

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ALINE SILVA MAGALHÃES

**EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E NO
COMPORTAMENTO DE AÇOS BIFÁSICOS**

**BELO HORIZONTE
FEVEREIRO DE 2015**

ALINE SILVA MAGALHÃES

**EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E NO
COMPORTAMENTO DE AÇOS BIFÁSICOS**

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, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE
FEVEREIRO DE 2015

Magalhães, Aline Silva
M188e Efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no
comportamento de aços bifásicos / Aline Silva Magalhães. - 2015.
135 f. : il.; tabs. ; grafs ; fotos. –

Orientador: 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, 2015.

Bibliografia.

1. Aço - Metalurgia. 2. Aço – Tratamento térmico. 3. Microestrutura.
4. Metais – Propriedades mecânicas. I. Corrêa, Elaine Carballo
Siqueira. II. Título.

CDD: 620.17



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

“EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO DE AÇOS BIFÁSICOS”

Autora: Aline Silva Magalhães

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

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

Prof. Dr. Wellington Lopes (CO-ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Augusto César da Silva Bezerra
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof^ª. Dr^ª. Maria Teresa Paulino Aguiar
Departamento de Engenharia de Materiais e Construção da Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin
Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Belo Horizonte, 23 de Fevereiro de 2015.

Dedico este trabalho a duas mulheres muito especiais, que, cada uma à sua maneira, são exemplos de integridade, coragem e persistência: a minha mamãe Helena e a minha mãe acadêmica Elaine.

AGRADECIMENTOS

À minha querida orientadora, Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa, que esteve ao meu lado em cada etapa deste trabalho, regando-o com seu conhecimento, competência, paciência e dedicação. Agradeço ainda pela sua amizade, sua preocupação e seu cuidado diário, tornando-se minha “mãe acadêmica”.

Ao Professor Joel Romano Brandão, pela atuação imprescindível durante o trabalho e além disso, por todo o auxílio, sempre regado de carinho e amizade durante a graduação e o mestrado.

Ao meu coorientador, Professor Wellington Lopes pela amizade e auxílio e pelo companheirismo durante este período.

Ao Valdecir Aparecido de Siqueira pela dedicação e presteza na realização dos tratamentos térmicos e à empresa Metaltemper, pela disponibilização para realização dos tratamentos.

Ao Professor Valmir Sales pela dedicação, auxílio e carinho na etapa de preparação das amostras e ao professor Joel Lima pela realização de alguns experimentos.

Ao Professor Augusto César da Silva Bezerra pela presteza e afeição em cada contato que tivemos.

Aos Professores Ezequiel de Souza Costa Júnior e Leonardo Roberto da Silva pela amabilidade com a qual sempre fui tratada, especialmente quando os solicitava em questões relacionadas ao Departamento de Engenharia de Materiais e à Coordenação do Mestrado.

À Professora Maria Teresa Paulino Aguiar, da UFMG, pela utilização da máquina universal de ensaios e pelo apreço que tenho como profissional e pessoa.

Aos Professores Paulo Roberto Cetlin e Roberto Braga Figueiredo, da UFMG, pela utilização da máquina universal de ensaios.

Ao Professor Dagoberto Brandão Santos, da UFMG, pela utilização do projetor de perfis.

Ao funcionário do CEFET-MG, Geraldo Mercis de Oliveira, pela presteza e eficiência na realização da etapa de retificação das amostras, além da amizade.

Aos funcionários da secretaria e técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, pelo convívio diário e boa vontade em ajudar sempre que solicitados.

Ao Professor Sidney Nicodemos da Silva, que me deu a primeira oportunidade, ainda na graduação, de trabalhar com projetos de pesquisa.

À minha querida amiga Grazielle, pela amizade gerada nestes dois anos, que ficará para a vida.

Às minhas companheiras de jornada, Fernanda, Andréia e Suzanny pela convivência e aprendizados diários, foi muito importante tê-las comigo.

À Professora Maria Celeste pela convivência, amizade e consideração.

Ao Professor João Bosco dos Santos pelas brincadeiras e por “controlar” meu horário todos os dias e à Professora Luciana Boaventura por nos acolher com tanto carinho em seu gabinete.

Ao aluno de iniciação científica Marcelo Fonseca pelo auxílio e dedicação na preparação das amostras para metalografia.

À minha família, meus pais, Deilson e Maria Helena, minha irmã Natália, meu cunhado Cleidson e meu sobrinho João, pelos momentos de amor, pelo apoio na realização do trabalho e na minha escolha profissional.

Ao Geovane, meu companheiro de vida, pelo carinho, pela paciência, incentivo e auxílio em cada etapa de elaboração do trabalho.

RESUMO

Neste trabalho foi analisada a microestrutura e o comportamento mecânico, assim como parâmetros relativos à estampabilidade, de dois aços bifásicos, nas condições iniciais de fornecimento e submetidos a processamentos térmicos com aquecimento intercrítico e resfriamento brusco. Foram analisadas a influência do percentual ferrita-martensita na microestrutura, propriedades mecânicas e estampabilidade do material por meio de técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura, de difração de raios X, ensaios de dureza, de tração e de dobramento. Observou-se, de maneira geral, que o aumento da temperatura intercrítica resultou em uma elevação da fração de martensita nos materiais e, conseqüentemente, influenciou de forma a aumentar os valores de dureza, resistência mecânica e diminuir a ductilidade e o expoente de encruamento. Os valores do coeficiente de anisotropia normal sofreram uma redução de acordo com aumento da temperatura, indicando que à medida que a temperatura de tratamento intercrítico é aumentada, a capacidade de embutimento do material é reduzida. Em termos de dobramento, o retorno elástico dos materiais sofreu uma elevação de acordo com o aumento do ângulo e do raio de dobramento e na espessura observou-se a redução à medida da elevação da severidade do ensaio.

PALAVRAS-CHAVE: aços bifásicos, tratamento térmico intercrítico, microestrutura, propriedades, dobramento.

ABSTRACT

The aim of this work was the analysis of the microstructure and the mechanical behavior, as well as parameters related to the formability, of two dual phase steels, in the initial conditions and subjected to thermal processing with intercritical heating and quenching. The influence of the ferrite-martensite fraction in the mechanical properties and formability of the material was evaluated by optical and scanning electron microscopy techniques, X-ray diffraction, hardness, tensile and bending tests. It was observed that the increase of the intercritical temperature raised the fraction of martensite and thus led to an increase in hardness, yield strength and ultimate tensile strength and to a decrease in the elongation and the work hardening exponent. The values of the normal anisotropy coefficient were reduced in accordance with temperature rise, indicating that as the intercritical temperature is increased, the drawability of the material is reduced. In terms of bending, the springback of the material was elevated according to the increase of angle, bend radius and intercritical temperature. It was observed that the thickness reduction of the material in bending increased with the high angles and small radius.

KEYWORDS: *dual phase steels, intercritical heat treatment, microstructure, properties, bending.*

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Participação percentual de materiais na composição de um automóvel, comparando os anos de 1975 e 2005.	22
Figura 3.2 - Comparação do alongamento percentual e resistência mecânica apresentados por aços baixo carbono para conformação mecânica empregados na indústria automobilística.	23
Figura 3.3 - Cinética de formação da austenita em um aço 0,12%C-1,5%Mn.	27
Figura 3.4 - Percentual de austenita formada em temperaturas intercríticas diversas em um aço 1,5%Mn contendo de 0,005% a 0,12% de C.	27
Figura 3.5 - Microestruturas produzidas a partir da austenita no resfriamento.	28
Figura 3.6 - Mudanças observadas na microestrutura de um aço bifásico em função de taxas de resfriamento distintas.	29
Figura 3.7 - Percentual de austenita retida após o resfriamento seguido por deformação plástica em um aço com 0,1%C e 2%Mn.	30
Figura 3.8 - Transformação da martensita na formação dos aços bifásicos por tratamento intercrítico.	30
Figura 3.9 - Curva de resfriamento e evolução microestrutural de um aço bifásico. .	31
Figura 3.10 - Exemplo de microestrutura típica de aços bifásicos obtidas por MEV.	32
Figura 3.11 - Representação da topologia da estrutura bifásica dos aços bifásicos.	33
Figura 3.12 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação de aços: carbono, microligado e um aço bifásico.	37
Figura 3.13 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação convencionais de três aços bifásicos e um aço alta resistência e baixa liga.	39
Figura 3.14 - Estrutura de discordâncias em um aço dual phase C-Mn-Si produzido por recozimento intercrítico a 810°C e resfriado a 60°C/s.	40
Figura 3.15 - Propriedades mecânicas de um aço (0,063% C, 1,29% Mn, 0,24% Si) mantido por 10 min a 810°C e resfriado em taxas distintas.	41
Figura 3.16 - Influência do percentual de martensita nas propriedades mecânicas de um aço bifásico.	42
Figura 3.17 - Ferramentas utilizadas no processo de conformação de chapas por dobramento.	43
Figura 3.18 - Esforços atuantes no processo de dobramento de chapas.	44
Figura 3.19 - Variáveis de análise no processo de dobramento de uma chapa.	45
Figura 3.20 - Processo de dobramento guiado em V em chapas metálicas.	46
Figura 3.21 - Retorno elástico formado após o dobramento.	48
Figura 3.22 - Variação do retorno elástico em relação ao ângulo de dobramento de um aço C-Mn.	49
Figura 3.23 - Representação da recuperação elástica durante o processo conformação de chapas por dobramento.	50

Figura 3.24 - Curva tensão deformação ilustrando o retorno elástico em aços de alta resistência.	52
Figura 3.25 - Retorno elástico em aços bifásicos de diferentes classes de resistência.	53
Figura 3.26 - Indicação das deformações em um corpo de prova para cálculo de r	55
Figura 3.27 - Representação esquemática da retirada de corpos de prova de tração para cálculo dos coeficientes de anisotropia.	56
Figura 3.28 - Variação dos valores de r em função da fração de martensita em um aço bifásico.	56
Figura 4.1 - Fluxograma das etapas de caracterização mecânica e microestrutural dos materiais nos estados iniciais e após tratamentos térmicos com aquecimento intercrítico.	58
Figura 4.2 - Fluxograma das etapas associadas à análise do comportamento relativo à estampagem dos materiais nos estados iniciais e após tratamentos térmicos.	59
Figura 4.3 - Amostras para caracterização microestrutural, difração de raios X e ensaios de dureza Vickers.	63
Figura 4.4 - Corpo de prova submetido a ensaio de tração.	64
Figura 4.5 - Corpo de prova empregado nos experimentos de dobramento.	65
Figura 4.6 - Amostras para os tratamentos térmicos para confecção dos corpos de prova.	65
Figura 4.7 - Representação esquemática da retirada de corpos de prova de dobramento e tração.	66
Figura 4.8 - Representação da rede de pontos disposta sobre a micrografia (exemplo) de um dos aços bifásicos investigados no trabalho.	69
Figura 4.9 - Representação esquemática de uma das abordagens para a determinação do expoente de encruamento n	72
Figura 4.10 - Representação gráfica da determinação do coeficiente de encruamento de acordo com o critério da formação da estricção.	74
Figura 4.11 - Sistema de dobramento utilizado contemplando os componentes e dispositivo para realização dos ensaios.	75
Figura 4.12 - Representação esquemática da matriz para dobramento em V.	75
Figura 4.13 - Suporte de fixação dos cutelos de dobramento à prensa.	76
Figura 4.14 - Cutelos com raios 2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm.	76
Figura 4.15 - Relógio comparador utilizado para o controle da posição dos corpos de prova.	77
Figura 4.16 - Matriz de dobramento com adaptação para fixação do relógio comparador.	77
Figura 4.17 - Sistema de fixação do relógio comparador à matriz.	78
Figura 4.18 - Representação esquemática da zeragem do relógio comparador.	78

Figura 4.19 - Etapas do procedimento de dobramento com exemplo das respectivas indicações no relógio comparador.....	79
Figura 4.20 - Corpo de prova submetido a ensaio de tração para determinação dos coeficientes de anisotropia.	81
Figura 5.1 - Micrografias ópticas e eletrônicas de varredura do aço A no estado inicial (DP 800) e tratado termicamente.	83
Figura 5.2 - Micrografias ópticas e eletrônicas de varredura do aço B no estado inicial (DP 1000) e tratado termicamente.	84
Figura 5.3 - Microscopia óptica de microestruturas bifásicas produzidas por tratamento térmico intercrítico em temperaturas distintas.	86
Figura 5.4 - Microscopia eletrônica de varredura de microestruturas bifásicas produzidas por tratamento térmico intercrítico em temperaturas distintas.	87
Figura 5.5 - Representação gráfica da análise semiquantitativa nas micrografias do aço A nas diversas condições estudadas.	88
Figura 5.6 - Representação gráfica da análise semiquantitativa nas micrografias do aço B nas diversas condições estudadas.	89
Figura 5.7 - Difratomogramas do aço A no estado inicial (DP 800) e tratado termicamente.	90
Figura 5.8 - Difratomogramas do aço B no estado inicial (DP 1000) e tratado termicamente.....	91
Figura 5.9 - Difratomograma de um aço bifásico da classe DP 600.....	92
Figura 5.10 - Difratomograma de um aço da classe HSLA.	92
Figura 5.11 - Gráfico representativo dos valores de dureza Vickers do aço A nas condições estudadas.....	93
Figura 5.12 - Gráfico representativo dos valores de dureza Vickers do aço B nas condições estudadas.....	94
Figura 5.13 - Variação da dureza em função da temperatura intercrítica em estudos similares.	95
Figura 5.14 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço A no estado inicial (DP 800).	96
Figura 5.15 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação obtidas para o aço A submetido aos tratamentos térmicos intercríticos.....	97
Figura 5.16 - Propriedades mecânicas do aço A nas condições inicial e submetido a tratamentos térmicos intercríticos.....	98
Figura 5.17 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação obtidas para o aço B (DP 1000) no estado inicial.....	99
Figura 5.18 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação obtidas para o aço B submetido a tratamentos térmicos intercríticos.....	100
Figura 5.19 - Propriedades mecânicas do aço B nas condições inicial e submetido a tratamentos térmicos intercríticos.....	102

Figura 5.20 - Propriedades mecânicas de um aço bifásico submetido a tratamentos térmicos intercríticos.	103
Figura 5.21 - Expoentes de encruamento para o aço A nas diversas condições estudadas.....	105
Figura 5.22 - Expoentes de encruamento do aço B nas diversas condições estudadas.	107
Figura 5.23 - Curvas $\log \sigma$ versus $\log \varepsilon$ de aços bifásicos exibindo dois estágios de encruamento.	108
Figura 5.24 - Variação dos coeficientes de anisotropia de acordo com a temperatura intercrítica utilizada no aço A.....	110
Figura 5.25 - Variação dos coeficientes de anisotropia de acordo com a temperatura intercrítica utilizada no aço B.....	112
Figura 5.26 - Exemplo do aspecto macroscópico de amostras submetidas a dobramento com ângulos de 30°, 60° e 90° e raios de 2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm.	113
Figura 5.27 - Aspecto macrográfico das amostras de aço A no estado inicial (DP 800), transversal à direção de laminação, com ângulos de dobramento de 60° e 90°.....	114
Figura 5.28 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço A no estado inicial.....	115
Figura 5.29 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço A submetido a tratamento térmico intercrítico nas temperaturas de 730°C, 770°C e 810°C.	116
Figura 5.30 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço B no estado inicial.....	117
Figura 5.31 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço B submetido a tratamento térmico intercrítico nas temperaturas de 730°C, 770°C e 810°C.	118
Figura 5.32 - Espessura na região de dobramento do aço A no estado inicial.	120
Figura 5.33 - Espessura na região de dobramento do aço A nas temperaturas intercríticas.....	121
Figura 5.34 - Espessura na região de dobramento no aço B no estado inicial.	122
Figura 5.35 - Espessura na região de dobramento do aço B nas temperaturas intercríticas.....	123

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Exemplos de nomenclatura e as propriedades apresentadas em cada tipo de aço.	21
Tabela 3.2 - Resumo comparativo das características dos aços HASS.....	23
Tabela 3.3 - Vantagens e aplicações dos aços bifásicos.	24
Tabela 4.1 - Composição química (% em peso) do aço DP 800.....	60
Tabela 4.2 - Composição química (% em peso) do aço DP 1000.	60
Tabela 4.3 - Temperaturas de início e fim da transformação austenítica para os materiais estudados determinadas por meio das equações 4.1 e 4.2.....	62
Tabela 4.4 - Temperaturas de início e fim da transformação austenítica para os materiais estudados determinadas por meio das equações 4.3 e 4.4.....	62
Tabela 4.5 - Parâmetros de processamento térmico aplicados aos aços bifásicos. .	62
Tabela 4.6 - Reagentes químicos utilizados para caracterização microestrutural dos aços bifásicos.....	67
Tabela 5.1 - Percentuais dos constituintes obtidos por meio da análise semiquantitativa nas micrografias do aço A nas diversas condições estudadas.	87
Tabela 5.2 - Percentuais dos constituintes obtidos por meio da análise semiquantitativa nas micrografias do aço B nas diversas condições estudadas.	88
Tabela 5.3 - Dureza Vickers do aço A nas condições estudadas.....	93
Tabela 5.4 - Dureza Vickers do aço B nas condições estudadas.....	94
Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas do aço A no estado inicial e nas três temperaturas intercríticas estudadas.	98
Tabela 5.6 - Propriedades mecânicas do aço B no estado inicial e nas três temperaturas intercríticas estudadas.	101
Tabela 5.7 - Expoentes de encruamento do aço A nas diversas condições estudadas.	104
Tabela 5.8 - Expoentes de encruamento do aço B nas diversas condições estudadas.	106
Tabela 5.9 - Expoentes de encruamentos nos dois estágios para cada temperatura intercrítica estudados por Movahed et al. (2009).	108
Tabela 5.10 - Expoentes de encruamentos nos dois estágios para cada temperatura intercrítica estudados por Mazaheri et al. (2014a e 2014b).	109
Tabela 5.11 - Valores dos parâmetros r e os coeficientes de anisotropia normal média e planar do aço A.	109
Tabela 5.12 - Valores dos parâmetros r e os coeficientes de anisotropia normal média e planar do aço B.	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- HSLA - aços de alta resistência e baixa liga (*high strength low alloy*)
- AHSS - aços avançados de alta resistência (*advanced high strength steel*)
- HSS - aços de alta resistência (*high strength steel*)
- IF - aço livre de intersticiais (*interstitial free*)
- BH - aço endurecível pela cura da pintura (*bake hardening*)
- DP - aço bifásico (*dual phase steel*)
- FB - aço ferrítico-bainítico
- CP - aço multifásico (*complex phase*)
- MS - aço martensítico
- TRIP - aços com transformação induzida por deformação plástica (*transformation-induced plasticity*)
- HF - aços conformados a quente (*hot-formed*)
- TWIP - aços com plasticidade induzida pela maclação (*twinning-induced plasticity*)
- CMn - aços estruturais ao carbono e ao manganês
- LIP - aços leves com plasticidade induzida (*lightweight with induced plasticity*)
- SIP - aços endurecidos por bandas de cisalhamento (*shear band strengthened*)
- MO - microscopia óptica
- MEV - microscopia eletrônica de varredura
- MA - constituinte martensita+austenita retida

LISTA DE SÍMBOLOS

α - ferrita

γ - austenita

α_i - ângulo inicial

α_f - ângulo final

R_i - raio inicial de dobramento

R_f - raio final de dobramento

R/t - razão entre o raio de dobramento e a espessura

r - índice ou parâmetro de anisotropia

$\bar{r}$ - coeficiente de anisotropia normal média

Δr - coeficiente de anisotropia planar

ε_w - deformação na largura da chapa

ε_t - deformação na espessura da chapa

w_0 - largura inicial

w_f - largura final

t_0 - espessura inicial

t_f - espessura final

ε_l - deformação no comprimento da chapa

l_0 - comprimento inicial

l_f - comprimento final

P_p - fração de pontos (fração volumétrica)

P_i - número de pontos incidentes no objeto de interesse

P_t - número total de pontos da grade

ε - deformação real

e - deformação convencional

σ - tensão real

T - tensão convencional

n - expoente de encruamento

k - coeficiente de resistência

A - área da seção transversal

V - volume

l - comprimento útil

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS.....	19
2.1	Objetivo Geral.....	19
2.2	Objetivos Específicos	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1	Aços Avançados de Alta Resistência.....	20
3.2	Aços Bifásicos.....	24
3.2.1	Processamento térmico para obtenção de aços bifásicos.....	25
3.2.2	Transformações de fase durante a formação dos aços bifásicos	26
3.2.3	Microestrutura dos aços bifásicos	31
3.2.4	Efeito dos elementos de liga.....	34
3.2.5	Propriedades mecânicas dos aços bifásicos	35
3.3	Dobramento em Chapas Metálicas	42
3.3.1	Ensaio de dobramento em V	46
3.3.2	Retorno elástico nas operações de dobramento	47
3.4	Coeficientes de Anisotropia	53
4	MATERIAIS E MÉTODOS	58
4.1	Características Gerais do Trabalho Desenvolvido	58
4.2	Materiais.....	60
4.3	Tratamentos Térmicos.....	61
4.4	Corpos de Prova.....	63
4.5	Caracterização Microestrutural.....	66
4.5.1	Análise semiquantitativa dos constituintes	67
4.6	Caracterização Mecânica.....	70
4.6.1	Ensaio de dureza.....	70
4.6.2	Ensaio de tração.....	70
4.7	Análise do Comportamento Relativo à Estampagem.....	74
4.7.1	Ensaio de dobramento.....	74
4.7.2	Análise dos coeficientes de anisotropia	80
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	82
5.1	Caracterização Microestrutural.....	82
5.1.1	Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura	82

5.1.2	Análise semiquantitativa dos constituintes	87
5.1.3	Difração de raios X	90
5.2	Ensaio de Dureza	92
5.3	Ensaio de Tração.....	95
5.3.1	Propriedades mecânicas	95
5.3.2	Expoente de encruamento.....	103
5.4	Coeficientes de Anisotropia	109
5.5	Ensaio de Dobramento	112
5.5.1	Análise macroscópica da região de dobramento	112
5.5.2	Análise do retorno elástico no dobramento	115
5.5.3	Análise da espessura na região do dobramento	119
6.	CONCLUSÕES	124
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	126

1 INTRODUÇÃO

As organizações que regulamentam a indústria automobilística têm buscado, nas últimas décadas, intensificar a produção de veículos cada vez mais leves, com o intuito de diminuir o consumo de combustíveis e, conseqüentemente, atender a uma tendência global de preservação ambiental. Além disso, espera-se desenvolver automóveis cada vez mais seguros, utilizando materiais que possuam maior capacidade de absorção de energia, o que amplia a necessidade da propriedade de resistência ao choque das estruturas feitas a partir destes (HAYAT et al., 2011).

O ambiente competitivo que se instaurou entre as indústrias do setor intensificou a necessidade de superar desafios cada vez maiores no que se refere ao desenvolvimento de novos materiais. A utilização de materiais como ligas de alumínio e magnésio, além de polímeros, passaram a ser alternativas para solucionar a questão da redução de peso dos automóveis. No entanto, o emprego de chapas de aço continua vantajoso devido à tecnologia desenvolvida e à necessidade de investimentos menos significativos. Schoder (2004) apud Gorni (2008) destaca que ligas leves de Al e Mg apresentam desempenho inferior, quando comparados aos aços, em propriedades como resistência mecânica e conformabilidade.

Este cenário exigiu da indústria siderúrgica a produção de aços cada vez mais adequados a aplicações específicas (SENUMA, 2001). Visando atender às necessidades das montadoras, que compõem o maior mercado para aços de alta resistência, buscou-se criar materiais que apresentem boa conformabilidade combinada com alta tenacidade, podendo assim ter sua espessura reduzida sem que o desempenho mecânico do aço e a segurança do passageiro sejam prejudicadas.

Utilizar um material com propriedades mecânicas e metalúrgicas adequadas, assim como compreender os mecanismos do processo de conformação de chapas metálicas são requisitos fundamentais para a produção de estampados, principal matéria prima da indústria de automóveis. Definir o grau de conformação requerido das peças a serem produzidas, relacioná-lo com os parâmetros inerentes ao processo no intuito de assegurar a obtenção das propriedades exigidas e conseqüente desempenho do material são desafios a serem considerados.

Aços de alta resistência e baixa liga, ou ainda, HSLA - *high strength low alloy*, surgiram no intuito de atender a esses requisitos, com uma microestrutura ferrítica-perlítica refinada e adição de elementos como nióbio, titânio e vanádio, que

apresentam maior resistência decorrente da capacidade de endurecimento por precipitação (HOVART, 2010; GORNI, 2008). Além disso, são caracterizados por propriedades como dureza e soldabilidade interessantes aliadas a um custo atrativo.

No entanto, a melhoria da resistência mecânica obtida com esses materiais gerou, em contrapartida, uma ligeira perda de estampabilidade, devido à baixa ductilidade apresentada quando comparados aos aços baixo carbono de uso geral (HOVART, 2010). Para solucionar essa questão, iniciaram-se pesquisas que resultaram no surgimento dos aços avançados de alta resistência (AHSS - *advanced high strength steel*) (HAN et al., 2011).

Os aços avançados de alta resistência apresentam uma microestrutura mais complexa, geralmente multifásica, do que os aços comuns de baixo carbono. Com microestruturas nas quais a ferrita é geralmente acompanhada por outras fases, que conferem um efeito significativo nas propriedades e na conformabilidade, esses aços se tornaram uma das soluções disponíveis para atender à necessidade por materiais que apresentem ductilidade e resistência mecânica simultaneamente (SHI et al, 2014). A justificativa para este comportamento está embasada nas complexas interações entre os constituintes presentes na microestrutura dos AHSS, que devem exibir variações significativas de dureza entre si (GORNI, 2008).

Da classe de aços AHSS, os aços bifásicos são os mais comumente utilizados em aplicações automotivas para componentes de segurança (HOVART, 2010). Esses materiais foram desenvolvidos como uma solução alternativa, com vantagens superiores às demais ligas Fe-C, agregando melhores condições para a produção de estampados com a qualidade exigida pela indústria (WANG; WEI, 2013).

No presente trabalho estudaram-se dois aços bifásicos, considerando os efeitos da realização de processamento térmico na microestrutura desenvolvida, nas propriedades mecânicas e em parâmetros relativos à estampabilidade, como o comportamento no dobramento e anisotropia.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral do trabalho foi analisar a microestrutura e o comportamento mecânico, assim como parâmetros relativos à estampabilidade de dois aços bifásicos, nas condições iniciais de fornecimento e submetidos a processamentos térmicos com aquecimento intercrítico e resfriamento brusco.

2.2 Objetivos Específicos

- Analisar o efeito da temperatura intercrítica na microestrutura desenvolvida, por meio de análises qualitativa e quantitativa, de aços bifásicos tratados termicamente.
- Avaliar a influência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas de aços bifásicos submetidos a tratamentos térmicos intercríticos.
- Estudar o comportamento desses materiais no que se refere ao encruamento utilizando a análise do expoente n em abordagens distintas.
- Investigar a anisotropia dos materiais estudados por meio da determinação dos coeficientes de anisotropia normal médio e planar, assim como relacioná-los com a estampabilidade do material.
- Analisar a influência da temperatura intercrítica no dobramento de chapas de aços bifásicos tratados termicamente, avaliando os efeitos do processamento térmico no retorno elástico, na possível formação de trincas e alterações na espessura dos materiais.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados de Alta Resistência

Segundo Colpaert (2008), os aços para conformação mecânica são, de maneira geral, classificados de acordo com propriedades e características comuns, principalmente resistência mecânica e alongamento percentual.

Em termos metalúrgicos, Hovart (2010) e Diego-Calderon et al. (2014) agrupam os aços de alta resistência em três categorias distintas, cuja classificação está relacionada com a microestrutura apresentada por cada material. Inicialmente, são reunidos em uma classe os aços baixo carbono convencionais e os aços baixo carbono de alta resistência (HSS - *high strength steel*).

Os aços carbono convencionais, em geral, possuem uma microestrutura ferrítica relativamente simples, com baixos teores de carbono e de elementos de liga, e apresentam boa ductilidade, característica importante para processos de conformação. No entanto, a tensão de escoamento destes materiais, de maneira geral, não ultrapassa o valor de 550 MPa. Dentre os aços baixo carbono de alta resistência, desenvolvidos para suprir a necessidade de uma resistência mecânica mais elevada, podem ser citados o aço livre de intersticiais (IF- *interstitial free steel*), o aço endurecível pela cura da pintura (BH -*bake hardening steel*) e os aços alta resistência baixa liga (HSLA - *high strength low alloy steel*) (TAMARELLI, 2011).

Em um segundo agrupamento estão relacionados a primeira geração dos aços avançados de alta resistência, caracterizados por suas estruturas multifásicas, onde a ferrita é acompanhada por outras fases que afetam diretamente as propriedades mecânicas e a conformabilidade. Dentre eles podem ser citados os aços bifásicos (DP – *dual-phase*), os aços ferríticos bainíticos (FB), os aços multifásicos (CP - *complex phase*), os aços martensíticos (MS), os aços com transformação induzida por deformação plástica (TRIP - *transformation-induced plasticity*), os aços conformados a quente (HF - *hot-formed*) e os aços tratáveis ao boro (HOVART, 2010; DIEGO-CALDERON et al., 2014). Tais materiais são tipicamente de baixa liga e possuem uma microestrutura multifásica baseada em ferrita (TAMARELLI, 2011; MOOR et al., 2010 apud DIEGO-CALDERON et al., 2014).

A segunda geração dos aços avançados de alta resistência consiste em aços austeníticos de alta liga, representada pelos aços associados ao mecanismo de

maclação durante a deformação plástica (TWIP - *twinning-induced plasticity*), aços leves com plasticidade induzida (LIP - *lightweight with induced plasticity*) e aços endurecidos por bandas de cisalhamento (SIP - *shear band strengthened*) (HOVART, 2010; DIEGO-CALDERON et al., 2014; TAMARELLI, 2011).

Segundo Diego-Calderon et al. (2014), apesar de suas excelentes propriedades mecânicas, a aplicação da segunda geração dos aços avançados de alta resistência em engenharia é restrita devido ao seu elevado custo e a complexidade do seu processamento industrial. Essa característica leva à uma concentração de esforços para o aumento da resistência e a melhora da ductilidade e da tenacidade da primeira geração dos aços avançados de alta resistência, sem que ocorram alterações significativas na composição química. Mazaheri et al. (2014a) destacam que o aumento da resistência dos aços avançados pela elevação do percentual de carbono e do teor de elementos de liga pode dificultar a soldabilidade e aumentar o custo de produção do material, respectivamente.

Esta classificação é considerada por alguns autores a terceira geração dos aços avançados de alta resistência e o aumento no desempenho desses aços, no que se refere às propriedades citadas, dá-se por meio do desenvolvimento de microestruturas com a presença de microconstituintes ultrafinos. Tais constituintes são formados em condições de não equilíbrio, podendo-se citar uma microestrutura baseada em martensita combinada com austenita retida (SANTOFIMIA et al., 2011). Na Tabela 3.1 são mostrados exemplos de alguns dos aços descritos, acompanhados de suas propriedades mecânicas. A identificação desses materiais é feita por meio das terminologias exibidas anteriormente, seguidas dos valores mínimos de limite de escoamento e de limite de resistência à tração, ambos em MPa.

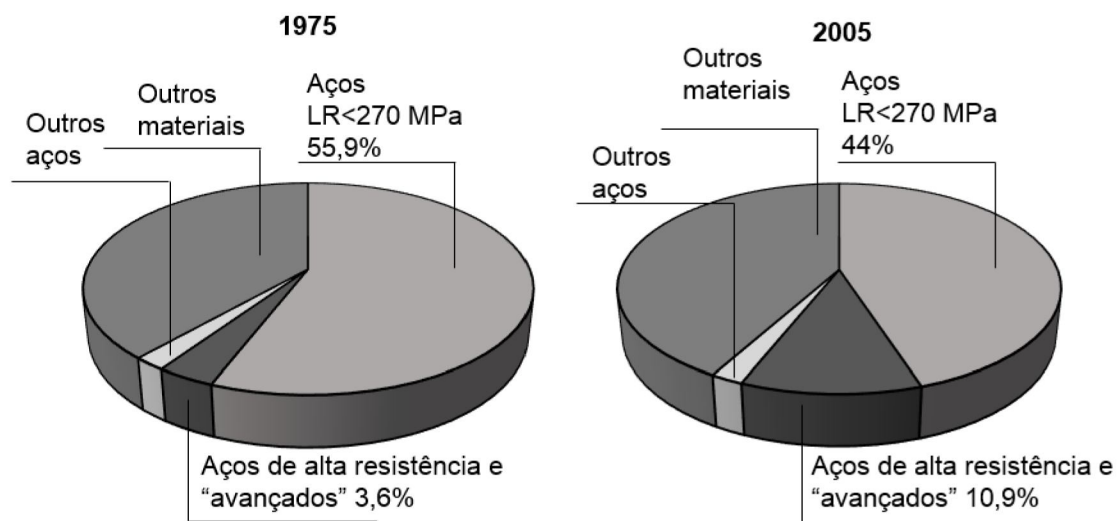
Tabela 3.1 - Exemplos de nomenclatura e as propriedades apresentadas em cada tipo de aço.

Classe de aços	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Total (%)
TRIP 450/800	450MPa	800MPa	26-32%
CP 700/800	700MPa	800MPa	10-15%
DP 700/1000	700MPa	1000MPa	12-17%
Mart 1250/1520	1250MPa	1520MPa	4-6%

Fonte: Adaptado de TAMARELLI, 2011.

Na Figura 3.1 é mostrada a composição percentual de materiais em automóveis fabricados nos Estados Unidos comparando os anos de 1975 e 2005. Observa-se que o consumo de aços avançados de alta resistência para conformação mecânica sofreu um aumento significativo. Esse fenômeno se deu devido ao desenvolvimento constante dessa classe de aços, associado, de maneira geral, à relação entre propriedades e microestrutura, assim como ao entendimento dos parâmetros que envolvem essa relação (SILVA; MEI, 2010).

Figura 3.1 - Participação percentual de materiais na composição de um automóvel, comparando os anos de 1975 e 2005.



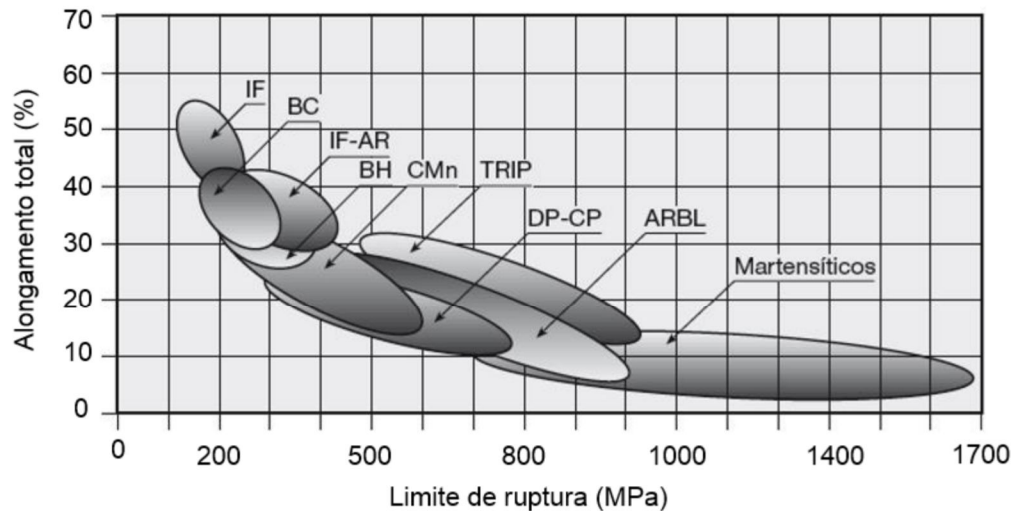
*LR – Limite de resistência.

Fonte: COLPAERT, 2008.

Li et al. (2011) apud Mazaheri et al. (2014a) relatam estudos que relacionam a redução de peso de 25% de um automóvel com a utilização de aproximadamente 85% de aços avançados de alta resistência na estrutura, sem aumento do custo de produção, em comparação com um modelo de referência.

Na Figura 3.2 é exibida uma comparação entre os aços de baixo carbono para conformação mecânica utilizados na indústria automobilística, na qual pode ser analisada a relação entre resistência mecânica e ductilidade de cada classe. Na Tabela 3.2 são mostradas as características microestruturais, os elementos de liga presentes e o comportamento em relação à plasticidade e à soldabilidade dos aços AHSS.

Figura 3.2 - Comparação do alongamento percentual e resistência mecânica apresentados por aços baixo carbono para conformação mecânica empregados na indústria automobilística.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Tabela 3.2 - Resumo comparativo das características dos aços HASS.

HSSA	Microestrutura	Elementos de Liga	Plasticidade	Soldabilidade
DP	Matriz de ferrita macia com ilhas de martensita dura	C, Si, P, Mn, Cr, Mo, V, Ni	excelente	boa
FB	Matriz de ferrita com bainita como segunda fase	Al, B, Ni e/ou Ti	excelente	boa
CP	Ferrita/bainita com martensita, austenita e perlita	Similar ao DP com microligantes adicionais como Ti, Nb, V	boa	boa
MS	Matriz martensítica com alguma ferrita ou bainita	Si, Cr, Mn, B, Ni, Mo, V	adequada	boa
TRIP	Mínimo de 5% de austenita retida, além de martensita e bainita	C, Si	excelente	requer controle rígido dos parâmetros
HF	martensita	B, Mn, Al	excelente	boa
TWIP	austenita	Mn (17% a 24%)	excelente	boa

Fonte: Adaptado de ULSAB, 2002.

Dentre as diversas opções de aços para aplicação na indústria automobilística, a seleção está condicionada à necessidade de desempenho de cada componente. De acordo com sua localização na estrutura do veículo, opta-se por um determinado material que oferecerá a proporção resistência mecânica/ductilidade adequada e a capacidade de absorção de energia requerida durante os eventos de colisão. Assim, toda a estrutura é projetada para que atenda aos requisitos estabelecidos pelas agências reguladoras (ADAMCZYK; GRAJCAR, 2007). Segundo Tamarelli (2011), os componentes de um automóvel são projetados para que, juntos, possam atender a

todos as exigências, principalmente àquelas que se referem à segurança dos passageiros em casos de acidentes.

3.2 Aços Bifásicos

As pesquisas relacionadas aos aços bifásicos datam do início da década de 70, no entanto, foi em 1975 a descoberta de que seria possível obter estruturas de duas fases, compostas de ferrita e de martensita. A obtenção dessa microestrutura seria viabilizada por recozimento contínuo empregando temperatura intercrítica, e tais materiais, apresentavam ductilidade superior a chapas de aços de alta resistência e baixa liga endurecidos por precipitação (ASM HANDBOOK, 1993).

Em 1976, estudos mostraram que tratamentos térmicos na região intercrítica de aços alta resistência e baixa liga resultaram em um aumento significativo de ductilidade, levando ainda a um limite de resistência de 550 MPa e a uma elevação da conformabilidade em aplicações na indústria de automóveis (RASHID, 1976 apud ASM HANDBOOK, 1993; RAMAZANI et al., 2014). A partir de então, grandes esforços foram realizados para obter resultados cada vez mais relevantes nos estudos referentes aos aços bifásicos, principalmente para aplicação na indústria automobilística. Na Tabela 3.3 é mostrado um resumo contemplando as vantagens do uso e aplicações dos aços bifásicos, na qual observam-se algumas propriedades mecânicas relevantes assim como sua influência no desempenho do material destacando sua aplicação na indústria automobilística.

Tabela 3.3 - Vantagens e aplicações dos aços bifásicos.

Vantagens	Desempenho	Aplicação
alta capacidade de endurecimento pela cura da pintura	resistência à fratura	componentes estruturais
elevada resistência mecânica		
alta taxa de encruamento	elevada resistência à tração melhor alongamento antes do empensoçamento	absorção da energia de colisão
elevada absorção de energia		
excelente alongamento	boa conformabilidade	tubos hidroformados <i>tailored blanks*</i>
Soldabilidade		

**Tailored blanks*: união de duas ou mais chapas através de diferentes processos de junção antes de sofrerem um processo de conformação mecânica.

Fonte: Adaptado de TAMARELLI, 2011.

Wang e Wei (2013) enfatizam que a utilização dos aços bifásicos compondo peças estruturais na produção de veículos deve-se à combinação de propriedades mecânicas relevantes, como elevada resistência à tração, boa ductilidade e alta taxa de encruamento nos estágios iniciais de deformação plástica. Em geral, os aços bifásicos são caracterizados pela presença predominante dos constituintes ferrita e martensita, podendo ainda conter pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida (SPEICH, 1980 apud MALEQUE et al., 2004). De acordo com Keeler e Kimchi (2014), a fração de volume da martensita presente na microestrutura está relacionada com a resistência à tração apresentada pelo material.

3.2.1 Processamento térmico para obtenção de aços bifásicos

Segundo ASM Handbook (1993) e Lis et al. (2005), os aços bifásicos podem ser produzidos a partir de aços de baixo teor de carbono por meio de tratamento térmico com aquecimento no campo intercrítico, ou seja, na região de coexistência de ferrita (α) e austenita (γ). Bohlooli e Nakhaei (2013) destacam que o envolvimento do tratamento utilizando temperaturas intercríticas na produção dos aços bifásicos é importante, pois leva à formação de ilhas de austenita que, ao final do tratamento, transformam-se em martensita ou em outros produtos, dependendo da velocidade de resfriamento. A temperatura intercrítica utilizada no processo produtivo é determinada de acordo com a composição química do material (LI et al., 2013).

Durante o processamento térmico, a austenita se enriquece de carbono, adquirindo a temperabilidade necessária para a transformação martensítica no resfriamento subsequente (GORNI; BRANCHINI, 1989). Posteriormente, o material sofre resfriamento brusco, numa taxa que irá depender de sua espessura, para a transformação da austenita em martensita (ZHENG; RAABE, 2013; HAYAT et al. 2011; MALEQUE et al., 2004; MOVAHED et al., 2009; SENUMA et al., 2001).

O processo de fabricação continua a destacar-se como um parâmetro de fundamental importância para o desenvolvimento de novos materiais. Tamareli (2011) esclarece que uma porção considerável das pesquisas atuais estão voltadas para a identificação de novos processos e tecnologias para melhorar o desempenho, reduzir os custos do processo e do tempo de ciclo da produção de aços avançados de alta resistência.

