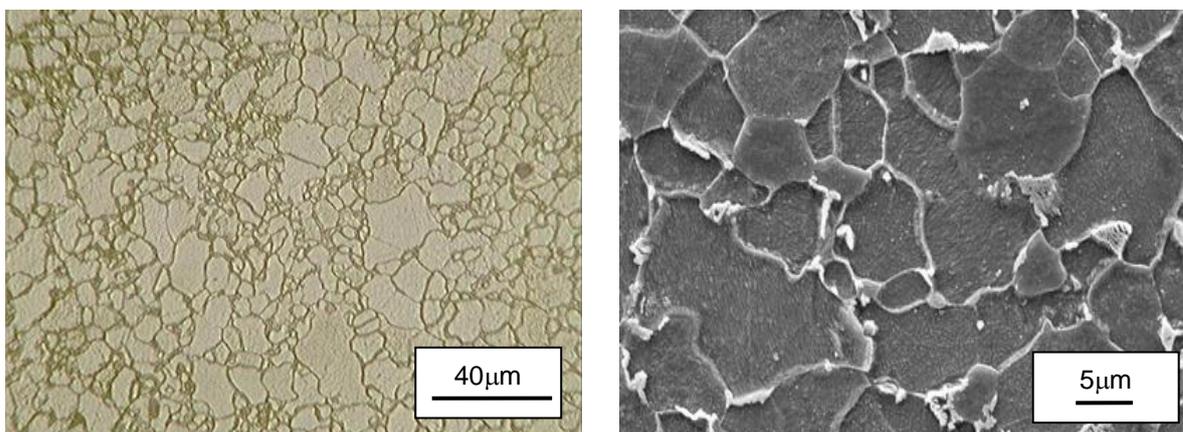
(a)

(b)

(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

Figura 75 – Região 2 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



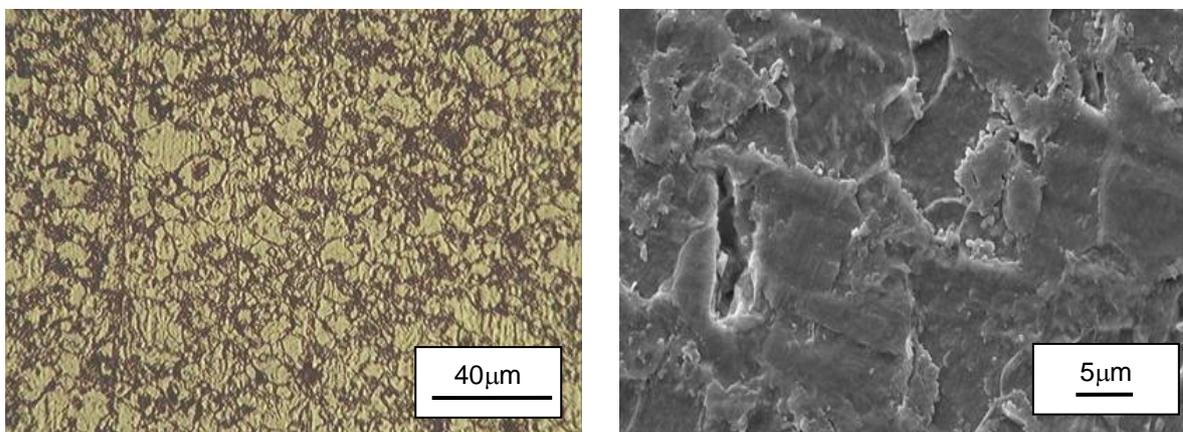
(a)

(b)

(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

Figura 76 – Região 3 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



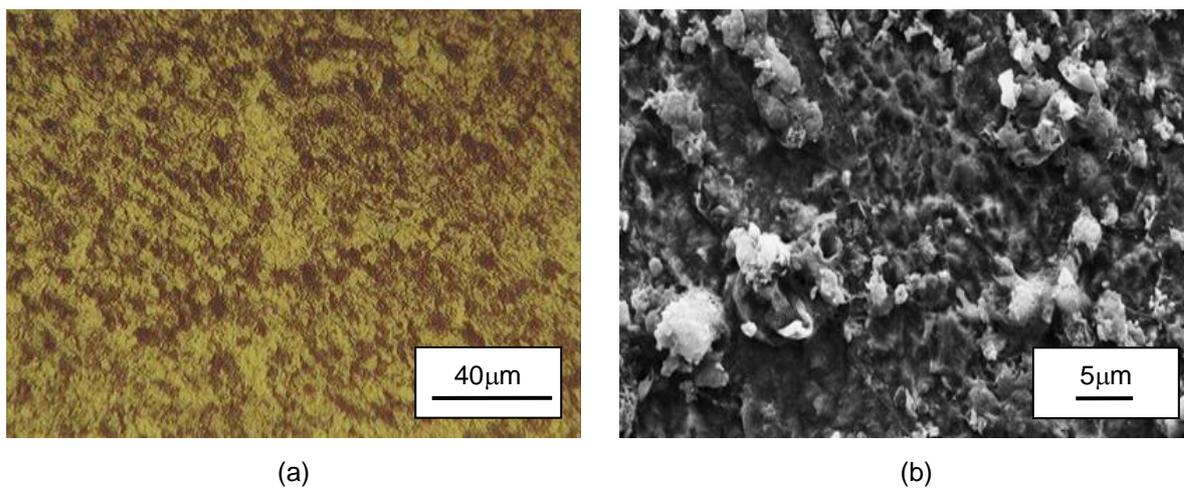
(a)

(b)

(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

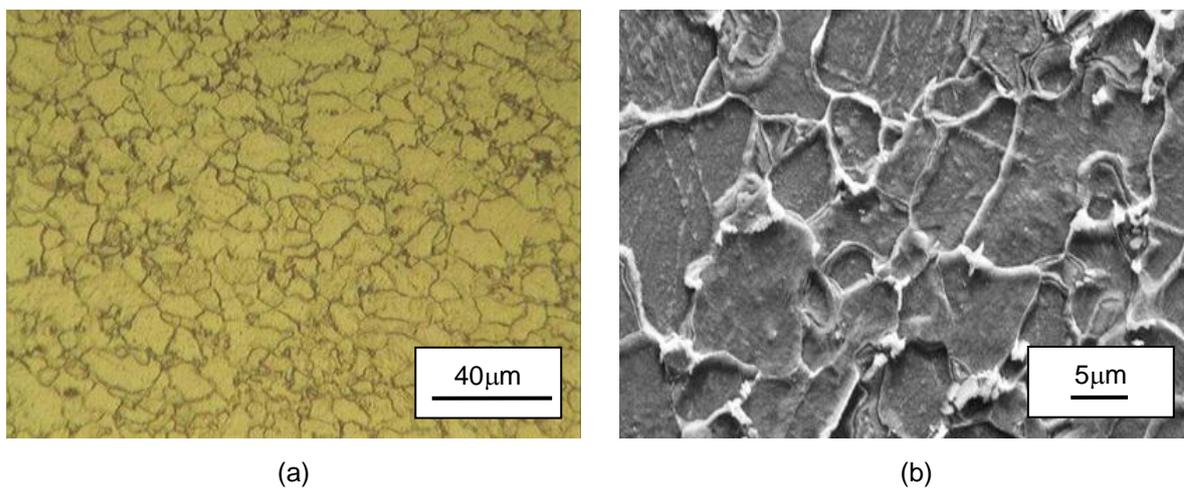
Figura 77 – Região 4 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