3.2.2 Transformações de fase durante a formação dos aços bifásicos

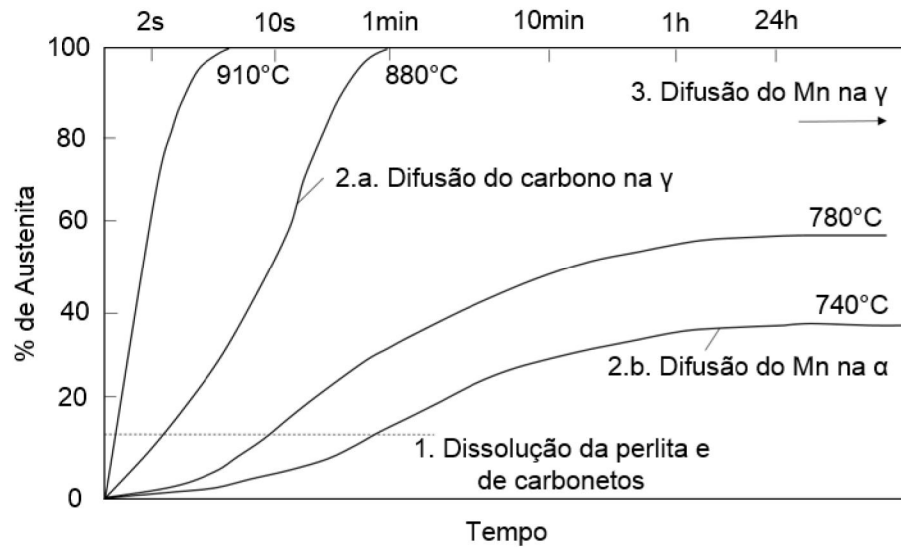
Segundo Krauss (2005), a formação da austenita durante o aquecimento no tratamento intercrítico é a primeira etapa na produção de aços bifásicos e sua distribuição na estrutura é determinada pela microestrutura inicial do material e pelos parâmetros de processamento térmico no aquecimento intercrítico, como o tempo e a temperatura. A temperatura intercrítica utilizada, assim como o teor de carbono, também afeta diretamente o percentual de austenita formada em uma estrutura ferrítica austenítica (KRAUSS, 2005). Por outro lado, ainda no que concerne à temperatura intercrítica, sua ascensão ocasiona um menor percentual de carbono presente na austenita e, conseqüentemente, na martensita formada subsequente, resultando em um material com temperabilidade comprometida (FONSECA et al., 2005).

Inicialmente, a nucleação da austenita ocorre na perlita, na interface das partículas de cementita, seguida de um rápido crescimento, com decomposição dos carbonetos e, conseqüentemente da perlita (KRAUSS, 2005). O segundo passo na formação da austenita é sua nucleação na ferrita em uma menor velocidade, em função da difusão do carbono em temperaturas elevadas (na ordem de 850°C) e do manganês na ferrita ou ao longo dos contornos de grão, em temperaturas inferiores (em torno de 750°C) (ASM HANDBOOK, 1993). A última etapa seria um equilíbrio entre as fases austenita e ferrita devido à difusão do manganês na austenita e do silício na ferrita, que se comportam como estabilizadores dessas fases, mediante um tratamento por um longo período de tempo em temperaturas mais baixas (KRAUSS, 2005; ASM HANDBOOK, 1993).

De maneira geral, a formação da austenita no tratamento intercrítico mostra algumas particularidades, por exemplo, a temperabilidade da austenita varia com a temperatura, comportamento devido ao fato de que o teor de carbono na austenita é gerido pela mesma. Outro ponto é que pela martensita ser formada por um mecanismo displacivo e adifusional, esta fase herda o carbono oriundo da austenita, que tem um teor superior ao do aço originalmente.

Na Figura 3.3 é apresentada a formação da austenita em diferentes temperaturas em um aço contendo 0,12% de carbono e 1,5% de manganês, com o tempo decorrido.

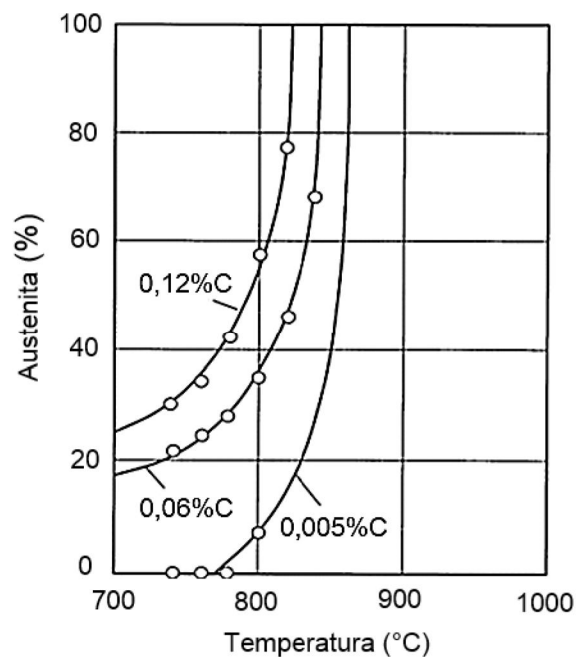
Figura 3.3 - Cinética de formação da austenita em um aço 0,12%C-1,5%Mn.



Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, 1993.

Finalmente, devido à necessidade de manter o teor de carbono equilibrado, pode-se utilizar a regra da alavanca para determinar o percentual de austenita de acordo com cada temperatura intercrítica e o teor de carbono original do aço. (ASM HANDBOOK, 1993). A Figura 3.4 representa um gráfico no qual o percentual de formação da austenita varia de acordo com os parâmetros mencionados.

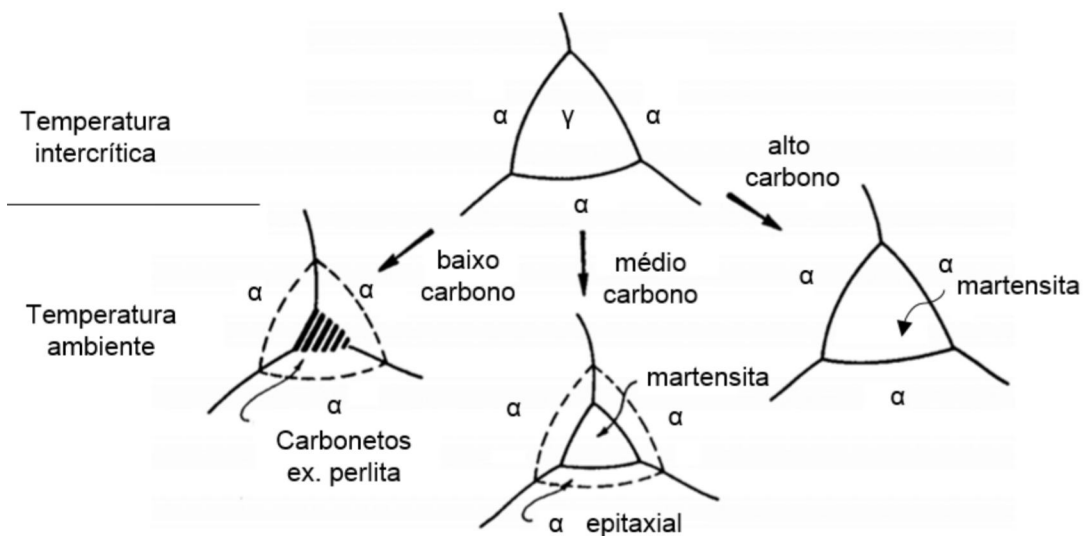
Figura 3.4 - Percentual de austenita formada em temperaturas intercríticas diversas em um aço 1,5%Mn contendo de 0,005% a 0,12% de C.



Fonte: Traduzido de ASM HANDBOOK, 1993.

Em relação ao resfriamento do material, a austenita formada a partir do tratamento intercrítico pode se transformar posteriormente em diversas microestruturas, dependendo da composição química, da temperabilidade e da taxa de arrefecimento (KRAUSS, 2005). A Figura 3.5 mostra um esquema do efeito do teor de carbono no aço na microestrutura formada a partir da austenita em uma estrutura bifásica ($\alpha + \gamma$).

Figura 3.5 - Microestruturas produzidas a partir da austenita no resfriamento.

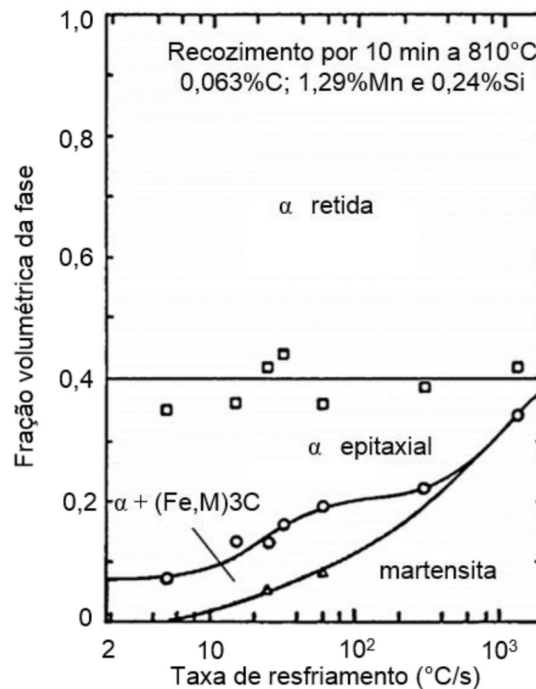


Fonte: Adaptado de KRAUSS, 2005.

Considerando os efeitos da taxa de resfriamento, para valores relativamente baixos, ocorre a formação de ferrita epitaxial e perlita. Em taxas de resfriamento intermediárias, uma porção da austenita se transforma em ferrita por crescimento epitaxial, ou seja, a ferrita formada assume a orientação cristalográfica da ferrita adjacente, não havendo a nucleação de um novo grão de ferrita. Assim, o carbono é rejeitado da ferrita formada, permitindo a formação de bainita e perlita, juntamente com a martensita. E, por fim, em taxas de resfriamento mais elevadas, a austenita se transforma em martensita (KRAUSS, 2005).

Na Figura 3.6 são exibidas, como exemplo, as mudanças na microestrutura que se desenvolvem em função de taxas de resfriamento em um aço 0,063%C-1,29%Mn-0,24%Si aquecido à temperatura intercrítica de 810°C por 10 minutos. Pode-se observar que o volume de ferrita (denominado na figura como ferrita retida) permanece constante, em torno de 60%, enquanto que a austenita, 40%, passa por transformações distintas de acordo com a taxa de resfriamento.

Figura 3.6 - Mudanças observadas na microestrutura de um aço bifásico em função de taxas de resfriamento distintas.

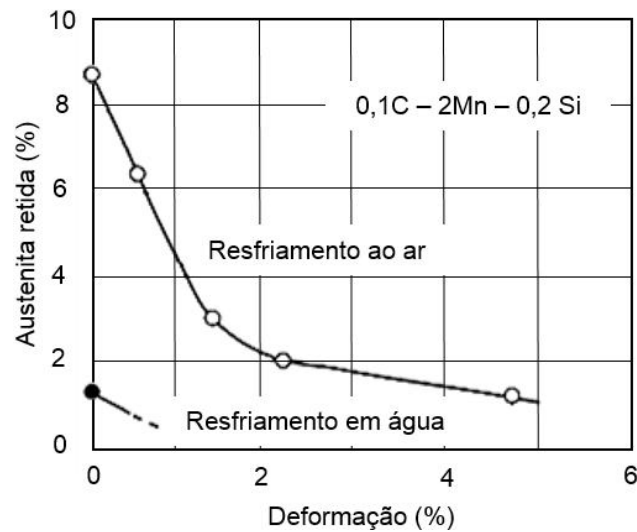


Fonte: Traduzido de KRAUSS, 2005.

Mesmo em velocidades de arrefecimento mais elevadas, após o resfriamento em água, algum percentual de austenita fica retida na estrutura; no entanto, em meios de resfriamento mais amenos, como o óleo ou o ar, o teor de austenita retida se apresenta maior (KRAUSS, 2005). Essa austenita remanescente é estável após o resfriamento até a temperatura ambiente ou ainda subzero, mas é passível de transformação martensítica no processamento por deformação plástica. A Figura 3.7 mostra a variação do percentual de austenita retida na estrutura de um aço 0,1%C-2%Mn-0,2%Si de acordo com o aumento do percentual de deformação plástica sofrida pelo material.

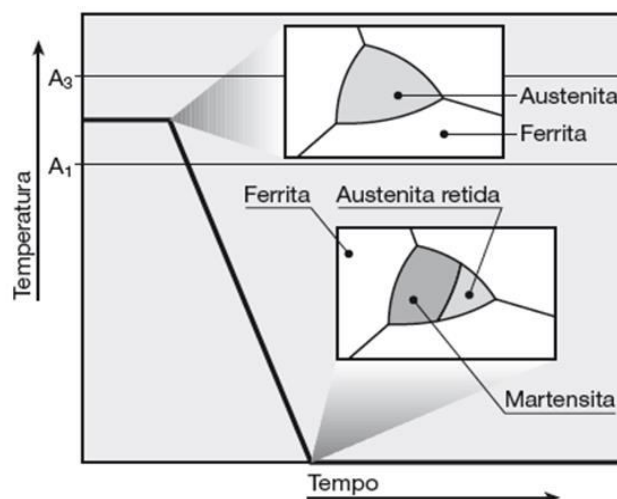
A Figura 3.8 demonstra, segundo Colpaert (2008), como a estrutura bifásica é formada a partir de aços com baixo teor de carbono. Nota-se que a austenita se transforma em martensita mediante resfriamento brusco, além da presença de austenita retida (formando o constituinte MA – martensita e austenita retida), cujo percentual, assim como a martensita, irá depender da composição química do aço. Asadi et al. (2012) e Timokhina et al. (2007) afirmam que a taxa de resfriamento e, portanto, as ilhas de martensita, exercem um efeito substancial nas propriedades da ferrita.

Figura 3.7 - Percentual de austenita retida após o resfriamento seguido por deformação plástica em um aço com 0,1%C e 2%Mn.



Fonte: Traduzido de ASM HANDBOOK, 1993.

Figura 3.8 - Transformação da martensita na formação dos aços bifásicos por tratamento intercrítico.



Fonte: COLPAERT, 2008.

As alterações pelas quais a ferrita é submetida durante o tratamento intercrítico envolvem o crescimento da ferrita epitaxial. Na temperatura intercrítica a ferrita está em contato com a austenita e, a partir do resfriamento, a ferrita pode crescer epitaxialmente a partir da austenita, como parte do mecanismo de transformação (ASM HANDBOOK, 1993).

Fereiduni e Banadkouki (2014) estudaram o endurecimento da ferrita em um aço bifásico durante a transformação de fase da austenita para ferrita e observaram que o aumento da resistência da ferrita varia de acordo com o progresso da formação dessa fase na estrutura bifásica ferrítica-martensítica. Em regiões próximas à interface

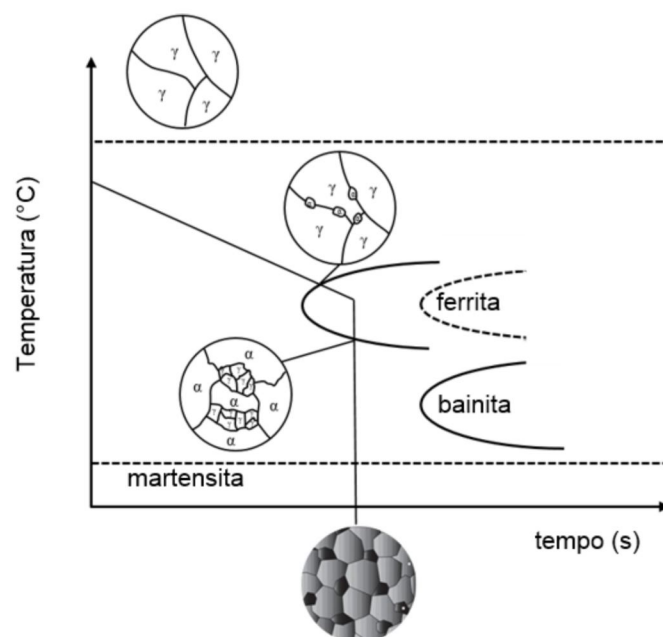
das fases, observou-se uma maior concentração de carbono, em detrimento das regiões internas dos grãos. Asadi et al. (2012) relatam que a matriz ferrítica é a responsável pela acomodação da deformação plástica nos aços bifásicos durante a transformação martensítica no resfriamento subsequente ao aquecimento intercrítico.

3.2.3 Microestrutura dos aços bifásicos

Os aços bifásicos apresentam microestruturas constituídas basicamente por uma matriz de ferrita dúctil e de ilhas de martensita duras, dispersas como uma segunda fase (ASM HANDBOOK, 2004; COLPAERT, 2008). Alguns autores quantificam o percentual de martensita entre 10 a 20% (COLPAERT, 2008), enquanto que outros chegam a citar valores da ordem de 70% (HOVART, 2010).

Segundo Wang e Wei (2013), o percentual de martensita na estrutura final será determinado pela composição química do aço, pela temperatura intercrítica e pela taxa de resfriamento. Além das fases de maior percentual, ferrita e martensita, fases como bainita, perlita e austenita retida poderão estar presentes em quantidades menores (HUSEYIN et al., 2010). A Figura 3.9 mostra uma representação esquemática da evolução microestrutural de um aço bifásico em uma curva de resfriamento.

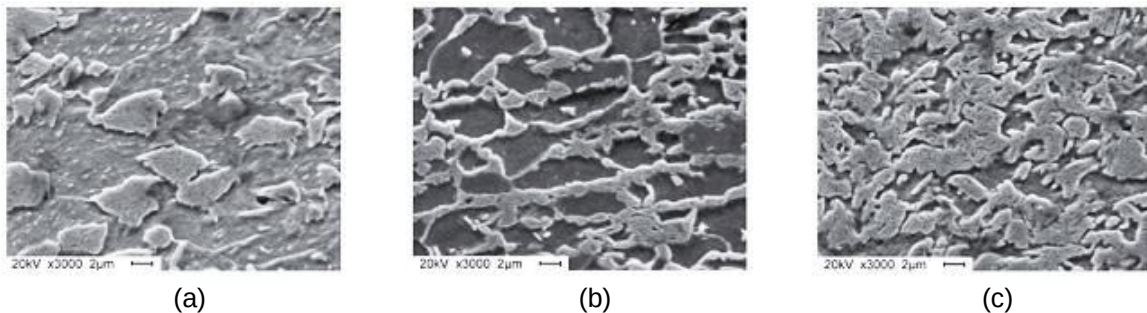
Figura 3.9 - Curva de resfriamento e evolução microestrutural de um aço bifásico.



Fonte: Adaptado de BLECK, 2002 apud SOUZA, 2009.

Durante o processo de produção dos aços bifásicos, a evolução da microestrutura é determinada por fenômenos de interação metalúrgica, destacando-se a recrystalização da ferrita, a formação da austenita e a difusão do carbono (ZHENG et al., 2013). A Figura 3.10 mostra a microestrutura obtida (por meio de microscopia eletrônica de varredura) de três aços bifásicos, DP 600, DP 800 e DP 1000, estudados por Wang e Wei (2013).

Figura 3.10 - Exemplo de microestrutura típica de aços bifásicos obtidas por MEV.



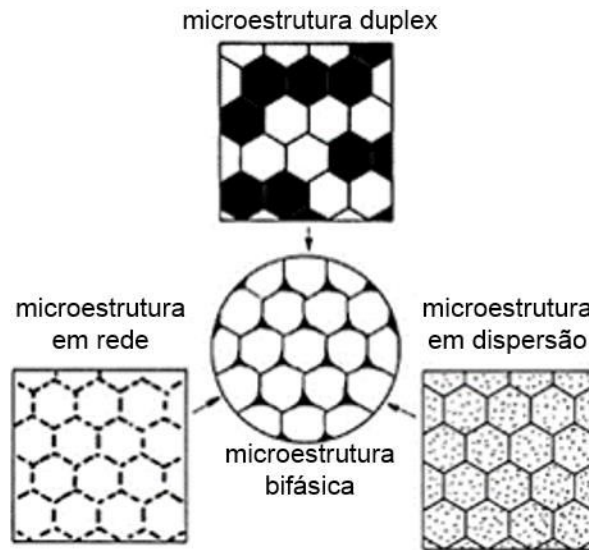
(a) DP 600, (b) DP 800 e (c) DP 1000.

Fonte: WANG e Wei, 2013.

Zheng et al. (2013) ponderam que a previsão da microestrutura dos aços bifásicos é complexa devido à possibilidade dos fenômenos de difusão e de transformação metalúrgicos ocorrerem simultânea e consecutivamente de maneira não linear, influenciando consideravelmente a microestrutura resultante. Os mesmos autores destacam a importância de compreender e avaliar, mesmo que de maneira qualitativa, a competição e a interdependência entre os processos mencionados (ZHENG et al., 2013).

Segundo Hornbogen (1980) apud Gorni (2008), os aços bifásicos possuem características das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede, demonstradas esquematicamente pela Figura 3.11. Assim como na estrutura duplex, na estrutura bifásica as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; assim, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e entre suas frações em volume devem ser semelhantes (HORNBOGEN, 1980 apud GORNI, 2008). Uma característica importante é que a segunda fase dura deve ser totalmente isolada (semelhante à estrutura em dispersão) e localizada exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz (como na estrutura em rede), para garantir propriedades como ductilidade e conformabilidade do material (GORNI, 1995).

Figura 3.11 - Representação da topologia da estrutura bifásica dos aços bifásicos.



Fonte: Traduzido de HORNBOGEN, 1980 apud GORNI, 2008.

Tasca e Machado (2012) enfatizam que a importância da distribuição homogênea da martensita na matriz de ferrita se dá no intuito de minimizar o surgimento de tensões oriundas da conformação e para evitar a deformação não homogênea que pode se originar, também, no processamento mecânico. Wang e Wei (2013) ressaltam que a distribuição e o volume da martensita influenciam significativamente na resistência mecânica do material. Hayat et al. (2011) estudaram a morfologia da martensita em uma estrutura bifásica, obtida no tratamento térmico de um aço para construção naval, por meio da têmpera em água em diferentes temperaturas. Foi observado que, para temperaturas mais baixas, 730°C e 760°C, a fase secundária se apresentou na forma de ilhotas nos contornos de grão ferríticos. Com o aumento da temperatura, 800°C e 900°C, verificou-se que a fração de martensita se mostrou superior e tornou-se a fase primária, sendo a ferrita, a fase secundária.

Em estudos do efeito do volume e distribuição da martensita no processo de estampagem profunda de aços bifásicos DP 600, DP 800 e DP 1000, Wang e Wei (2013) identificaram um volume de martensita de 18%, 32% e 50%, respectivamente. Em relação à morfologia, a pesquisa em questão revelou uma martensita na forma de ilhas nos aços DP 600 e DP 800, enquanto que no aço DP 1000 o constituinte se apresentou na forma de uma rede contínua.

No que se refere à fragilidade da martensita, esta pode ser diminuída, utilizando-se um resfriamento menos brusco e, ainda, após sua formação, por meio de revenimento (WANG et al., 2011).

Uma atenção especial deve ser dada à caracterização microestrutural dos aços bifásicos, que é mais complexa do que os aços ferríticos de baixo teor de carbono, que são caracterizados pelo formato e pelo tamanho dos grãos e sua rede cristalográfica. Tratando-se de aços bifásicos, a caracterização deve cobrir particularidades das duas fases, como o grau de continuidade entre elas, caminho livre médio da ferrita, além dos tamanhos de grão e relação entre as durezas (GORNÍ, 1995).

3.2.4 Efeito dos elementos de liga

De forma geral, os aços bifásicos apresentam em torno de 0,1% de carbono, podendo atingir percentuais da ordem de 0,15%, responsável pelo desenvolvimento da martensita na estrutura após o tratamento intercrítico e resfriamento rápido (ASM HANDBOOK, 1993). Shi et al. (2014) destacam que o baixo teor de carbono possibilita propriedades de soldabilidade e tenacidade interessantes ao material.

O manganês, com teor de 1 a 1,5% é adicionado no intuito de retardar a transformação da austenita em perlita e assegurar temperabilidade suficiente para a transformação martensítica no resfriamento rápido (GORNÍ 2010; ASM HANDBOOK, 1993; HUSEIN et al., 2010 apud TASCA e MACHADO, 2012), por meio da redução da taxa de resfriamento crítica (FONSECA et al., 2005).

Além de também influenciar na taxa de resfriamento crítica, deslocando a transformação perlítica para a direita na curva de resfriamento (GRAJCAR et al., 2012; FONSECA et al. 2005), o silício ainda proporciona o endurecimento da ferrita por solução sólida (ASM HANDBOOK, 1993).

O cromo e o molibdênio são adicionados em teores inferiores a 0,6% (ASM HANDBOOK, 1993). O cromo é importante para aumentar a temperabilidade do material e diminuir temperatura de transformação da bainita, restringindo sua formação (GORNÍ, 2010). Husseyn et al. (2010), no estudo do efeito do tratamento intercrítico em aços bifásicos laminados a frio, perceberam que elementos de liga como o cromo e o molibdênio aumentam o carbono equivalente em dois aços, com 0,7% de Cr e com 0,5% de Cr e 0,5% de Mo, respectivamente. Esse aumento

influencia diretamente a fração e o volume de martensita, estando, portanto, relacionado com as propriedades de ductilidade e de resistência mecânica dos aços bifásicos. Gorni (2010) ressalta que a importância comercial da redução da taxa de resfriamento crítica e consequente aumento da temperabilidade consiste na simplificação do projeto do ferramental, reduzindo o custo do processo de maneira geral.

Além destes elementos, a adição de microligantes como o vanádio, o nióbio e o titânio podem ocasionar o endurecimento por precipitação e auxiliar no controle do tamanho de grão (SHI et al., 2014). Para maximizar os efeitos de endurecimento por precipitação causado pelo vanádio, o nitrogênio pode ser adicionado (ASM HANDBOOK, 1993).

O boro pode ser utilizado para retardar a transformação da ferrita. Isso ocorre por meio da sua segregação para os contornos de grão austeníticos, quando presente na forma de solução sólida, impedindo assim, a nucleação da ferrita. No entanto, sua utilização é limitada a percentuais da ordem de milésimos para evitar a formação de boretos nos contornos de grão austeníticos, o que compromete a temperabilidade do material. Além disso, é fundamental a presença de outros elementos de liga como alumínio e titânio em aços ao boro, devido à sua tendência de ligar-se ao oxigênio e nitrogênio e formar compostos com esses elementos (GORNI, 2010).

Iamandoust et al. (2014) destacam a característica do alumínio ser um elemento formador de ferrita, por meio do aumento da energia de falha de empilhamento do aço, suprimindo a fase austenítica e facilitando a transformação de fase.

Grajcar et al. (2012) e Hovart (2010) concluem que a adição de elementos de liga nos aços bifásicos deve ser equilibrada, de forma a contribuir para a obtenção de propriedades específicas desejadas no aço e para facilitar o processamento na soldagem a ponto.

3.2.5 Propriedades mecânicas dos aços bifásicos

A presença de uma matriz contínua de ferrita confere excelente ductilidade ao aço, que é diretamente influenciada pelo tamanho de grão, enquanto que a fase martensítica oferece resistência mecânica, cuja magnitude está relacionada com sua fração de volume e morfologia (CHEN et al., 2014; LI et al., 2013). Essa estrutura bifásica atribui a esse aço uma combinação de propriedades mecânicas muito

interessante para aplicações em chapas conformadas a serem utilizadas no ramo automobilístico, além de contribuir para a absorção de energia com menor probabilidade de ruptura (FONSECA et al., 2005; GORNI, 1995).

Dentre as principais propriedades apresentadas pelos aços bifásicos, destacam-se a resistência à tração e alta taxa de encruamento nos estágios iniciais da deformação plástica, bem como uma boa conformabilidade e índice de anisotropia normal considerado satisfatório (MALEQUE et al., 2004; WANG et al., 2011; HONG; LEE, 2002; QUEIROZ et al., 2012; JHA et al., 1993 apud MAGNABOSCO; BERGAMO, 2000; GORNI, 1995).

No que se refere à resistência mecânica, Chen et al. (2014) mencionam que tal propriedade da fase ferrita é, em geral, ditada pela sua composição, tamanho de grão e densidade inicial de discordâncias. Em relação ao limite de resistência da martensita, assim como a tensão limite de escoamento, este depende inicialmente do teor de carbono. Ghanei et al. (2014) observam que a diminuição do tamanho de grão ferrítico influencia tanto no limite de escoamento e no limite de resistência quanto nos alongamentos uniforme e total apresentados pelos aços bifásicos.

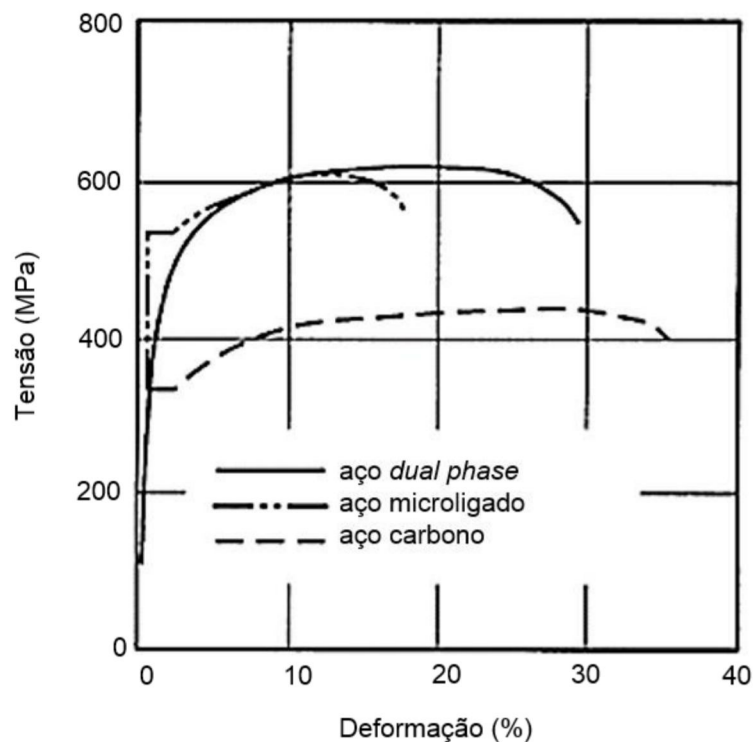
Fonseca et al. (2005) esclarecem que a fase martensítica, devido ao seu teor de carbono, influencia o limite de resistência enquanto que o limite de escoamento é determinado pela fase ferrítica. O valor do limite de escoamento é reduzido pela transformação tardia da martensita, induzindo tensões residuais de compressão na matriz de ferrita, que favorecem o escoamento (GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014). Durante a deformação plástica, ocorre um encruamento considerável do material devido ao escoamento da matriz de ferrita, de baixa resistência, através das ilhas de martensita dura, o que contribui efetivamente para uma melhora nas propriedades de resistência mecânica do material (GORNI, 2009).

A boa conformabilidade desses materiais é garantida pelo arranjo particular da microestrutura dos aços bifásicos, que apresenta características mecânicas como a ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos (HAYAT, 2011; SENUMA, 2001), mesmo microligados; valores entre 300MPa e 380MPa de limite de escoamento e 620MPa a 655MPa de limite de resistência. Além disso, esses aços exibem coeficiente de encruamento entre 0,2 e 0,3; baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; alongamento total superior a 27% e índice de anisotropia normal entre 1 a 1,4 (GORNI, 2008; JHA et al. 1993 apud MAGNABOSCO; BERGAMO, 2000). Jha et al. (1993) apud Magnabosco e Bergamo (2000) destacam a importância do índice de

anisotropia, que reflete a resistência à redução de espessura apresentada pelo material na estampagem.

No que se refere à ductilidade, percebe-se que o alongamento uniforme do aço bifásicos se apresenta maior que o dos aços de alta resistência e baixa liga, o que resulta em elevada tenacidade (KRAUSS, 2005; MAGNABOSCO; BERGAMO, 2000), além de possibilitar a obtenção de melhor acabamento superficial (HAYAT, 2011). O aumento da ductilidade de aços bifásicos tem sido atribuído a várias causas, incluindo menor percentual de carbono na ferrita, a plasticidade da fase martensita e a quantidade de ferrita epitaxial (FEREIDUNI; BANADKOUKI, 2013). Na Figura 3.12 é representada a curva tensão *versus* deformação do aço bifásico comparada a um aço ao carbono e a um aço microligado.

Figura 3.12 - Curvas tensão *versus* deformação de aços: carbono, microligado e um aço bifásico.



Fonte: Traduzido de ASM HANDBOOK, 1993.

Observa-se que o aço bifásico apresenta uma resistência ao escoamento menor que o dos aços de alta resistência e baixa liga, além de comportamento contínuo, mas por possuir uma taxa de encruamento maior, dada pela inclinação da reta tangente à curva, atinge um valor de limite de resistência semelhante ao dos aços de alta resistência e baixa liga (KRAUSS, 2005; MAGNABOSCO; BERGAMO, 2000).

De maneira geral, os aços ferríticos-martensíticos não possuem patamar de escoamento. Devido à expansão volumétrica que ocorre na transformação martensítica, como mencionado anteriormente, surgem tensões de compressão, aliadas à mobilidade das discordâncias produzidas na interface ferrita-martensita, fazendo com que o escoamento ocorra facilmente em baixas tensões de deformação. Assim, o escoamento ocorre ao longo da ferrita, em diversos locais, tendo seu patamar suprimido (FONSECA et al. 2005; GORNI, 1989).

O alto coeficiente de encruamento dos aços bifásicos afeta a habilidade desses materiais de exibirem deformação uniforme (JHA et al. 1993 apud MAGNABOSCO; BERGAMO, 2000). Alguns investigadores têm reportado que o comportamento no encruamento dos aços bifásicos muda de acordo com a incompatibilidade plástica entre as duas fases principais, ferrita e martensita (FEREIDUNI; BANADKOUKI, 2014).

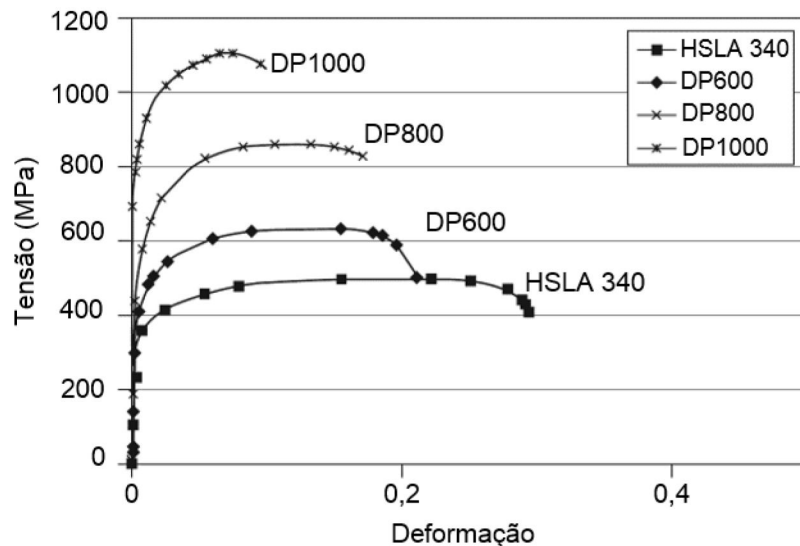
O processo de encruamento em aços bifásicos pode ser separado em três estágios: inicialmente, entre 0,1% e 0,5% de deformação, um rápido encruamento ocorre devido à redução de tensões residuais e ao rápido acúmulo de tensões causado pela incompatibilidade plástica entre duas fases. Em um segundo estágio, entre 0,5% a 4% de deformação, ocorre a transformação da austenita retida em martensita e finalmente, entre 4% e 18% de deformação, as estruturas de células de discordâncias são formadas. Dessa forma, a deformação da ferrita se deve tanto à ao deslizamento cruzado das discordâncias quanto ao escoamento eventual da martensita (ASM HANDBOOK, 1993).

O comportamento do encruamento em aços bifásicos mostra-se com um nível relevante de complexidade, principalmente nos estágios iniciais. No entanto, a elevada taxa de encruamento inicial contribui para a boa conformabilidade desses aços, comparados com os aços de alta resistência baixa liga em um nível semelhante de tensão. Além disso, a falta do patamar de escoamento nesses aços elimina a formação de bandas de Lüders, o que assegura um acabamento superficial satisfatório após a conformação (PIERMAN et al. 2014; ASM HANDBOOK, 1993). Ghaheri et al. (2014) relaciona essa característica com a elevada densidade de discordâncias em movimento na matriz ferrítica e da quantidade substancial de tensões residuais.

Em termos gerais, espera-se que quanto maior a fração volumétrica de martensita no aço bifásico, maior será a resistência à tração e a dureza apresentadas

por este aço. Na Figura 3.13 são apresentadas curvas de engenharia nas quais pode-se comparar o comportamento tensão *versus* deformação de três tipos de aços dual phase e um aço de alta resistência e baixa liga, evidenciando o elevado limite de resistência à tração característico dos aços bifásicos.

Figura 3.13 - Curvas tensão *versus* deformação convencionais de três aços bifásicos e um aço alta resistência e baixa liga

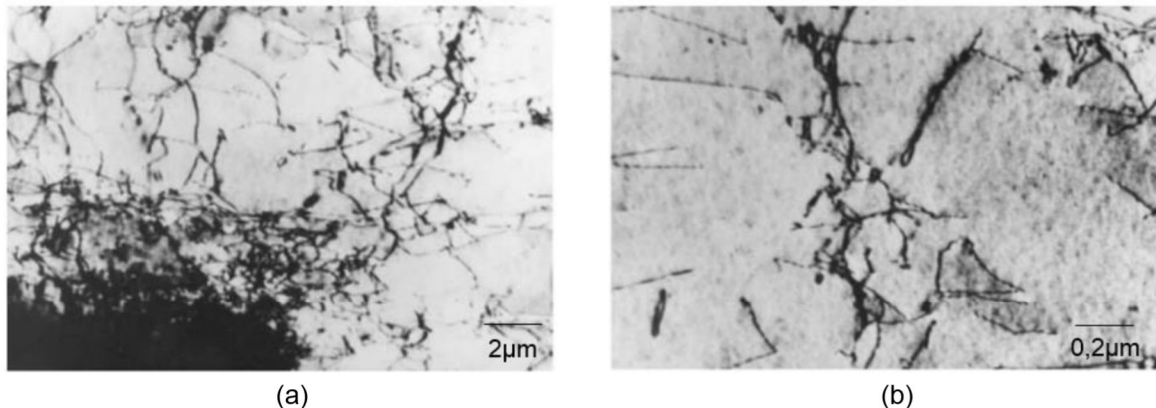


Fonte: Traduzido de HOVART, 2010.

Segundo Krauss (2005), elevadas resistências mecânicas se devem ao fato da transformação martensítica induzir altas densidades de discordâncias na ferrita adjacente às regiões de segunda fase. Na Figura 3.14 são exibidas imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão de discordâncias na microestrutura de um aço bifásico C-Mn-Si produzido por aquecimento intercrítico a 810°C e resfriado a 60°C/s.

O cisalhamento e a mudança volumétrica, de 2 a 4% (GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014), associados à transformação martensítica, resultam no aumento da densidade de discordâncias no material. Por se movimentarem com mais liberdade, as discordâncias contribuem para a deformação plástica que se inicia simultaneamente em toda a amostra, suprimindo o escoamento descontínuo e resultando na ausência de patamar de escoamento. As discordâncias induzidas pela martensita se movem sob tensões de baixa magnitude, gerando baixas tensões de escoamento e interagem entre si, produzindo altas taxas de encruamento (HAYAT, 2011; MALEQUE et al., 2004).

Figura 3.14 - Estrutura de discordâncias em um aço dual phase C-Mn-Si produzido por recozimento intercrítico a 810°C e resfriado a 60°C/s.



- (a) Alta densidade de discordâncias na ferrita adjacente a uma região martensítica (região escura) e (b) Densidade menor de discordâncias em regiões predominantemente ferríticas.

Fonte: KRAUSS, 2005.

Kumar et al. (2008) afirmam que o comportamento mecânico dos aços bifásicos é relacionado com o tamanho de grão da ferrita e concluem que a densidade das discordâncias diminuiu da interface entre as fases para a região central do grão.

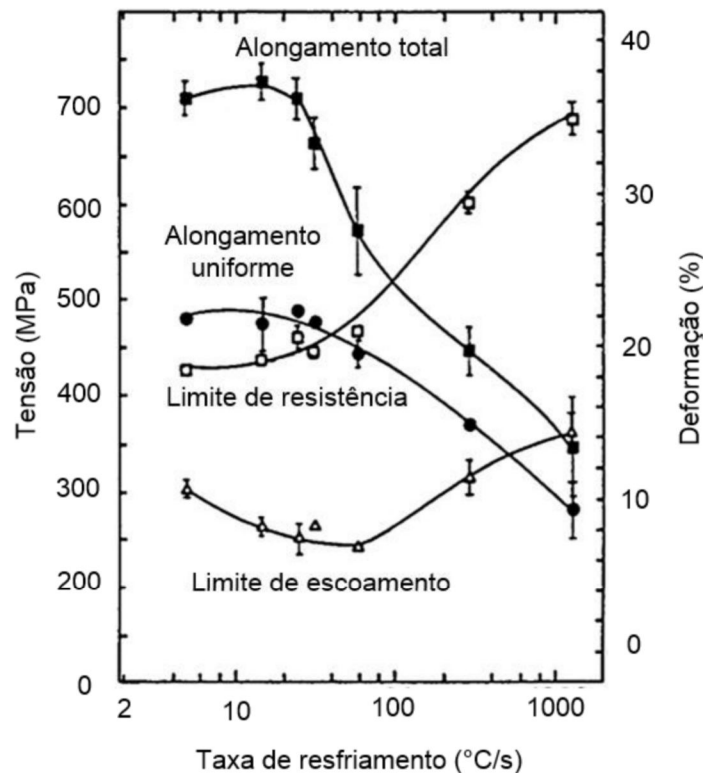
A relação entre a dureza e o volume de martensita têm sido alvo discussões no âmbito das pesquisas que estudam os aços bifásicos. Fereiduni e Banadkouki (2013), em estudos que investigaram tal relação, explicam que dois modelos com visões completamente distintas veem sendo defendidos: uma linha afirma que a resistência e a dureza dos aços bifásicos aumentam linearmente com a elevação da fração de volume da martensita enquanto que a outra defende que a relação entre a propriedade de dureza e o percentual de martensita na microestrutura dos aços é não linear.