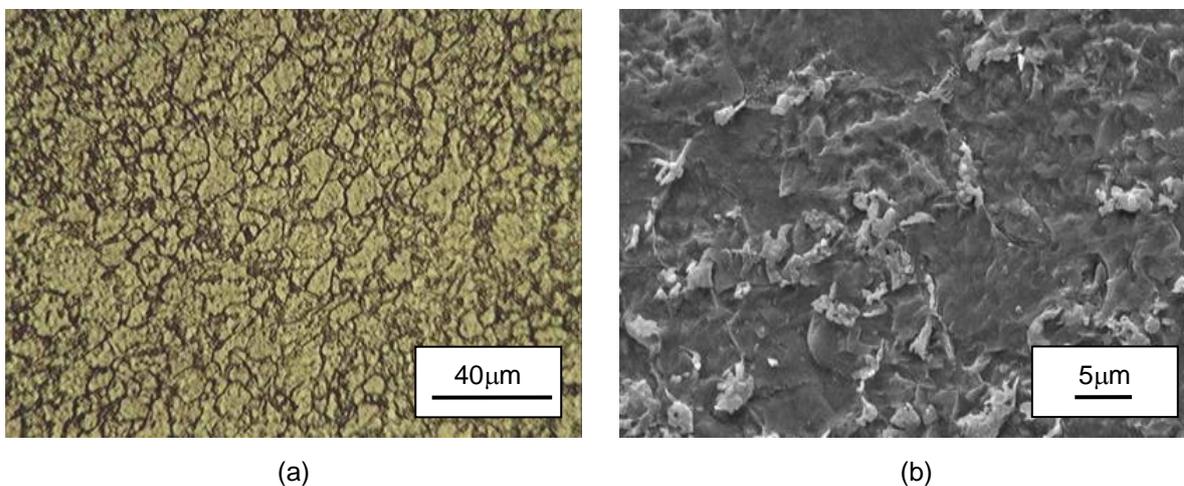
Figura 78 – Região 5 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

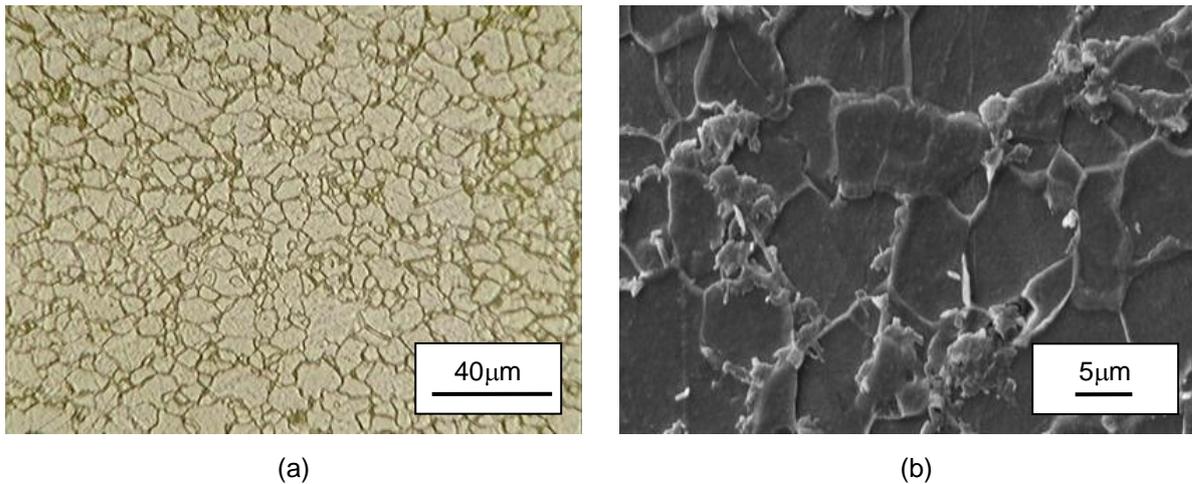
Figura 79 – Região 6 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

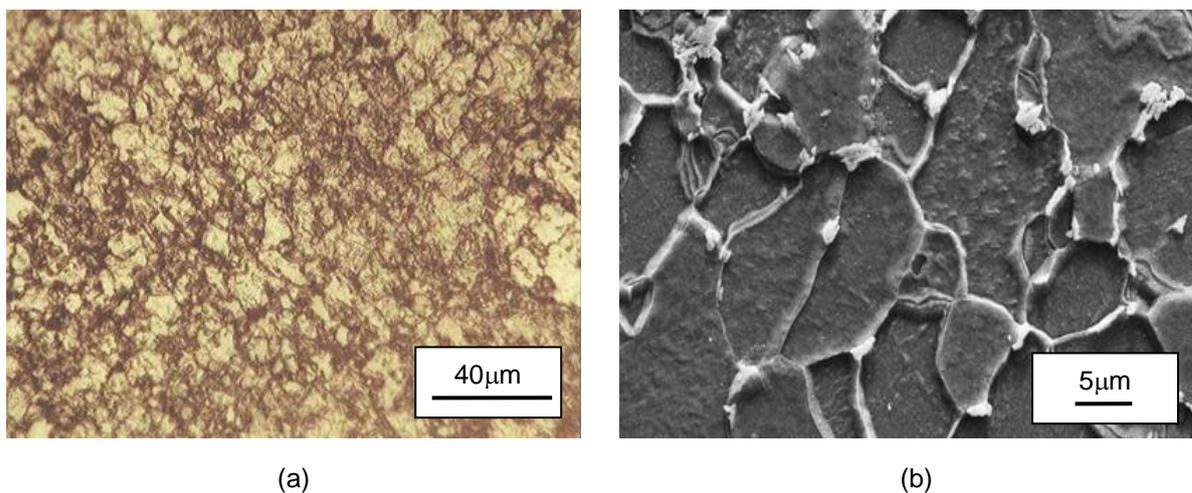
Figura 80 – Região 7 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.



(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

Figura 81 – Região 8 do reforço da longarina fabricado em aço BC – Reagente Nital 3%.

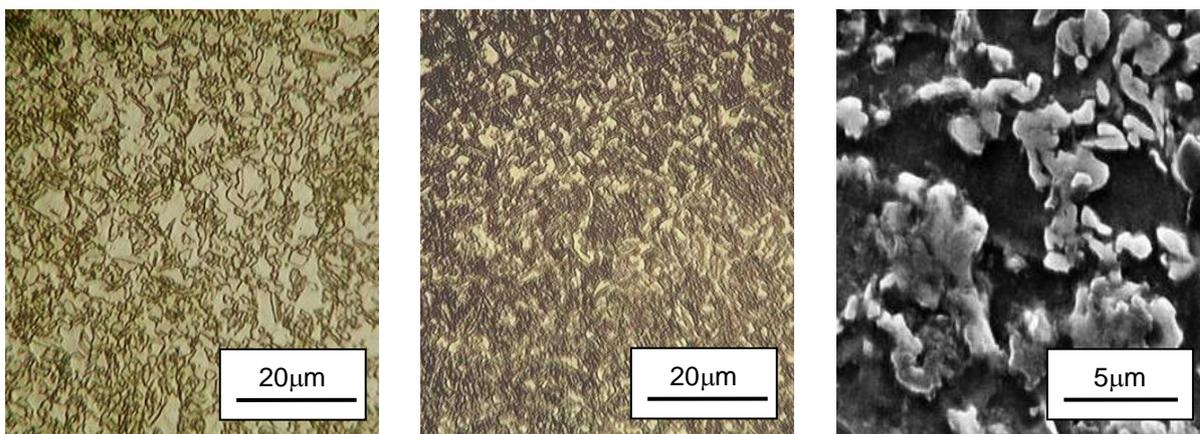


(a) MO e (b) MEV.

Fonte: Próprio autor.

As imagens da Figura 82 a Figura 89 mostram as micrografias obtidas das regiões avaliadas dos reforços de longarina fabricados em aço TRIP, que apresentam maior quantidade de martensita e bainita (áreas claras e marrons, respectivamente) nas regiões 1 e 2. Pode se observar também a presença de grãos mais refinados (menores) neste material. Um material com grãos mais finos possui maior dureza e resistência mecânica do que um material com grãos grosseiros (maiores), por possuir maior número de contornos de grãos, que funcionam como uma barreira para os deslocamentos das discordâncias, provenientes de deformação plástica (AAENDE, 2016).

Figura 82 - Região 1 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.

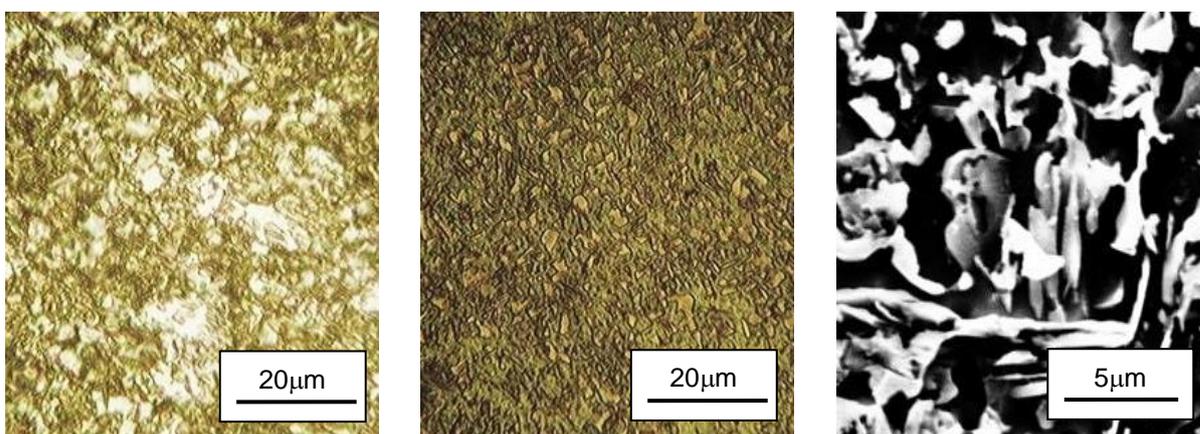


(a) (b) (c)

(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.

Fonte: Próprio autor.

Figura 83 - Região 2 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.

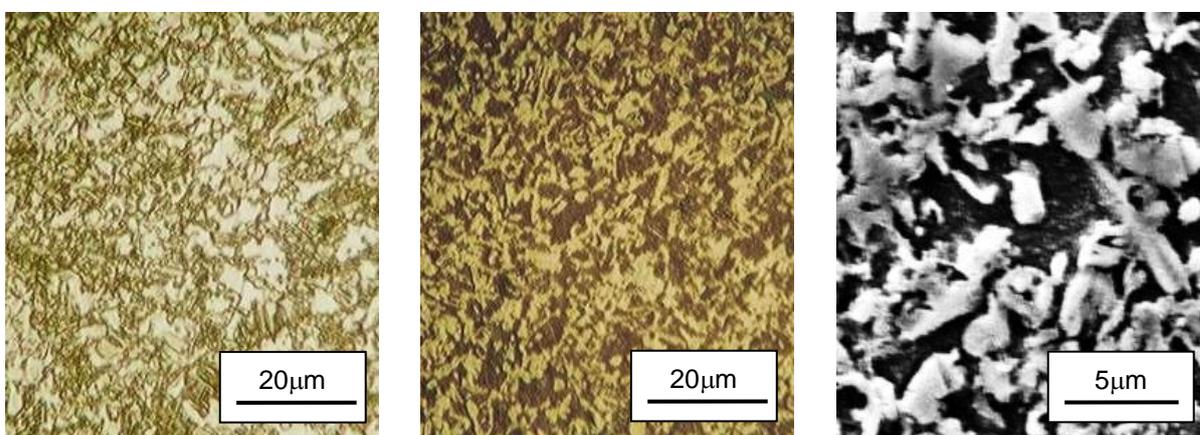


(a) (b) (c)

(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.

Fonte: Próprio autor.

Figura 84 - Região 3 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.