Na pesquisa realizada por Fereiduni e Banadkouki (2013), foi observado que a dureza da martensita das amostras avaliadas apresentou uma redução de acordo com a diminuição do percentual dessa fase até 80%. Em seguida, em 66% de fração de volume de martensita foi observado um pico de endurecimento. A partir daí uma diminuição na fração de martensita resultou em uma redução na dureza desse constituinte. Eles concluíram que isso está relacionado com a interação entre as fases e a variação da partição de carbono na austenita.

Na Figura 3.15 podem ser observadas as alterações nas propriedades mecânicas presente na estrutura de um aço C-Mn-Si, determinadas pela taxa de resfriamento. Observa-se que as maiores magnitudes do limite de resistência à tração são obtidas em maiores taxas de resfriamento, o que se deve tanto pela presença de martensita quanto pela densidade de discordâncias em torno dessa fase, conforme

discutido. Percebe-se ainda que a ductilidade apresenta melhor desempenho em menores taxas de resfriamento, considerando as curvas de alongamento total e alongamento uniforme. Além disso, devido ao escoamento descontínuo, a curva representativa da tensão limite de escoamento possui valores relativamente altos.

Figura 3.15 - Propriedades mecânicas de um aço (0,063% C, 1,29% Mn, 0,24% Si) mantido por 10 min a 810°C e resfriado em taxas distintas.



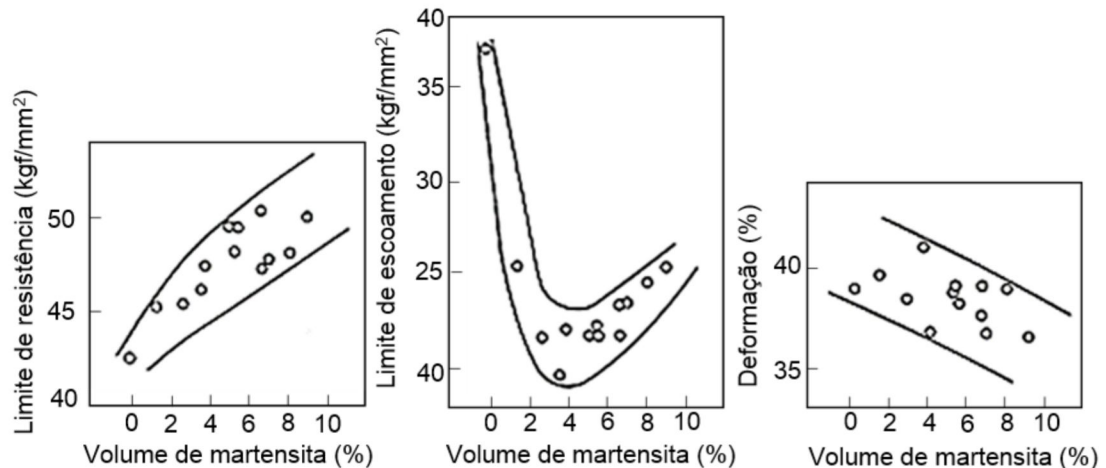
Fonte: Traduzido de KRAUSS, 2005.

Para prevenir a ocorrência do escoamento descontínuo e alcançar as melhores combinações entre resistência e ductilidade, devem ser utilizadas taxas de resfriamento elevadas. Além disso, as características da deformação subsequente são associadas à quantidade mínima de martensita que produz discordâncias móveis, que também auxiliam na prevenção do escoamento descontínuo (KRAUSS, 2005). A Figura 3.16 mostra a influência do volume de martensita nas propriedades de uma chapa de aços bifásicos retratada por Senuma (2001).

Apesar do volume da martensita ser considerado fator determinante na resistência mecânica dos aços bifásicos, o aumento da resistência devido à deformação plástica na região bifásica de ferrita e martensita, durante o tratamento termomecânico, está diretamente relacionado com o desenvolvimento da subestrutura na ferrita. O desenvolvimento da ferrita com uma morfologia epitaxial no resfriamento

lento confere uma boa ductilidade sem que haja uma perda significativa na resistência mecânica (AHMAD et al., 2009).

Figura 3.16 - Influência do percentual de martensita nas propriedades mecânicas de um aço bifásico.



Fonte: Adaptado de SENUMA et al., 2001.

Maleque et al. (2004), em estudos que objetivaram a formação de uma estrutura bifásica no aço AISI 3115, relataram que os valores de dureza sofreram um incremento de acordo com o aumento da temperatura intercrítica, no resfriamento brusco em água.

Por fim, quando comparados com aços com limite de escoamento semelhantes, os aços bifásicos, devido à sua microestrutura, aumentam a vida em fadiga dos componentes, pelas partículas de martensita retardarem a propagação das trincas de fadiga (FONSECA et al. 2005).

3.3 Dobramento em Chapas Metálicas

A estampagem é o processo de conformação mecânica mais empregado na conformação de chapas de aço na indústria automobilística (HOVART, 2010), fato que se deve à natureza complexa das partes a serem conformadas e à infraestrutura e tecnologia disponíveis nas indústrias, em termos da capacidade de produção, compatível com o alto volume requerido pelas montadoras.

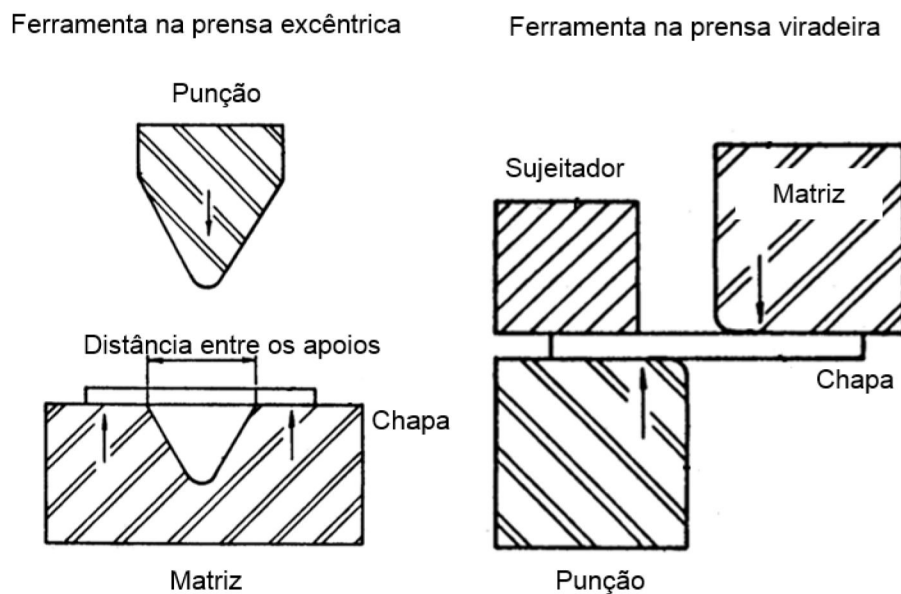
Dentre as etapas de conformação mecânica mais extensamente utilizadas nos processos de estampagem de chapas, a qual os aços aplicados na indústria

automobilística são normalmente submetidos, destacam-se as operações de dobramento (DIETER, 1981).

Indicando de maneira qualitativa a ductilidade da amostra (SOUZA, 1982), o processo de dobramento é caracterizado pela aplicação de tensões opostas no intuito de flexionar e deformar plasticamente a superfície plana de um material, de maneira tal que ele obtenha “duas superfícies concorrentes, em ângulo, e formando, na junção, um raio de concordância” (BRESCIANI FILHO, 2011).

As ferramentas utilizadas no dobramento são os estampos de dobramento, compostos basicamente por um punção e uma matriz e podem, segundo Bresciani Filho (2011), ser do tipo prensa excêntrica ou prensa viradeira, conforme representado na Figura 3.17. Na figura, as setas indicam o sentido de atuação dos esforços na chapa.

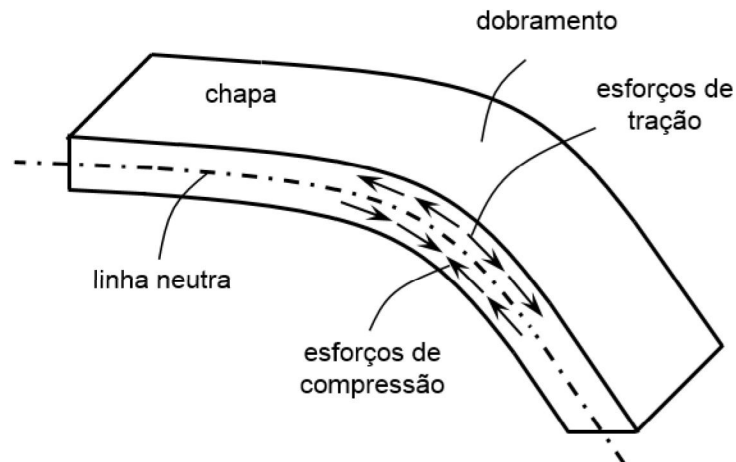
Figura 3.17 - Ferramentas utilizadas no processo de conformação de chapas por dobramento.



Fonte: BRESCIANI FILHO, 2011.

Os esforços atuantes no processo de dobramento estão mostrados na Figura 3.18. Na porção inferior da chapa surgem esforços de compressão, enquanto que na parte superior o material sofre tensões trativas. Em um segmento central do material, numa linha perpendicular à superfície, denominada linha neutra, os esforços de tração e compressão se anulam (BRESCIANI FILHO, 2011).

Figura 3.18 - Esforços atuantes no processo de dobramento de chapas.



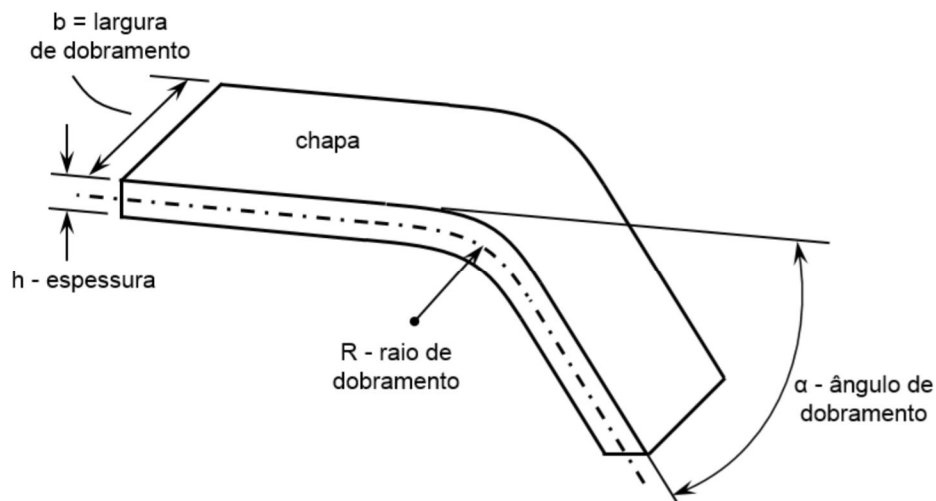
Fonte: SALES, 2013.

Segundo Bresciani Filho (2011), uma característica importante da linha neutra é o fato de que os pontos do material pertencentes a ela não sofrem variação de comprimento durante a deformação, tornando-a assim, uma região de referência. A linha neutra pode ser utilizada para comparar as dimensões da peça durante o processo de deformação puramente elástico, onde ela coincide com a linha de simetria da peça e em processos de deformação plástica, caso em que a linha neutra se mostra deslocada na direção da superfície inferior da chapa.

Durante a deformação, para que ocorra a manutenção do volume, na porção do material na qual atuam esforços de tração, a tendência é que seja observada uma diminuição de espessura, enquanto que, onde os esforços compressivos atuam, o aumento da largura da chapa é esperado (TEKASLAN et al., 2006). No entanto, devido à diferença de dimensões da largura e da espessura do material, a deformação plástica torna-se insignificante no sentido da largura da chapa, tornando-se relevante apenas ao longo da espessura (BRESCIANI FILHO, 2011). Segundo Dieter (1981), no processo de dobramento, a espessura diminui de acordo com a redução do raio de curvatura e, conseqüentemente, com o aumento da deformação plástica do material.

Características intrínsecas ao material como o encruamento e o raio mínimo de dobramento sem que haja ruptura, além do retorno elástico e a possível formação de trincas, devem ser analisados no dobramento de chapas (GARCIA, 2000). A Figura 3.19 mostra as características geométricas destacando as variáveis de análise no processo de dobramento de uma chapa.

Figura 3.19 - Variáveis de análise no processo de dobramento de uma chapa.



Fonte: SALES, 2013.

O surgimento de trincas na porção superior da chapa está relacionado com a aplicação de esforços levando à ruptura do material. Para tanto, deve-se estabelecer um raio mínimo de dobramento, indicado, de maneira geral, em valores múltiplos da espessura do chapa, podendo ser estimado a partir da redução de área no ensaio de tração (DIETER, 1981).

Além disso, a deformação sofrida pelo material será inversamente proporcional à razão entre a largura e a espessura da chapa. Quando este valor é alto, as trincas surgirão na região central do material, por outro lado, em casos em que a razão é pequena, trincas aparecerão nas bordas da chapa (DIETER, 1981).

Segundo Bresciani Filho (2011), na região inferior da chapa o que podem surgir são enrugamentos, principalmente em chapas mais delgadas, devido aos esforços compressivos aos quais essa porção do material é submetida.

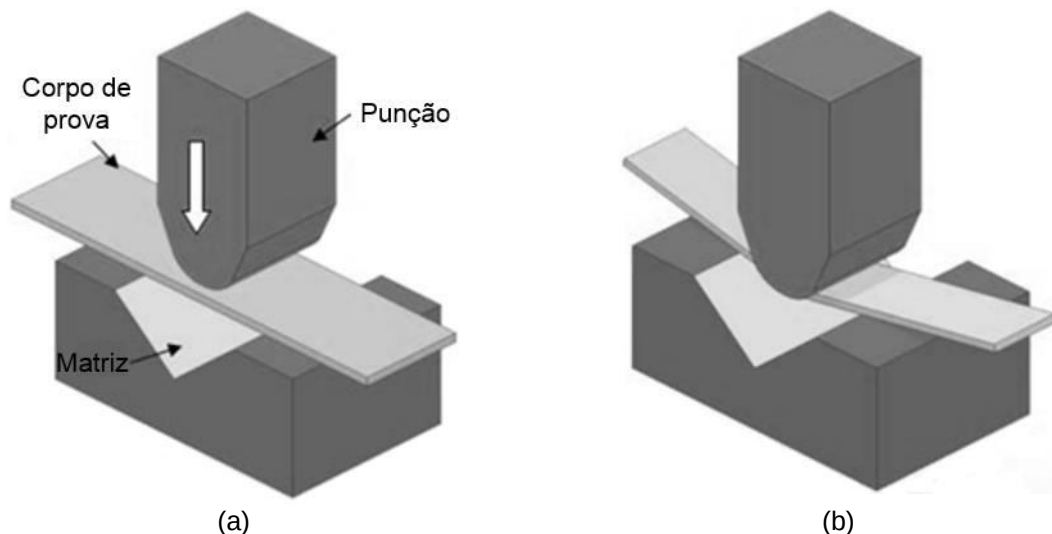
Os menores níveis de deformação plástica durante o processo de dobramento de chapas são atingidos quando podem ser combinados menores valores de ângulo de dobramento e espessura do material com o maior raio de curvatura (BRESCIANI FILHO, 2011). Souza (1982) destaca que o raio do cutelo é inversamente proporcional à severidade do ensaio, ou seja, quanto menor o raio, mais severas serão as condições no dobramento.

De acordo com Souza (1982), a velocidade aplicada ao dobramento não é um parâmetro relevante do processo, desde que essa não seja extremamente elevada.

3.3.1 Ensaio de dobramento em V

O dobramento guiado em V é um processo não estacionário (HUANG; LEU, 1998), geralmente conduzido pela compressão de uma chapa metálica de eixo retilíneo, por um punção (ou cutelo) em uma matriz neste formato, conforme demonstrado na Figura 3.20 (ABDULLAH et al., 2012). O corpo de prova é apoiado sobre a matriz fixada em uma base com uma abertura de ângulo conhecido. O cutelo é deslocado na direção do corpo de prova, causando uma deformação plástica no material, até o fim do seu curso, de forma que chapa entre em contato com os lados da cavidade interna da matriz e atinja um ângulo especificado (ALFAIDI; XIAOXING, 2009). Nas fases iniciais a curvatura da chapa é inferior ao raio do punção, e à medida que o ensaio acontece, esta sofre um aumento até se igualar à curvatura do cutelo (MARCINIAK et al., 2002).

Figura 3.20 - Processo de dobramento guiado em V em chapas metálicas.



(a) Estágio inicial do processo e (b) dobramento em andamento.

Fonte: ABDULLAH et al., 2012.

Huang e Leu (1998) consideram duas fases distintas para o processo de dobramento em V: dobramento e cunhagem. Inicialmente a chapa passa pela etapa de dobramento até que as extremidades do corpo de prova fiquem tangentes aos lados da cavidade da matriz próximo aos locais de suporte. A partir daí, a cunhagem é iniciada, cujo objetivo é remover o estado indefinido de curvatura da chapa, forçando o corpo de prova a se conformar de acordo com a geometria do sistema punção-matriz, aproximando ao máximo o ângulo de flexão do ângulo da matriz. Após o

término do teste o cutelo é removido, deixando o corpo de prova em uma configuração final na qual as tensões residuais estejam equilibradas.

O procedimento no descarregamento é de fundamental importância, visto que afeta diretamente a forma final do material e se torna mais complicado devido ao fenômeno da cunhagem. Em componentes de dobramento precisos, o ângulo de curvatura, após a retirada da carga, depende das variáveis do processo, incluindo parâmetros de tensão, geométricos e a cunhagem, que pode diminuir a quantidade de retorno elástico apresentado pelo material após o ensaio de dobramento (HUANG e LEU, 1998). Por este motivo, o estado de descarregamento após o dobramento em V é de difícil estimativa, deixando de analisar o efeito da cunhagem, baseando-se apenas no dobramento puro (HUANG e LEU, 1998).

O dobramento em V é um dos processos de dobramento mais simples e mais versáteis (INAMDAR et al., 2002), cujo uso tem como vantagem um tempo curto de *set-up* e um projeto de ferramentas simplificado, com uma variedade de tamanhos e formas, podendo empregar diversos ângulos de dobramento e raios de curvatura em um mesmo equipamento. Como desvantagem, pode-se destacar uma confiabilidade menor obtida por meio deste processo conformação (THIPPRAKMASB, 2010).

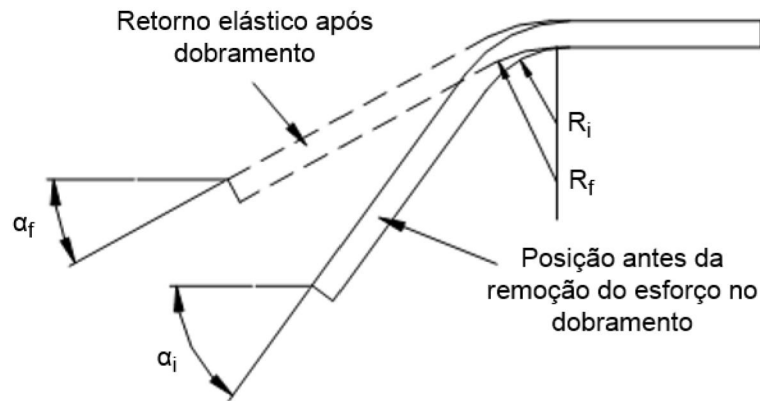
3.3.2 Retorno elástico nas operações de dobramento

Na conformação de chapas metálicas, incluindo o dobramento, ocorre um fenômeno intrínseco ao processo, denominado retorno elástico ou efeito mola (ABDULLAH et al., 2012). Al Azraq et al. (2006) definem o retorno elástico como a diferença entre a geometria da peça durante e após ser submetida a um carregamento, que é causada pela recuperação elástica das tensões devido à deformação além do limite elástico do material (PARSA et al., 2012; YUEN, 1996). O retorno elástico no ensaio de dobramento pode ser medido por meio do desvio da curvatura da chapa, de acordo com a Figura 3.21, na qual são observadas as diferenças entre os ângulos inicial α_i (pretendido na operação) e final α_f e nos raios inicial R_i e final R_f de dobramento.

Ingarao et al. (2009) e Nanu e Brabie (2012) resumem que a ocorrência do retorno elástico é determinada pela distribuição heterogênea das tensões geradas

pelo processo de conformação a frio ao longo da espessura do material, juntamente com seu comportamento elasto-plástico.

Figura 3.21 - Retorno elástico formado após o dobramento.



Fonte: Traduzido de TEKASLAN et al., 2006.

Os fatores que influenciam a recuperação elástica em um material incluem o limite de escoamento, o ângulo de dobramento, a espessura da chapa e o raio de dobramento (INGARAO et al., 2009; AL AZRAQ et al., 2006; TEKASLAN et al., 2006). Para os três primeiros a relação é direta, ou seja, quanto maior a magnitude da tensão limite de escoamento, da espessura da chapa e do ângulo de dobramento, maior será a recuperação elástica apresentada pela peça (DIETER, 1981; BRESCIANI FILHO, 2011).

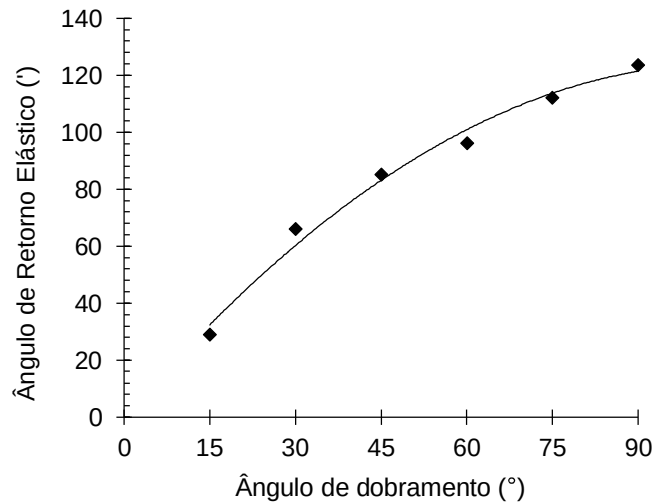
A Figura 3.22 apresenta um exemplo do comportamento do retorno elástico em relação ao ângulo de dobramento em um aço carbono com 0,3% de manganês de espessura 0,5mm, submetido a dobramento com uma força aplicada fixa de 1500N (TEKINER, 2004).

Por outro lado, Dieter (1981) e Bresciani Filho (2011) destacam que o aumento do retorno elástico está relacionado com um menor raio de dobramento. Em relação ainda ao raio de dobramento, de maneira oposta, Tekaslan et al. (2006) afirmam que o retorno elástico varia proporcionalmente com o raio de curvatura, apresentando uma elevação no seu valor com o aumento do raio de dobramento.

A espessura é um parâmetro importante na ocorrência e avaliação do retorno elástico, devido à sua influência na rigidez do dobramento (CHALAL, 2012). A deformação localizada em chapas após uma certa quantidade de deformação homogênea induz uma diminuição na espessura do material. No entanto, dependendo

do caminho de deformação, tais processos não resultam em um afinamento, embora a tensão esteja localizada na região dobrada (MISHRA; THUILLIER, 2014).

Figura 3.22 - Variação do retorno elástico em relação ao ângulo de dobramento de um aço C-Mn.



Fonte: Adaptado e Traduzido de TEKINER, 2004.

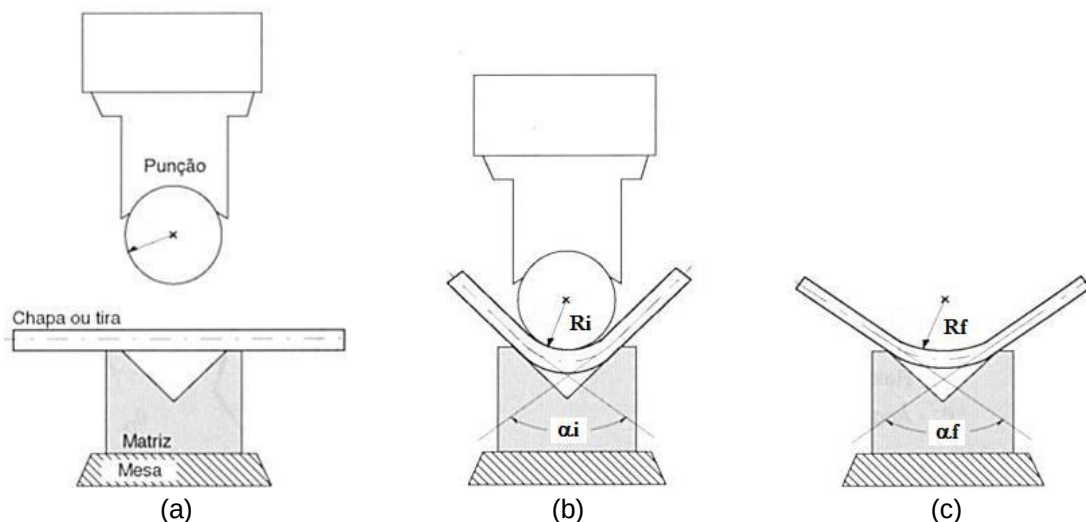
A porção elástica da deformação total, que é recuperada quando a carga é removida, é igual à razão entre a tensão de fluxo antes do descarregamento e o módulo de elasticidade. Assim, o retorno elástico aumenta com a diminuição da rigidez do material (INGARAO et al., 2009; DIETER, 1981). Dieter (1981) acrescenta que a recuperação elástica será maior de acordo com o aumento da deformação plástica e que, além dos fatores citados, o aumento da razão entre as dimensões da chapa também irá ocasionar um retorno elástico de maior magnitude.

Além das variáveis citadas, estudos como o de Wang et al. (2004) relatam a dependência do retorno elástico com o tempo, verificando a variação da recuperação elástica de ligas de alumínio em um período de até quinze meses, após submetidas a processos de dobramento. Wang et al. (2004) concluíram que o percentual do retorno elástico existente nessas ligas devido à influência do tempo atingiu valores de até 18%. Lim et al. (2012) pesquisaram o mesmo efeito em aços avançados de alta resistência, observando que a recuperação elástica dependeu do tempo em todos os AHSS estudados. Wagoner et al. (2013) justificam que o fenômeno se deve às condições que produzem tensões internas elevadas relacionadas à tensão de escoamento que favorecem a dependência do retorno elástico com o período de tempo decorrido.

Dentro deste contexto, durante a operação de dobramento, é importante que o ângulo utilizado seja maior que a angulação final pretendida para a peça conformada, pois a ocorrência da recuperação elástica ocasiona, após a retirada dos esforços aplicados, a variação das dimensões da peça, diminuindo o percentual de deformação (DIETER, 1981; BRESCIANI FILHO, 2011).

Na Figura 3.23 é mostrada a representação esquemática da ocorrência da recuperação elástica em uma chapa na qual pode ser notado que o raio de curvatura após a retirada dos esforços (R_f) é maior que o apresentado durante a aplicação de tensão (R_i).

Figura 3.23 - Representação da recuperação elástica durante o processo conformação de chapas por dobramento.



(a) Chapa sem dobramento, (b) durante o dobramento e (c) após o dobramento

Fonte: GARCIA, 2000.

Outra forma encontrada para a compensar os efeitos do retorno elástico é realizar um dobramento com um raio de curvatura menor que o especificado final para a peça. Assim, com a ocorrência do retorno elástico, o raio de curvatura aumenta atingindo o esperado para a chapa (BRESCIANI FILHO 2011; DIETER 1981). Dieter (1981) ainda considera redistribuir o estado de tensões realizando o “calçamento do punção no fundo da matriz para produzir uma ação de cunhagem”.

No entanto, Hovart (2010) e Chalal et al. (2012) destacam que a quantidade absoluta de retorno elástico pode ser afetada pela tensão residual, residindo nesta observação um agravante para a compensação dos efeitos da recuperação elástica,

devendo-se observar o limite do raio de dobramento mínimo de curvatura que o material suporta antes da fratura.

Carden et al. (2002) e Tekaslan et al. (2006) destacam que em experimentos nos quais os materiais são submetidos à flexão pura, dentre eles o dobramento em V, o retorno elástico é proporcional ao aumento da razão entre o raio de dobramento e a espessura do material. No entanto, em situações nas quais as magnitudes das tensões internas são significativas, Carden et al. (2002) ressaltam que o comportamento na recuperação elástica pode sofrer alterações, devido à influência dessas tensões em outras variáveis do processo.

Além de aplicar um dobramento maior, uma alternativa menos usual é realizar a conformação a temperaturas elevadas, no intuito de minimizar a magnitude da tensão limite de escoamento do material. Em estudos sobre o comportamento de materiais conformados a quente em relação ao retorno elástico, Yanagimoto e Oyamada (2005) observaram que a quantidade de recuperação elástica foi marcadamente reduzida a partir de temperaturas na ordem de 476°C e concluiu que esta redução de recuperação elástica é causada pela recristalização parcial de ferrita para além desta temperatura.

Uma maneira mais atual de prever o retorno elástico é a utilização dos programas de análise por elementos finitos que, baseados em informações das propriedades mecânicas dos materiais, podem auxiliar no projeto do sistema de estampagem antes da operação. De maneira geral, os resultados desse tipo de simulação se mostram de acordo com os dados obtidos experimentalmente (TOROS et al., 2012).

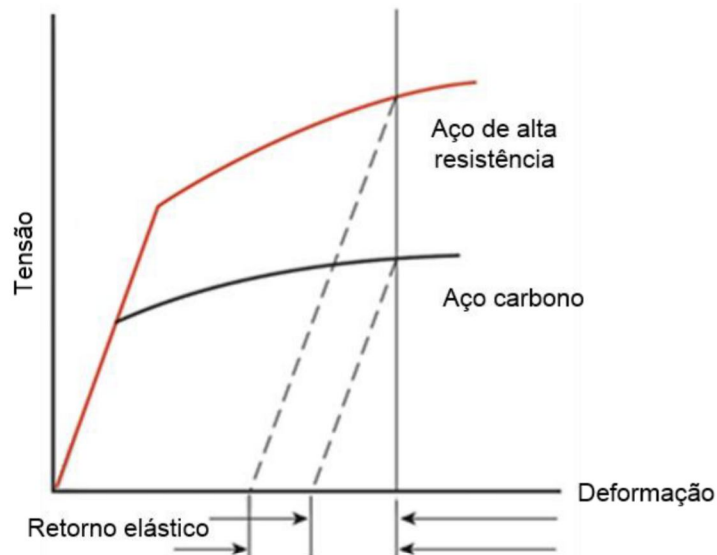
Quanto ao comportamento dos aços avançados de alta resistência, classe à qual pertencem os aços bifásicos, em relação ao retorno elástico, observa-se que estes exibem magnitudes superiores, para o mesmo grau de deformação total, quando comparados aos aços convencionais (CHALAL et al., 2012; CHONGTHAIRUNGRUANG et al., 2012; HOVART, 2010).

A Figura 3.24 estabelece uma comparação deste comportamento entre um aço AHSS e um aço carbono. Observa-se que, mediante uma mesma deformação, após a remoção do esforço, a recuperação elástica do aço de alta resistência possui magnitude superior à do aço carbono convencional (TAMARELLI, 2011).

Tamarelli (2011) e Al Azraq et al. (2006) explicam que este comportamento se deve à elevada resistência mecânica apresentada pelos aços de alta resistência,

requerendo para estes uma tensão muito superior para causar a mesma deformação. As chapas de aços avançados de alta resistência, devido às tensões residuais, imediatamente após o processo de estampagem, sofrem uma distorção que afeta sua precisão dimensional.

Figura 3.24 - Curva tensão deformação ilustrando o retorno elástico em aços de alta resistência.

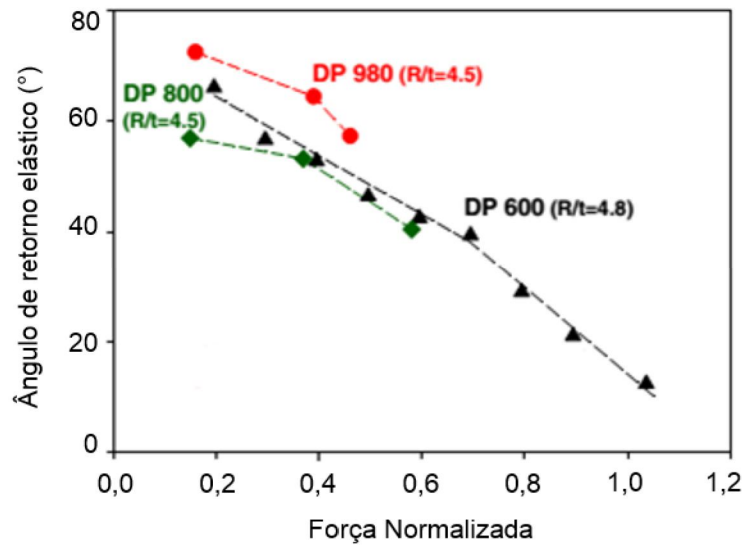


Fonte: Traduzido de TAMARELLI, 2011.

A Figura 3.25 exhibe o fenômeno do retorno elástico em aços bifásicos em operações de dobramento realizadas por Lim et al. (2012). Relacionando a variação do ângulo com a força normalizada (razão entre a força aplicada e o limite de escoamento de cada material), os autores observaram que o maior retorno elástico se deu no aço da classe de resistência de 980MPa. O estudo destaca que o retorno elástico apresentado pelo aço DP 600 mostrou-se superior ao exibido pelo aço DP 800, devido à sua menor espessura, conforme razão entre o raio de dobramento e a espessura (R/t), mostrada no gráfico.

Gorni (2010) pontua que a solução para esta questão envolve desvincular a aplicação destes materiais das características do processo ao qual são submetidas, trabalhando em temperaturas elevadas, por exemplo. No âmbito estrutural, utilizando a estampagem a quente, são ativados planos cristalográficos de escorregamento de discordâncias no material, facilitando sua movimentação. Com uma maior mobilidade das discordâncias, é observado, na prática, um aumento na ductilidade do material. Após a estampagem, o material seria submetido ao processo de têmpera, para garantir uma elevada resistência mecânica.

Figura 3.25 - Retorno elástico em aços bifásicos de diferentes classes de resistência.



Fonte: Adaptado e Traduzido de LIM et al., 2012.

Tekaslan et al. (2006) relatam que a recuperação elástica tem uma importância fundamental na indústria de chapas e destaca que estudos têm sido realizados para estimar a quantidade de retorno elástico nos processos de conformação de chapas metálicas. Assim, é de extrema relevância a previsão do comportamento do material, no que se refere ao retorno elástico, nas etapas de concepção e projeto das peças no intuito de proporcionar um controle do processo com mais confiabilidade, evitando problemas de qualidade do produto, como rupturas e enrugamentos, e dificuldade na montagem do material (WAGONER et al., 2012; YANG et al. 2011; TEKASLAN et al., 2006). De maneira geral, para reduzir o retorno elástico de um material deve-se ajustar os parâmetros do processo e rever os parâmetros geométricos da operação de dobramento (YANG, 2011; SOUZA; HOLFE, 2013).

3.4 Coeficientes de Anisotropia

As propriedades mecânicas de um material submetido ao processo de estampagem, assim como para outros tipos de conformação mecânica como laminação e forjamento, são sensíveis à variação da direção na qual o corpo de prova é extraído (SOUZA, 1982).

Na conformação de chapas, os grãos são orientados na direção de maior deformação, ocorre o escorregamento dos cristais e, conseqüentemente, o alongamento do material com uma orientação preferencial, gerando uma textura

cristalográfica (anisotropia). Os agregados com formação de texturas comportam-se de maneiras distintas de acordo com as diferentes direções do material, o que caracteriza a natureza anisotrópica do metal (BRESCIANI FILHO, 2011).

Bresciani Filho (2011) destaca que este comportamento, nas operações de estampagem, pode tanto ter um efeito prejudicial, com a formação de orelhamento e afinamento da região lateral, quanto resultar em um aumento da resistência da chapa, reduzindo a possibilidade de uma eventual ruptura.

A anisotropia em chapas origina-se a partir de tensões internas, linhas de segregação e textura cristalográfica, podendo ser no plano da chapa, denominada anisotropia planar, ou na direção da espessura da chapa, apontada como anisotropia normal (OLIVEIRA, 2010).

O cálculo do índice ou parâmetro de anisotropia (r) auxilia na avaliação da anisotropia em chapas deformadas plasticamente, possibilitando a previsão de parâmetros relativos ao estudo da estampabilidade dos materiais. A partir do valor de r , podem ser calculados os valores dos coeficientes de anisotropia normal médio ($\bar{r}$) e de anisotropia planar (ΔR) (ASTM E517, 2000).

O parâmetro r pode ser definido como a razão entre a deformação verdadeira que ocorre na direção da largura (ε_w), perpendicular à direção da tensão aplicada, e a deformação verdadeira na direção da espessura (ε_t), cujo cálculo é exibido nas Equações (3.1 a 3.3). A Figura 3.26 indica esquematicamente as deformações em um corpo de prova utilizadas para determinar os coeficientes de anisotropia na chapa.

$$\varepsilon_w = \ln \frac{w_f}{w_0} \quad (3.1)$$

$$\varepsilon_t = \ln \frac{t_f}{t_0} \quad (3.2)$$

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (3.3)$$

Onde:

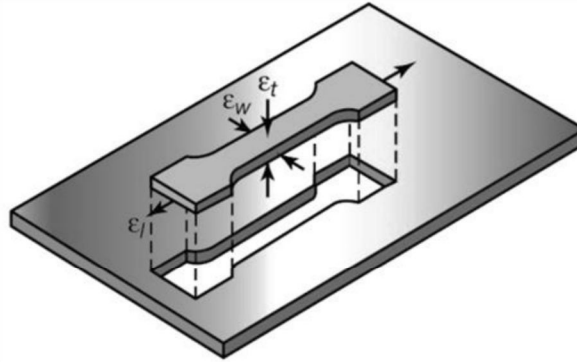
w_f - largura final

w_0 - largura inicial

t_f - espessura final

t_0 - espessura inicial

Figura 3.26 - Indicação das deformações em um corpo de prova para cálculo de r .



Fonte: BYU MECHANICAL ENGINEERING, 2014.

No entanto, a medida da variação da espessura não é suficientemente precisa para a realização da análise, utilizando-se assim uma relação equivalente, baseada na medida da deformação no comprimento (ϵ_l) e na largura (ϵ_w), conforme exposto na Equação (3.4), a partir da qual deduz-se a Equação (3.5).

$$\epsilon_t = \ln \left(\frac{l_0 \cdot w_0}{l_f \cdot w_f} \right) \quad (3.4)$$

$$r = \frac{\ln \left(\frac{w_0}{w_f} \right)}{\ln \left(\frac{l_f \cdot w_f}{l_0 \cdot w_0} \right)} \quad (3.5)$$

Onde:

l_0 - comprimento inicial

l_f - comprimento final

A partir do ensaio de tração de corpos de prova retirados das chapas com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação (Figura 3.27), são calculados os valores de r , de acordo com a Equação (3.5), para cada direção, e pode-se analisar o grau de anisotropia da chapa.

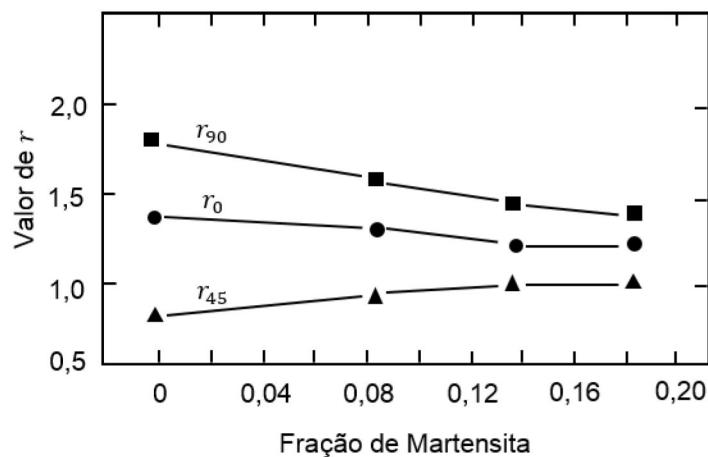
A Figura 3.28 exemplifica valores de r de um aço bifásico 0,07%C-1,0%Si-0,4%Mn com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação em função da fração de martensita presente na microestrutura (SAKAKI et al., 1990). Verifica-se que, para o aço em estudo, a anisotropia tendeu a diminuir com a elevação da proporção de martensita para os ângulos de 0° e 90° e aumentar para 45°.

Figura 3.27 - Representação esquemática da retirada de corpos de prova de tração para cálculo dos coeficientes de anisotropia.



Fonte: Adaptado de DIETER, 1984.

Figura 3.28 - Variação dos valores de r em função da fração de martensita em um aço bifásico.



Fonte: Adaptado e Traduzido de SAKAKI et al., 1990.

De acordo com Bresciani Filho (2011), se os valores de r para as três direções forem iguais entre si e a unidade ($r_0 = r_{45} = r_{90} = 1$), o material apresenta isotropia total, ou seja, os grãos são orientados ao acaso e o material não possui textura cristalográfica. Se os valores de r forem iguais entre si porém diferentes da unidade

($r_0 = r_{45} = r_{90} \neq 1$) o material apresenta isotropia planar e anisotropia normal pura. Para a terceira condição, na qual os valores de r são diferentes entre si e da unidade ($r_0 \neq r_{45} \neq r_{90} \neq 1$), o material apresenta anisotropia planar e normal. Os coeficientes de anisotropia normal médio e planar são obtidos por meio das Equações (3.6) e (3.7), respectivamente.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (3.6)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (3.7)$$

Valores de $\bar{r}$ elevados refletem a capacidade do material de resistir à redução da espessura, tornando-o adequado para suportar esforços biaxiais de tração, exigindo menor esforço nos processos de estampagem (FERREIRA, 2005).

Segundo Oliveira (2010) e Lajarin (2012), o coeficiente de anisotropia planar indica a sensibilidade à mudança da direção na qual o ensaio é realizado e a tendência à formação de orelhamento, sendo seu aparecimento mais propício a 0° e 90° com valores positivos e a 45° com valores negativos.