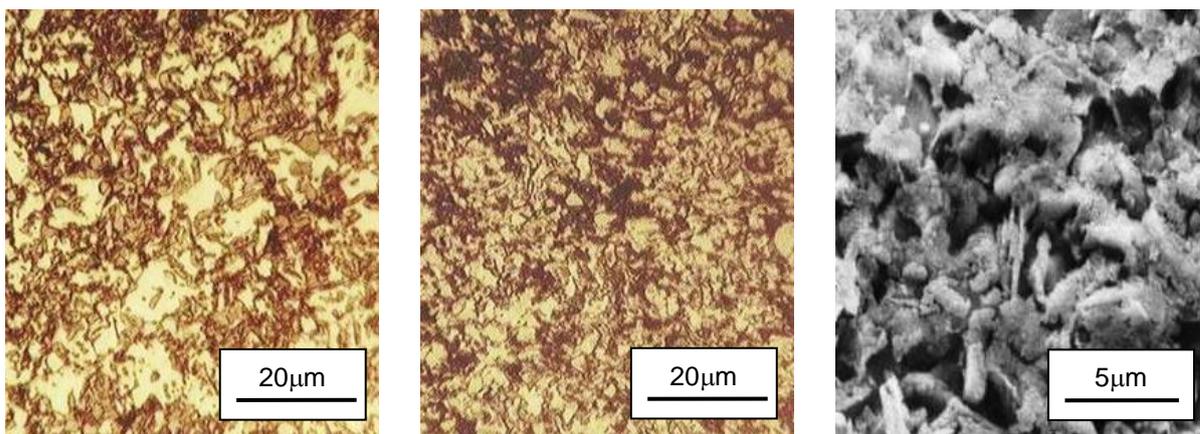


(a) (b) (c)

(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.

Fonte: Próprio autor.

Figura 85 - Região 4 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.

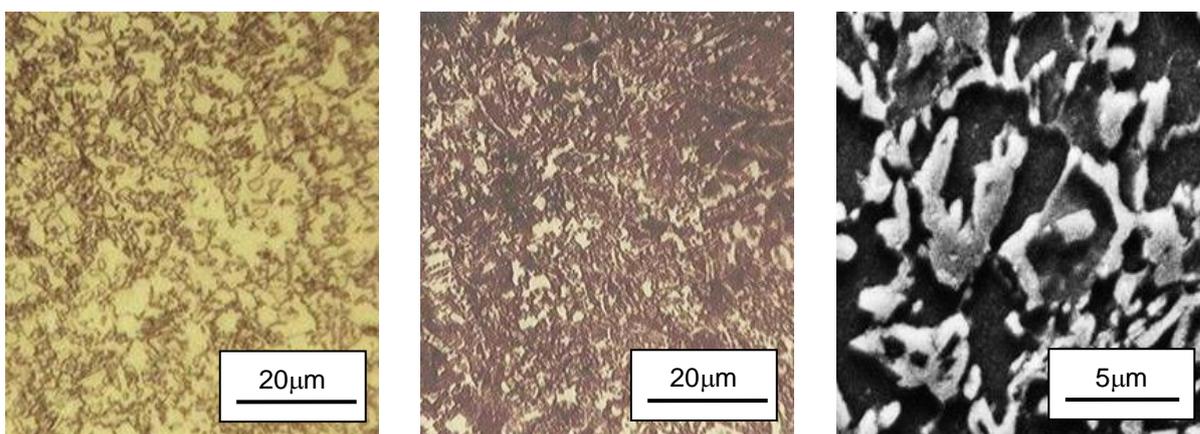


(a) (b) (c)

(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.

Fonte: Próprio autor.

Figura 86 - Região 5 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.

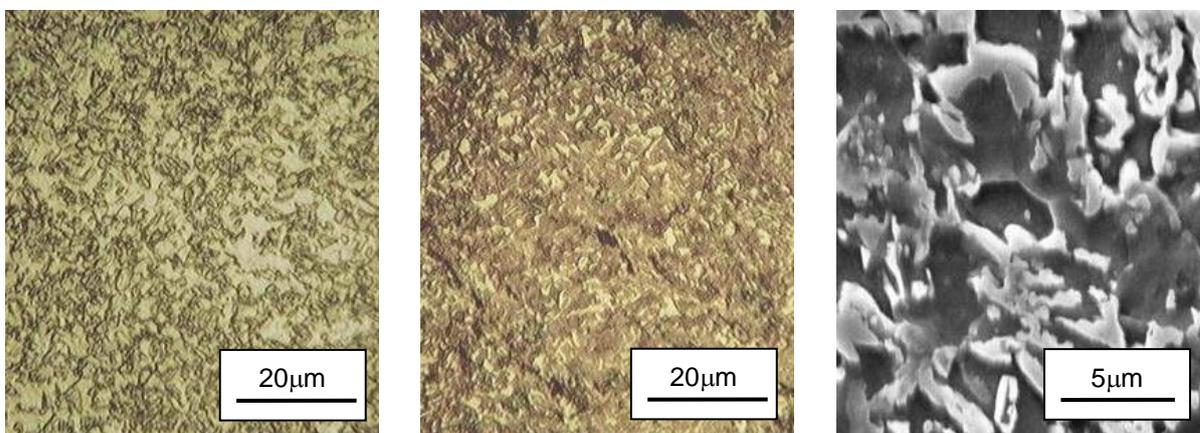


(a) (b) (c)

(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.

Fonte: Próprio autor.

Figura 87 - Região 6 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.

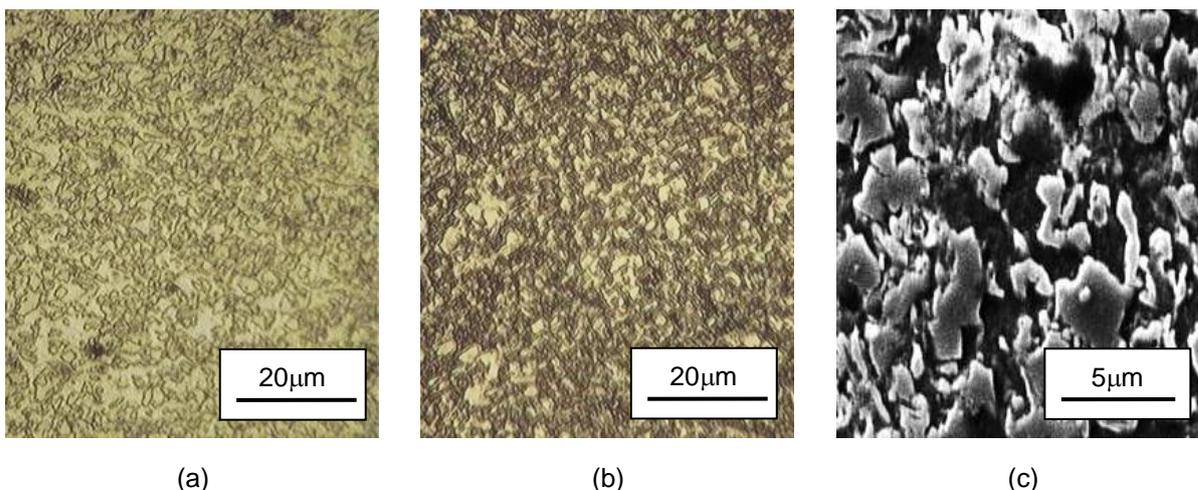


(a) (b) (c)

(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.