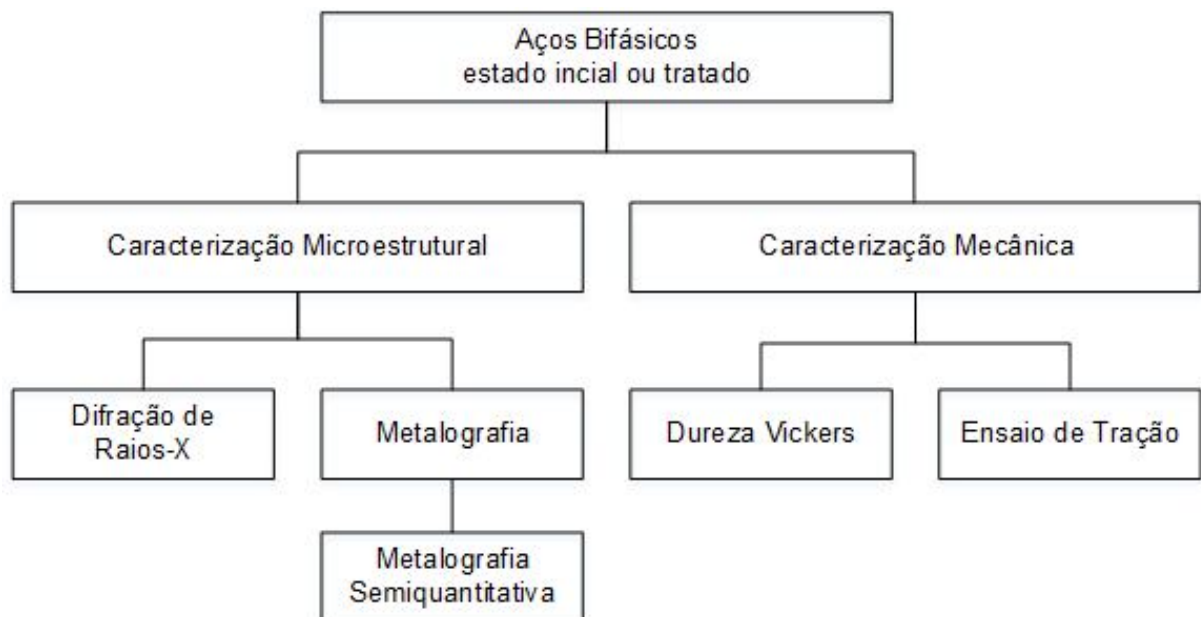
Bresciani Filho (2011) conclui que, para um melhor desempenho na estampagem, é interessante que o material apresente valores elevados de anisotropia normal média e valores baixos de anisotropia planar.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Características Gerais do Trabalho Desenvolvido

O trabalho de pesquisa envolveu a análise das microestruturas, das propriedades mecânicas e do comportamento relativo à estampagem, esse último por meio da avaliação da anisotropia e do desempenho no dobramento, de aços bifásicos nos estados iniciais de fornecimento e tratados termicamente. O processamento térmico foi realizado basicamente com aquecimento na região intercrítica, em temperaturas distintas, seguido de resfriamento brusco, no intuito de observar a influência da alteração da temperatura nas características mencionadas. Nos fluxogramas das Figuras 4.1 e 4.2 é exibida uma síntese das etapas do procedimento experimental elaborado, contemplando os ensaios propostos.

Figura 4.1 - Fluxograma das etapas de caracterização mecânica e microestrutural dos materiais nos estados iniciais e após tratamentos térmicos com aquecimento intercrítico.



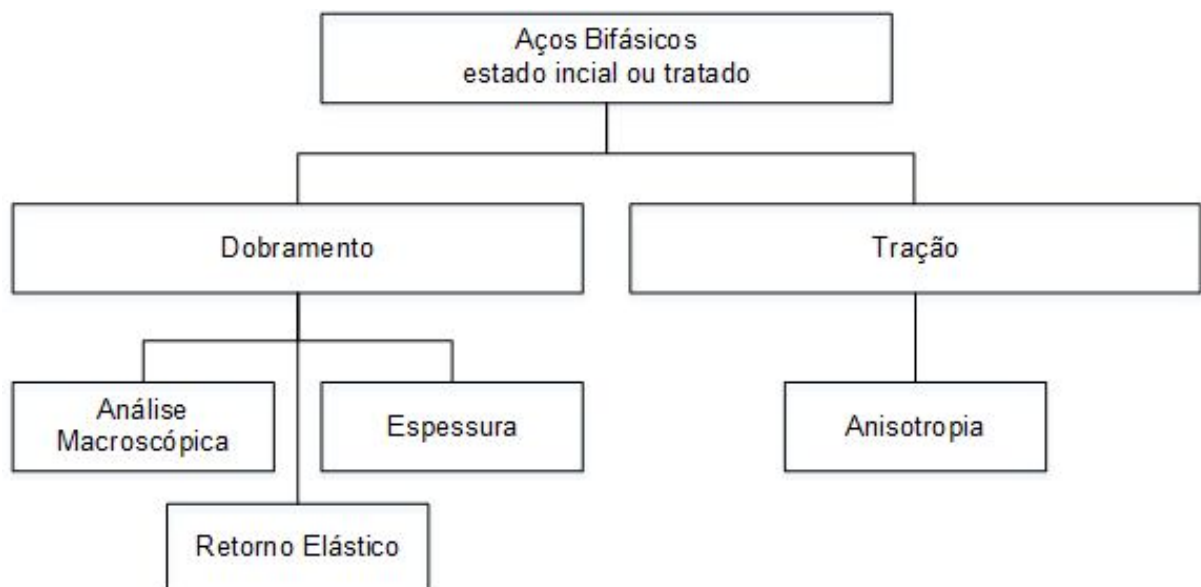
Fonte: Produzido pelo autor.

Inicialmente foi conduzida a caracterização no estado inicial das ligas metálicas, envolvendo a avaliação microestrutural, utilizando técnicas de metalografia seguidas da análise semiquantitativa dos constituintes e difração de raios X. As propriedades mecânicas dos materiais, como recebidos, foram obtidas por meio de ensaios de

dureza Vickers e de tração uniaxial, nas direções longitudinal e transversal em relação à de laminação original das chapas metálicas.

Na etapa seguinte, foram realizados tratamentos térmicos de normalização seguidos de aquecimento em banho de sal em três temperaturas intercríticas distintas e resfriamento em água. As peças submetidas ao processamento térmico, assim como os materiais no estado inicial, tiveram suas propriedades mecânicas e características microestruturais avaliadas, observando as fases e os constituintes desenvolvidos.

Figura 4.2 - Fluxograma das etapas associadas à análise do comportamento relativo à estampagem dos materiais nos estados iniciais e após tratamentos térmicos.



Fonte: Produzido pelo autor.

A análise dos aspectos relativos à estampabilidade dos aços bifásicos foi conduzida com a realização de ensaios de dobramento subsequentes aos tratamentos térmicos e nos materiais como adquiridos, com corpos de prova confeccionados nas direções longitudinal e transversal ao de laminação. Após os testes, foram realizadas a avaliação macroscópica das amostras, a análise do retorno elástico e de alterações da espessura na região de dobramento.

Outra propriedade relativa à estampabilidade dos materiais, a anisotropia, foi avaliada a partir da determinação de seus coeficientes mediante ensaios de tração uniaxiais, com um percentual de deformação definido e ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação.

4.2 Materiais

Como objeto de pesquisa foram empregadas chapas de aços bifásicos (*dual phase*) DP 800 e DP 1000, laminadas a frio, de espessura 1,80mm e 2,0mm, respectivamente. As composições químicas, exibidas nas Tabelas 4.1 e 4.2, são resultado da análise por espectrometria de emissão óptica, realizada em um equipamento Shimadzu Modelo Foundry Master Xpert.

Tabela 4.1 - Composição química (% em peso) do aço DP 800.

Elemento	Teor (%)	Elemento	Teor (%)	Elemento	Teor (%)
Fe	97,5%	Mo	0,14%	Al	0,0418%
C	0,117%	V	0,0012%	P	0,0137%
Mn	1,92%	Ni	0,0037%	Nb	0,0107%
Si	0,0269%	Ti	0,0002%	Cu	0,0138%
Cr	0,0158%	B	<0,0004%	W	0,01%

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 4.2 - Composição química (% em peso) do aço DP 1000.

Elemento	Teor (%)	Elemento	Teor (%)	Elemento	Teor (%)
Fe	97,4%	Mo	0,001%	Al	0,0529%
C	0,121%	V	0,0065%	P	0,0108%
Mn	1,58%	Ni	0,0306%	Nb	0,0138%
Si	0,499%	Ti	0,0022%	Cu	0,009%
Cr	0,0207%	B	<0,0004%	W	0,01%

Fonte: Produzido pelo autor.

Os aços bifásicos recebem sua denominação de acordo com o limite de resistência à tração apresentado: DP 800 para o aço da classe de resistência de 800MPa e DP 1000 para o aço da classe de resistência de 1000MPa. Uma vez que os materiais após os processamentos térmicos não exibem as propriedades mecânicas requeridas para a nomenclatura, no intuito de facilitar a identificação das condições estudadas, no presente trabalho estes receberam a denominação de Aço A e Aço B, sendo o primeiro originalmente o aço DP 800 e o segundo originalmente o aço DP 1000.

4.3 Tratamentos Térmicos

Tratamentos térmicos de normalização seguidos de aquecimento intercrítico com resfriamento brusco, esses últimos usualmente denominados recozimentos intercríticos (ASM HANDBOOK, 2004; KRAUS, 2005), foram conduzidos nos aços investigados. Os tratamentos foram realizados em banho de sal, em um forno Metaltemper, com resfriamento em água, considerando temperaturas de aquecimento diversas dentro do campo intercrítico (ferrita-austenita) do diagrama de equilíbrio Fe₃-C. Ressalta-se que o tratamento em banho foi escolhido após a realização de diversos testes preliminares, por propiciar maior homogeneidade da microestrutura e, conseqüentemente, das propriedades, dos aços após os processamentos térmicos, independente da geometria e das dimensões dos corpos de prova utilizados no trabalho.

Dessa forma, primeiramente foram calculadas as temperaturas de transformação de fases, baseando-se nos estudos apresentados por autores que se fundamentaram no efeito do teor dos elementos de liga, em especial o carbono e o manganês, nas linhas de transformação (A_1 e A_3) no diagrama de equilíbrio Fe-C e na quantidade de fases presentes após o resfriamento (HUSEIN et al., 2010 apud TASCA; MACHADO et al. 2012; KRAUSS, 1980 apud MALEQUE et al., 2004; KUNITAQUE, 1964 apud MOVAHED et al. 2009). As Equações 4.1 e 4.2 se referem aos estudos de Maleque et al. (2004) e Ghaheri et al. (2014) para o cálculo das linhas de início e fim de transformação de fases do campo intercrítico.

$$A_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (4.1)$$

$$A_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2 Ni + 44,7Si + 104 V + 31,5Mo + 13,1W \quad (4.2)$$

Procedendo-se aos cálculos das equações, utilizando os teores de elementos de liga informados nas tabelas 4.1 e 4.2, obtiveram-se os valores para as temperaturas de transformação A_1 e A_3 para cada material, conforme Tabela 4.3. Como forma de corroborar os dados obtidos, indicando que as temperaturas intercríticas escolhidas estivessem dentro do campo de coexistência das fases ferrita e austenita para cada material estudado, foram realizados também os cálculos das temperaturas de início e

fim da transformação baseados nos estudos de Movahed et al. (2009), por meio das Equações 4.3 e 4.4, cujos resultados são mostrados na Tabela 4.4.

Tabela 4.3 - Temperaturas de início e fim da transformação austenítica para os materiais estudados determinadas por meio das equações 4.1 e 4.2.

Temperatura (°C)	Material	
	DP 800	DP 1000
A_1	703°C	720°C
A_3	846°C	862°C

Fonte: Produzido pelo autor.

$$A_1 = 751 - 16,3C - 27,5Mn - 5,5Cu - 5,9Ni + 34,19Si + 12,7Cr + 3,4Mo \quad (4.3)$$

$$A_3 = 881 - 206C - 15Mn - 26,5Cu - 20,1Ni + 0,7Cr + 53,1Si + 41,7V \quad (4.4)$$

Tabela 4.4 - Temperaturas de início e fim da transformação austenítica para os materiais estudados determinadas por meio das equações 4.3 e 4.4.

Temperatura (°C)	Material	
	DP 800	DP 1000
A_1	697°C	722°C
A_3	829°C	858°C

Fonte: Produzido pelo autor.

Após o cálculo e determinação das temperaturas de início e fim da região intercrítica, foram escolhidas a temperatura de normalização, para remover os efeitos dos processos realizados anteriormente, e três temperaturas distintas para a realização de tratamento térmico com aquecimento no campo bifásico e resfriamento brusco. A Tabela 4.5 mostra as temperaturas estipuladas, idênticas para os dois aços bifásicos estudados.

Tabela 4.5 - Parâmetros de processamento térmico aplicados aos aços bifásicos.

Tratamento térmico	Temperaturas	Tempo de encharque	Meio de resfriamento
Normalização	900°C	60min	ar
Aquecimento no campo intercrítico com resfriamento brusco	730°C	60min	água
	770°C		
	810°C		

Fonte: Produzido pelo autor.

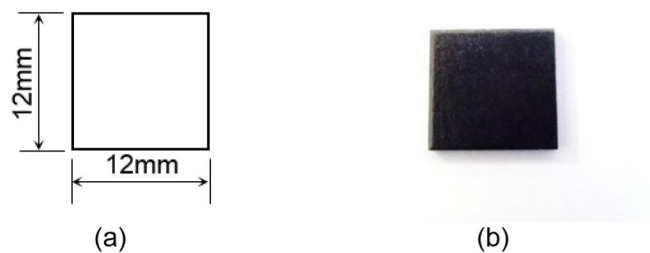
A determinação das temperaturas foi realizada de acordo com a faixa de temperatura dos banhos de sal disponíveis. Foram utilizados os sais Tecfar® TEC430 para as operações com aquecimento intercrítico a 730°C e 770°C e Tecfar® TEC750 para a temperatura de 810°C.

4.4 Corpos de Prova

Foram empregados cinco tipos de corpos de prova ou amostras para a realização do trabalho, cuja geometria e dimensões variaram de acordo com a sequência de experimentos a serem conduzidos.

Inicialmente, foram preparados corpos de prova para análise metalográfica, difração de raios X e testes de dureza. Nesse caso, foram empregadas amostras com aproximadamente 12mmx12mm, retiradas das chapas dos dois materiais estudados no estado inicial, demonstradas na Figura 4.3. Foram utilizadas 2 amostras para a análise metalográfica e testes de dureza e outras 2 amostras para a difração de raios X, para cada material.

Figura 4.3 - Amostras para caracterização microestrutural, difração de raios X e ensaios de dureza Vickers.



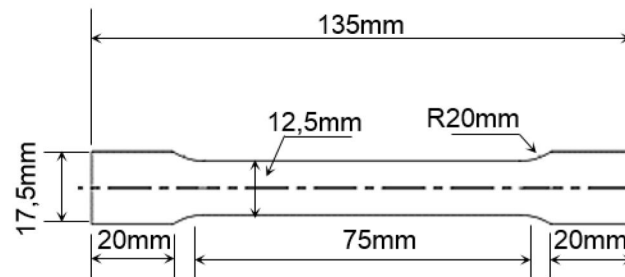
(a) Representação esquemática e (b) Imagem.

Fonte: Produzido pelo autor.

O segundo tipo de corpo de prova, preparado para os ensaios de tração dos aços no estado como adquiridos, foi confeccionado de acordo com a norma NBR 6152-1 (2002), conforme a Figura 4.4. Foi utilizado um equipamento de usinagem por eletroerosão a fio (fio de latão de 0,25 mm) Charmilles Modelo Robofil 240. Uma vez que foram conduzidos testes para caracterização das propriedades mecânicas nas direções longitudinal (0°) e transversal (90°) à original de laminação e que foram empregadas réplicas para cada condição, foram confeccionados 4 corpos de prova para cada aço. Em adição a essas peças, para a determinação dos coeficientes de

anisotropia, foram preparados ainda corpos de prova com ângulos de 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação das chapas, também com réplicas, sendo aplicadas, neste caso, 6 amostras para cada material. Dessa forma, para cada um dos aços no estado inicial, foram confeccionados 10 corpos de prova de tração.

Figura 4.4 - Corpo de prova submetido a ensaio de tração.



(a)



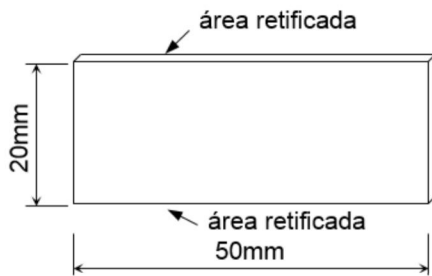
(b)

(a) Representação esquemática e (b) Imagem

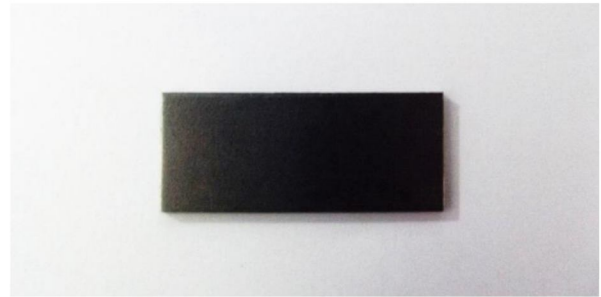
Fonte: Produzido pelo autor.

O terceiro tipo de corpo de prova consistiu em amostras para ensaios de dobramento, preparados de acordo com a norma ASTM E290 (2009), por meio de corte das chapas em uma guilhotina Newton Modelo TM 10, seguido de retificação nas áreas laterais de maior dimensão (superior e inferior), em uma retificadora Zocca Modelo RPV 650, conforme indicado na Figura 4.5. Com o objetivo de avaliar a influência da direção de laminação dos aços investigados no estado como recebidos, foram confeccionados corpos de prova nas direções longitudinal (0°) e transversal (90°), similarmente ao que foi realizado para os ensaios de tração. Considerando as duas direções em relação à de laminação, as condições de dobramento investigadas (três ângulos e cinco raios dos cutelos) e o emprego de 3 réplicas para cada condição, nesta fase foram confeccionados 90 corpos de prova para cada material.

Figura 4.5 - Corpo de prova empregado nos experimentos de dobramento.



(a)



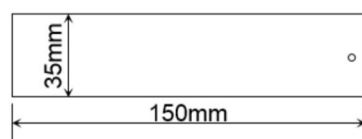
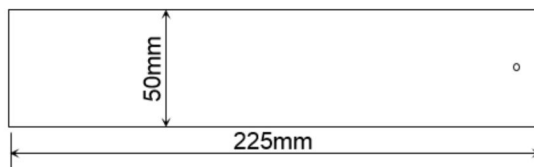
(b)

(a) Representação esquemática e (b) Imagem

Fonte: Produzido pelo autor.

Os demais tipos de corpos de prova, submetidos aos tratamentos térmicos, foram preparados em uma guilhotina Newton Modelo TM10 nas dimensões de 225mm x 50mm e 150mm x 35mm, para posterior confecção das amostras para análise metalográfica, difração de raios X, ensaios de dureza, ensaios de tração e dobramento (Figura 4.6). Com o objetivo de facilitar o manuseio durante a operação, possibilitando a imersão e a retirada das peças no forno de banho de sal, foram efetuados furos passantes na extremidade dos corpos de prova.

Figura 4.6 - Amostras para os tratamentos térmicos para confecção dos corpos de prova.



(a)



(b)

(a) Representação esquemática e (b) Imagem.

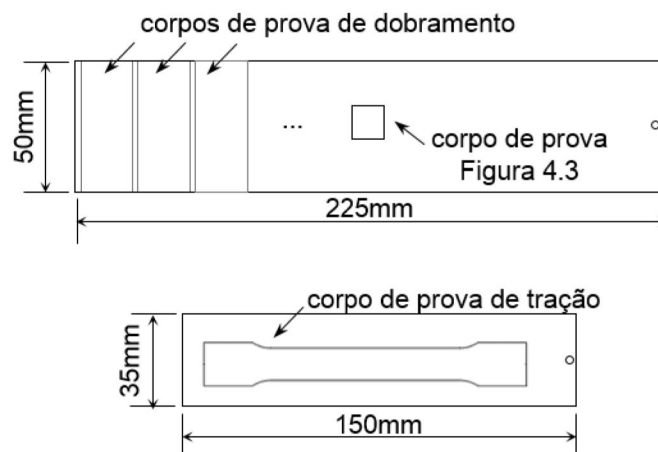
Fonte: Produzido pelo autor.

Na Figura 4.7 é mostrada uma representação esquemática da maneira como os corpos de prova foram extraídos das amostras submetidas aos tratamentos térmicos. Observa-se que a peça de maior dimensão forneceu amostras para análise metalográfica, difração de raios X, ensaios de dureza e dobramento. Nesse caso, similarmente aos materiais no estado inicial, foram retirados corpos de prova para o tratamento térmico com ângulos de 0° e 90° em relação à direção original de

laminação. De forma a contemplar todas as condições de dobramento, novamente considerando três ângulos, cinco raios, as réplicas e as duas direções, além das três temperaturas intercríticas, foram confeccionadas 30 peças desse tipo para cada aço estudado, levando a 270 corpos de prova de dobramento e 12 amostras para análise metalográfica, difração de raios X e ensaios de dureza, também para cada material.

A peça de menor dimensão foi confeccionada para a obtenção posterior dos corpos de prova de tração, envolvendo tanto aqueles para determinação das propriedades mecânicas, com ângulos de 0° e 90° em relação à direção de laminação, como aqueles destinados à análise da anisotropia, com ângulos de 0° , 45° e 90° . Para essa situação foram preparadas 30 peças de cada aço, levando a 12 corpos de prova para a análise das propriedades mecânicas e 18 para a avaliação da anisotropia.

Figura 4.7 - Representação esquemática da retirada de corpos de prova de dobramento e tração.



Fonte: Produzido pelo autor.

4.5 Caracterização Microestrutural

Para a caracterização microestrutural dos materiais nos estados como recebido e nas distintas condições de tratamentos térmicos aplicadas foram empregados ensaios metalográficos, utilizando microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), e difração de raios X.

Para a análise por MO e MEV, conduzida em um microscópio Fortel com sistema de aquisição de imagens Kontrol Modelo M713 e em um microscópio Shimadzu Modelo SSX-550 Superscan, as amostras foram preparadas de acordo com procedimento convencional, envolvendo seccionamento, embutimento a frio com

resina acrílica, lixamento em lixas de granulometrias #240, # 320, #400, #600 e #1000 e polimento com pasta de diamante de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Posteriormente, as amostras foram submetidas a ataque químico com os reagentes Nital 3% e Le Pera modificado (VANDER VOORT, 1999), cujas composições são exibidas na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 - Reagentes químicos utilizados para caracterização microestrutural dos aços bifásicos.

Reagente	Composição	Solução
Nital	ácido nítrico - 3%	alcoólica
Le Pera	metabissulfito de potássio – 1%	aquosa
	ácido pícrico - 4%	alcoólica

Fonte: Produzido pelo autor.

A análise por difração de raios X, empregada para possibilitar a identificação e, eventualmente, a quantificação da presença de austenita retida nos aços bifásicos, foi realizada em um difratômetro Marca Shimadzu Modelo XRD-7000 com alvo metálico de cobre, utilizando ângulo de varredura de 30° a 100° e passo de 0,02s⁻¹. Destaca-se que, para esta análise, a preparação das amostras consistiu em seccionamento, lixamento com granulometrias #240, # 320, #400, #600 e #1000 e decapagem em ácido clorídrico, esse último procedimento para remover os efeitos da etapa de lixamento, que poderiam ocasionar a transformação da austenita retida em martensita.

4.5.1 Análise semiquantitativa dos constituintes

Os ataques químicos foram realizados com dois reagentes distintos no intuito de possibilitar uma análise quantitativa dos constituintes no material. O ataque realizado com reagente químico Nital resulta em uma microestrutura na qual o constituinte ferrita é destacado na cor branca, em contraste com a martensita (na verdade constituinte MA – martensita e austenita retida) e a bainita, que ficam com coloração escura (ABDALA et al., 2008).

Para a medição da fração do constituinte MA foi conduzido o ataque químico com reativo Le Pera que, por sua vez, destaca em cor branca o constituinte citado, enquanto que a ferrita e a bainita se apresentam escuras (MURARI, 2009; ABDALA et al., 2008; ASM HANDBOOK, 2004).

Diante das imagens obtidas com os dois reagentes químicos, pode-se calcular, em termos percentuais, a fração que corresponde a cada tipo de constituinte por

metalografia semiquantitativa, utilizando o método de contagem por pontos (PADILHA; AMBROSIO FILHO, 2004, ASTM E562, 2011). Este método é baseado na disposição de uma rede sobre a microestrutura do material e é dado por meio do cálculo demonstrado na Equação (4.5), a partir da observação de diferentes regiões da amostra.

$$P_p = \frac{P_i}{P_t} \quad (4.5)$$

Onde:

P_p - fração de pontos (fração volumétrica)

P_i - número de pontos incidentes no objeto de interesse

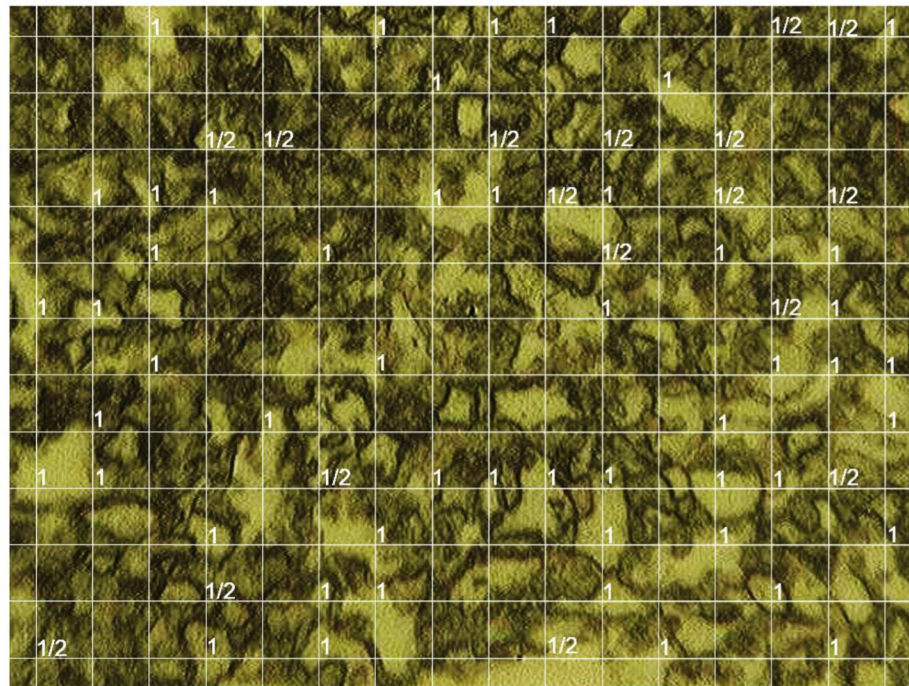
P_t - número total de pontos da grade

A técnica determina que os pontos que incidirem sobre o objeto de interesse devem equivaler a 1, enquanto aqueles que estiverem visualmente sobre um contorno devem ser considerados como 1/2. Outra recomendação, segundo Vander Voort (1999), é a utilização de uma rede com a qual não ocorra a incidência de mais de um ponto no objeto de interesse, além de que o espaço entre as linhas da rede seja similar ao espaçamento entre os objetos de interesse.

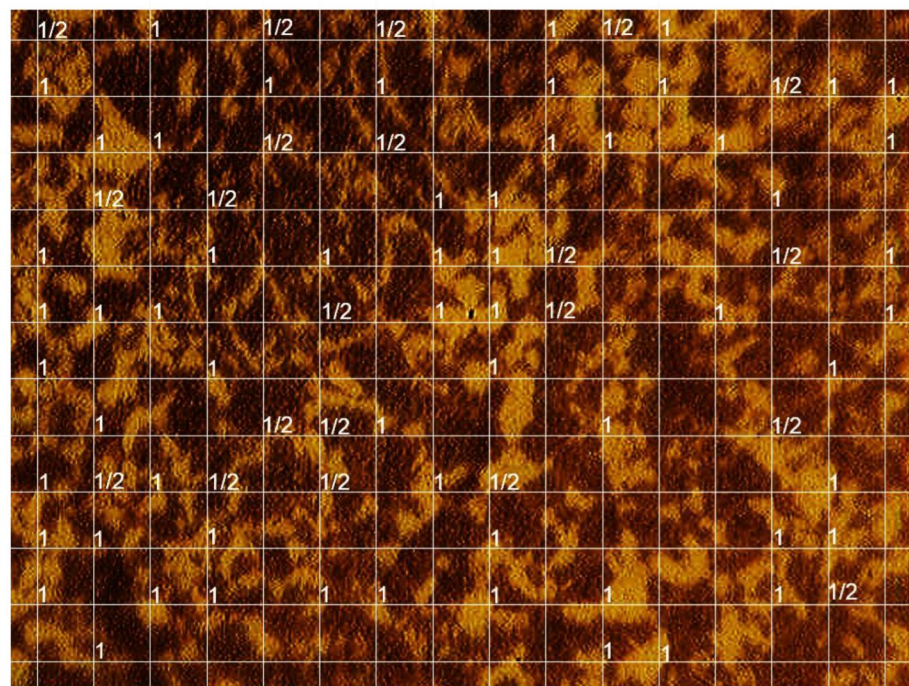
Especificamente para a análise da estrutura dos aços bifásicos em estudo foi estipulada uma rede com 192 nós, sobreposta sobre micrografias (imagens) de 15 regiões distintas em cada amostra (para cada ataque químico utilizado), obtidas por meio de microscopia óptica, com ampliação de 800X (conforme exemplo da Figura 4.8). Na amostra com micrografia revelada com o reagente Nital, foi realizada a contagem dos pontos da rede que incidiram sobre o constituinte ferrita, em relação à amostra cuja microestrutura foi submetida ao ataque químico com o reagente Le Pera, a contagem foi do constituinte MA (martensita + austenita retida).

Após a realização do procedimento de contagem dos pontos para as 15 regiões, com cada reagente químico, foi calculada a fração média dos dois constituintes. A fração volumétrica dos eventuais constituintes adicionais, como bainita, perlita e carbonetos, foi determinada a partir da diferença entre 100% e o somatório das frações de ferrita e MA (martensita + austenita retida), conforme o procedimento apresentado por Murari (2009).

Figura 4.8 - Representação da rede de pontos disposta sobre a micrografia (exemplo) de um dos aços bifásicos investigados no trabalho.



(a)



(b)

(a) Ataque Nital - quantificação da ferrita e (b) Ataque LePera -quantificação do constituinte MA.

Fonte: Produzido pelo autor.

4.6 Caracterização Mecânica

4.6.1 Ensaio de dureza

A dureza dos materiais foi determinada por meio da utilização de um microdurômetro Shimadzu Modelo HMV 2T. Foram empregadas duas amostras, as mesmas utilizadas para os ensaios metalográficos, sendo realizados 10 testes em cada, com carga de 1kgf e tempo de aplicação de 15s, de forma a avaliar de maneira geral a estrutura. Ressalta-se que, apesar de tratar-se de um equipamento de microdureza, a carga escolhida foi tal que os ensaios foram realizados em porções significativas do material, envolvendo tanto a matriz ferrítica quanto as ilhas de martensita, podendo assim, os resultados serem considerados representativos aos de macrodureza.

4.6.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma NBR 6152-1:2002, em uma máquina universal de ensaios Instron Modelo 5582, com sistema de controle e aquisição de dados BlueHill 2, empregando ainda um extensômetro Instron Modelo 2630-100, com base de medida de 25mm. A velocidade de movimentação do travessão móvel do equipamento foi de 4,5mm/min, levando a uma taxa de deformação inicial de $0,001s^{-1}$.

A princípio, foram conduzidos ensaios nas orientações de 0° e 90° em relação à direção de laminação original em 2 corpos de prova para cada condição, no material como recebido e nas três condições distintas de tratamentos térmicos. A partir dos dados obtidos, foram geradas as curvas tensão *versus* deformação de engenharia, até o início da estricção, para a determinação das propriedades, como resistência mecânica e ductilidade (limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento uniforme percentual). Em seguida, foram elaboradas curvas tensão *versus* deformação reais, utilizando as Equações 4.6 e 4.7 (DIETER, 1981), novamente até o início da estricção.

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (4.6)$$

$$\sigma = T(e + 1) \quad (4.7)$$

Onde:

ε - deformação real

e - deformação convencional

σ - tensão real

T - tensão convencional

Essas curvas possibilitaram, por sua vez, a determinação do expoente de encruamento (n), um dos parâmetros que compõem a equação de Hollomon (Equação 4.8), modelo empregado para descrever o comportamento mecânico dos materiais metálicos.

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (4.8)$$

Onde:

k - coeficiente de resistência

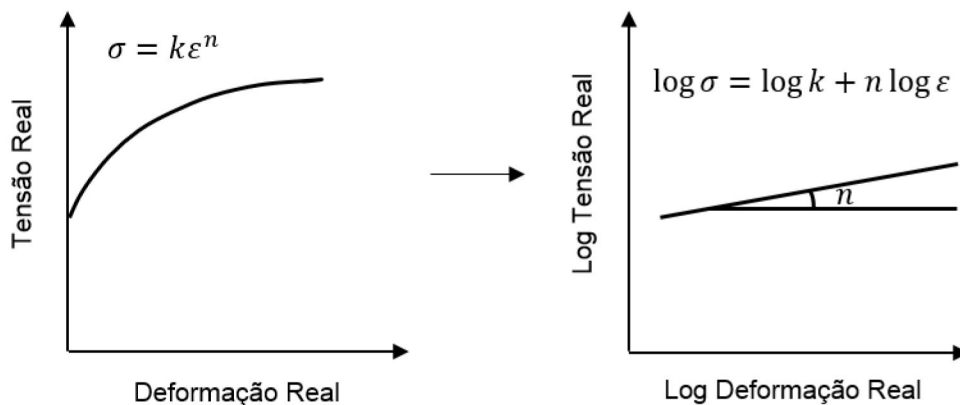
O valor de n é um excelente indicador do encruamento do material, dado que, quanto maior for o seu valor, maior será a taxa de encruamento, ou seja, maior será a sensibilidade da tensão de acordo com a deformação. Segundo Mazaheri et al. (2014b), magnitudes elevadas de expoente de encruamento são interessantes em processos de fabricação que envolvem deformação plástica, tornando assim, o estudo do coeficiente de encruamento de significativa relevância em aços para a estampagem.

A determinação do expoente de encruamento pode ser realizada de diferentes formas. Uma primeira abordagem envolve a linearização da curva tensão *versus* deformação reais, considerando o intervalo entre o início do escoamento plástico e a carga máxima no ensaio de tração (DIETER, 1981). O valor de n é dado pelo coeficiente angular da reta obtida a partir de $\log \sigma$ *versus* $\log \varepsilon$, conforme a Figura 4.9.

Os aços bifásicos possuem uma particularidade, inerente aos aços avançados de alta resistência, que é a possibilidade de observação de mais de uma inclinação na reta representativa da curva $\log$ tensão *versus* $\log$ deformação (MOVAHED et al.,

2009; MAZAHERI et al., 2014b, 2014; ZHAO et al., 2014). Assim, neste trabalho, além da regressão linear considerando um estágio, foi realizada a análise considerando dois estágios de encruamento. Ressalta-se que neste caso, a determinação do ponto na curva ($\log \sigma$ versus $\log \varepsilon$) no qual ocorreria a mudança de estágio de encruamento foi realizada com várias simulações para cada situação, sendo escolhida aquela que levasse à melhor aproximação das retas com os dados reais.

Figura 4.9 - Representação esquemática de uma das abordagens para a determinação do expoente de encruamento n .



Fonte: Produzido pelo autor.

Outra maneira utilizada para quantificar o encruamento do material é por meio da análise da deformação uniforme real, ou seja, a deformação real até o início da estricção. Segundo Dieter (1981), o início da deformação localizada ocorre na carga máxima, na qual a diminuição da área da seção transversal causa uma elevação da tensão que, por sua vez, se torna superior ao aumento da capacidade do material de suportar a carga, devido ao encruamento. Considerando a relação entre a tensão, a força F e a área da seção transversal do material A , Equação (4.9), no momento de início da instabilidade plástica, tem-se a Equação (4.10) e, consequentemente a Equação (4.11).

$$F = \sigma \cdot A \quad (4.9)$$

$$dF = 0 \quad (4.10)$$

$$dF = \sigma \cdot dA + A \cdot d\sigma = 0 \rightarrow \frac{dA}{A} = -\frac{d\sigma}{\sigma} \quad (4.11)$$

Onde:

F - força

A - área da seção transversal

Como o volume se mantém constante durante a deformação uniforme, Equação (4.12), a relação da Equação (4.13) torna-se verdadeira. Considerando a definição da deformação, Equação (4.14), obtém-se a relação dada na Equação (4.15).

$$dV = 0 \quad (4.12)$$

$$V = A \cdot l \rightarrow A \cdot dl + l \cdot dA = 0 \rightarrow \frac{dl}{l} = -\frac{dA}{A} \quad (4.13)$$

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (4.14)$$

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} = -\frac{dA}{A} = \frac{d\sigma}{\sigma} \rightarrow \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (4.15)$$

Onde:

V - volume

l - comprimento útil do corpo de prova

Diferenciando a Equação (4.8) obtém-se a Equação (4.16) e igualando-a a (4.15), a partir do seu desenvolvimento (Equação 4.17), verifica-se que a deformação verdadeira uniforme equivale ao expoente de encruamento, conforme a Equação (4.18) (HOSFORD, 2005).

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = nk\varepsilon^{n-1} \quad (4.16)$$

$$k\varepsilon^n = nk\varepsilon^{n-1} \quad (4.17)$$

$$n = \varepsilon \quad (4.18)$$

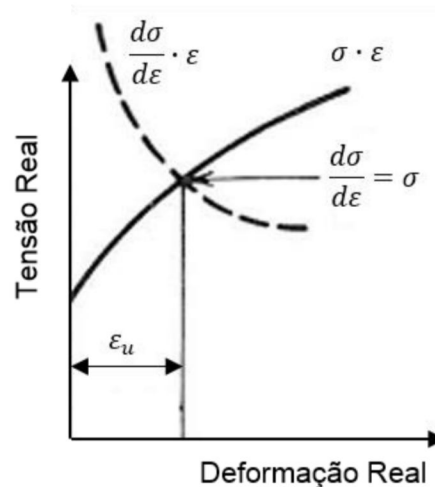
Dessa forma, em termos gráficos, no momento de início da estricção, na carga máxima, a curva de taxa de encruamento em função da deformação verdadeira intercepta a curva tensão *versus* deformação verdadeiras, e o valor de n é dado a partir da deformação uniforme verdadeira, como representado esquematicamente na Figura 4.10, denominado por Dieter (1981) de critério da formação da estricção.

A determinação do expoente de encruamento no presente trabalho foi realizada por meio das duas abordagens mencionadas. No caso específico do segundo método, foi aplicado para a obtenção dos valores de expoente de encruamento o software

Origin versão 8.0, utilizando ainda o recurso de tratamento de dados *smoothing*, com um parâmetro de ajuste de 25 pontos, com objetivo de evitar uma possível propagação de erros das medidas devido à aplicação de diferenciais durante a análise, suavizando o conjunto de dados (CORRÊA, 2004).

Além dos ensaios de tração para análise do comportamento mecânico descrito anteriormente, testes também foram realizados para a avaliação dos coeficientes de anisotropia dos materiais, cujos detalhes são fornecidos em uma seção a seguir.

Figura 4.10 - Representação gráfica da determinação do coeficiente de encruamento de acordo com o critério da formação da estricção.



Fonte: Adaptado de DIETER, 1981.

4.7 Análise do Comportamento Relativo à Estampagem

4.7.1 Ensaios de dobramento

Operações de dobramento com matriz em V, considerando distintos ângulos de dobramento e raios de cutelo, foram realizadas em 3 corpos de prova para cada condição estudada dos dois materiais (no estado inicial e tratados termicamente', confeccionados com o comprimento a 0° e 90° em relação à direção de laminação), de acordo com as orientações da norma ASTM E290 (2009).

A investigação do efeito do raio e do ângulo de dobramento no comportamento dos materiais viabiliza o estudo de situações próximas da realidade, às quais os aços são submetidos durante o processo de estampagem. Além disso, por meio deste ensaio, é possível avaliar a influência dos tratamentos térmicos na eventual formação de trincas, nas alterações na espessura da chapa na região da deformação e no

retorno elástico no material. A visão geral do sistema desenvolvido para a realização dos ensaios é exibida na Figura 4.11.

Os testes de dobramento do material foram conduzidos em uma prensa manual Dake Modelo 1-3/4, com capacidade de 3 Ton (29,4 kN). Para a realização dos ensaios, foram utilizados uma matriz de dobramento, um suporte para cutelo e cutelos de raios distintos, dispositivos desenvolvidos por Sales (2013), além de um relógio comparador fixado à matriz de dobramento.

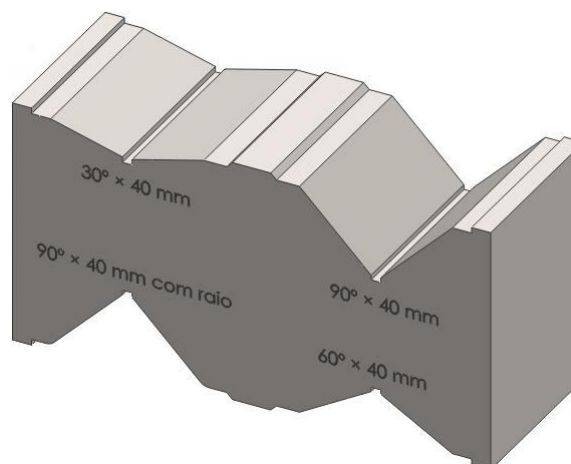
Figura 4.11 - Sistema de dobramento utilizado contemplando os componentes e dispositivo para realização dos ensaios.



Fonte: Produzido pelo autor.

A matriz em V para dobramento empregada possui largura de abertura de 40 mm e ângulos de dobramento de 30°, 60° e 90°, estando representada esquematicamente na Figura 4.12.

Figura 4.12 - Representação esquemática da matriz para dobramento em V.



Fonte: SALES, 2013.

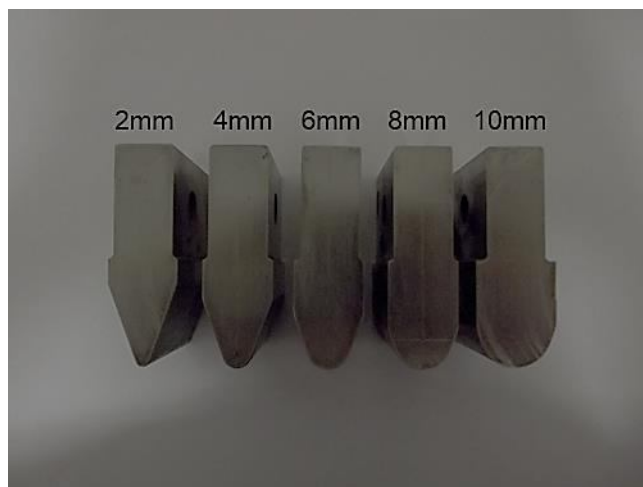
O suporte para cutelos, exibido na Figura 4.13, foi fixado à porção móvel da prensa. A Figura 4.14 mostra os cutelos utilizados, diferenciados pelos raios de 2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm.

Figura 4.13 - Suporte de fixação dos cutelos de dobramento à prensa.



Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 4.14 - Cutelos com raios 2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm.



Fonte: Produzido pelo autor.

De forma a minimizar problemas observados em um trabalho anterior (SALES, 2013) e em testes preliminares, como a ausência de controle nos níveis de esforços aplicados no processo e, com isso, o aparecimento de deformações diversas no material, foi elaborado um sistema de fixação para um relógio comparador analógico Mitutoyo Modelo 2046F (Figura 4.15).

Furos passantes às regiões de dobramento das aberturas com ângulos de 30°, 60° e 90°, juntamente com um aparato de fixação soldado à matriz, possibilitaram a

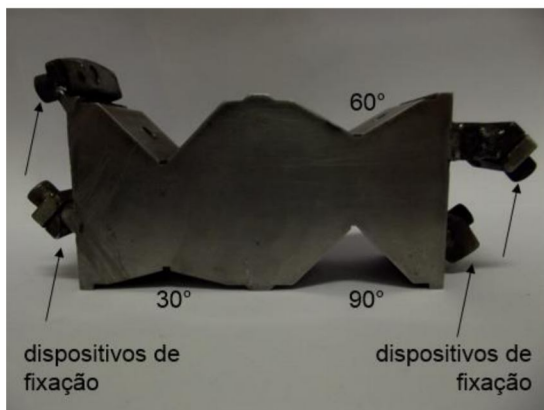
inserção do relógio comparador, como demonstrado na Figura 4.16. O objetivo da utilização do relógio comparador foi controlar a posição do corpo de prova em relação à matriz, padronizando assim, a deformação sofrida por cada amostra durante a operação de dobramento.

Figura 4.15 - Relógio comparador utilizado para o controle da posição dos corpos de prova.



Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 4.16 - Matriz de dobramento com adaptação para fixação do relógio comparador.



(a)



(b)

(a) Vista lateral e (b) Detalhe do aparato de fixação soldado à matriz.

Fonte: Produzido pelo autor.

A Figura 4.17 mostra o relógio comparador fixado à matriz no sistema de dobramento montado e, em detalhe, a saída do furo passante na porção interna, através do qual a ponta de contato do relógio foi inserida e fixada. Ao ser fixado na matriz, o relógio comparador foi colocado na posição estipulada com o auxílio de um bloco padrão, simulando o contato do corpo de prova com a matriz na posição de máximo deslocamento do fuso do relógio.

Na Figura 4.18, esta etapa é representada esquematicamente, mostrando em 4.18a o ajuste para a posição final do dobramento, simulando o corpo de prova apoiado, e em 4.18b, a posição da haste do relógio comparador em um momento anterior ao dobramento.

Figura 4.17 - Sistema de fixação do relógio comparador à matriz.



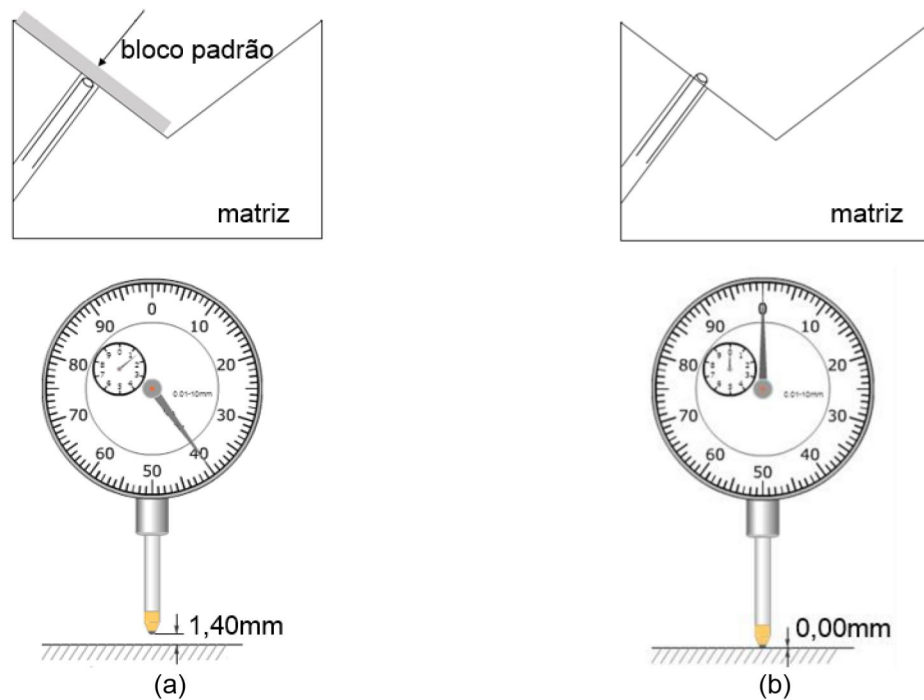
(a)

(b)

(a) Relógio comparador fixado à matriz e (b) Detalhe do furo na superfície interna da matriz.

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 4.18 - Representação esquemática da zeragem do relógio comparador.



(a)

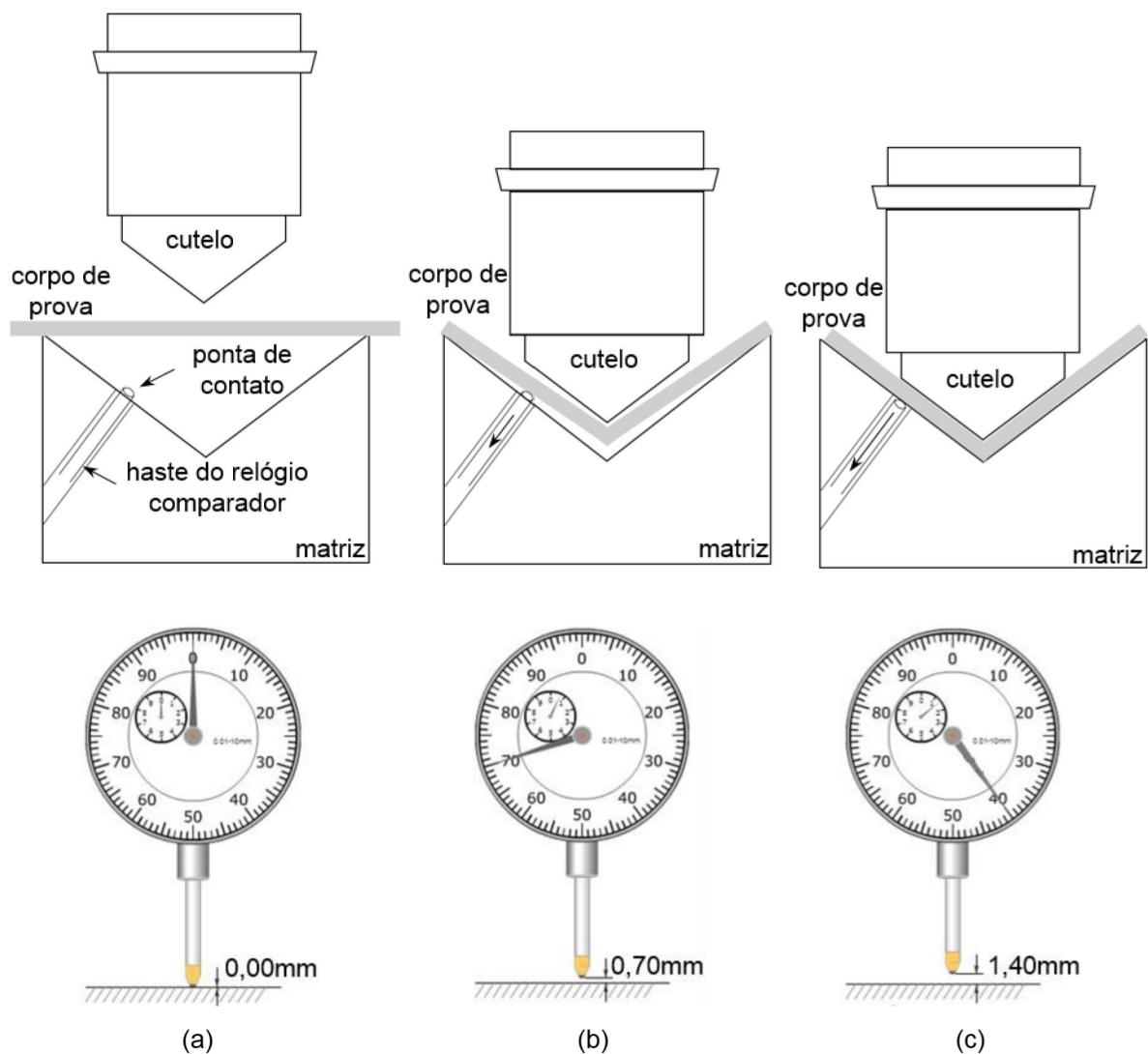
(b)

(a) Zeragem do relógio comparador e (b) Sistema pronto para uso

Fonte: Produzido pelo autor.

A Figura 4.19 representa de maneira esquemática o procedimento de dobramento realizado. Inicialmente, o corpo de prova era apoiado sobre a matriz em V (Figura 4.19a) e, de acordo com o deslocamento do cutelo em direção à matriz, e a consequente deformação progressiva do corpo de prova, este entrava em contato com a ponta do dispositivo de medição, causando o deslocamento da haste do relógio comparador (Figura 4.19b). A operação era cessada no momento em que o corpo de prova entra totalmente em contato com a matriz, de maneira tal que o indicador do relógio comparador marcava a posição final estabelecida (Figura 4.19c). Após atingir a posição estipulada no leitor do relógio comparador, o esforço era cessado após um tempo de 10s, interrompendo o contato do corpo de prova com o cutelo.

Figura 4.19 - Etapas do procedimento de dobramento com exemplo das respectivas indicações no relógio comparador.



Etapas (a) inicial, (b) intermediária e (c) final do procedimento de dobramento.

Fonte: Produzido pelo autor.

Após os ensaios, foram realizadas medidas do ângulo de dobramento final de cada corpo de prova com um goniômetro Helios, no intuito de determinar o ângulo final obtido e, a partir da comparação com o ângulo de dobramento da matriz, calcular o retorno elástico apresentado pelo material. A avaliação da superfície externa dos corpos de prova foi conduzida em uma lupa Metrimpex, com ampliações de 6,5 vezes e 16 vezes, permitindo observar a eventual formação de trincas na região de dobramento. Por fim, foram realizadas medidas da espessura da região de dobramento, em um projetor de perfis Mitutoyo Modelo PJ311, com lente de aumento de 20 vezes, comparando-se as diversas condições de estudo e possibilitando a análise do efeito dos parâmetros de dobramento aplicados nas possíveis alterações da espessura dos corpos de prova.

4.7.2 Análise dos coeficientes de anisotropia

Os coeficientes de anisotropia normal médio e planar foram determinados conforme a norma ASTM E517 (2000), empregando ensaios de tração, cujos equipamentos ou dispositivos, bem como a velocidade de ensaio, foram similares àqueles utilizados nos testes para a análise das propriedades e do comportamento mecânico dos aços investigados no trabalho.

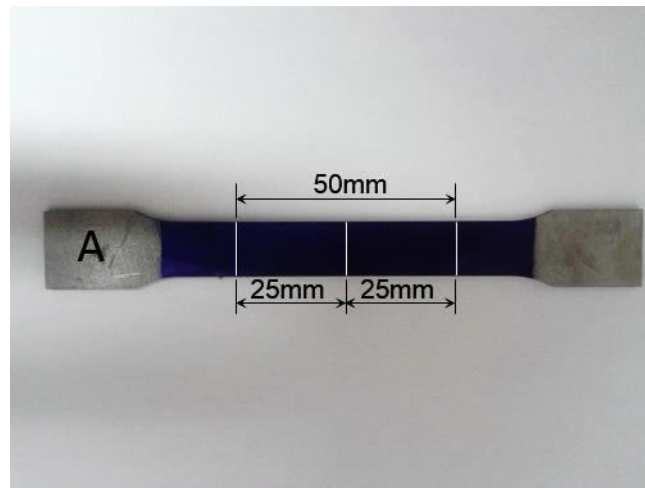
Foram realizados ensaios nos corpos de prova confeccionados nas direções 0°, 45° e 90° em relação ao de laminação original dos materiais, no estado inicial e nas distintas condições de tratamento térmico intercrítico estudadas. Inicialmente, esses corpos de prova foram tingidos com tinta para traçagem e, posteriormente, marcados em sua região de comprimento útil, com um traçador de altura FWP Modelo MARa 250, em três pontos, conforme Figura 4.20. Foram consideradas três regiões para o cálculo dos parâmetros investigados, duas de 25mm e uma de 50mm, que engloba as demais.

De acordo com a norma ASTM E517 (2000), para produtos siderúrgicos conformáveis de baixo carbono, são utilizados percentuais de deformação de 15% a 20%. No entanto, neste trabalho, aplicou-se um percentual de 4%, baseando-se nos resultados de valor mínimo de alongamento uniforme obtidos pela caracterização mecânica nos ensaios de tração.

A determinação dos coeficientes de anisotropia normal médio e planar foi realizada por meio do cálculo de r , baseado na média das diferenças de largura e

comprimento das três regiões antes e após o ensaio, utilizando as Equações (3.5), (3.6) e (3.7). As imagens dos corpos de prova deformados e não deformados foram digitalizadas e as medições foram realizadas por meio do software AUTOCAD versão 2015.

Figura 4.20 - Corpo de prova submetido a ensaio de tração para determinação dos coeficientes de anisotropia.



Fonte: Produzido pelo autor.

A definição dos coeficientes de anisotropia foi possível para o aço B em todas as condições estudadas e para o aço A submetido à têmpera com aquecimento no campo intercrítico. O aço A (DP 800) no estado inicial não foi caracterizado em termos de parâmetros de anisotropia devido ao seu diminuto valor de alongamento percentual.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Microestrutural

5.1.1 Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura

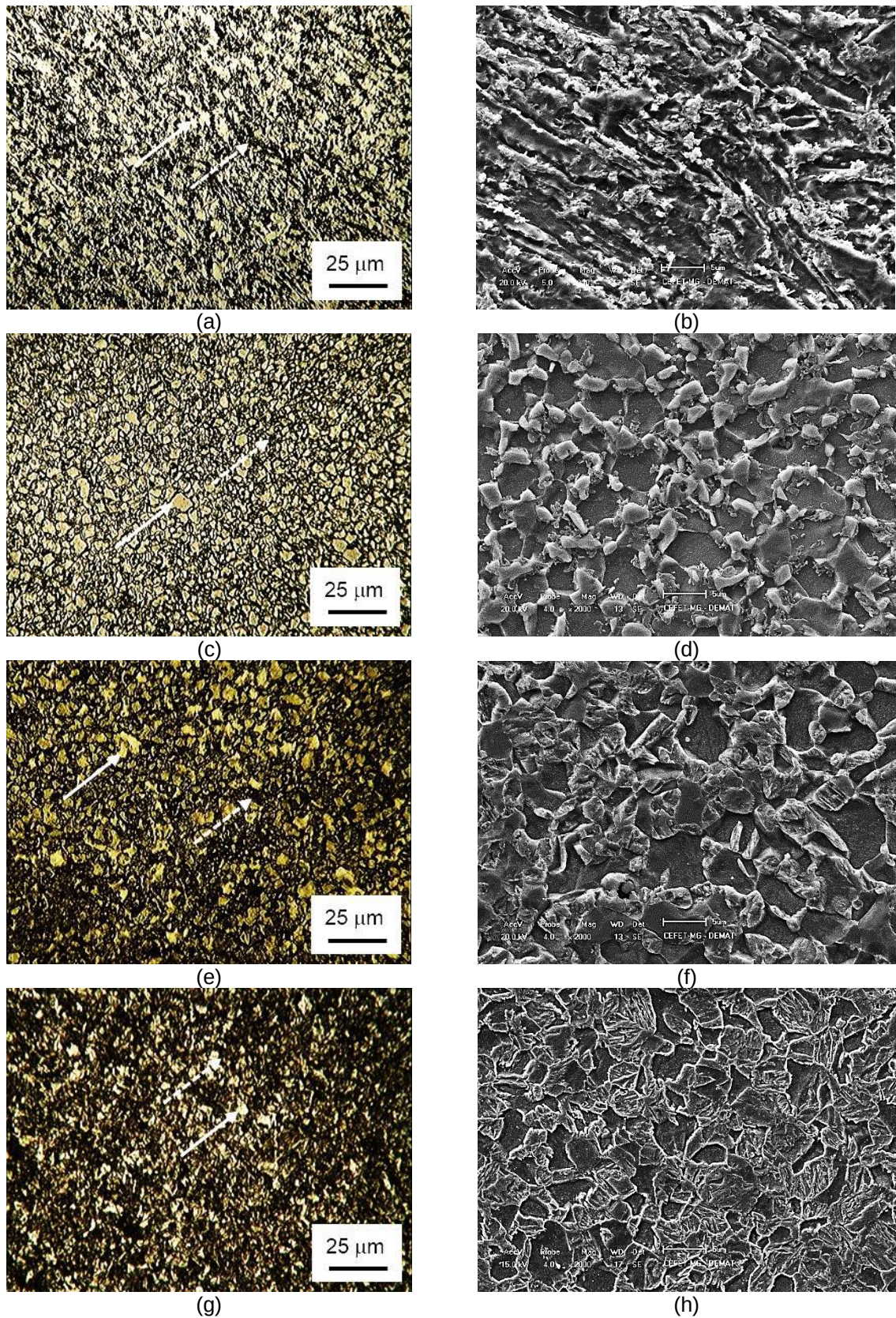
As microscopias ópticas e eletrônicas de varredura do aço bifásico denominado no trabalho como aço A no estado inicial e nas três condições de tratamentos térmicos intercríticos são mostradas na Figura 5.1. De maneira geral, em todos os casos estudados, esse aço apresenta uma microestrutura composta pelos constituintes ferrita - indicado pelas setas contínuas - e martensita (constituente MA) - indicado pelas setas tracejadas - nas micrografias obtidas por MO. Nas imagens obtidas por MEV, o constituinte MA se mostra nitidamente em relevo em relação à matriz ferrítica

Os aspectos microestruturais exibidos pelo aço A no estado inicial (DP 800) (Figura 5.1a e 5.1b) sugerem que o material possui um certo grau de deformação, evidenciada pela morfologia alongada dos grãos. Tal deformação é provavelmente proveniente da etapa de laminação, e pode estar relacionada com a necessidade de aquisição da resistência mecânica definida para este aço, ou seja, 800MPa de limite de resistência.

Comparando as microestruturas desenvolvidas nas três temperaturas de tratamentos intercríticos utilizadas, observou-se que, qualitativamente, a elevação da temperatura resultou em um aumento na fração de constituinte MA, disposto em forma de ilhas, distribuídas uniformemente ao longo dos contornos de grão ferríticos, característica perceptível principalmente nas imagens de microscopia eletrônica de varredura. Na temperatura de 730°C (Figura 5.1c e 5.1d) as ilhas de martensita se apresentam mais delgadas e com formatos mais arredondados quando confrontada com as demais temperaturas. Com a elevação da temperatura, a martensita se torna mais coesa, com porções interligadas, tornando a visualização das ilhas menos evidentes, podendo sua morfologia, especialmente na temperatura de 810°C, ser descrita como uma rede contínua.

Na Figura 5.2 são exibidas as imagens obtidas por MO e MEV do aço denominado no trabalho como B, na condição inicial e tratado termicamente.

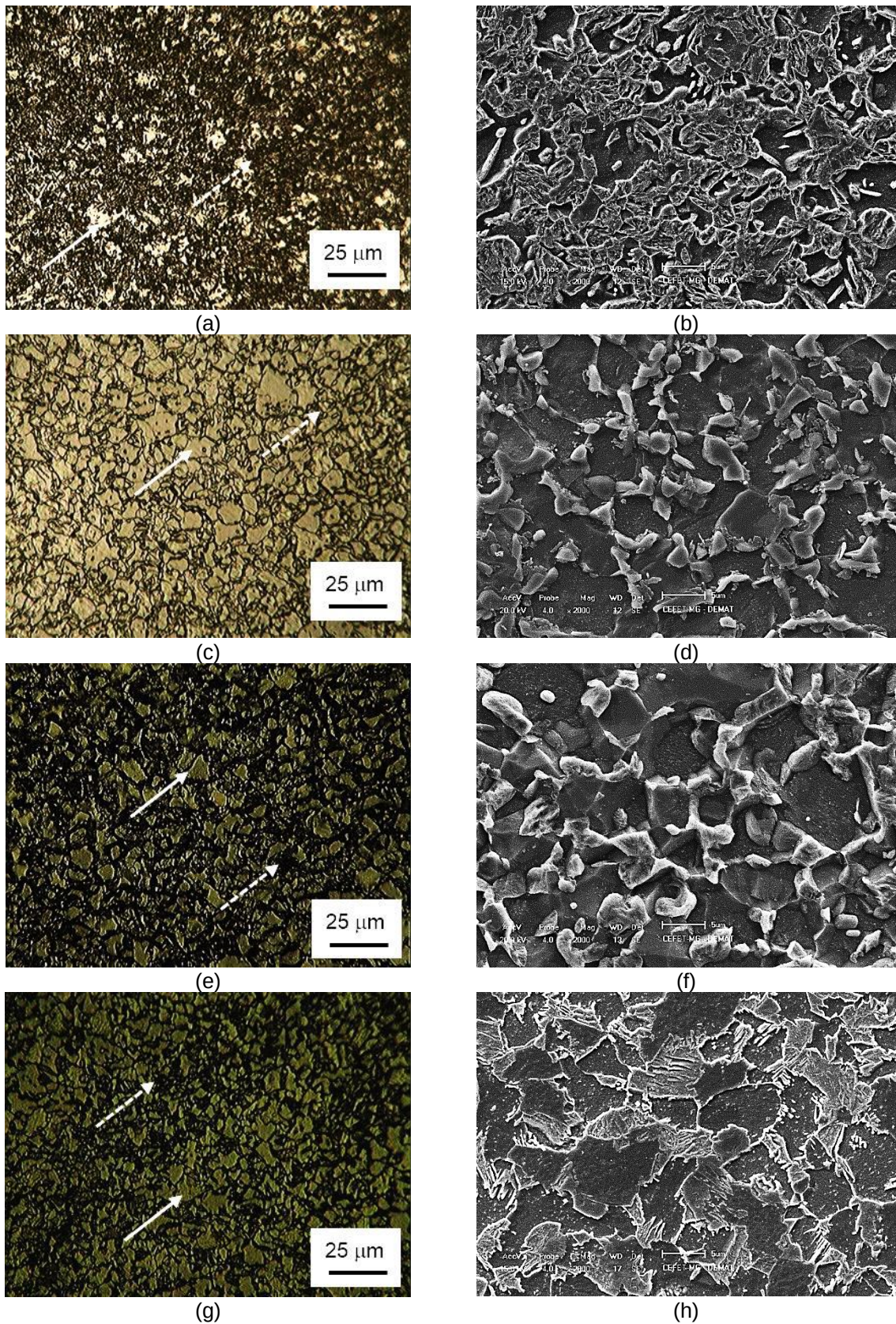
Figura 5.1 - Micrografias ópticas e eletrônicas de varredura do aço A no estado inicial (DP 800) e tratado termicamente.



(a) estado inicial - MO e (b) MEV; (c) 730°C - MO e (d) MEV; (e) 770°C - MO e (f) MEV; (g) 810°C - MO e (h) MEV. Ataque químico: Nital 3%.

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.2 - Micrografias ópticas e eletrônicas de varredura do aço B no estado inicial (DP 1000) e tratado termicamente.



(a) estado inicial - MO e (b) MEV; (c) 730°C - MO e (d) MEV; (e) 770°C - MO e (f) MEV; (g) 810°C - MO e (h) MEV. Ataque químico: Nital 3%.

Fonte: Produzido pelo autor.

Similarmente ao que foi observado para o aço A, o aço B exibe, em geral, ferrita (novamente indicada pelas setas contínuas) e o constituinte MA (marcado pelas setas tracejadas).

As micrografias resultantes da análise do material no estado inicial (Figura 5.2a e 5.2b) evidenciaram uma microestrutura sem indícios de deformação plástica, diferentemente do que havia sido verificado na Figura 5.1a e 5.1b. Ainda em relação a essas imagens, assim como descrito por Wang e Wei (2013), também para um aço da classe de resistência de 1000MPa, a martensita presente exibe uma morfologia mais contínua. Esse aspecto visual foi observado para o aço A investigado no presente trabalho com a realização de tratamentos térmicos com aquecimento intercrítico na temperatura de 810°C (Figura 5.1g e 5.1h). Considerando a proporção dos constituintes, conforme esperado, verifica-se que é maior a fração de martensita presente na microestrutura do aço B comparado ao aço A nos estados iniciais, o que se deve à relação direta entre a presença do constituinte e o limite de resistência requerido para o material.

Para o aço B submetido a tratamentos intercríticos, além da elevação da proporção do constituinte MA com o aumento de temperatura, verifica-se que a morfologia da martensita se apresenta na forma de ilhas, com exceção da temperatura de aquecimento de 810°C. Observa-se ainda, de maneira qualitativa, uma menor fração de martensita no aço tratado termicamente, nas três condições, em comparação com a liga no estado inicial.

Confrontando os resultados apresentados pelos dois materiais em análise, verifica-se que para as temperaturas utilizadas, o aço A exibiu, qualitativamente, uma maior proporção de MA do que o aço B. Tal evento pode estar relacionado com o maior teor de manganês presente no aço A (1,92%) em contraste com o aço B (1,58%). O manganês é um dos elementos responsáveis pelo aumento da temperabilidade do material, retardando a transformação austenítica, o que pode resultar na prática em uma maior fração de martensita após o resfriamento brusco (ASM HANDBOOK, 1993; HUSEIN et al., 2010 apud TASCA e MACHADO, 2012). Por fim, o efeito da elevação da temperatura intercrítica no tratamento térmico, no que diz respeito à proporção de ferrita e MA, parece ser mais pronunciado para o aço A.

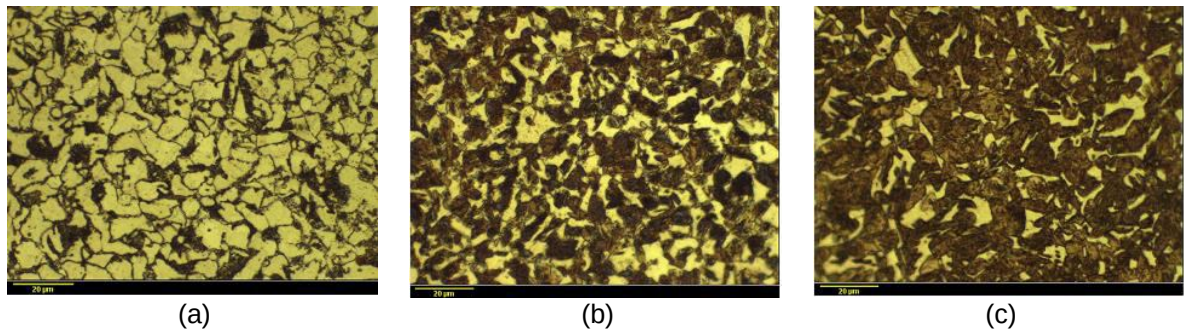
De maneira geral, o aumento da fração de volume da martensita está relacionado com o aumento do volume de austenita durante o tratamento intercrítico que, após a etapa de arrefecimento em velocidades elevadas, sofre a transformação adifusional,

resultando em um volume maior deste constituinte, de acordo com a elevação da temperatura de tratamento térmico.

Em termos de morfologia, Wang e Wei (2013), estudando o efeito do volume de martensita em aços bifásicos, observaram que o aço DP 800 apresentou uma microestrutura caracterizada por uma matriz contínua de ferrita e ilhas de martensita, enquanto que no DP 1000 a morfologia característica para a martensita era mais próxima de uma rede. Adicionalmente, o aumento da temperatura intercrítica em ambos os materiais, resultou no aumento do grão austenítico que, após o resfriamento brusco, originou uma martensita mais grosseira.

Estudos de Mazaheri et al. (2014a), Ghaheiri et al. (2014), Hayat et al. (2011), Huseyin et al. (2010), Movahed et al. (2009) e Maleque et al. (2004) obtiveram resultados semelhantes ao estudar o efeito da elevação da temperatura intercrítica na microestrutura de aços C-Mn, observando o aumento do percentual de martensita de acordo com a elevação da temperatura. Na Figura 5.3 pode ser observado um exemplo do fenômeno em um aço bifásico 0,137%C-1,57%Mn (GHAHERI et al., 2014).

Figura 5.3 - Microscopia óptica de microestruturas bifásicas produzidas por tratamento térmico intercrítico em temperaturas distintas.

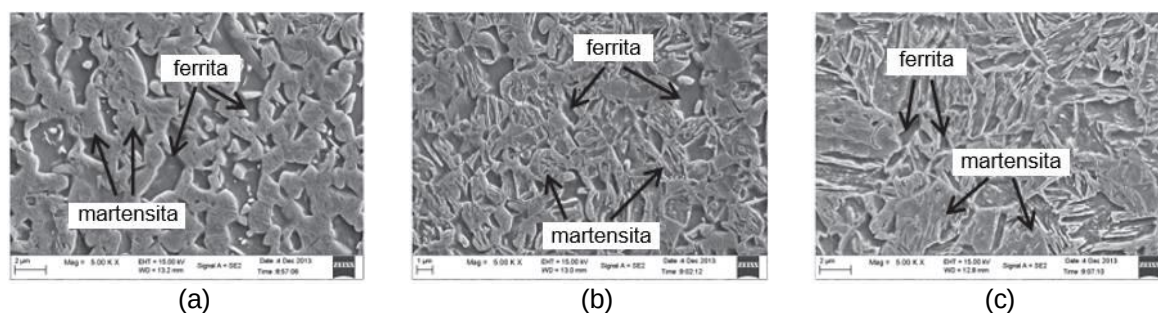


(a) 750°C, (b) 775°C e (c) 800°C.

Fonte: Adaptado de GHAHERI et al., 2014.

De maneira similar, Zhao et al. (2014), em um estudo sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de aços de alta resistência (0,16%C-1,38%Si-3,2%Mn), observou que o aumento da temperatura resultou em uma elevação do percentual de martensita, que, por sua vez, apresentou uma morfologia classificada como mais grosseira, conforme exemplificado na Figura 5.4.

Figura 5.4 - Microscopia eletrônica de varredura de microestruturas bifásicas produzidas por tratamento térmico intercrítico em temperaturas distintas.



(a) 780°C, (b) 800°C e (c) 820°C.

Fonte: Adaptado de ZHAO et al., 2014.

5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes

Os resultados da análise semiquantitativa dos constituintes no aço A nas condições pesquisadas, com o objetivo de correlacionar tais dados com as propriedades, estão dispostos na Tabela 5.1 e representados na Figura 5.5.

Tabela 5.1 - Percentuais dos constituintes obtidos por meio da análise semiquantitativa nas micrografias do aço A nas diversas condições estudadas.

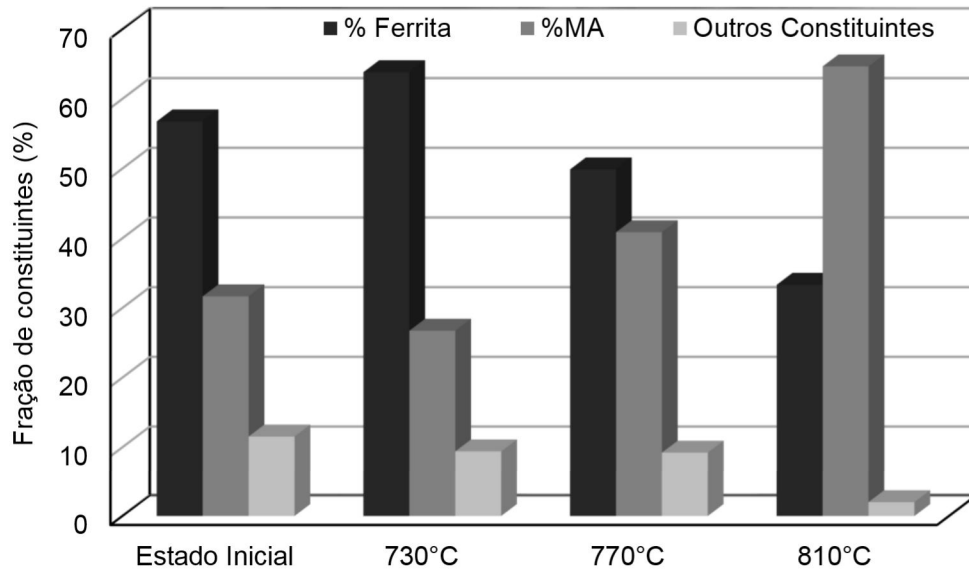
Amostra	% Ferrita	Desvio Padrão	% MA	Desvio Padrão	Outros Constituintes	Desvio Padrão
Estado Inicial	56,78%	4,72	31,67%	6,91	11,55%	7,26
730°C	63,84%	3,26	26,74%	2,66	9,42%	8,32
770°C	49,89%	6,14	40,87%	3,27	9,24%	5,85
810°C	33,33%	2,90	64,67%	5,35	2,00%	4,98

Fonte: Produzido pelo autor.

Observa-se que a proporção dos constituintes no aço A no estado inicial (DP 800) é inferior aos valores exibidos pelo material tratado a 770°C e superior aos dados mostrados para 730°C. Verifica-se que, para o material submetido ao tratamento intercrítico, a elevação de temperatura levou ao aumento na fração de martensita e, de forma complementar, resultou na diminuição da fração de ferrita. Além dos constituintes citados, em aços bifásicos, podem estar presentes ainda, em menor proporção, perlita ou até mesmo bainita. De maneira geral, a fração desses constituintes sofreu uma diminuição com o aumento da temperatura intercrítica utilizada, especialmente ao passar da temperatura de 770°C para 810°C, o que pode

estar relacionado com uma maior temperabilidade do material em uma temperatura intercrítica superior.

Figura 5.5 - Representação gráfica da análise semiquantitativa nas micrografias do aço A nas diversas condições estudadas.



Fonte: Produzido pelo autor.

A análise semiquantitativa realizada no aço B nas quatro condições investigadas é mostrada na Tabela 5.2 e na Figura 5.6.

Tabela 5.2 - Percentuais dos constituintes obtidos por meio da análise semiquantitativa nas micrografias do aço B nas diversas condições estudadas.

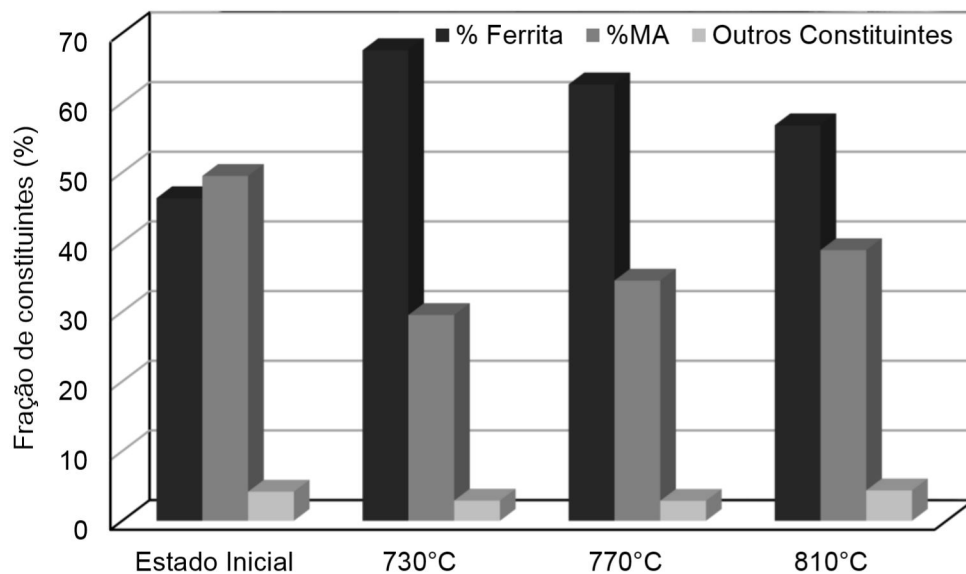
Amostra	% Ferrita	Desvio Padrão	% MA	Desvio Padrão	Outros Constituintes	Desvio Padrão
Estado Inicial	46,32%	5,76	49,50%	7,89	4,18%	9,77
730°C	67,56%	2,90	29,54%	3,49	2,90%	6,89
770°C	62,65%	9,67	34,48%	8,93	2,87%	5,73
810°C	56,78%	4,46	38,85%	7,33	4,37%	4,99

Fonte: Produzido pelo autor.

O material no estado inicial apresentou percentuais de ferrita e martensita semelhantes, com uma pequena superioridade para a fração de MA. Em relação aos resultados do aço B tratado termicamente, apesar de ser observado um aumento do volume de martensita e diminuição da ferrita de acordo com a elevação da temperatura intercrítica, este se mostrou menos substancial quando comparado ao comportamento do aço A, ou seja, o efeito da temperatura foi mais discreto na

alteração da proporção dos constituintes. Todas as condições de tratamento intercrítico apresentaram valores de MA inferiores ao material no estado inicial. A fração dos demais constituintes revelou-se em percentuais reduzido, não evidenciando, no entanto, uma tendência de acordo com a temperatura intercrítica aplicada.

Figura 5.6 - Representação gráfica da análise semiquantitativa nas micrografias do aço B nas diversas condições estudadas.



Fonte: Produzido pelo autor.

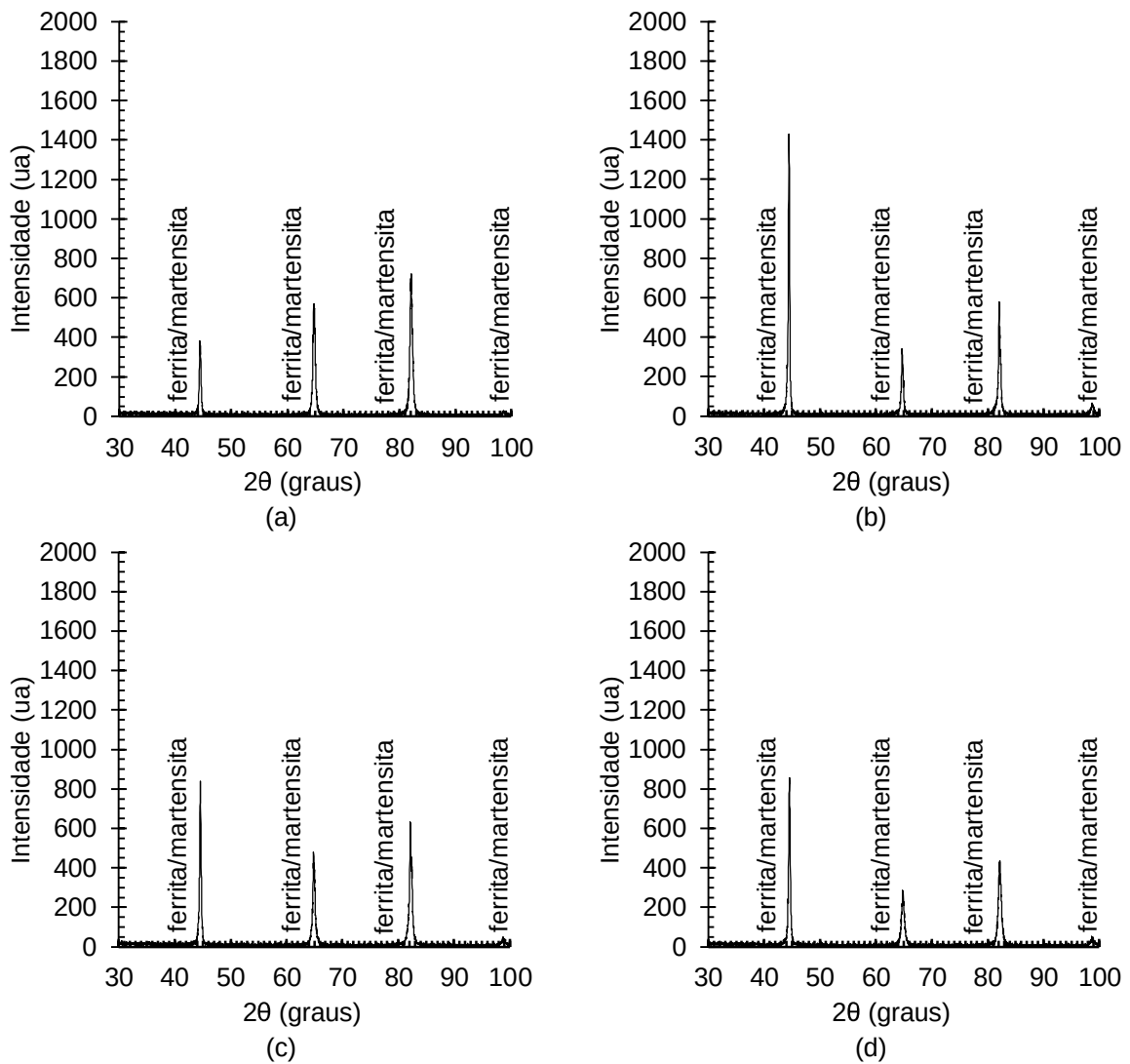
De maneira geral, os dados obtidos por meio da análise semiquantitativa dos constituintes reiterou os resultados referentes à observação qualitativa da fração de martensita nas microscopias exibidas no item 5.1.1.

Especificamente em relação aos materiais no estado inicial, o percentual de constituinte MA observado se aproximou do encontrado nos estudos de Wang e Wei (2013), que identificou um volume de martensita de 32% na caracterização de um aço DP 800 e de 50% em um aço DP 1000. Considerando as condições envolvendo tratamento térmico, dados semelhantes foram observados por Mazaheri et al. (2014a), que relacionaram a tendência de elevação do constituinte MA com a temperatura à maior quantidade de austenita formada no aquecimento intercrítico.