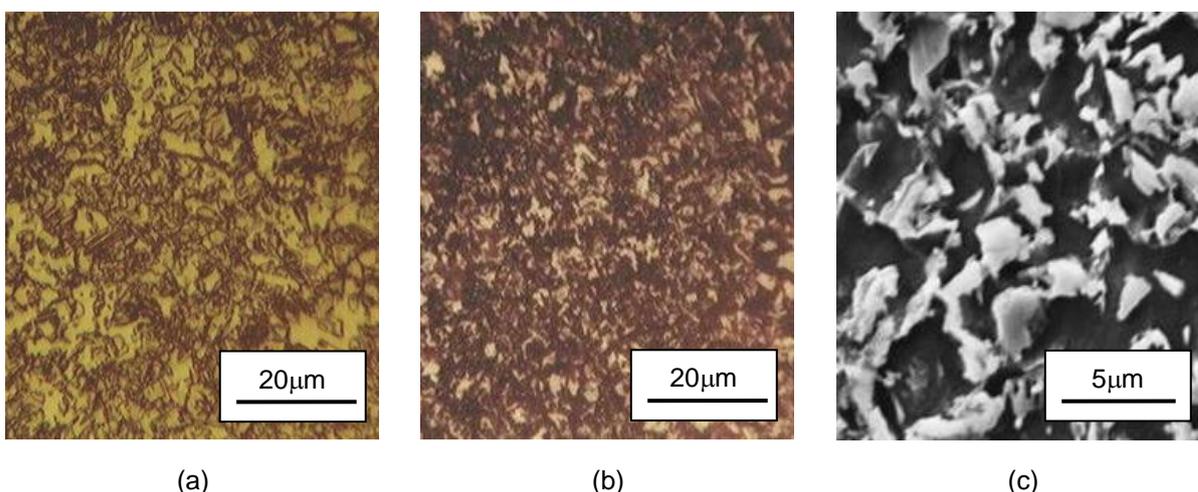
Fonte: Próprio autor.

Figura 88 - Região 7 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.



(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.
Fonte: Próprio autor.

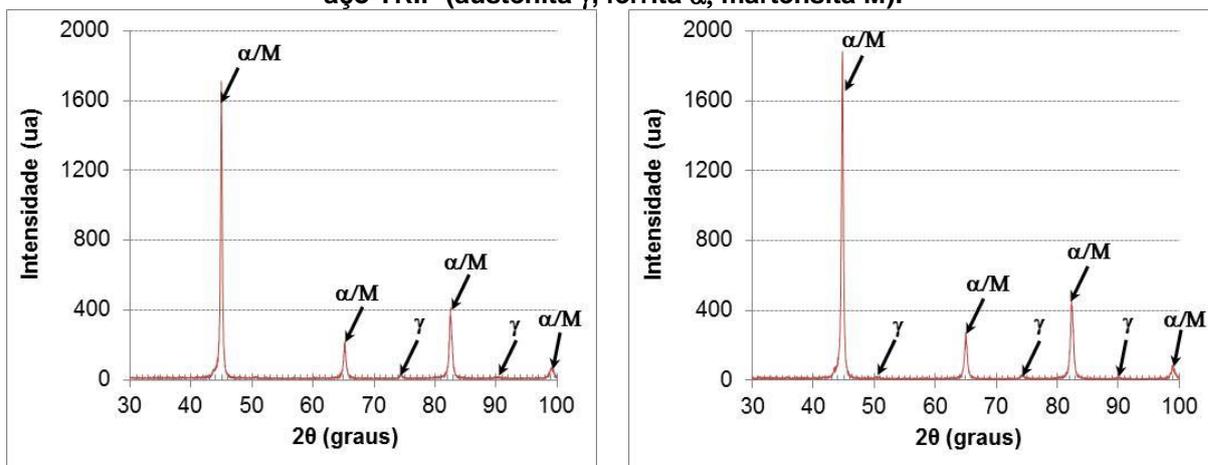
Figura 89 - Região 8 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP.



(a) MO reagente Nital 3%; (b) MO reagente Le Pera e (c) MEV reagente Nital 3%.
Fonte: Próprio autor.

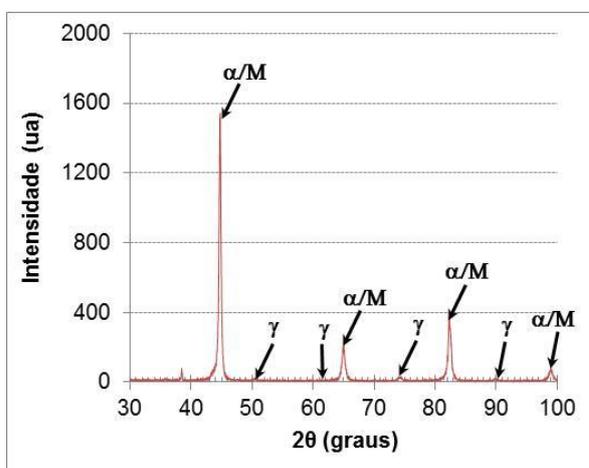
A partir dos difratogramas apresentados na Figura 90 e Figura 91, foram calculados os percentuais das fases do reforço da longarina confeccionado em aço TRIP, apresentados na Tabela 32. Analogamente ao TRIP apenas tracionado, quando comparado ao estado inicial (item 5.1.1), o reforço da longarina apresenta menor quantidade de γ retida, representada pelos índices $2\theta = 50,84^\circ$, $74,75^\circ$ e $90,77^\circ$ e maior quantidade de α/M , representada pelos índices $2\theta = 44,68^\circ$, $65,03^\circ$, $82,35^\circ$ e $98,96^\circ$. Observa-se que os valores de α/M aumentaram, devido à deformação plástica proveniente da operação de estampagem, e se apresentaram mais elevados nas regiões 1 e 2 (99,09% e 98,66%, respectivamente).

Figura 90 - Difratogramas obtidos para as regiões 1 a 4 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).