5.1.3 Difração de raios X

Os resultados das análises por difração de raios X dos aços A e B em todas as condições investigadas são exibidos nas Figuras 5.7 e 5.8. Verifica-se a presença de picos de ferrita/martensita, com correspondência aos planos (110), (200), (211) e (220), sem evidências da existência de outras fases presentes.

Figura 5.7 - Difratomogramas do aço A no estado inicial (DP 800) e tratado termicamente.



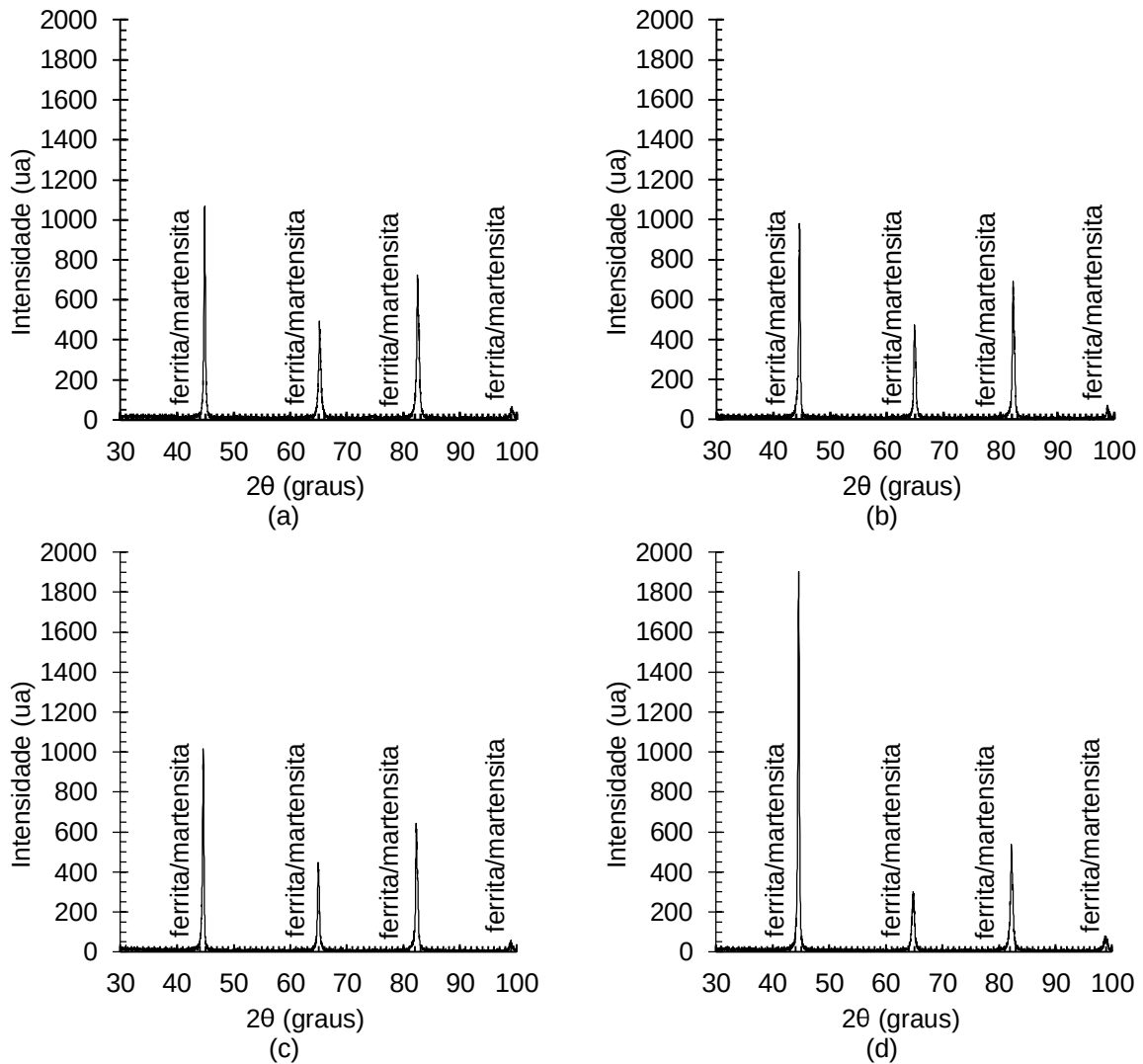
(a) Estado Inicial; (b) 730°C; (c) 770°C e (d) 810°C.

Fonte: Produzido pelo autor.

Os difratogramas estão, a princípio, de acordo com os resultados da análise microscópica, por meio da qual foi observada a presença de constituintes que condizem com as fases apresentadas nos gráficos. No entanto, não foram verificados picos relativos à austenita retida na estrutura do material. Dessa forma, acredita-se

que a proporção dessa fase, combinada à martensita formando o constituinte MA, seja reduzida, não sendo possível ser identificada pela técnica empregada.

Figura 5.8 - Difratomogramas do aço B no estado inicial (DP 1000) e tratado termicamente.



(a) Estado Inicial; (b) 730°C; (c) 770°C e (d) 810°C.

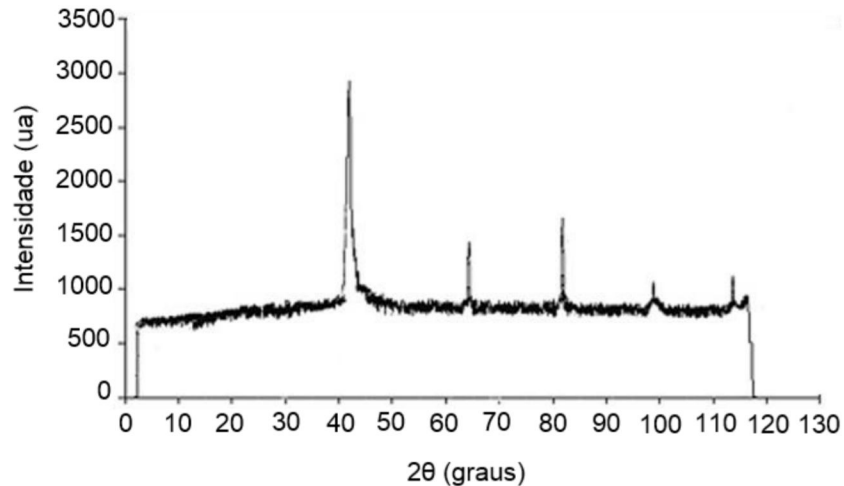
Fonte: Produzido pelo autor.

Em relação aos demais constituintes (perlita, bainita, carbonetos), não identificados por MO e MEV, apenas estimados pela técnica de metalografia semiquantitativa, utilizando a metodologia empregada por Murari (2009), não foram detectados picos relativos às fases (cementita e outros carbonetos) que compõem os mesmos. Nesse caso, acredita-se novamente que esse comportamento esteja associado à proporção reduzida dessas fases.

Os resultados obtidos são reiterados pelos estudos de Hadianfard (2009) e Agarwal et al. (2014), que pesquisaram aços carbono manganês das classes DP 600

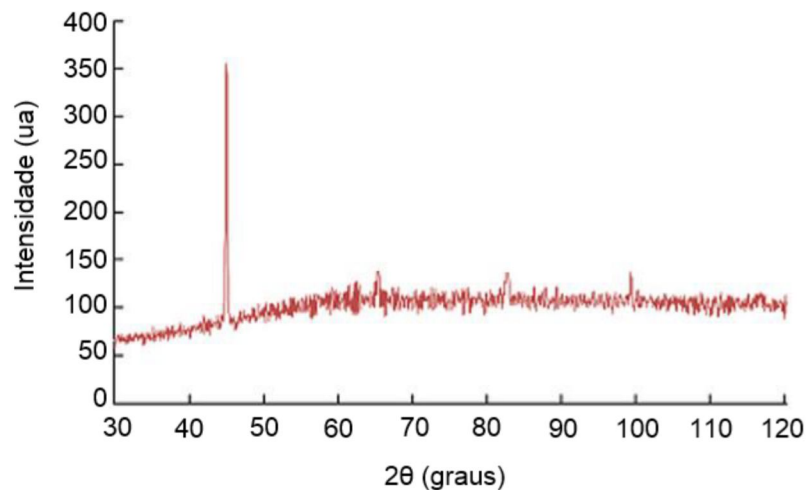
e HSLA, respectivamente, e apresentaram gráficos nos quais, de maneira semelhante ao estudo em questão, apenas os picos referentes às fases ferrita/martensita estão presentes (Figuras 5.9 e 5.10).

Figura 5.9 - Difratoograma de um aço bifásico da classe DP 600.



Fonte: Traduzido de Hadianfard, 2009.

Figura 5.10 - Difratoograma de um aço da classe HSLA.



Fonte: Traduzido de Agarwal et al., 2014.

5.2 Ensaio de Dureza

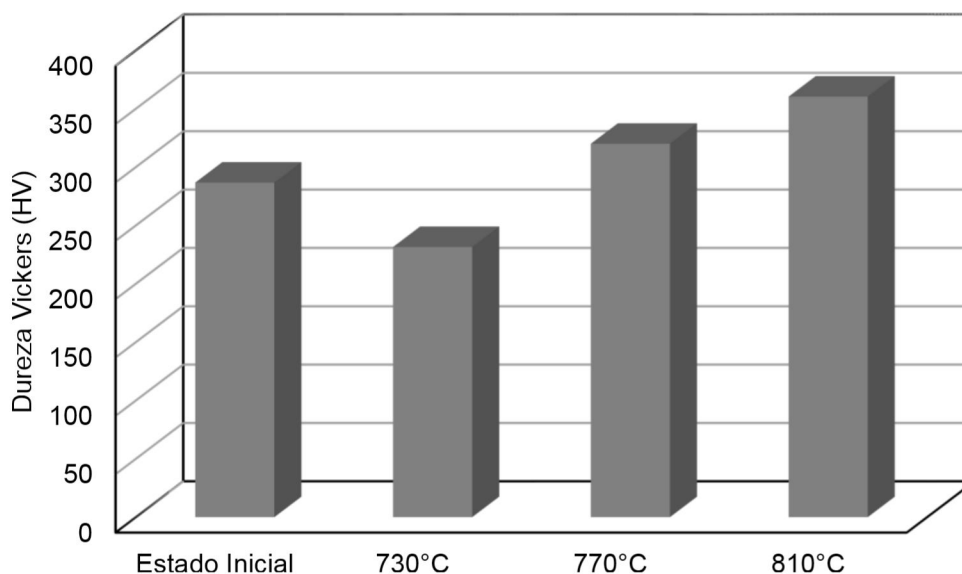
Os resultados de dureza Vickers média, acompanhados dos desvios padrão, do aço A no estado inicial e após os tratamentos térmicos é exibido na Tabela 5.3 e representado graficamente na Figura 5.11.

Tabela 5.3 - Dureza Vickers do aço A nas condições estudadas.

Condição	Estado Inicial	730°C	770°C	810°C
Dureza média	286,70HV	231,50HV	320,0HV	360,40HV
Desvio Padrão	3,27	9,97	3,13	6,31

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.11 - Gráfico representativo dos valores de dureza Vickers do aço A nas condições estudadas.



Fonte: Produzido pelo autor.

Observa-se que, de acordo com o aumento da temperatura intercrítica, ocorre um aumento da dureza e que, o valor referente ao material no estado inicial é intermediário às temperaturas de 730°C e 770°C.

Os valores obtidos podem ser relacionados com os resultados exibidos pelas microscopias e pela análise semiquantitativa dos constituintes. A elevação da dureza está de acordo com o aumento na fração de martensita com a elevação da temperatura, assim como a proporção de martensita do material no estado inicial é superior à da menor temperatura intercrítica empregada e inferior à da seguinte.

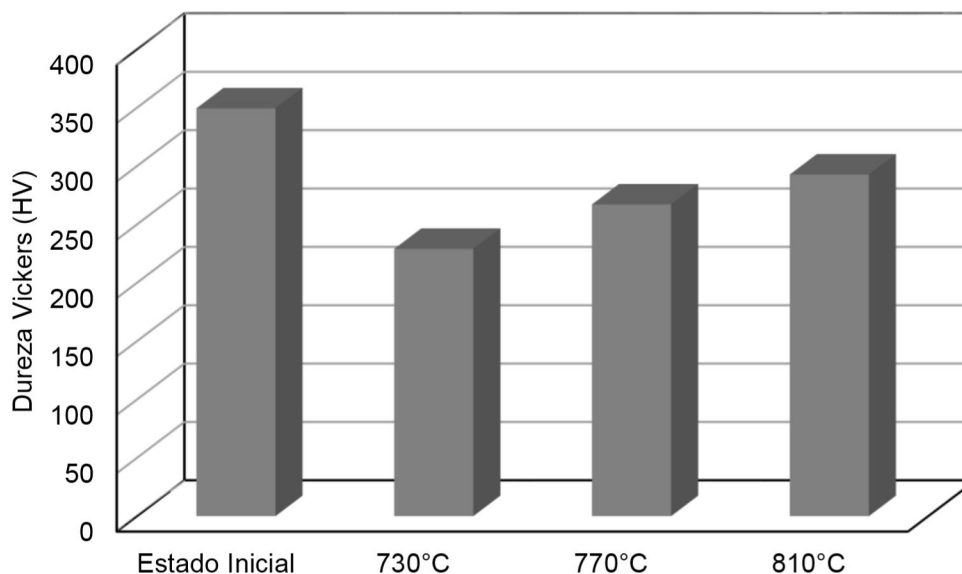
A dureza média das amostras do aço B, no estado inicial e nas demais temperaturas estudadas, é mostrada na Tabela 5.4 e representada na Figura 5.12. De maneira geral, para o aço B, similarmente ao aço A, as medidas de dureza Vickers sofreram um aumento gradual de seus valores com a elevação da temperatura intercrítica. No entanto, não ultrapassaram os valores encontrados para o material no estado inicial.

Tabela 5.4 - Dureza Vickers do aço B nas condições estudadas.

Condição	Estado Inicial	730°C	770°C	810°C
Dureza média	349,40HV	229,00HV	267,10HV	292,70HV
Desvio Padrão	11,23	6,57	5,20	3,30

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.12 - Gráfico representativo dos valores de dureza Vickers do aço B nas condições estudadas.



Fonte: Produzido pelo autor.

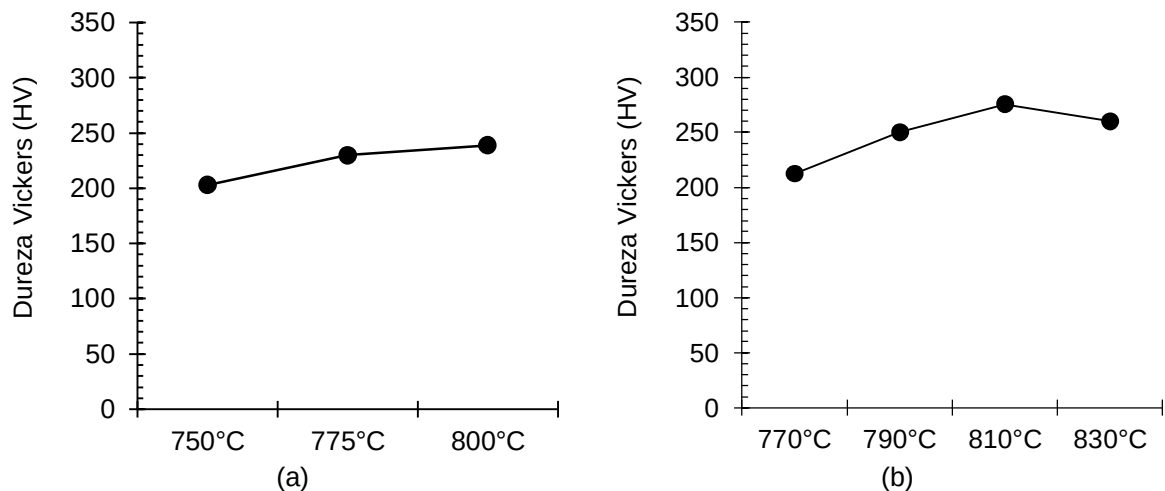
Nota-se uma tendência menos acentuada de aumento da dureza de acordo com a elevação da temperatura intercrítica. Tal observação vai ao encontro dos resultados obtidos nas análises anteriores dos constituintes do aço B, a partir das quais foi verificado que a diferença da presença de martensita entre as temperaturas aplicadas se mostrou inferior quando comparada aos resultados do aço A.

Ghaheri et al. (2014) também observaram a elevação dos valores de dureza Vickers ao estudar o efeito do aumento da temperatura intercrítica em rotas de processamento por têmpera direta e recozimento contínuo, a partir de um aço bifásico inicialmente normalizado. Esses autores relacionaram o aumento da dureza com uma maior solubilização de carbono na austenita nas temperaturas mais elevadas.

Mazaheri et al. (2014a) ressaltam que o aumento da temperatura intercrítica e, consequentemente, da fração de martensita, exerce dois efeitos contrários sobre a dureza. A princípio, ocorreria o aumento da dureza devido à elevação do percentual do constituinte de maior dureza, neste caso, a martensita. Por outro lado, a elevação da temperatura intercrítica, implicando em uma maior proporção de austenita antes

do resfriamento brusco, resultaria em uma menor quantidade de carbono equivalente presente na martensita, cuja dureza depende fortemente do seu teor de carbono. Dessa forma, a propriedade mecânica apresentada pelo material após os tratamentos intercríticos seria um balanço das influências citadas. Na Figura 5.13 é exibida a variação dos valores de dureza Vickers de acordo com a temperatura intercrítica à qual os materiais foram submetidos (GAHERI et al., 2014; MAZAHERI et al. 2014a).

Figura 5.13 - Variação da dureza em função da temperatura intercrítica em estudos similares.



(a) Gaheri et al., 2014 e (b) Mazaheri et al., 2014b.

Fonte: Adaptado de Gaheri et al., 2014 e Mazaheri et al., 2014b.

Neste trabalho, a elevação do volume da martensita possivelmente afeta de maneira mais pronunciada a dureza, causando sua elevação. Contudo, percebe-se que este efeito é mais substancial para as condições estudadas do aço A.

5.3 Ensaio de Tração

5.3.1 Propriedades mecânicas

As curvas tensão *versus* deformação convencionais e reais do aço A, antes e após os tratamentos térmicos intercríticos, obtidas com os ensaios de tração realizados nas direções longitudinal e transversal em relação à de laminação original e elaboradas até a carga máxima, são mostradas nas Figuras 5.14 e 5.15.

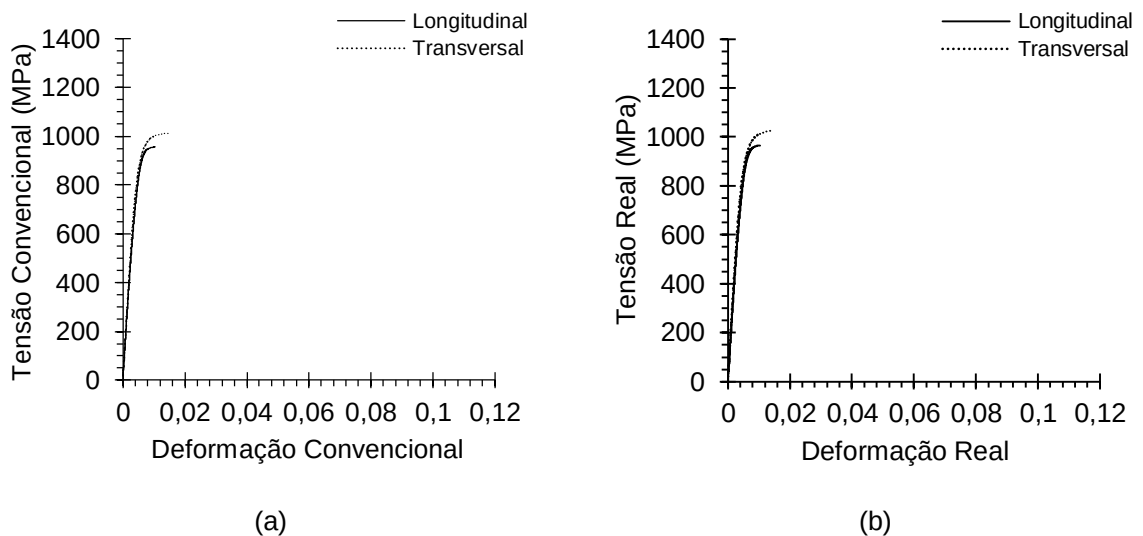
Observa-se que o aço A no estado inicial mostrou valores de limite de resistência acima do valor mínimo especificado (800MPa). No entanto, o alongamento uniforme

apresentou-se em magnitudes inferiores ao esperado para o material como fornecido, com valores abaixo de 1%, não estando de acordo com o comportamento de um aço classificado como bifásico que, além de resistência mecânica, deveria apresentar razoável ductilidade.

O limite de escoamento obtido atingiu valores próximos ao limite de resistência, evidenciando novamente um material com regime plástico substancialmente abaixo do recomendado. Wang et al. (2014), durante a caracterização de um aço DP 800 no estado como recebido, apresentaram um valor de alongamento uniforme de 13,6% e limites de resistência e escoamento de 816MPa e 531MPa, respectivamente.

Dessa forma, acredita-se que esse material foi adquirido para a realização do trabalho de pesquisa não no seu estado final de processamento, mas ainda entre as etapas de fabricação, o que justificaria a morfologia dos grãos em sua microestrutura comentada anteriormente.

Figura 5.14 - Curvas tensão *versus* deformação do aço A no estado inicial (DP 800).

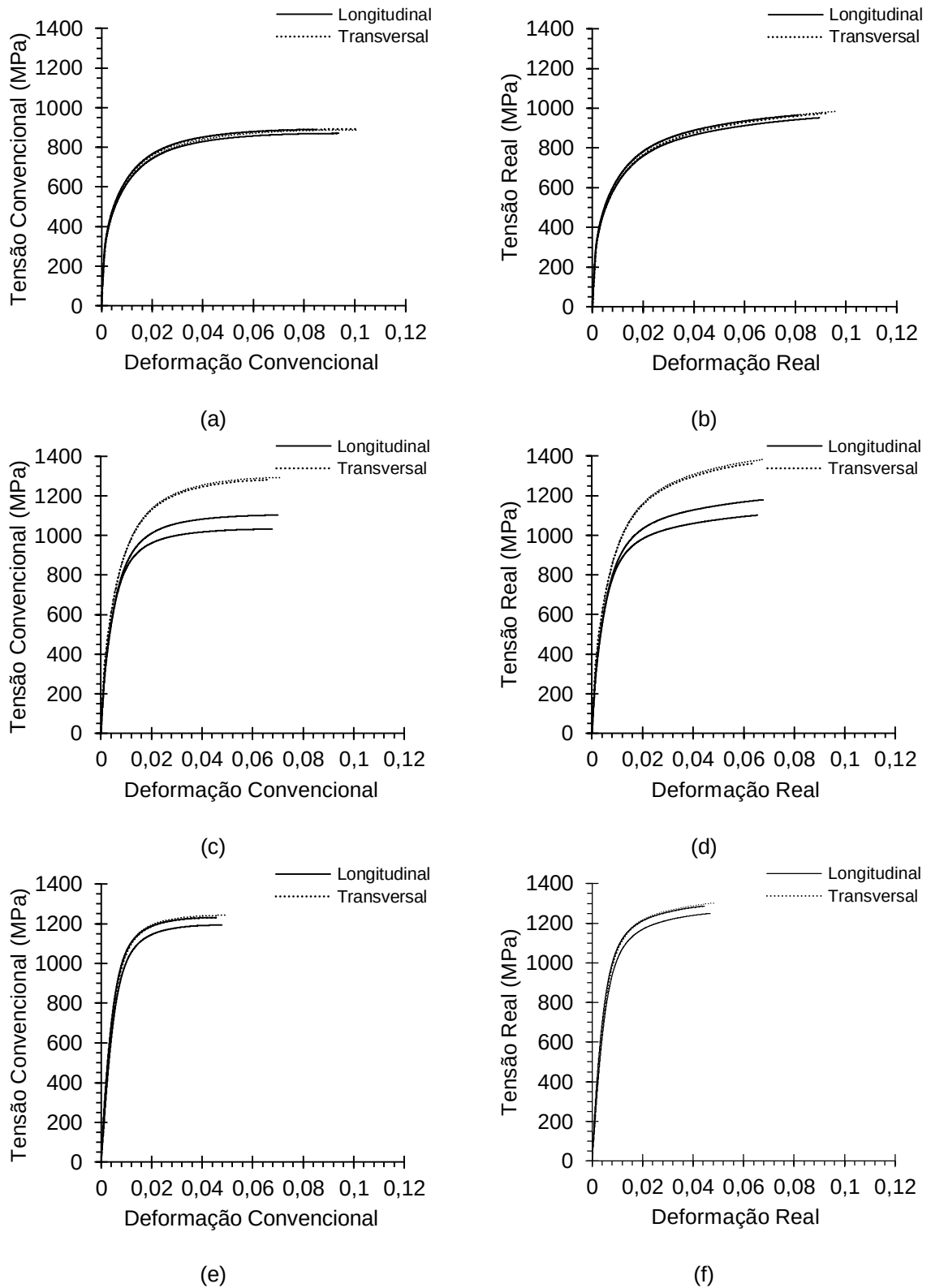


Estado inicial: (a) curva convencional e (b) curva real.

Fonte: Produzido pelo autor.

A Tabela 5.5 exibe os valores médios de limite de resistência, de limite de escoamento e de alongamento uniforme obtidos a partir das curvas convencionais, seguida da Figura 5.16 com a comparação dos resultados dos materiais tratados termicamente.

Figura 5.15 - Curvas tensão *versus* deformação obtidas para o aço A submetido aos tratamentos térmicos intercríticos.



730°C: (a) curva convencional e (b) curva real; 770°C: (c) curva convencional e (d) curva real; 810°C: (e) curva convencional e (f) curva real.

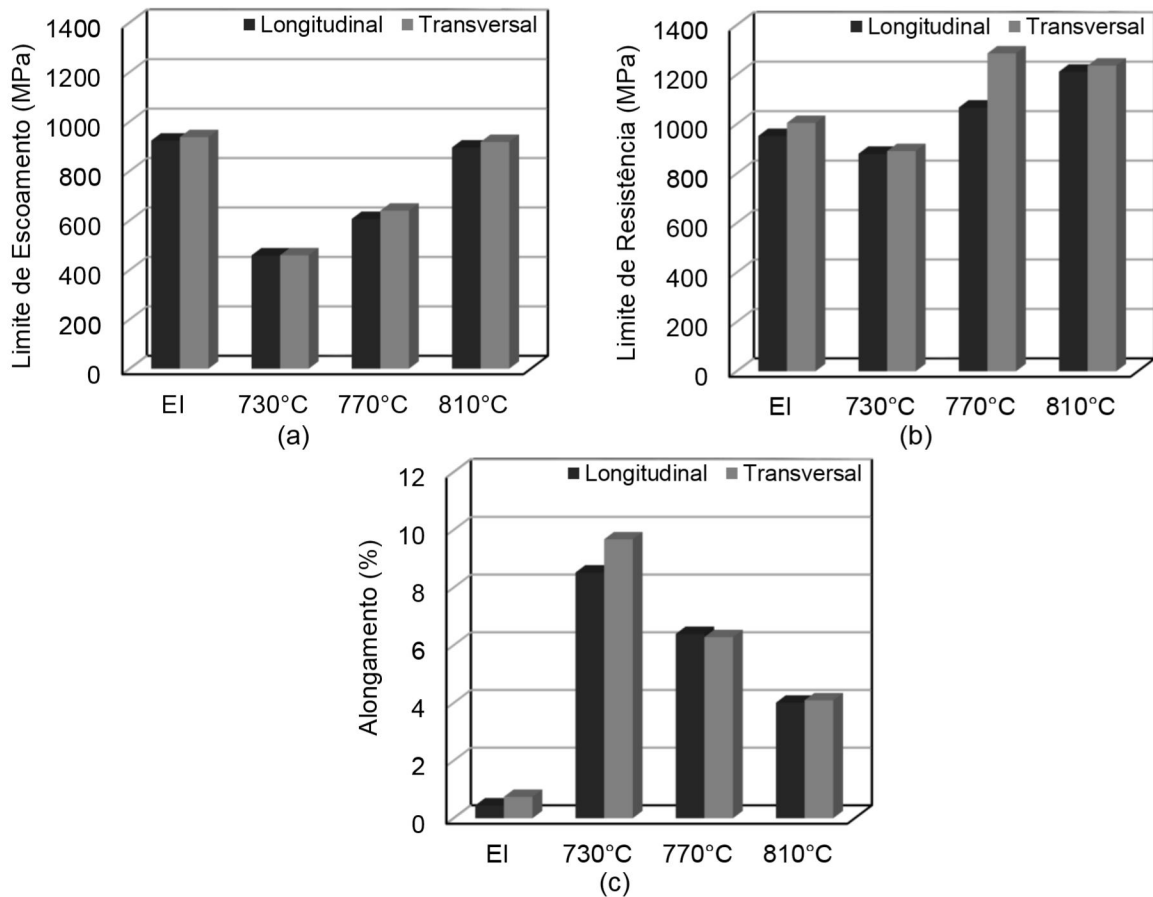
Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas do aço A no estado inicial e nas três temperaturas intercríticas estudadas.

Condição		Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
Estado Inicial	Longitudinal	923MPa	952MPa	0,44%
	Transversal	937MPa	1005MPa	0,74%
730°C	Longitudinal	459MPa	880MPa	8,52%
	Transversal	459MPa	891MPa	9,67%
770°C	Longitudinal	606MPa	1067MPa	6,39%
	Transversal	640MPa	1286MPa	6,28%
810°C	Longitudinal	895MPa	1212MPa	4,01%
	Transversal	918MPa	1237MPa	4,09%

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.16 - Propriedades mecânicas do aço A nas condições inicial e submetido a tratamentos térmicos intercríticos.



(a) Limite de resistência à tração, (b) Limite de escoamento e (c) Alongamento.

*EI – estado inicial

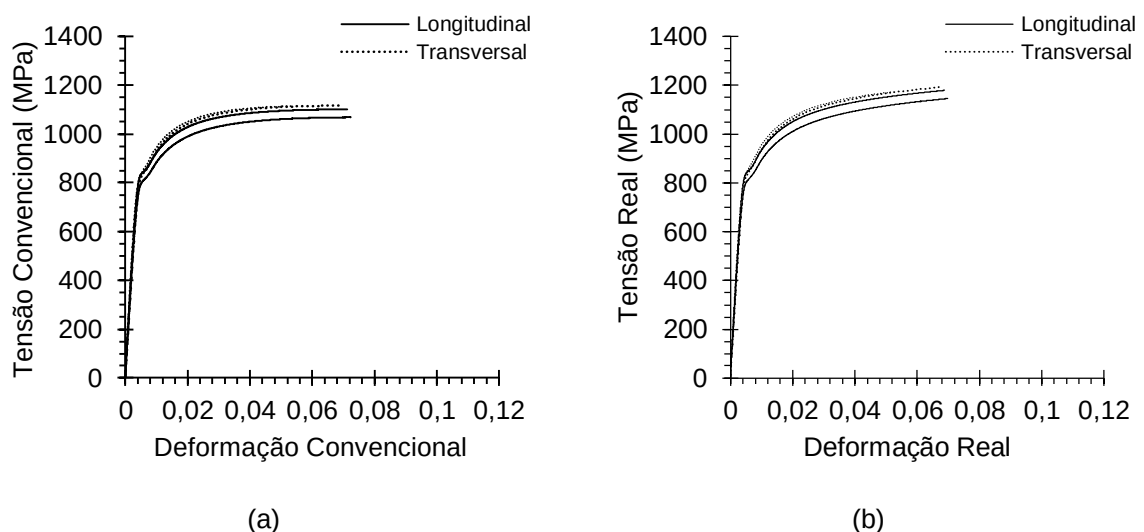
Fonte: Produzido pelo autor.

Ao comparar o material nas distintas temperaturas de tratamento intercrítico, verifica-se que a elevação da temperatura resultou, de maneira geral, em um aumento das tensões limite de resistência e de escoamento, assim como a redução do alongamento uniforme, como previsto. Tal comportamento está de acordo com a análise microestrutural realizada. Em relação ao aço A no estado inicial, percebe-se que o valor de limite de resistência se mostrou intermediário àqueles obtidos para as condições de tratamento térmico intercrítico de 730°C e 770°C, similarmente ao que havia sido observado para a dureza e para a proporção dos constituintes ferrita e MA.

Considerando os efeitos da direção de laminação prévia aos tratamentos térmicos no comportamento do material, verifica-se que, em geral, apesar de uma pequena superioridade nos valores referentes ao estudo na direção transversal, não foram evidenciadas diferenças significativas entre as direções estudadas.

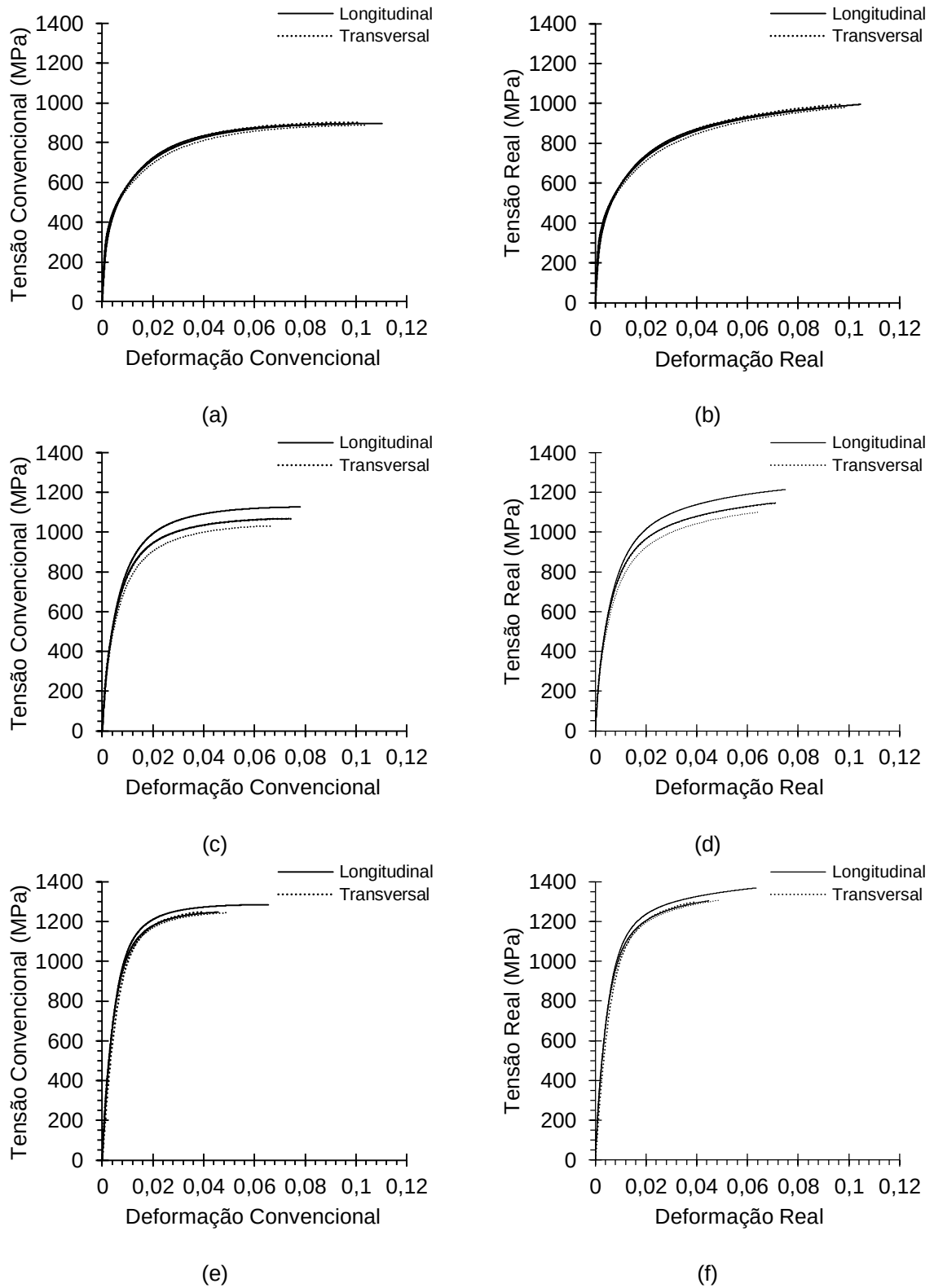
Em todas as condições estudadas do aço A, não foi observada a presença de patamar de escoamento nas curvas tensão *versus* deformação. Mazaheri et al. (2014b) relaciona esse fenômeno nos aços bifásicos com a ocorrência do escoamento na matriz de ferrita de maneira gradual e contínua, devido às tensões internas relacionadas à deformação, por sua vez associada à transformação martensítica, assim como a incompatibilidade plástica entre os constituintes. Nas Figuras 5.17 e 5.18 são exibidas as curvas tensão *versus* deformação, convencionais e reais, para o aço B, nas direções longitudinal e transversal em relação à de laminação original, no estado inicial e nas diversas condições de tratamento intercrítico estudadas.

Figura 5.17 - Curvas tensão *versus* deformação obtidas para o aço B (DP 1000) no estado inicial.



Estado inicial: (a) curva convencional e (b) curva real.
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.18 - Curvas tensão *versus* deformação obtidas para o aço B submetido a tratamentos térmicos intercríticos.



730°C: (a) curva convencional e (b) curva real; 770°C: (c) curva convencional e (d) curva real; 810°C: (e) curva convencional e (f) curva real.

Fonte: Produzido pelo autor.

Os valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento uniforme são mostrados na Tabela 5.6 e relacionados com a temperatura intercrítica na Figura 5.19.

Tabela 5.6 - Propriedades mecânicas do aço B no estado inicial e nas três temperaturas intercríticas estudadas.

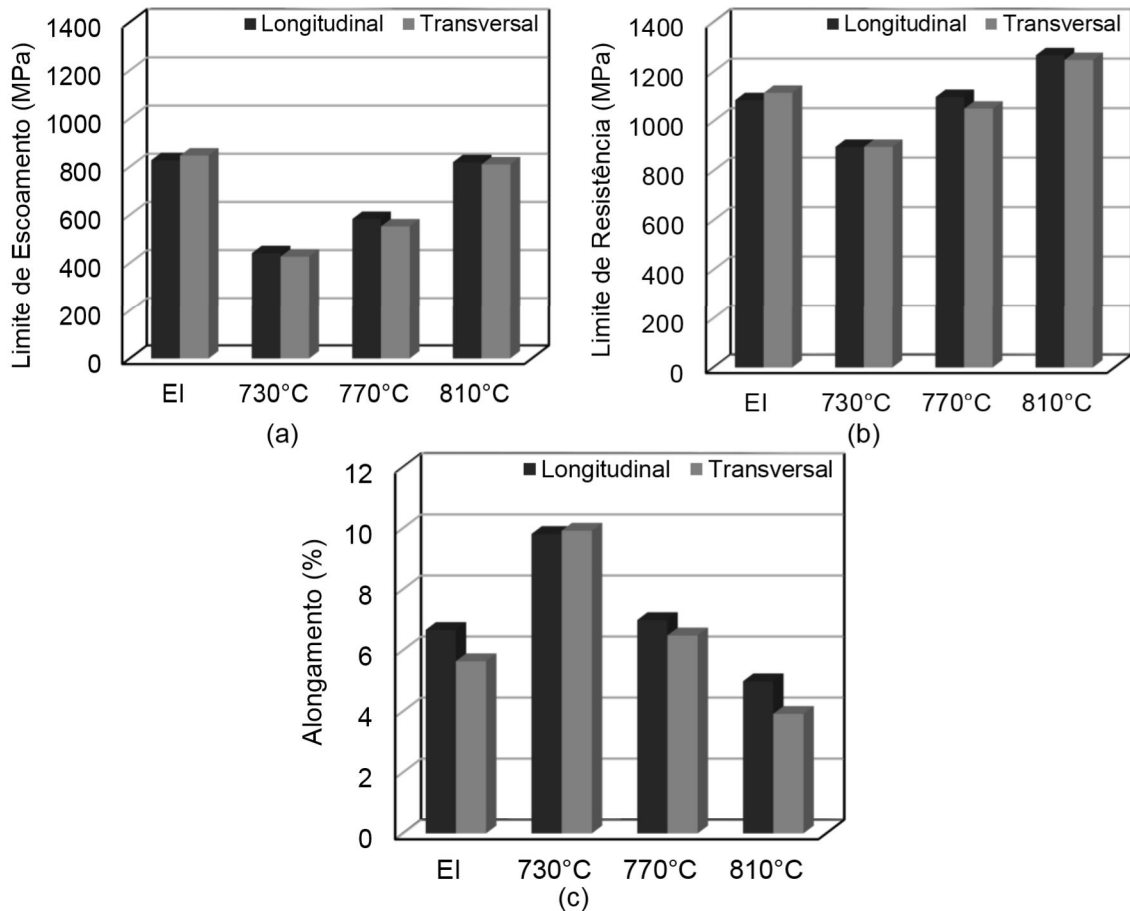
Condição		Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
Estado Inicial	Longitudinal	828MPa	1085MPa	6,67%
	Transversal	847MPa	1114MPa	5,64%
730°C	Longitudinal	442MPa	896MPa	9,81%
	Transversal	427MPa	896MPa	9,92%
770°C	Longitudinal	584MPa	1098MPa	6,99%
	Transversal	553MPa	1050MPa	6,49%
810°C	Longitudinal	819MPa	1266MPa	4,99%
	Transversal	810MPa	1247MPa	3,92%

Fonte: Produzido pelo autor.

O aço B no estado como recebido exibiu valor de limite de resistência um pouco acima do esperado pela especificação do material. Ghassemi-Armaki et al. (2014) estudaram a deformação dos constituintes ferrita e martensita em um aço bifásico da classe de resistência de 980MPa, obtendo na caracterização do material no estado inicial o valor de 1050MPa para o limite de resistência e um alongamento uniforme de 9,5%.

Assim como na análise do aço A, ao comparar o aço B nas distintas temperaturas de tratamento intercrítico, percebe-se um aumento das tensões limite de resistência e de escoamento e uma redução do alongamento uniforme com a elevação da temperatura. O valor obtido no estado inicial de limite de resistência à tração se mostrou intermediário às temperaturas de 770°C e 810°C. O valor do limite de escoamento se aproximou do encontrado para a temperatura de 810°C e o alongamento percentual de 770°C. De forma semelhante ao aço A, nas condições estudadas para o aço B não foi evidenciada influência significativa da direção de laminação e os valores para a direção longitudinal e transversal podem ser considerados próximos entre si. No que se refere ao fenômeno de escoamento descontínuo, não foi observado patamar nas curvas, com exceção do aço B no estado inicial, para o qual a transição entre os regimes elástico e plástico pareceu mais nítida.

Figura 5.19 - Propriedades mecânicas do aço B nas condições inicial e submetido a tratamentos térmicos intercríticos.



(a) Limite de resistência à tração, (b) Limite de escoamento e (c) Alongamento.

*EI – estado inicial

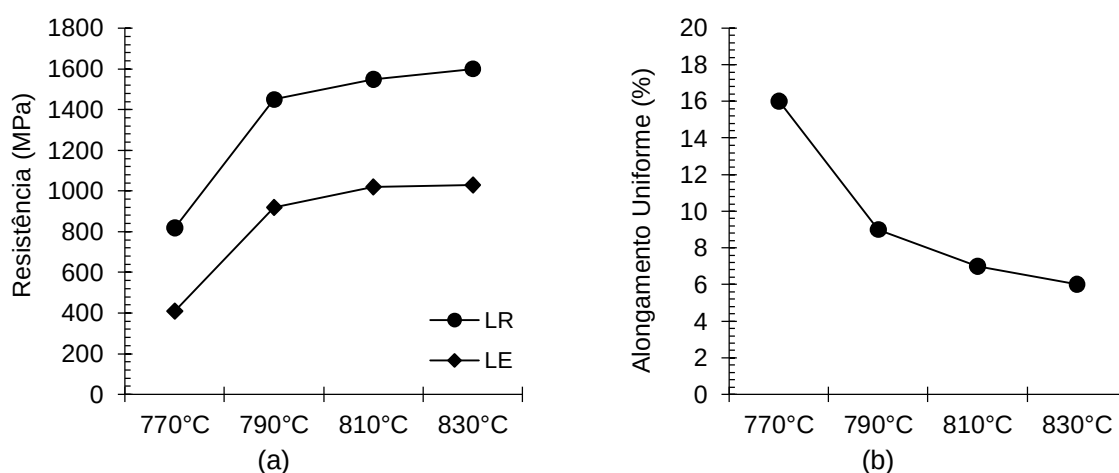
Fonte: Produzido pelo autor.

Em termos de limite de escoamento, Zhao et al. (2014) confirmam a tendência observada com o aumento da temperatura de tratamento térmico, similarmente a Mazaheri et al. (2014a), cujos resultados corroboram ainda o comportamento observado nos aços bifásicos investigados no presente trabalho para o limite de resistência e o alongamento uniforme (Figura 5.20).

Mazaheri et al. (2014b) destacam que o efeito do aumento da resistência relacionado à presença de martensita deve-se à sua capacidade de afetar o comportamento na deformação na matriz de ferrita pela introdução de tensões internas, o que ocorre devido ao gradiente de deformação entre os constituintes com diferentes comportamentos. Adicionalmente, os autores destacam que a martensita afeta a ferrita devido às discordâncias introduzidas nessa estrutura vizinha às ilhas de martensita como resultado de deformações plásticas associadas à expansão volumétrica na transformação martensítica (KADKHODAPOUR et al., 2011;

CALCAGNOTTO et al., 2010). As discordâncias são requeridas para acomodar este gradiente e para permitir a deformação compatível nas duas fases (KANG et al., 2013; SODJIT et al. 2012).

Figura 5.20 - Propriedades mecânicas de um aço bifásico submetido a tratamentos térmicos intercríticos.



(a) Limites de resistência à tração (LR) e ao escoamento (LE) e (b) Alongamento uniforme.
Fonte: Adaptado de Mazaheri et al., 2014b.

Ghaeheri et al. (2014) explicam que à medida que a fração de martensita na estrutura aumenta e sua morfologia se torna mais contínua, a superfície de contato deste constituinte com a ferrita aumenta, dificultando a deformação não homogênea, diminuindo a plasticidade do material e aumentando as tensões internas localizadas na interface entre as fases durante a deformação plástica.

A supressão do escoamento descontínuo observada no trabalho também está de acordo com trabalhos realizados para os aços bifásicos (MAZAHERI et al., 2014b; ZHAO et al. 2014; PIERMAN et al., 2014), cujo fenômeno é associado ao aumento do volume durante a transformação martensítica, na qual se originam tensões compressivas que, juntamente com as discordâncias móveis, influenciam a ocorrência do escoamento em baixas tensões de deformação.

5.3.2 Expoente de encruamento

Os valores de n médios encontrados para o aço A por meio da linearização das curvas tensão *versus* deformação, a partir da análise pela equação de Hollomon, considerando as abordagens estudadas (um ou dois estágios), são mostradas na Tabela 5.7. Além disso, são exibidos os valores médios dos coeficientes de

determinação (R^2), que medem o ajuste da regressão linear em relação aos valores observados. Quanto mais próximo da unidade maior será a confiabilidade de que o modelo consegue explicar os valores observados (CORREA, 2003). Na Tabela 5.7 são ainda apresentados os valores de expoente de encruamento obtidos por meio do critério da formação da estrição.

Tabela 5.7 - Expoentes de encruamento do aço A nas diversas condições estudadas.

Condição		Hollomon						Critério da formação da estricção
		1 estágio	2 estágios					
			Estágio 1		Estágio 2			
			n	R^2	n	R^2	n	
Estado Inicial	L	0,1051	0,9660	0,1741	0,9931	0,0696	0,9855	0,0101
	T	0,1252	0,9688	0,1888	0,9929	0,0747	0,9912	_*
730°C	L	0,2165	0,9593	0,3161	0,9974	0,1393	0,9911	0,0835
	T	0,2145	0,9608	0,3110	0,9964	0,1400	0,9899	0,0808
770°C	L	0,1933	0,9096	0,3987	0,9915	0,1137	0,9920	0,0647
	T	0,2472	0,9389	0,4147	0,9929	0,1499	0,9999	0,0651
810°C	L	0,1518	0,9140	0,3115	0,9896	0,0933	0,9955	0,0450
	T	0,1483	0,9103	0,3071	0,9880	0,0890	0,9987	0,0455

* Não ocorreu intercessão entre as curvas $\sigma \times \varepsilon$ e $d\sigma/d\varepsilon \times \varepsilon$. L- longitudinal e T- transversal.

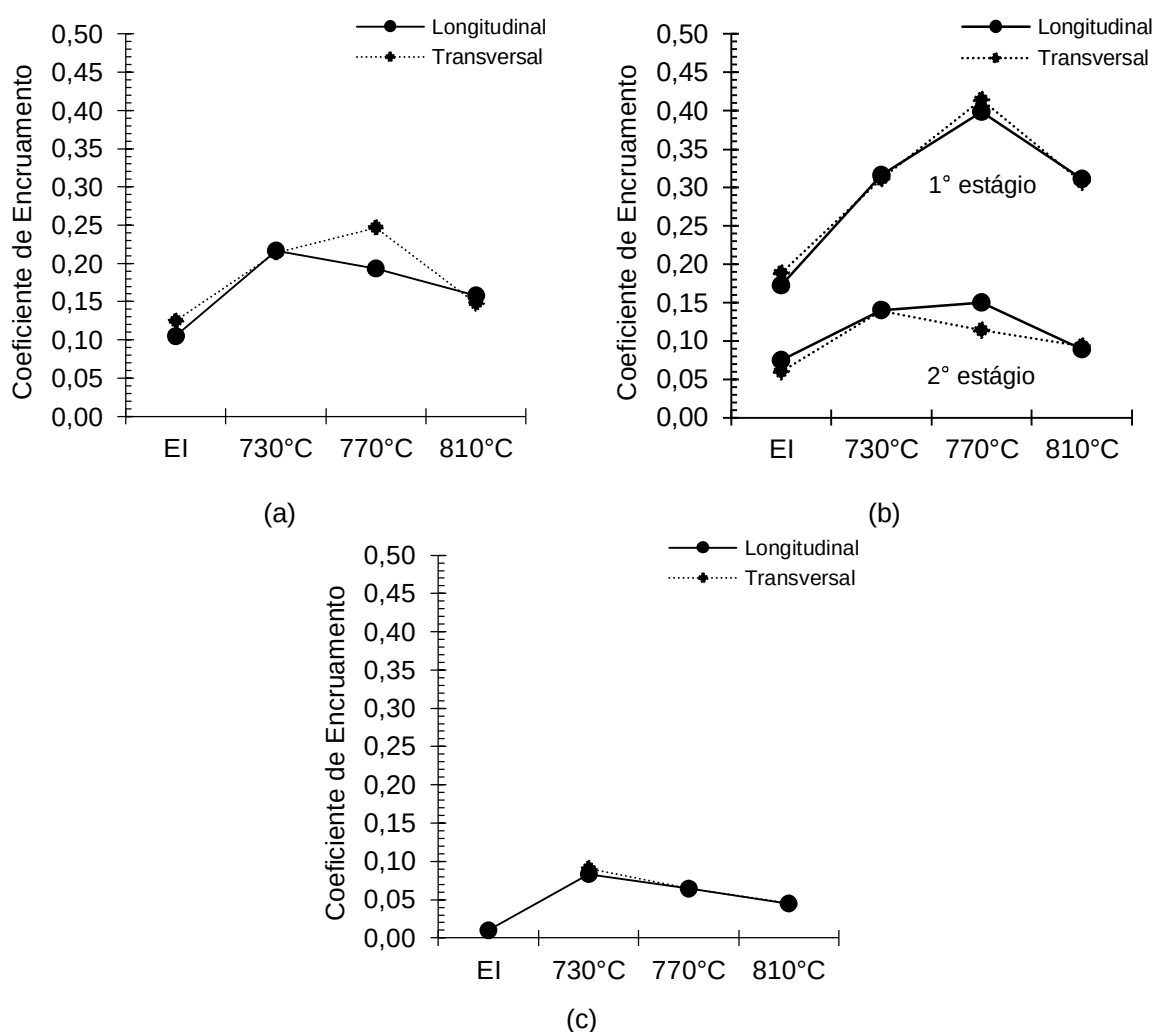
Fonte: Produzido pelo autor.

Na Figura 5.21 são mostrados os valores de expoente de encruamento em função do estado do material – como adquirido ou tratado termicamente. Avaliando inicialmente os resultados obtidos por meio da linearização, ou seja, pela equação de Hollomon, de maneira geral, considerando um estágio único de encruamento (Figura 5.21a), observa-se uma diminuição dos expoentes de encruamento com o aumento da temperatura intercrítica. Nesse caso, verifica-se que todos os valores referentes ao material submetido a tratamentos térmicos foram superiores ao valor de n para o aço no estado inicial. Com exceção da condição na qual o tratamento foi a 770°C, a direção de laminação anterior não causou alterações significativas no comportamento do aço.

Empregando a análise do encruamento com dois estágios (Figura 5.21b), para o 1º estágio os valores de n não parecem seguir uma tendência geral com relação à temperatura intercrítica empregada no tratamento. Para o 2º estágio, os resultados seguem o mesmo comportamento observado para a avaliação com estágio único, ou seja, a elevação na temperatura levaria a uma queda na capacidade de encruamento

do material que, no estado inicial, exibiu expoente de encruamento inferior às demais condições. Novamente, somente para a liga tratada a 770°C, a direção de laminação levou a resultados distintos. Por fim, os resultados de n considerando um estágio de encruamento estão medianos àqueles observados considerando dois estágios, para todas as condições. Os valores de R^2 exibidos na Tabela 5.7 sugerem que existe uma maior confiabilidade na análise de n quando considerados dois estágios de encruamento, devido ao seu maior módulo para estes casos.

Figura 5.21 - Expoentes de encruamento para o aço A nas diversas condições estudadas.



Análise da curva por Hollomon considerando (a) linearização / um estágio e (b) dois estágios e (c) pelo critério da formação da estricção. *EI – estado inicial.

Fonte: Produzido pelo autor.

Para os expoentes de encruamento calculados utilizando o critério da formação da estricção (Figura 5.21c) observa-se, em geral, que os valores são inferiores àqueles obtidos pela análise da equação de Hollomon nas duas abordagens e que a

elevação da temperatura novamente resultaria em uma diminuição do valor de n , assim como na análise por regressão linear considerando um único estágio ou dois de encruamento, neste caso o 2º estágio.

Na Tabela 5.8 são mostrados os expoentes de encruamento para o aço B, seguida da Figura 5.22, na qual são exibidos os gráficos correlacionando os valores de n com as condições estudadas.

Os resultados apresentados pelo aço B, em termos de comportamento geral, são similares àqueles exibidos pelo aço A, considerando tanto a primeira abordagem (em um único estágio ou em dois estágios) como a segunda abordagem para a determinação de n : i) o expoente de encruamento é reduzido com a elevação da temperatura intercrítica; ii) o material no estado inicial exibe expoente de encruamento inferior às demais condições; iii) os valores de n determinados pela segunda abordagem foram inferiores aos obtidos com a primeira; iv) não foram verificadas diferenças relevantes de acordo com a direção de laminação; v) em relação à primeira abordagem de cálculo, maiores valores de R^2 foram observados quando considerados dois estágios de encruamento. Por outro lado, em geral, os valores de n determinados para o aço B foram superiores aos obtidos para o aço A.

Tabela 5.8 - Expoentes de encruamento do aço B nas diversas condições estudadas.

Condição		Hollomon						Critério da formação da estrição
		1 estágio	2 estágios					
			Estágio 1		Estágio 2			
			n	R^2	n	R^2	n	
Estado Inicial	L	0,1285	0,9700	0,1836	0,9907	0,0914	0,9954	0,0661
	T	0,1348	0,9677	0,1909	0,9953	0,0907	0,9926	0,0575
730°C	L	0,2405	0,9748	0,3233	0,9991	0,1670	0,9904	0,0934
	T	0,2478	0,9811	0,3069	0,9990	0,1661	0,9939	0,0957
770°C	L	0,2256	0,9324	0,3976	0,9922	0,1371	0,9968	0,0713
	T	0,2348	0,9411	0,4093	0,9933	0,1487	0,9943	0,0651
810°C	L	0,1813	0,9221	0,3612	0,9973	0,1055	0,9926	0,0511
	T	0,2057	0,9333	0,3890	0,9924	0,1282	0,9994	0,0433

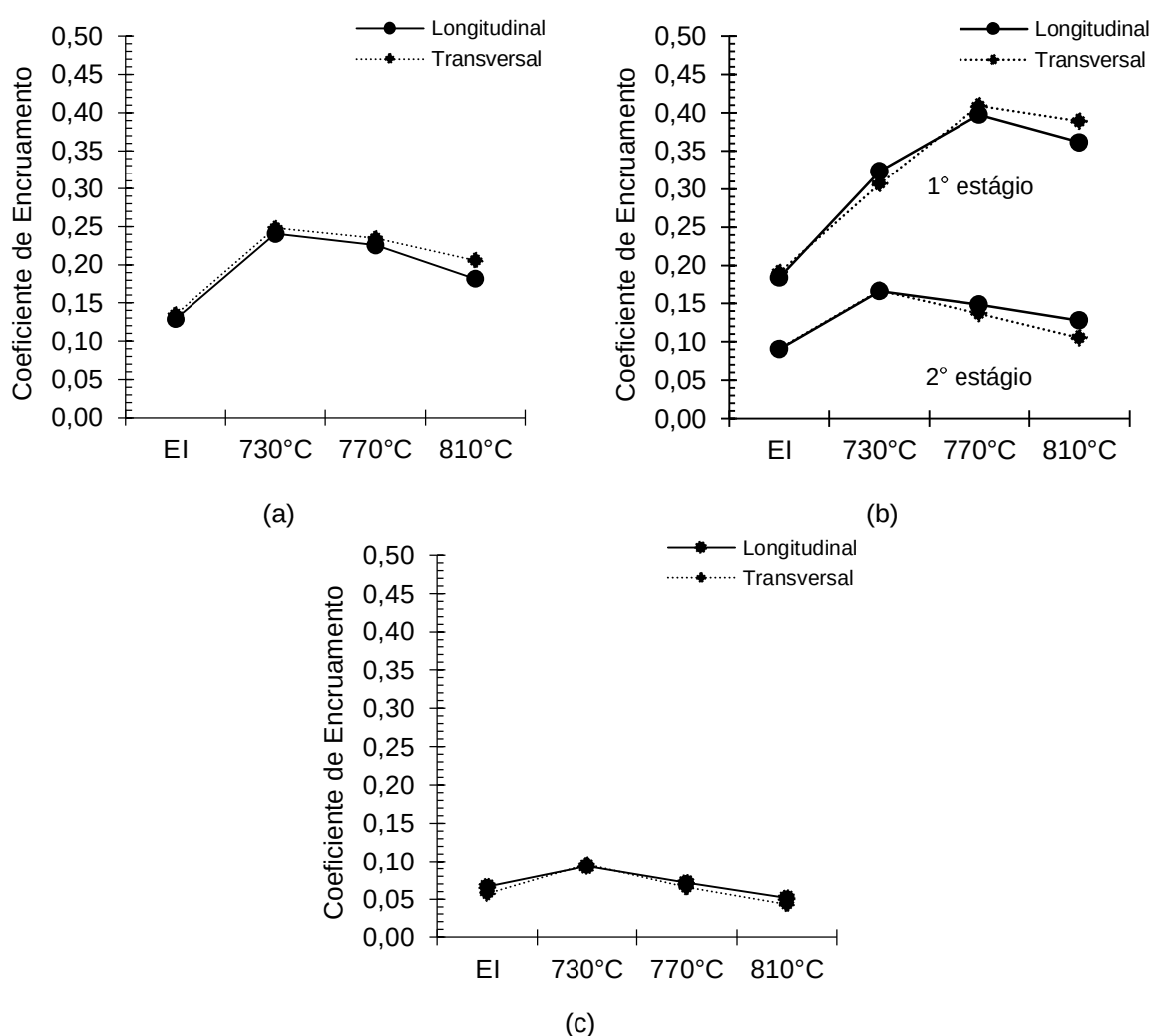
L- longitudinal e T- transversal.

Fonte: Produzido pelo autor.

Movahed et al. (2009) ao estudar o comportamento de um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn, por meio da linearização da equação de Hollomon, consideraram a

existência de apenas um ou de dois estágios de encruamento, de acordo com a temperatura intercrítica de processamento térmico. Em contraste com os resultados exibidos para os aços investigados no presente trabalho, observaram uma elevação dos valores de n com o aumento da temperatura e, conseqüentemente, com a fração volumétrica de martensita formada (Tabela 5.9). O comportamento verificado foi relacionado à diferença de resistência mecânica entre a ferrita e a martensita com a elevação da proporção do último constituinte, que afetaria o encruamento do material.

Figura 5.22 - Expoentes de encruamento do aço B nas diversas condições estudadas.



Análise da curva por Hollomon considerando (a) linearização / um estágio e (b) dois estágios e (c) pelo critério da formação da estricção. *EI – estado inicial.

Fonte: Produzido pelo autor.

Mazaheri et al. (2014a e 2014b), também empregando a linearização da equação de Hollomon e considerando o encruamento de um aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn em dois estágios, observaram que, similarmente aos resultados exibidos no presente

trabalho para ambos os materiais, o 2º estágio de encruamento seria caracterizado pela diminuição dos valores de n com a temperatura de aquecimento no tratamento intercrítico. Em relação ao 1º estágio, também não verificaram uma tendência clara de comportamento do expoente de encruamento com a temperatura mencionada. Nesse caso, contrastando com os resultados do presente trabalho, os valores de n do 1º estágio foram inferiores aos do 2º estágio.

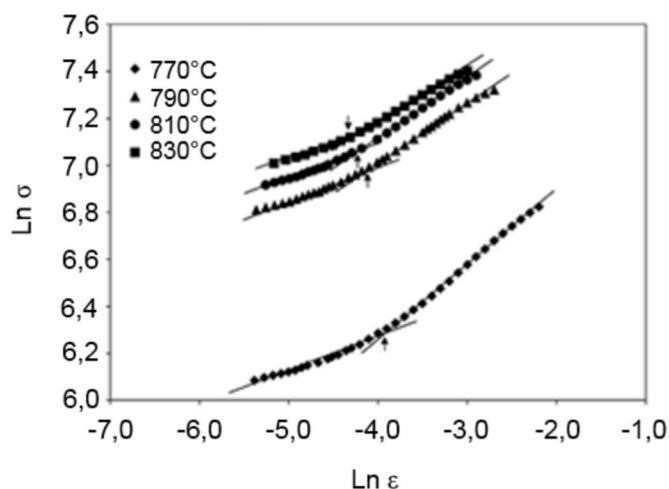
Tabela 5.9 - Expoentes de encruamentos nos dois estágios para cada temperatura intercrítica estudados por Movahed et al. (2009).

Temperatura Intercrítica (°C)	Fração de Martensita (%)	Expoente de Encruamento (n)	
		1º Estágio	2º Estágio
760°C	21,6%	0,251	-
780°C	23,6%	0,257	-
800°C	29,7%	0,267	-
820°C	46,8%	0,288	-
840°C	70,6%	0,431	0,188

Fonte: Movahed et al. (2009).

Na Figura 5.23 são mostrados os resultados das curvas $\log \sigma$ versus $\log \varepsilon$ do material estudado por Mazaheri et al. (2014a e 2014b) e na Tabela 5.10 são exibidos os valores dos expoentes de encruamento, acompanhados das frações volumétricas de martensita.

Figura 5.23 - Curvas $\log \sigma$ versus $\log \varepsilon$ de aços bifásicos exibindo dois estágios de encruamento.



Fonte: Traduzido de Mazaheri et al., 2014a e 2014b.

Os resultados mostrados na Figura 5.23 e na Tabela 5.10 são associados aos mecanismos de deformação presentes nos aços bifásicos (MAZAHERI et al., 2014a e 2014b). Inicialmente, correspondendo ao 1º estágio de encruamento, a deformação plástica ocorreria essencialmente na ferrita, ficando a martensita sujeita apenas à deformação elástica. No 2º estágio, ambos constituintes deformariam plasticamente, porém em magnitudes distintas. No caso de elevação da temperatura intercrítica de tratamento térmico, implicando no aumento da fração volumétrica de martensita, conforme mencionado anteriormente, o teor de carbono dessa segunda fase seria reduzido. Dessa forma, a resistência mecânica da martensita diminuiria e, com isso, sua plasticidade aumentaria. Como consequência final, o expoente de encruamento também seria reduzido, conforme os resultados exibidos no presente trabalho, independente da forma por meio da qual o valor de n foi determinado.

Tabela 5.10 - Expoentes de encruamentos nos dois estágios para cada temperatura intercrítica estudados por Mazaheri et al. (2014a e 2014b).

Temperatura Intercrítica (°C)	Fração de Martensita (%)	Expoente de Encruamento (n)	
		1º Estágio	2º Estágio
770°C	39%	0,088	1,829
790°C	73%	0,090	1,523
810°C	84%	0,089	1,364
830°C	91%	0,087	1,203

Fonte: Adaptado de Mazaheri et al. (2014a).

5.4 Coeficientes de Anisotropia

Na Tabela 5.11 são apresentados os valores dos parâmetros de anisotropia r (r_0 r_{45} r_{90}), e os coeficientes de anisotropia normal média ($\bar{r}$) e de anisotropia planar (ΔR) para o aço A nas três temperaturas intercríticas utilizadas.

Tabela 5.11 - Valores do parâmetros r e os coeficientes de anisotropia normal média e planar do aço A.

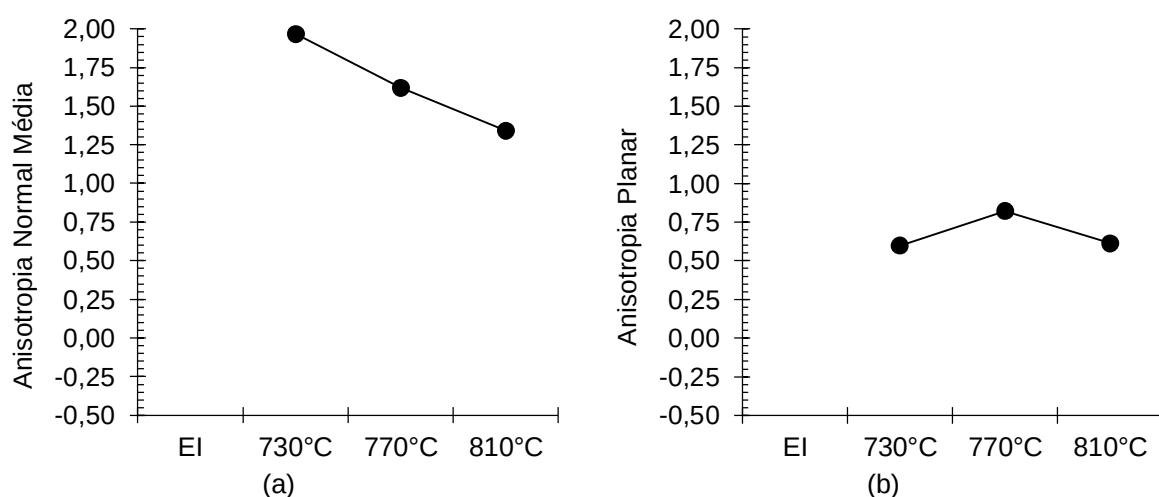
Condição	r_0	r_{45}	r_{90}	$\bar{r}$	Δr
Estado Inicial	-	-	-	-	-
730°C	1,9921	1,6682	2,5384	1,9667	0,5971
770°C	1,8548	1,2095	2,2050	1,6197	0,8204
810°C	1,3398	1,0354	1,9560	1,3416	0,6125

Fonte: Produzido pelo autor.

Nota-se a ausência dos dados referentes ao material no estado inicial, cuja análise foi impossibilitada pelo comportamento no alongamento do material que, durante o ensaio, não alcançou o percentual mínimo escolhido de 4% para realização do estudo. Em relação ao parâmetro de anisotropia r , observa-se que os valores referentes a r_{90} são maiores em relação aos demais e que os valores de r_{45} se mostraram inferiores aos valores de r_0 e r_{90} , o que está de acordo com o citado pela norma ASTM E517 (2000). Verifica-se que a elevação da temperatura intercrítica de tratamento térmico promoveu a diminuição do valor do parâmetro r . Esses resultados estão parcialmente de acordo com aqueles exibidos por Sakaki et al. (1990), cujo trabalho indicou a redução de r_0 e r_{90} com a temperatura e a elevação de r_{45} .

Considerando os coeficientes de anisotropia normal média e de anisotropia planar, na Figura 5.24 é mostrada a variação desses parâmetros para o aço A de acordo com a temperatura intercrítica utilizada. Observa-se que a elevação da temperatura promoveu uma redução do coeficiente de anisotropia normal média, enquanto que o coeficiente de anisotropia planar não indicou uma tendência de comportamento, notando-se o maior valor para a temperatura de 770°C.

Figura 5.24 - Variação dos coeficientes de anisotropia de acordo com a temperatura intercrítica utilizada no aço A.



(a) Coeficiente de anisotropia normal média e (b) coeficiente de anisotropia planar.
Fonte: Produzido pelo autor.

Os valores encontrados para o coeficiente de anisotropia normal médio indicam que à medida que a temperatura de tratamento intercrítico é aumentada, a capacidade de embutimento do material produzido a partir da mesma é reduzida, apresentando assim, uma diminuição na resistência ao afinamento e ao espessamento do material.

Tal característica é importante nos ensaios de estampagem, visto que, um valor elevado de $\bar{r}$ auxilia nos processos de conformação de chapas por estampagem (FERREIRA, 2005). De acordo com os resultados obtidos para o coeficiente de anisotropia planar, verifica-se que a condição de tratamento térmico intercrítico a 770°C, possivelmente é a mais propícia, dentre as estudadas, para o aparecimento de orelhamento.

Os valores dos parâmetros de anisotropia r e os coeficientes de anisotropia normal média e planar para o aço B são mostrados na Tabela 5.12, neste caso nas três temperaturas de tratamento intercrítico aplicadas e também no estado inicial. Na Figura 5.25 o comportamento do coeficiente de anisotropia normal média e planar do material de acordo com o aumento da temperatura intercrítica é apresentado.

Tabela 5.12 - Valores dos parâmetros r e os coeficientes de anisotropia normal média e planar do aço B.

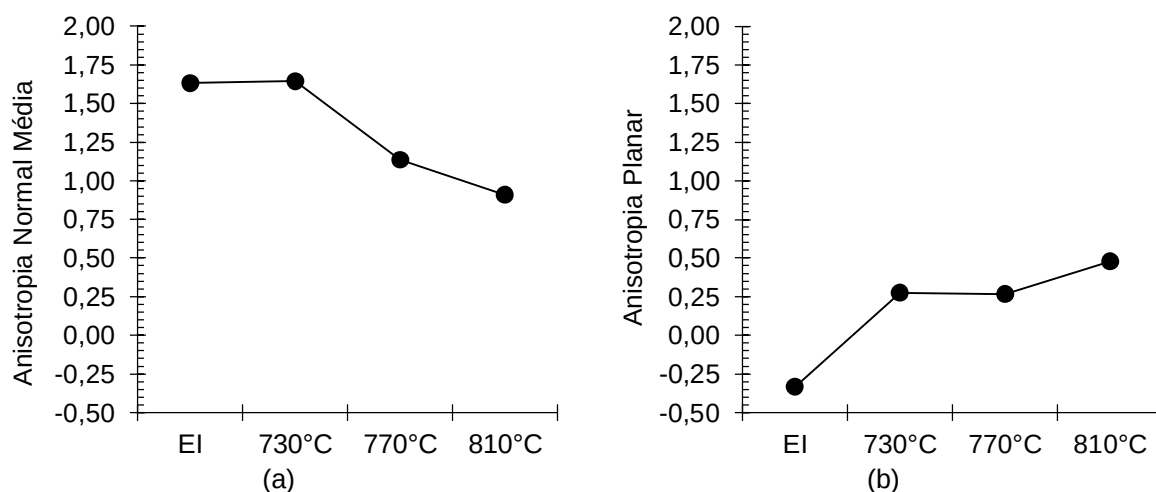
Condição	r_0	r_{45}	r_{90}	$\bar{r}$	Δr
Estado Inicial	1,0737	1,7992	1,8573	1,6323	-0,3337
730°C	1,7582	1,5396	1,8714	1,6449	0,2752
770°C	1,7401	1,5113	1,8172	1,1350	0,2675
810°C	1,2779	0,8960	1,4701	0,9074	0,4780

Fonte: Produzido pelo autor.

Similarmente ao aço A, o aço B exibiu valores de r_{90} maiores que os demais e os valores de r_{45} se mostraram inferiores, com exceção do material no estado inicial. Verifica-se novamente que a elevação da temperatura intercrítica levou à redução dos coeficientes de anisotropia pura. Considerando os resultados apresentados na Figura 5.25, o aumento da temperatura intercrítica de tratamento do aço B culminou em uma redução do coeficiente de anisotropia normal médio.

Ainda em termos do coeficiente de anisotropia planar, o resultado obtido para o aço B no estado inicial exhibe um valor negativo. Nas condições de tratamentos térmicos intercríticos deste material, os valores encontrados refletem a existência de sensibilidade à alteração da direção da chapa. Individualmente, verifica-se que o aço A exibiu valores mais elevados dos coeficientes de anisotropia, com exceção da anisotropia pura a 45° do material tratado termicamente a 770°C.

Figura 5.25 - Variação dos coeficientes de anisotropia de acordo com a temperatura intercrítica utilizada no aço B.



(a) Coeficiente de anisotropia normal média e (b) coeficiente de anisotropia planar.

Fonte: Produzido pelo autor.

5.5 Ensaio de Dobramento

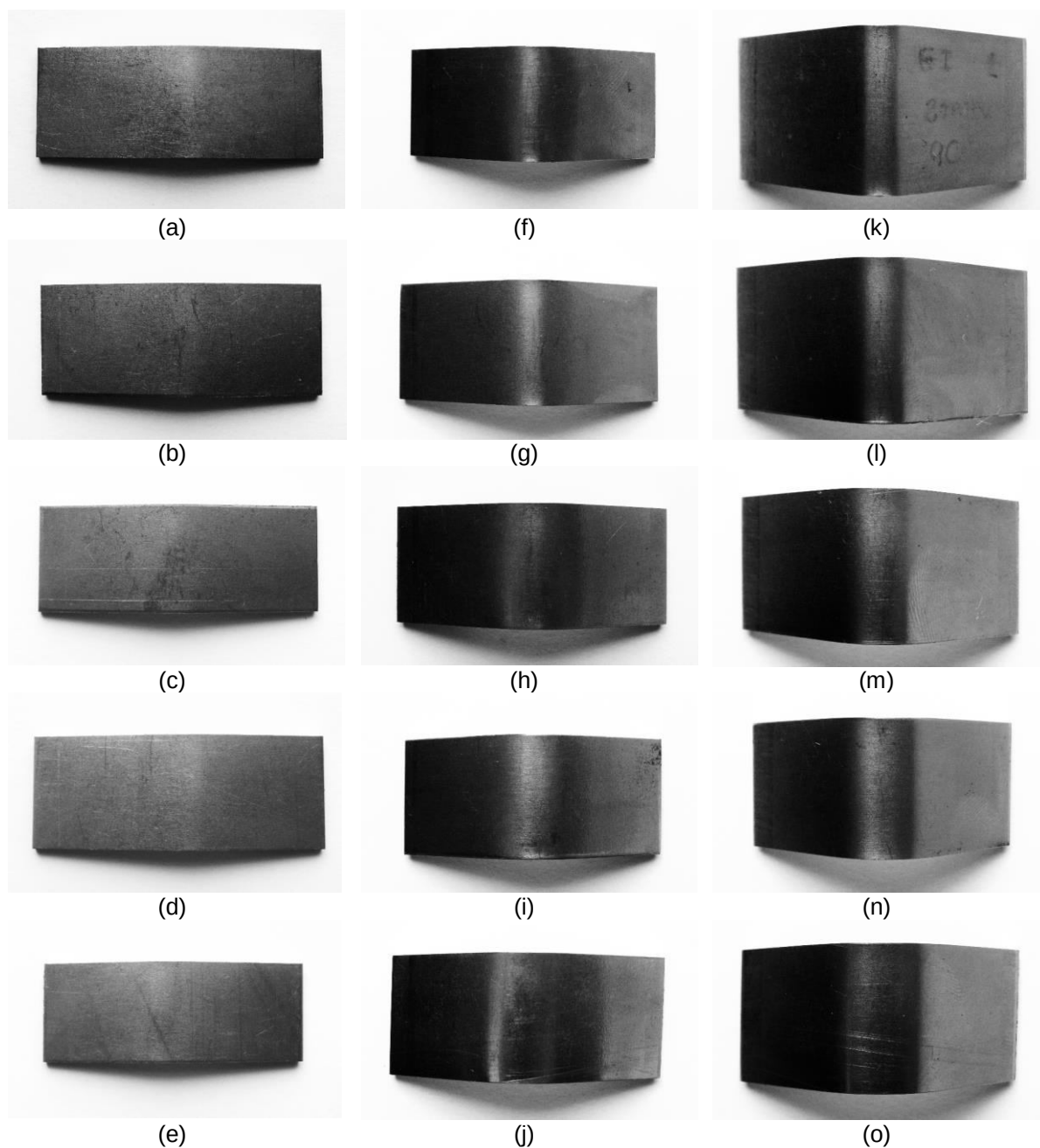
5.5.1 Análise macroscópica da região de dobramento

De maneira geral, em praticamente todas as condições estudadas nos dois materiais, após a realização da análise macroscópica da região de dobramento, verificou-se que as amostras apresentavam superfície lisa, com ausência de estriamento ou fraturas, conforme os exemplos da Figura 5.26.

A exceção encontrada na análise macroscópica foi referente aos corpos de prova do aço A no estado inicial (DP 800), submetido a dobramento na direção transversal ao de laminação original, com os ângulos de 60° e 90°, nos cinco raios utilizados. A Figura 5.27 evidencia as regiões das amostras submetidas ao dobramento com ângulo de 60° e 90°, nas quais ocorreram estriamentos e fraturas, respectivamente.

Nota-se que para o ângulo de 60° as estrias apareceram no sentido da largura do corpo de prova, na superfície externa de dobramento e que, de acordo com o aumento do raio de dobramento, menor a evidência do estriamento na superfície do material. Para o ângulo de 90°, nas condições de raio de dobramento de 2mm, 4mm, 6mm e 8mm, observa-se a incidência de propagação de trincas, também no sentido da largura do material, na região externa das amostras. Na amostra submetida ao raio de 10mm, constatou-se apenas a ocorrência de estriamento.

Figura 5.26 - Exemplo do aspecto macroscópico de amostras submetidas a dobramento com ângulos de 30°, 60° e 90° e raios de 2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm.



Ângulo de dobramento 30°: raios: (a) 2mm; (b) 4mm; (c) 6mm; (d) 8mm e (e) 10mm.

Ângulo de dobramento 60°: raios: (f) 2mm; (g) 4mm; (h) 6mm; (i) 8mm e (j) 10mm.

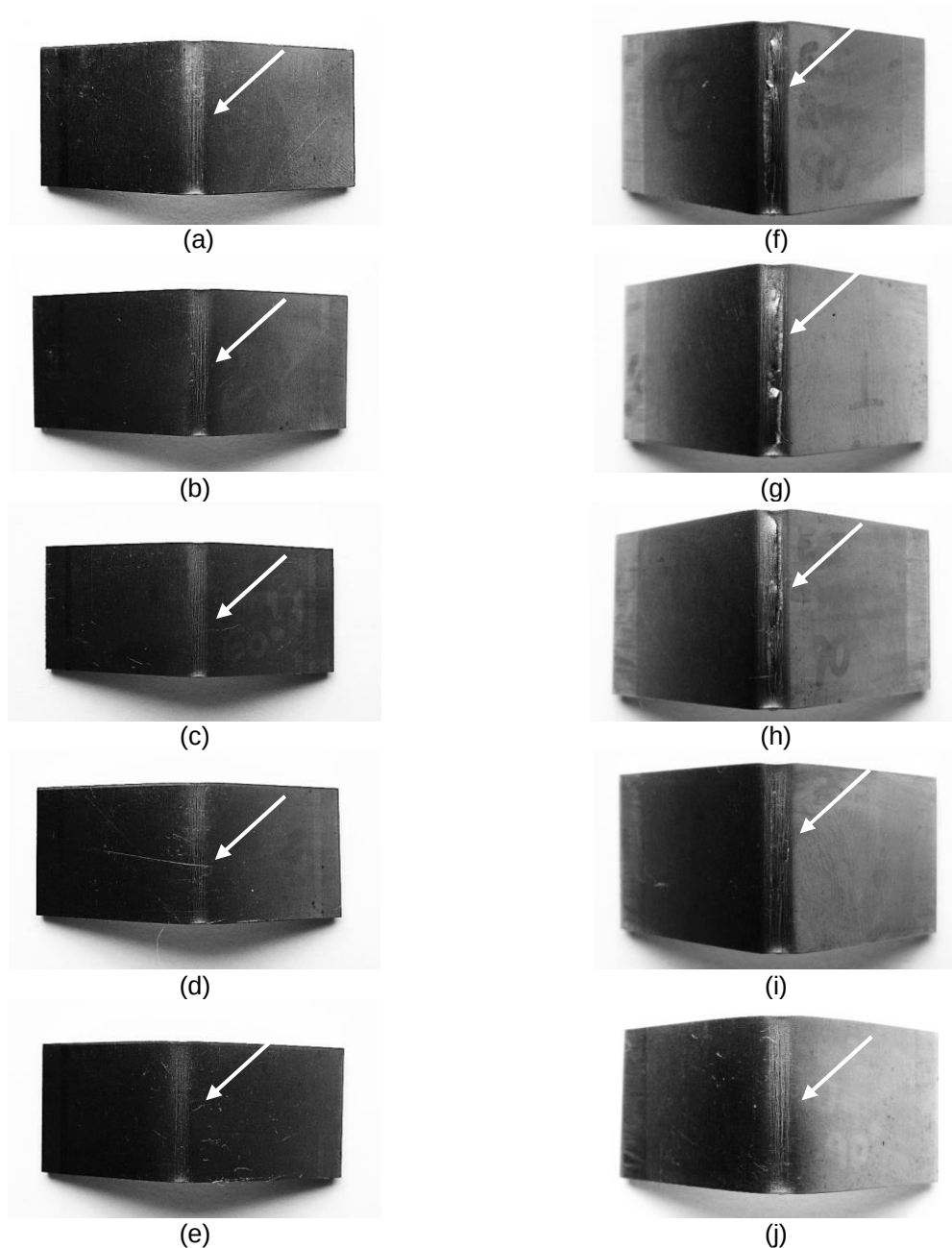
Ângulo de dobramento 90°: raios: (k) 2mm; (l) 4mm; (m) 6mm; (n) 8mm e (o) 10mm.

Fonte: Produzido pelo autor.

Comparando as condições de dobramento com ângulo de 60° e 90°, percebe-se que o aumento dos níveis de deformação do ensaio, ou seja, quanto maior o ângulo de dobramento e menor o raio do cutelo, mais propícia é a formação de trincas nos corpos de prova submetidos ao dobramento. Ressalta-se ainda que, apesar dos fenômenos terem sido constatados apenas para os corpos de prova confeccionados

na direção transversal em relação à de laminação, a condição de estado inicial desse material praticamente não apresentava ductilidade, conforme resultado de alongamento uniforme no ensaio de tração comentado anteriormente.

Figura 5.27 - Aspecto macrográfico das amostras de aço A no estado inicial (DP 800), transversal à direção de laminação, com ângulos de dobramento de 60° e 90°.



Ângulo de dobramento 60°: raios: (a) 2mm; (b) 4mm; (c) 6mm; (d) 8mm e (e) 10mm.
 Ângulo de dobramento 90°: raios: (f) 2mm; (g) 4mm; (h) 6mm; (i) 8mm e (j) 10mm.
 Fonte: Produzido pelo autor.