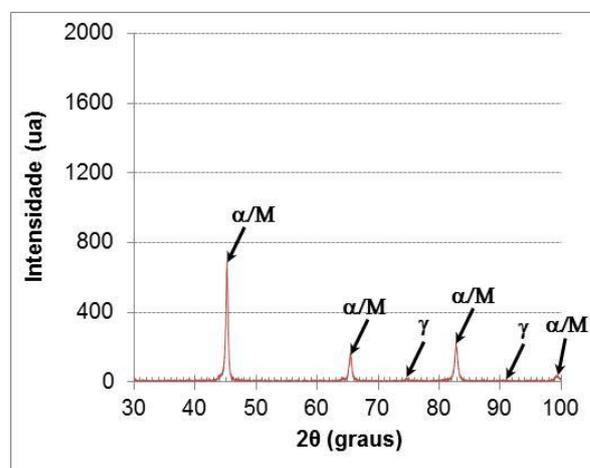


(a)

(b)



(c)

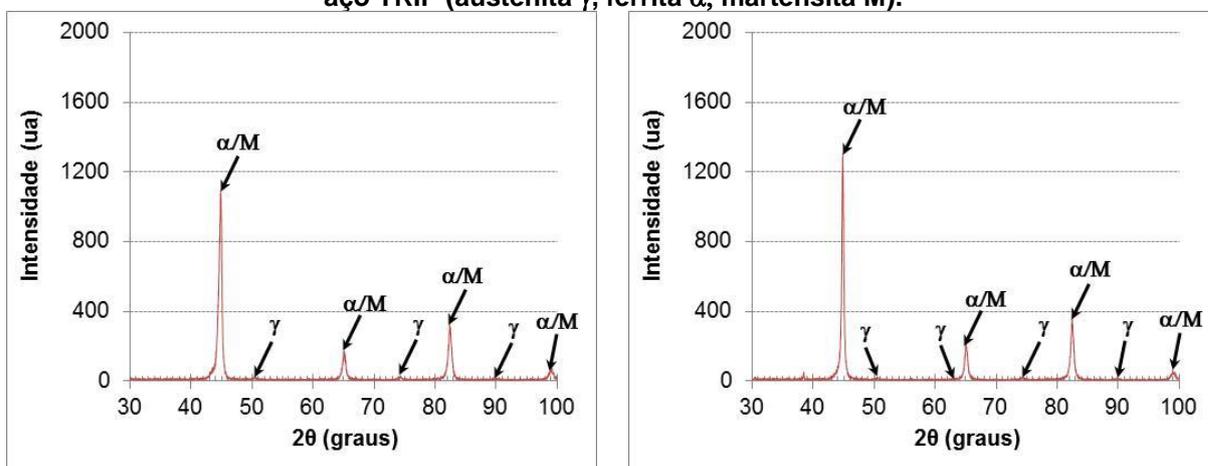


(d)

(a) região 1; (b) região 2; (c) região 3; e (d) região 4.

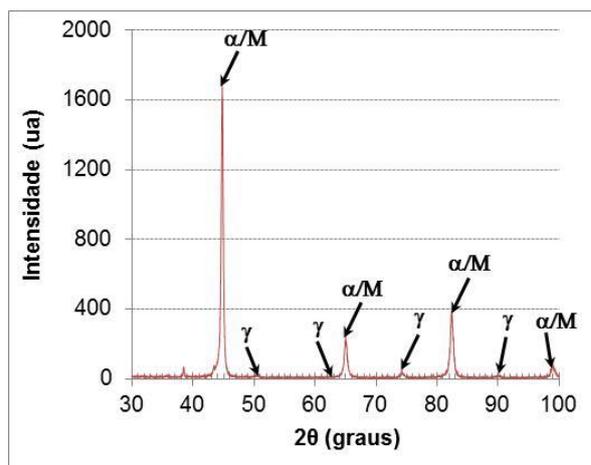
Fonte: Próprio autor.

Figura 91 - Difratogramas obtidos para as regiões 5 a 8 do reforço da longarina fabricado em aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).

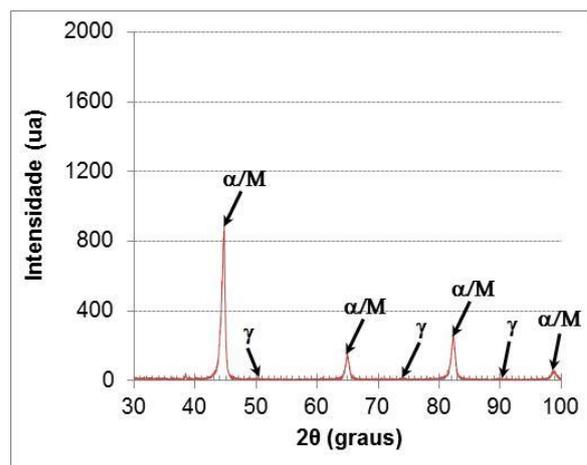


(a)

(b)



(c)



(d)

(a) região 5; (b) região 6; (c) região 7; (d) e região 8.
Fonte: Próprio autor.

Tabela 32 - Proporção das fases do reforço da longarina fabricado em aço TRIP (austenita γ , ferrita α , martensita M).

Região do Reforço	Fases (%)	
	γ	α/M
1	0,91	99,09
2	1,34	98,66
3	4,80	95,20
4	6,20	93,80
5	1,77	98,23
6	6,22	93,78
7	11,35	88,65
8	3,97	96,03

Fonte: Próprio autor.

5.5.2 Ensaio de microdureza

Na Tabela 33 e Tabela 34 são apresentados os valores de microdureza das regiões do reforço da longarina, obtidos por meio da média de resultados de dois componentes. Observa-se que, para os reforços fabricados em ambos os aços, a análise é similar: as regiões 6 e 8 são as que apresentam maiores valores de dureza e as regiões 3 e 7 as que apresentam menores valores. Os valores mais elevados encontrados nas regiões 6 e 8 se justificam pela maior solicitação sofrida por essas áreas durante o processo de estampagem). No caso do aço TRIP, no entanto, essas

regiões não foram aquelas que apresentaram aparentemente mais transformação da austenita retida por deformação plástica.

Tabela 33 – Valores de dureza Vickers do reforço da longarina fabricada em aço BC.

Região do Reforço	Dureza (HV)
1	164,0 ± 1,0
2	166,0 ± 2,0
3	157,0 ± 2,0
4	176,0 ± 1,0
5	170,0 ± 2,0
6	182,0 ± 1,0
7	151,0 ± 2,0
8	192,0 ± 1,0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 34 – Valores de dureza Vickers do reforço da longarina fabricada em aço TRIP.

Região do Reforço	Dureza (HV)
1	258,0 ± 1,0
2	282,0 ± 1,0
3	256,0 ± 1,0
4	297,0 ± 1,0
5	266,0 ± 2,0
6	305,0 ± 1,0
7	245,0 ± 1
8	302,0 ± 1

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

- O aço TRIP 800 apresentou propriedades mecânicas superiores em relação ao aço BC, com maior resistência mecânica e ductilidade.
- Para ambos os aços, nos dois raios de dobramento avaliados, a região próxima à superfície externa de dobramento apresentou resultados de dureza mais elevados que a região próxima à superfície interna.
- O retorno elástico presente nos aços TRIP e BC foi mais elevado com o aumento do ângulo, do raio de dobramento e da pré-deformação, sendo que, no aço TRIP, este fenômeno foi superior àquele determinado para o aço BC.
- Para os reforços de longarina fabricados em ambos os aços, as regiões 6 e 8 foram as que apresentaram maiores valores de dureza e as regiões 3 e 7 as que apresentaram menores valores.
- A partir deste trabalho, verificou-se que é possível simular grande parte dos resultados das operações reais de estampagem em laboratório, por meio de ensaios de dobramento e tração, reduzindo investimentos e tempo gastos pelas indústrias em protótipos e estudos mais detalhados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDULLAH, A. B.; SAPUAN, S. M.; SAMAD, Z.; AZIZ, N. A. A comprehensive review of experimental approaches used in the measurement of springback. **Advances in natural and applied sciences**, v. 6, p. 195-205, 2012.

ASOCIACIÓN ARGENTINA DE ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS Y ESTRUCTURALES - AAENDE. Disponível em: <www.aaende.org.ar/sitio/biblioteca/material/PDF/COTE130.PDF>. Acesso em: 20 set. 2016.

ALY M. F.; HAMZA, K. T.; FARAG, M. M. A materials selection procedure for sandwiched beams via parametric optimization with applications in automotive industry. **Materials and design**, v. 56, p. 219-226, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING METALS. **ASTM E8**: standard test method for tension testing of metallic materials. Pennsylvania, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING METALS. **ASTM E643-84**: standard test method for balls punch deformation of metallic sheet material. 1992.

ANTUNES, R. A.; OLIVEIRA, M. C. L. Materials selection for hot stamped automotive body parts: an application of the ashby approach based on the strain hardening exponent and stacking fault energy of materials. **Materials and design**, v. 63, p. 247-256, 2014.

ARAÚJO, M. R.; NAVEIRO, R. M. Desenvolvimento de novos materiais e novos produtos na indústria automobilística. In: ENEGEP, 19, 1999, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABEPRO, 1999.

ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004. 1184p.

BALUCH, N.; UDIN, Z. M.; ABDULLAH, C. S. Advanced high strength steel in auto industry: an overview. **Engineering, technology & applied science research**, v. 4, p. 686-689, 2014.

BELDE, M.; SPRINGER, H.; INDEN, G.; RAABE, D. Multiphase microstructures via confined precipitation and dissolution of vessel phases: example of austenite in martensitic steel. **Acta materialia**, v. 86, p. 1-14, 2015.

BHATTACHARYA, S. Stainless steel to drive the auto industry in future. **Minerals & metals review**, p. 33-34, 2015.

BHATTACHARYYA, T.; SINGH, S. B.; DAS, S.; HALDAR, A.; BHATTACHARJEE, D. Development and characterisation of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel. **Materials science & engineering A**, v.528, p. 2394-2400, 2011.

BRAGA, M. **Análise comparativa da recuperação elástica de chapas dobradas pelos processos convencional e não convencional utilizando elastômero**. 2009. Dissertação (Mestrado em Mecânica dos Sólidos e Estruturas) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2009.

BRANDÃO, J. L.; FILHO, M. P.; FONSECA, F. A. V. **Tendências tecnológicas na indústria automobilística: qualidade do aço**. 42º seminário internacional de aciaria. Salvador, maio 2011. 47 p.

BRANDÃO, Edwaldo Ferreira. **Avaliação da estampabilidade de uma travessa de suspensão utilizando aços de alta resistência em substituição a um aço HSLA com 410M Pa de limite de resistência**. 2015. 87f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

BRESCIANI FILHO, Ettore. **Conformação plástica dos metais**. 6. ed. São Paulo: EPUSP, 2011. 254p.

CAETANO, Rodrigo Alves. **Avaliação da conformabilidade do aço transformation induced plasticity (TRIP780) eletro galvanizado e dual phase (DP780) galvanizado por Imersão a quente**. 2015. 103f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

CAI, Z. H.; DING, H.; XUE, X.; XIN, Q. B. Microstructural evolution and mechanical properties of hot-rolled 11% manganese TRIP steel. **Materials science & engineering A**, v. 560, p. 388-395, 2013.

CALLISTER JUNIOR, W. D. **Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 589p.

CARDEN, W. D.; GENG, L. M.; MATLOCK, D. K.; WAGONER, R. H. Measurement of springback. **Int. J. Mech. Sci.**, v. 44, p. 79–101, 2002.

CHEN, F. K.; KO, S. F. Deformation analysis of springback in L-bending of sheet metal. **Materials and manufacturing engineering**, v. 18, p. 339-342, 2006.

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 & engineering A**, v. 528, p. 4516-4521, 2011.

CHUNG, K.; MA, N.; PARK, T.; KIM, D.; YOO, D.; KIM, C. A modified damage model for advanced high strength steel sheets. **International journal of plasticity**, v. 27, p. 1485-1511, 2011.

COELHO, Daniel Massari de Souza. **Efeito da temperatura de austenitização no processo de têmpera e partição**. 2008. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008.

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 eletrônicos...** Atibaia: FEG-UNESP, 2012. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/TTT2012/ANAIS/PDF/04-015.pdf>>. Acesso em: 19 out. 2015.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3 ed. Columbus: McGraw-Hill, 1986. 800p.

FIRAT, M.; KAFTANOGLU, B.; ESER, O. Sheet metal forming analyses with an emphasis on the springback deformation. **Journal of materials processing technology**, v. 196, p. 135-148, 2008.

FORCELLESE, A.; FRATINI, L.; GABRIELLI, F.; MICARI, F. The evaluation of springback in 3D stamping and coining processes. **Journal of materials processing technology**, v. 80-81, p. 108–112, 1998.

FU, B.; YANG, W. Y.; LI, L. F.; SUN, Z. Q. Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction. **Materials science & engineering A**, v. 603, p. 134-140, 2014.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2000. 247p.

GORNI, A. A. **Corte e conformação de metais**, p. 26-57, dezembro, 2008.

GRAJCAR, A.; KUZIĄK, R.; ZALECKI, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. **Archives of civil and mechanical engineering**, v. 12, p. 334-341, 2012.

HAN, H. N.; OH, C. S.; KIM, G.; KWON, O. Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modelling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. **Materials science & engineering A**, v. 499, p. 462-468, 2009.

HAUS, S. A. **Influência do efeito Baushinger no retorno elástico em aços avançados de elevada resistência**. 2011. Dissertação (Mestrado em Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011).

HEIN, P. **Methodology for springback control in stamping of AHSS**. ArcelorMittal R&D, p. 529-536, 2008.

HUANG, Y. M.; LEU, D. K. Effects of process variables on V-die bending process of steel sheet. **Int. J. Mech. Sci.**, v. 40, p. 631-650, 1998.

INAMDAR, M.V.; DATE, P.P.; SABNIS, S.V. On the effects of geometric parameters on springback in sheets of five materials subjected to air vee bending. **Journal of materials processing technology**, v. 123, p.459-463, 2002.

INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE (Section 2). **Forming in:** Advanced high strength steel application guidelines, Versão 4.1, janeiro, 2009.

KIM, S.; LEE, Y. Effect of retained austenite phase on springback of cold-rolled TRIP steel sheets. **Materials science & engineering A**, v. 530, p. 218-224, 2011.

KLEIN, L. N. T.; CERVELIN, F. **Conformação de chapas finas**. Metalurgia. ABM, v. 39, n. 307, junho, 1983.

KNIJF, D. D.; PETROV, R.; FÖJER, C.; KESTENS, L. A. I. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. **Materials science & engineering A**, v. 615, p. 107-115, 2014.

KONIECZNY, A. A.; SHI, M. F. **An experimental study of springback for dual phase steel and conventional high strength steel**. Society of automotive engineers, Detroit, março, 2001.

LIM, H.; SUNG, J. H.; KIM, J. H.; WAGONER, R. Time-dependent springback of advanced high strength steels. **International journal of plasticity**, v. 29, p. 42-59, 2012.

LIU, X.; LAN, S.; NI, J. Analysis of process parameters effects on friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high strength steel. **Materials and design**, v. 59, p. 50-62, 2014.

LIU, Y.; LIU, Y.; CHEN, J. The impact of the Chinese automotive industry: scenarios based on the national environmental goals. **Journal of cleaner production**, v. 96, p. 102-109, 2015.

MAGALHÃES, A. S. **Efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no comportamento de aços bifásicos**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

MAGNUSSON, C., TAN, Z. Mathematical modeling of V-die bending process. **Sheet metals in forming processes**, p. 363-370, 1990.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L.; HU, S. J. **Mechanics of sheet metal forming**. 2 ed. Heinemann: Butterworth, 2002. 211p.

MARK, A. F.; WANG, X.; ESSADIQI, E.; EMBURY, J. D; BOYD, J. D. Development and characterization of model TRIP steel microstructures. **Materials science & engineering A**, v. 576, p. 108-117, 2013.

MENDIGUREN, J.; CORTÉS, F.; GÓMEZ, X.; GALDOS, L. Elastic behaviour characterisation of TRIP 700 steel by means of loading-unloading tests. **Materials science & engineering A**, v. 634, p. 147-152, 2015.

OLIENICK FILHO, E. G. **Análise de estampagem de chapas pelo método de elementos finitos**: estudo da influência taxa de sensibilidade. 2003. 157f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica do Paraná, Curitiba, 2003.

ONIPEDE, O.; GOMES, C. J. Springback in high strength anisotropic steel. **Journal of materials processing technology**, v. 159, p. 91-98, 2005.

PARK, H.; SEOL, J.; LIM, N.; KIM, S.; PARK, C. Study of the decomposition behavior of retained austenite and the partitioning of alloying elements during tempering in CMnSiAl TRIP steels. **Materials & design**, v. 82, p. 173-180, 2015.

REIS, R. F.; BORGES, P. C.; PANDOLFO, V. Glow-discharge nitriding of ISO 5832-1 steel at high temperature: Influence of treatment time and its application in SHTPN process. **Revista Matéria**, v. 18, p. 1525-1540, 2013.

SAHRAEI, E.; DIGGES, K.; MARZOUGUI, D.; RODDIS, K. High strength steels, stiffness of vehicle front-end structure, and risk of injury to rear seat occupants. **Accident analysis and prevention**, v. 66, p. 43-54, 2014.

SALES, V. **Análise do comportamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e SAF 2205 em diferentes condições de dobramento**. 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SANTOS, R. A. **Influência da força pós dobra e da geometria da ferramenta no retorno elástico em processos de dobramento de aços de alta resistência**. 2013. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2013.

SANTOS, T. F. A.; ANDRADE, M. S. Dilatometric evaluation of strain-induced martensite reversion in type AISI 304 austenitic stainless steel. **Revista Matéria**, v. 13, p. 587-596, 2008.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica**. 3 ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2009. 167p.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 286p.

TEKASLAN, O.; SEKER, U.; OZDEMIR, A. Determining springback amount of steel metal has 0,5 mm thickness in bending dies. **Materials and design**, v. 27, p. 251-258, 2006.

TEKINER, Z. An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies. **Journal of materials processing technology**, v. 145, p. 109-117, 2004.

TOROS, S.; ALKAN, M.; ECE, R. E.; OZTURK, F. Effect of pre-straining on the springback behavior of the AA5754-0 alloy. **Materials and technology**, v. 45, p. 613-618, 2011.

YU, H. Y. Microscopic response of TRIP steels to prestrain during plastic deformation. **Journal of iron and steel research international**, v. 20, p. 80-85, 2013.

WANG, C.; DING, H.; CAI, M.; ROLFE, B. Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. **Materials science & engineering A**, v. 610, p. 65-75, 2014.

WANG, W.; HE, C.; ZHAO, Z.; WEI, X. The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels. **Materials and design**, v. 32, p. 3320-3327, 2011.

WORLD AUTO STEEL. **Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines**, version 4.0, p. 1-163, march, 2009. Disponível em <<http://www.worldautosteel.org/projects/ahss-guidelines/>>. Acesso em: 19 out. 2015.

ZHANG, L.; WU, D.; LI, Z. Influence of alloying elements on mechanical properties and corrosion resistance of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels. **Journal of iron and steel research international**, v. 12, p. 42-47, 2012.

ZHU, R.; LI, S.; SONG, M.; KARAMAN, I.; ARROYAVE, R. Phase constitution effect on the ductility of low alloy multiphase transformation induced plasticity steels. **Materials science & engineering A**, v. 569, p. 137-143, 2013.