Hudgins et al. (2010) explicam que a ocorrência de falhas em aços bifásicos está relacionada com sua ductilidade limitada, podendo levar a formação e propagação de

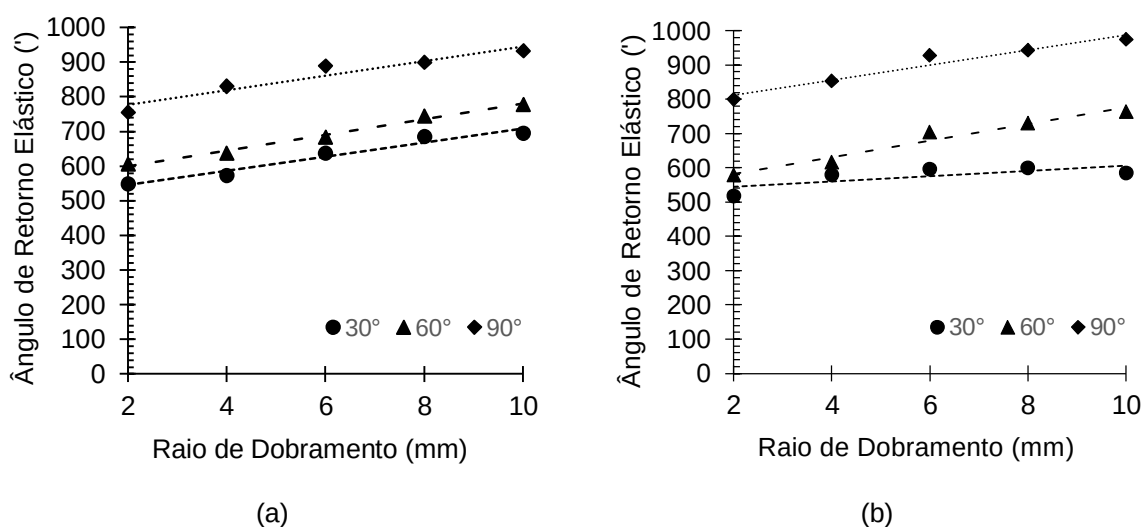
fissuras no dobramento. A ocorrência de trincas na superfície externa de dobramento em aços avançado de alta resistência também foi evidenciada por Réche et al. (2011) e Soyarslan et al. (2012) em aços TRIP e DP 1000, respectivamente.

Alguns estudos sobre a fratura em operações de dobramento de aços avançados de alta resistência concluíram que a propagação de trincas pode se dar tanto na interface entre as ilhas de martensita e a matriz ferrítica quanto através da martensita (WANG; WEI, 2013; UTHAISANGSUK et al., 2011).

5.5.2 Análise do retorno elástico no dobramento

O comportamento do aço A no estado inicial e tratado termicamente, em relação ao retorno elástico, observado no ensaio de dobramento nas direções longitudinal e transversal em relação à de laminação original, para cada ângulo e raio utilizados, é apresentado na Figura 5.28 e 5.29.

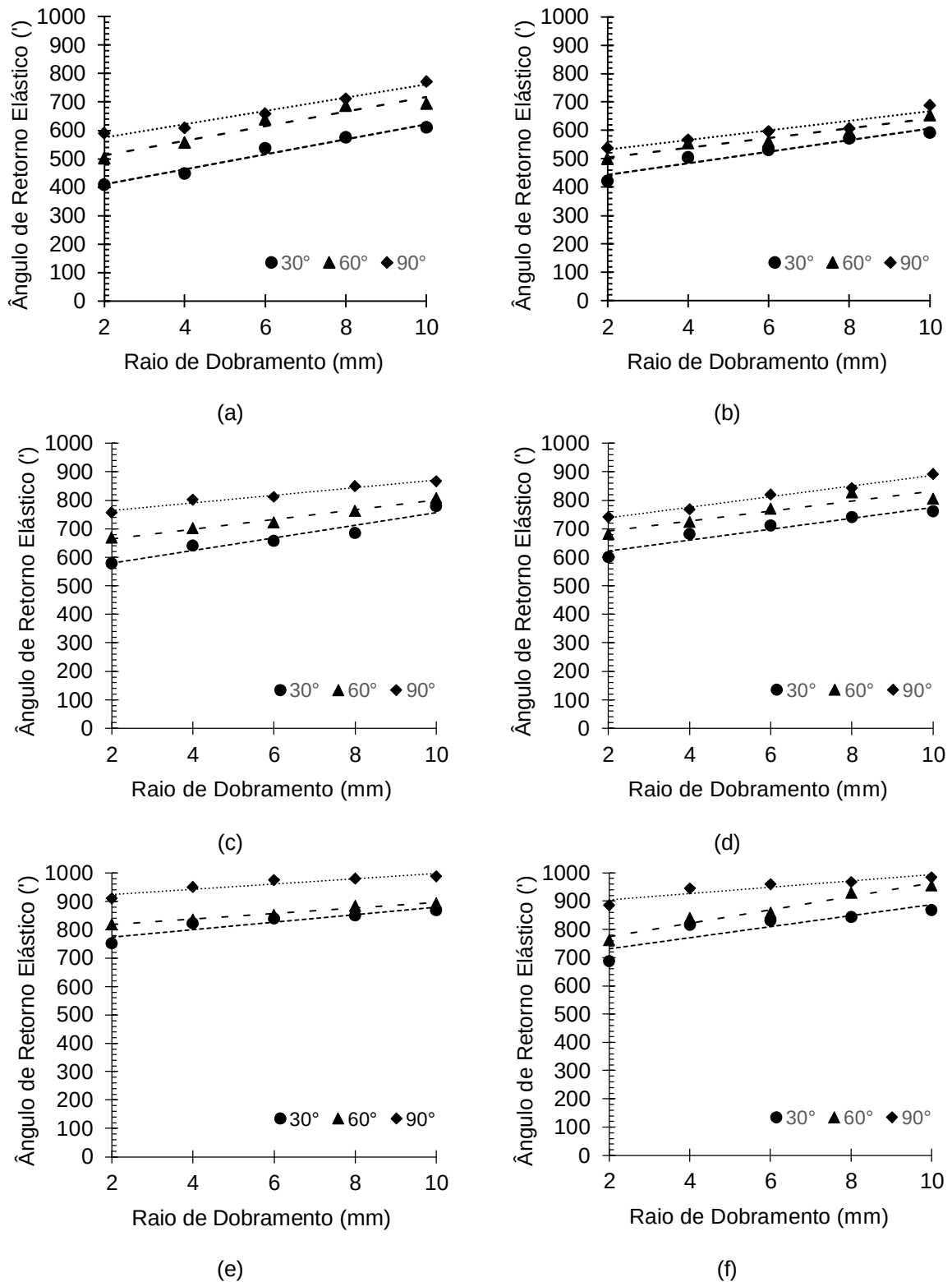
Figura 5.28 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço A no estado inicial.



Direção (a) longitudinal e (b) transversal em relação à de laminação.
Fonte: Produzido pelo autor.

Verifica-se, no estado inicial, a ocorrência de elevação do ângulo de retorno elástico de acordo com o aumento do ângulo de dobramento e do raio do cutelo, tanto a 0° quanto a 90° em relação à direção de laminação. Observa-se que, apesar de uma pequena superioridade dos valores obtidos na direção transversal, não foram observadas diferenças substanciais entre as direções estudadas.

Figura 5.29 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço A submetido a tratamento térmico intercrítico nas temperaturas de 730°C, 770°C e 810°C.



(a) 730°C - longitudinal; (b) 730°C - transversal; (c) 770°C - longitudinal; (d) 770°C - transversal; (e) 810°C - longitudinal e (f) 810°C - transversal.

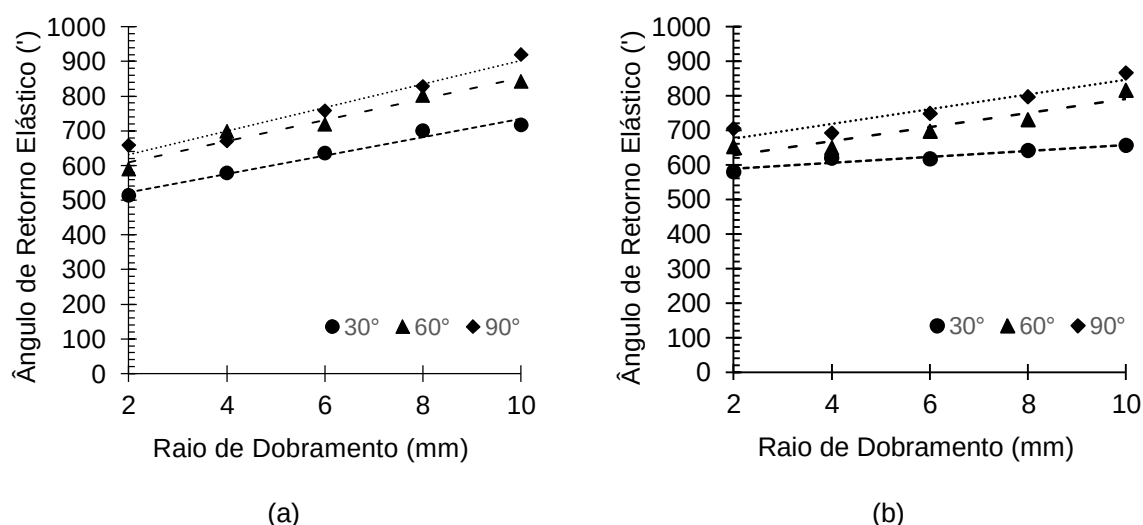
Fonte: Produzido pelo autor.

Para as condições do aço A submetido às temperaturas intercríticas utilizadas, percebe-se que, de maneira geral, assim como no estado inicial, ocorre a elevação da recuperação elástica de acordo com o aumento do ângulo e do raio de dobramento.

Ao comparar as três temperaturas intercríticas, verifica-se uma elevação do ângulo de retorno elástico com o aumento da temperatura. Este comportamento está relacionado com o aumento da fração da fase martensítica em temperaturas mais elevadas de processamento térmico, que resulta em uma microestrutura com resistência mecânica em média mais elevada, inclusive com aumento no limite de escoamento e, em contrapartida, diminuição da ductilidade do material.

Os dados referentes à análise do retorno elástico do aço B no estado inicial são exibidos na Figura 5.30. Assim como no aço A, observa-se uma elevação do retorno elástico de acordo com o aumento do ângulo e do raio de dobramento.

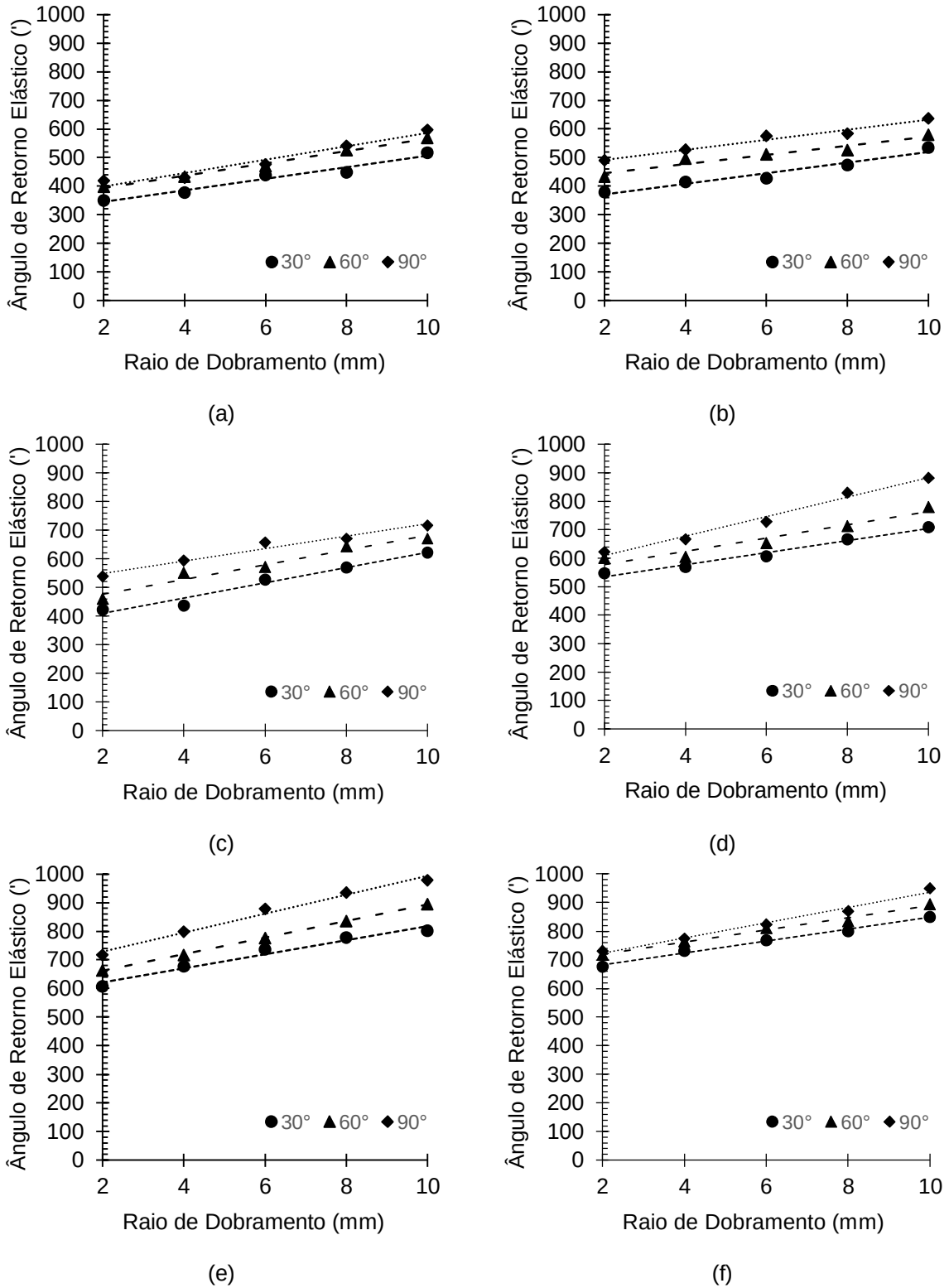
Figura 5.30 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço B no estado inicial.



Direção (a) longitudinal e (b) transversal em relação à de laminação original.
Fonte: Produzido pelo autor.

Na Figura 5.31 é exibido o comportamento em termos de retorno elástico do aço B submetido às temperaturas intercríticas utilizadas. Observa-se que, em geral, assim como no estado inicial, ocorre a elevação da recuperação elástica de acordo com o aumento do ângulo e do raio de dobramento. Considerando o efeito da temperatura intercrítica, verifica-se comportamento similar ao do aço A.

Figura 5.31 - Ângulos de retorno elástico verificados no dobramento do aço B submetido a tratamento térmico intercrítico nas temperaturas de 730°C, 770°C e 810°C.



(a) 730°C - longitudinal; (b) 730°C - transversal; (c) 770°C - longitudinal; (d) 770°C - transversal; (e) 810°C - longitudinal e (f) 810°C - transversal.
Fonte: Produzido pelo autor.

A partir da observação do retorno elástico apresentado pelos materiais nas diversas condições estudadas, infere-se que o aumento da severidade do ângulo aplicado ao ensaio de dobramento resultou em um incremento nos valores da recuperação elástica, dados reiterados por estudos realizados com outros materiais, com características diversas (SALES, 2013; TEKASLAN, 2006, TEKINER, 2004, INAMDAR et al., 2002).

Em relação ao comportamento do retorno elástico para os raios de dobramento utilizados, foi observado para ambos os aços, uma elevação dos valores de recuperação elástica de acordo com o aumento do raio, o que está de acordo com os trabalhos apresentados por Tekaslan et al. (2006) e Sales (2013).

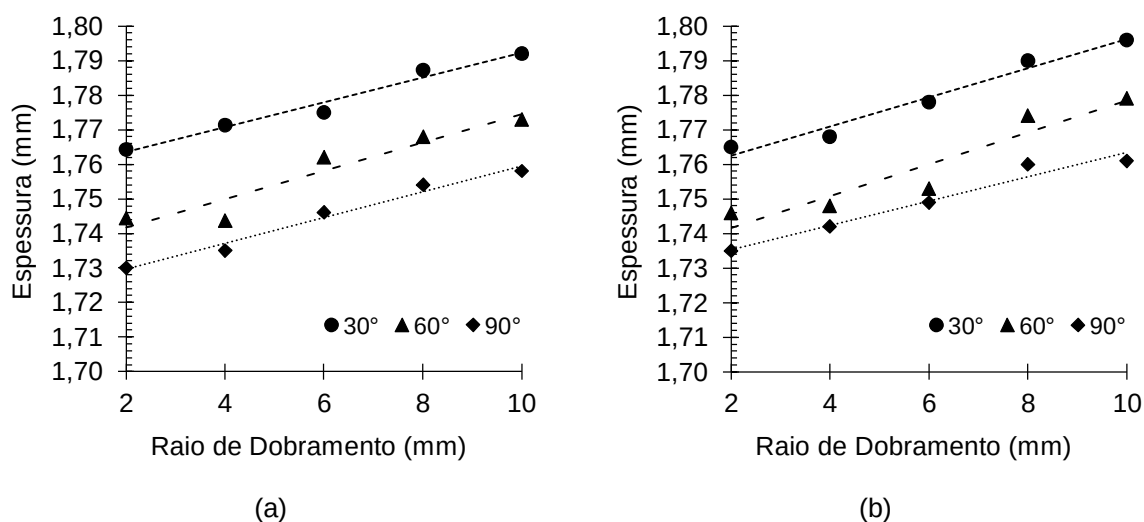
Considerando outros trabalhos realizados para aços bifásicos ou mesmo para aços avançados de alta resistência, Souza e Holfe (2013) avaliaram o retorno elástico de um aço bifásico e observaram a diminuição do fenômeno com a redução do raio de dobramento. Similarmente, Wang et al. (2011) afirmaram que para aços avançados de alta resistência, para reduzir a recuperação elástica deve-se empregar raios de dobramentos menores.

Por outro lado, Chalal et al. (2012) estudaram o comportamento no retorno elástico de chapas de aços avançados de alta resistência em testes de dobramento sob tensão, dentre eles o aço bifásico, e, de encontro aos resultados observados, foi evidenciada uma diminuição da recuperação elástica para os maiores raios de ferramenta. No entanto, esta tendência foi revertida para pequenas razões de R/t , observando que abaixo de um certo limite, a ferramenta de menor raio induziu uma diminuição da recuperação elástica.

5.5.3 Análise da espessura na região do dobramento

Na Figura 5.32 são mostrados os gráficos referentes às medidas de espessura da região dobrada de cada amostra do aço A no estado inicial. Observa-se que, dado que a espessura inicial do aço é de 1,80mm, constatou-se que ocorreu uma diminuição da espessura mais pronunciada de acordo com o aumento do ângulo de dobramento e com a diminuição do raio do cutelo ou seja, conforme aumenta a severidade do ensaio.

Figura 5.32 - Espessura na região de dobramento do aço A no estado inicial.



Direção (a) longitudinal e (b) transversal em relação à de laminação.
 Fonte: Produzido pelo autor.

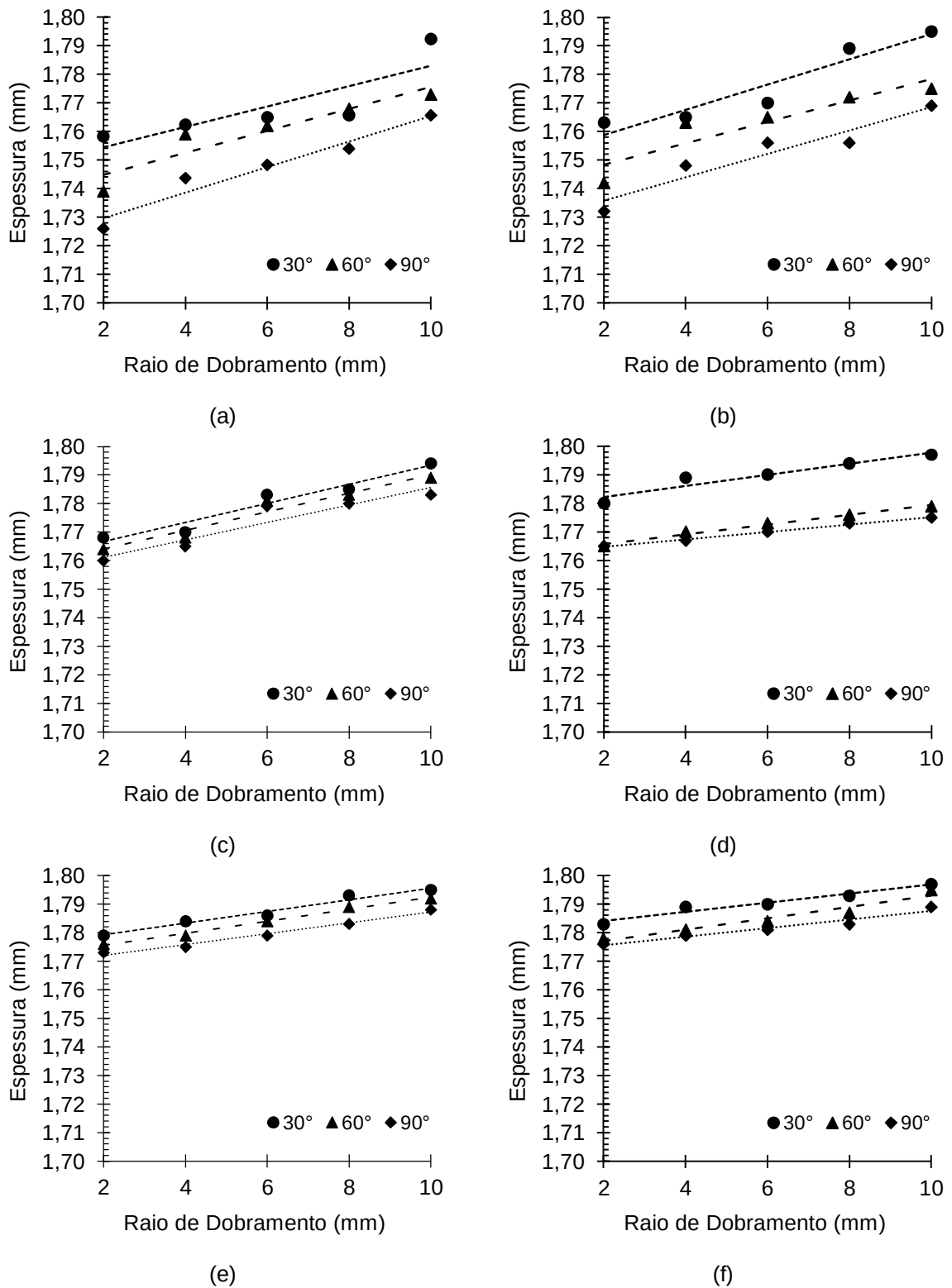
A Figura 5.33 exibe a alteração na espessura para as condições nas quais o aço A foi submetido a tratamento intercrítico. Na alteração na espessura para as demais condições estudadas do aço A, é observada, de forma individual, a mesma tendência exibida pelo material no estado inicial. Em adição a esse comportamento, verifica-se que a espessura é inferior na menor temperatura intercrítica utilizada e, conforme ocorre a elevação da temperatura, a espessura torna-se maior. Assim, quanto menor a temperatura intercrítica, situação na qual foi obtida uma menor proporção do constituinte MA, mais acentuada foi a alteração na espessura do aço A na região de dobramento. Por fim, observa-se que o efeito do ângulo e do raio de dobramento parecem ser mais acentuados para as situações nas quais a menor temperatura intercrítica foi empregada.

De forma similar ao aço A, para o aço B no estado inicial, de espessura 2,00 mm, de maneira geral, nota-se a redução da espessura conforme a diminuição do raio e a elevação do ângulo de dobramento (Figura 5.34).

Nas temperaturas intercríticas estudadas para o aço B (Figura 5.35), observa-se que quanto maior a severidade do ensaio, ou seja, quanto maior o ângulo de dobramento e quanto menor o raio do cutelo, menor é a espessura resultante.

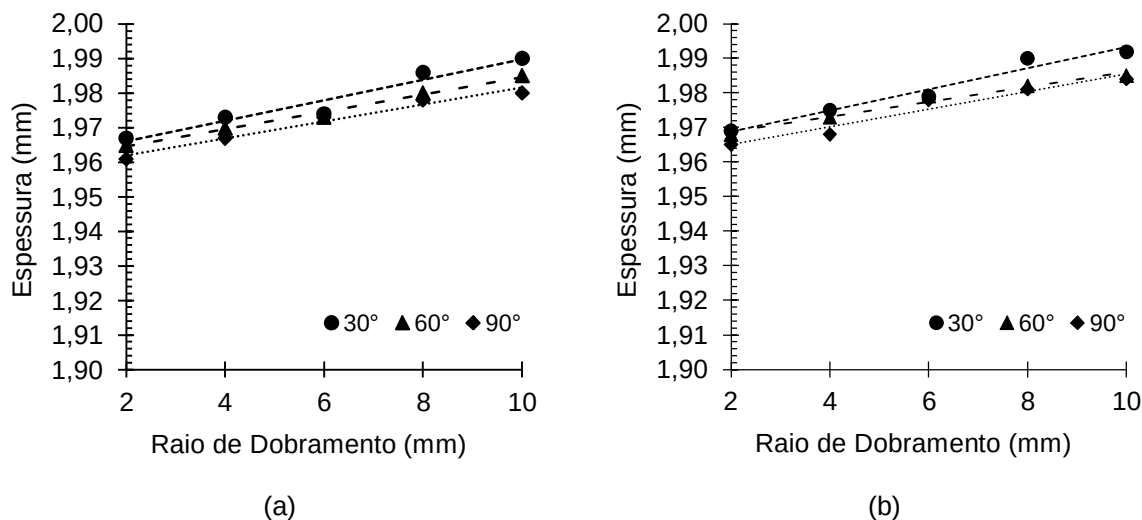
Nota-se que, assim como no aço A, no aço B o aumento da temperatura intercrítica culminou em um maior valor da espessura do material, ou seja, quanto maior a resistência do material, menor a redução da espessura sofrida pelo corpo de prova.

Figura 5.33 - Espessura na região de dobramento do aço A nas temperaturas intercríticas.



(a) 730°C - longitudinal; (b) 730°C - transversal; (c) 770°C - longitudinal; (d) 770°C - transversal; (e) 810°C - longitudinal e (f) 810°C - transversal.
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.34 - Espessura na região de dobramento no aço B no estado inicial.

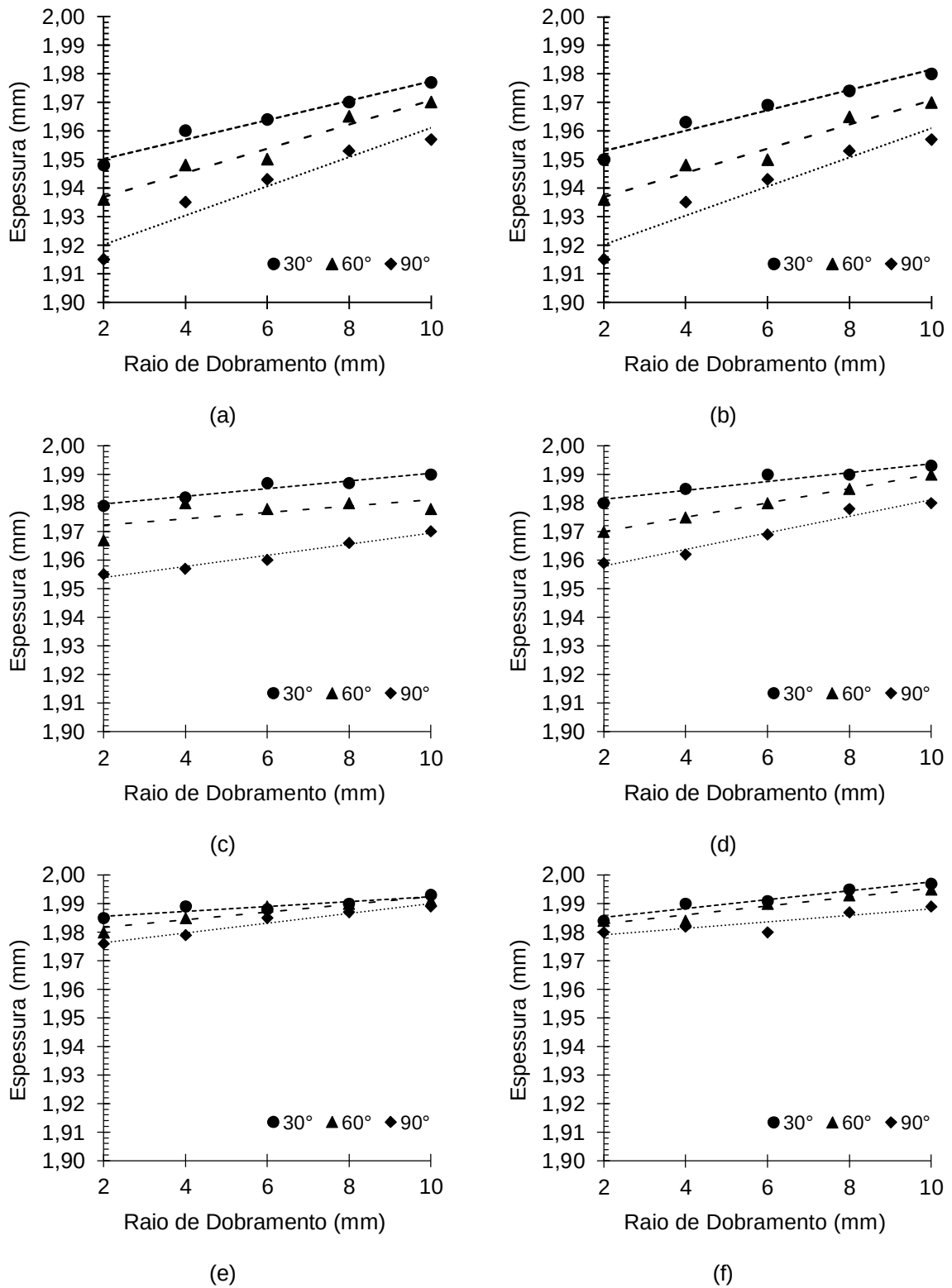


Direção (a) longitudinal e (b) transversal em relação à de laminação.
 Fonte: Produzido pelo autor.

De maneira similar aos relativos às propriedades mecânicas e à análise do retorno elástico, observa-se que, apesar de uma pequena superioridade dos valores obtidos na direção transversal ao de laminação original, não são observadas diferenças substanciais entre as direções estudadas.

Chalal et al. (2012) observaram a redução na espessura no estudo de aços avançados de alta resistência, dentre eles um aço bifásico de 2mm de espessura, em testes de dobramento sob tensão. Foi verificada uma redução de 6% na espessura deste material com o uso de um raio de 15mm e de 18% com um raio de 5mm. Os autores consideram que a variação na espessura é um dos fatores principais que inviabilizam a previsão do retorno elástico em processos de conformação de chapas, em casos que a razão entre o raio da ferramenta e a espessura torna-se muito pequena.

Figura 5.35 - Espessura na região de dobramento do aço B nas temperaturas intercríticas.



(a) 730°C - longitudinal; (b) 730°C - transversal; (c) 770°C - longitudinal; (d) 770°C - transversal; (e) 810°C - longitudinal e (f) 810°C - transversal.

Fonte: Produzido pelo autor.

6. CONCLUSÕES

- Os materiais estudados, em todos os casos, apresentaram microestruturas compostas pelos constituintes ferrita e martensita, e o aumento da temperatura intercrítica resultou tanto qualitativamente quanto quantitativamente em uma elevação da fração de martensita nas microestruturas.
- Em termos microestruturais, ao comparar os aços A e B, foi observado o aço A exibiu uma maior proporção de constituinte MA em relação ao aço B. Este fato pode estar relacionado seu maior teor de manganês, um dos elementos responsáveis pelo aumento da temperabilidade do material.
- Na difração de raios X não foi observada a presença de austenita retida, que comporia com a martensita o constituinte MA, e de outras fases, o que possivelmente se deve à proporção reduzida dessas, não sendo possível serem identificadas pela técnica empregada.
- Em relação à dureza, para ambos os materiais, o aumento da temperatura intercrítica, resultou em uma elevação dos valores dessa propriedade, notando-se uma tendência de aumento mais acentuada para o aço A, o que vai ao encontro dos resultados obtidos nas análises anteriores dos constituintes.
- De maneira geral, a elevação da temperatura resultou em um aumento das tensões limite de resistência e de escoamento, assim como a redução do alongamento uniforme, comportamento que está de acordo com a análise microestrutural realizada.
- Em relação aos expoentes de encruamento, considerando tanto a abordagem a partir da equação de Hollomon como o critério da formação da estricção, foi observado que este é reduzido com a elevação da temperatura intercrítica para os dois materiais e que, em geral, os aços nos estados iniciais exibiram expoentes de encruamento inferior às demais condições.
- Para as análises do expoente de encruamento considerando estágio único e dois estágios de encruamento verificou-se que os valores obtidos no estágio único foram intermediários aos valores mostrados em dois estágios e ainda que os resultados sugerem que existe uma maior confiabilidade na análise desse expoente quando considerados dois estágios de encruamento.
- Ao comparar as duas abordagens utilizadas para ao cálculo do expoente de encruamento, verificou-se que os valores obtidos pelo critério da formação da

estricção foram inferiores àqueles observados a partir da equação de Hollomon.

- O aumento da temperatura intercrítica resultou em uma diminuição dos parâmetros r , o que influenciou na redução do coeficiente de anisotropia normal nos dois materiais, indicando que à medida que a temperatura de tratamento intercrítico é aumentada, a capacidade de estiramento do material é reduzida, apresentando assim, uma diminuição na resistência ao afinamento e ao espessamento do material.

- No que se refere ao coeficiente de anisotropia planar, este não indicou uma tendência de comportamento em relação à alteração da temperatura para o aço A. Para o aço B ocorreu uma elevação nestes coeficientes com o aumento da temperatura intercrítica.

- Na análise macroscópica da região do dobramento praticamente em todas as condições estudadas nos dois materiais, verificou-se que as amostras apresentavam superfície lisa, com ausência de estriamento ou fraturas.

- Foi observada a elevação do retorno elástico de acordo com o aumento do raio e do ângulo de dobramento para os dois materiais. Similarmente, a elevação da temperatura intercrítica resultou um aumento do retorno elástico, comportamento relacionado com o aumento da fração da fase martensítica em temperaturas mais elevadas de processamento térmico.

- Em relação ao comportamento dos materiais em termos de espessura, verificou-se uma diminuição com o aumento da severidade do ensaio e que, conforme ocorreu a elevação da temperatura, essa redução dimensional foi menos acentuada.

- Considerando os efeitos da direção de laminação prévia aos tratamentos térmicos no comportamento do material a partir do ensaio de tração e de dobramento, verificou-se que, em geral, não foram evidenciadas diferenças significativas de resultados entre as direções estudadas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, A.J.; ANAZAWA, R.M.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S.; SOUZA, G.A. Caracterização microestrutural de aços multifásicos por microscopia óptica com a utilização de diferentes ataques químicos. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 18, 2008. **Anais...Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, 2008.

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. 2, n. 2, p. 195-205, 2012.

ADAMCZYK, J. GRAJCAR, A. Heat treatment and mechanical properties of low-carbon steel with dual-phase microstructure. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 22, 2007, p. 13-20.

AGARWAL, N.; CHAUDHARI, G.P.; NATH, S.K. Slurry and cavitation erosion of HSLA steel processed by warm multidirectional forging and inter-critical annealing. **Tribology International**, v. 70, 2014, p.18-25.

AHMAD, E.; MANZOOR, T.; HUSSAIN, N. Thermomechanical processing in the intercritical region and tensile properties of dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 508, 2009, p. 259-265.

AL AZRAQ, S.; TETI, R.; COSTA, J. Springback prediction with FEM analysis of advanced high strength steel stamping process. In: Virtual International Conference Intelligent Production Machines and Systems, 2, 2006. **Anais...Intelligent Production Machines and Systems**, 2006.

ALFAIDI, M. F.; XIAOXING, L. Determination of springback in sheet metal forming. **Technologies in machine building**, v.5, 2009, p.129-134.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E562**: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING METALS. **ASTM E290**: standard test methods for bend testing of material for ductility. Pennsylvania, 2009.

ASADI, M.; COOMAN, B. C.; PALKOWSKI, H. Influence of martensite volume fraction and cooling rate on the properties of thermomechanically processed dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 538, 2012, p. 42-52.

ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004. 2733p.

ASM HANDBOOK. **Properties and selection irons steels and high performance alloys**. Ohio: ASM International, 1993. 2521p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6152-1:** Materiais Metálicos – Ensaio de Tração Parte 1: método de ensaio à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2002.

BOHLOOLI, H.; NAKHAEI, M. Comparison of mechanical properties of bainite/ferrite dual phase 4340 steels with different percents of ferrite. **World Sciences Journal**, v. 3, 2013, p. 161-169.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed (1 digital). Campinas: EPUSP, 2011. 258p. Disponível em: www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICA/DOSMETAIS.pdf. Acesso em: 01 ago. 2013.

BYU MECHANICAL ENGINEERING. Disponível em: http://meen282.et.byu.edu/sites/meen282.et.byu.edu/files/PPT/16SheetMetalForming_files/frame.htm. Acesso em: 17.dez 2014.

CALCAGNOTTO, M.; PONGE, D.; DEMIR, E.; RAABE, D. Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD. **Materials Science Engineering**, v. 527, 2010, p. 2738-2746.

CARDEN, W.D.; GENG, L.M.; MATLOCK, D.K.; WAGONER, R.H. Measurement of springback. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 44, 2002, p.79-101.

CHALAL, H.; RACZ, S.; BALAN, T. Springback of thick sheet AHSS subject to bending under tension. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 59, 2012, p. 104-114.

CHEN, P.; GHASSEMI-ARMAKI, H.; KUMAR, S.; BOWER, A.; BHAT, S.; SADAGOPAN, S. Microscale-calibrated modeling of the deformation response of dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 65, 2014, p. 133-149.

CHONGTHAIRUNGRUANG, B.; UTHAISANGSUK, V.; SURANUNTCHAI, S.; JIRATHEARANAT, S. Experimental and numerical investigation of springback effect for advanced high strength dual phase steel. **Materials and Design**, v. 39, 2012, p.318-328.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

CORREA, E.C.S. **Aspectos do encruamento de metais previamente deformados a frio**. 2004. 233 f. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Belo Horizonte, 2004.

CORREA, S. M. B. B. **Probabilidade e estatística**. 2ªed. Belo Horizonte: PUC Minas Virtual, 2003, 116 p.

DIEGO-CALDERON, I.; SANTOFIMIA, M.J.; MOLINA-ALDAREGUIA, J.M. Deformation behavior of a high strength multiphase steel at macro and micro-scales. **Materials Science & Engineering A**, v.611, 2014, p.201-211.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3 ed. Columbus: McGraw-Hill, 1981. 800p.

DIETER, G.E. **Workability testing techniques**. Ohio: American Society for Metals ASM, 1984. 324p.

FEREIDUNI, E.; BANADDKOUKI, S. S. G. Ferrite hardening response in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 589, 2014, p.288-294.

FEREIDUNI, E.; BANADDKOUKI, S. S. G. Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, 2013, p.351-359.

FERREIRA, J.S.; **Efeito da fração volumétrica de martensita, formada no resfriamento após recozimento intercrítico, no grau de estriamento, propriedades mecânicas e estampabilidade de um aço tipo AISI 430**. 2005, 118f. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Belo Horizonte, 2005.

FONSECA, F. A. V.; COSTA, F. S.; TAISS, E. J. M.; LIMA, H. R. Aço bifásico processado via linha de galvanização contínua – revisão e estágio atual de produção na Usiminas/Unigal. In: Seminário de Laminação da ABM – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 42., Outubro de 2005, Santos. **Anais...**Santos: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

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

GHAHERI, A.; SHAFYEI, A.; HONARMAND, M. Effects of inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dual-phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles. **Materials and Design**, v. 62, 2014, p. 305-319.

GHANEI,S.; KASHEFI, M.; MAZINANI, M. Comparative study of eddy current and Barkhausen noise nondestructive testing methods in microstructural examination of ferrite-martensite dual-phase steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v.356, 2014, p. 103-110.

GHASSEMI-ARMAKI, H.; MAAB, R.; BHAT, S.P.; SRIRAM, S.; GREER, J.R.; KUMAR, K.S. Deformation response of ferrite and martensite in a dual phase steel. **Acta Materialia**, v. 62, 2014, p. 197-211.

GORNI, A. A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica, **Revista Escola de Minas**, v. 49, 1995, p. 40-44.

GORNI, A.A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades. **Corte e Conformação de Metais**, v.44, 2008, p.26-57.

GORNI, A.A.; BRANCHINI, O. L. G. Determinação das temperaturas de transformação da austenita através de análise térmica. In: X Seminário sobre metalurgia física e

tratamentos térmicos – COMFIT, 10.,1989, Rio de Janeiro. **Anais...**Rio de Janeiro: Seminário sobre metalurgia física e tratamentos térmicos, 1989.

GORNI, A.A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. **Corte e Conformação de Metais**, v. 62, 2010, p. 62-77.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. In: Congresso de Corte e Conformação de Metais, 5, 2009, São Paulo. **Anais...**São Paulo: Congresso de Corte e Conformação de Metais, 2009.

GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. Thrid generation AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 12, 2012, p. 334-341.

HADIANFARD, M.J. Low cycle fatigue behavior and failure mechanism of a dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 499, 2009, p. 493-499.

HAN, Q.; KANG, Y.; ZHAO, X.; LU, C.; GAO, L. Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v.18, 2011, p. 52-58.

HAYAT, F.; UZUN, H. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and fracture behavior of ship and dual phase steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 18, 2011, p. 65-72.

HONG, S. C.; LEE, K. S. Influence of defomation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 323, 2002, p. 148-159.

HOSFORD, W.E. **Mechanical behavior of materials**. New York: Cambridge University Press, 2005. 425 p.

HOVART, C.D. Adanced steels for lightweight for automotive structures. In: MALLICK, P.K. **Materials, Design and Manufacturing for Lightweigh Vehicles**. New York: Elsevier, 2010.

HUANG, Y. M.; LEU, D.K. Effects of process variables on V-die bending process of steel sheet. **International Journal Mechanical Sciences**, v.40, 1998, p.631-650.

HUDGINS, A.W.; MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G.; VAN TYNE, C.J. Predicting instability at die radii in advanced high strength steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.210, 2010, p. 741-750.

HUSEYIN, A.; HAVVA, K. Z.; CEYLAN, K. Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloy steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 17, 2010, p. 73-78.

IMANDOUST, A.; ZAREI-HANZAKI, A.; HESHMATI-MANESH, S.; MOEMENI, S.; CHANGIZIAN, P. Effects of ferrite volume fraction on the tensile deformation

characteristics of dual phase twinning induced plasticity steel. **Materials and Design**, v. 53, 2014, p.99-105.

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, 2002, p.459-463.

INGARAO, G.; DI LORENZO, R.; MICARI, F. Analysis of stamping performances of dual phase steels: a multi-objective approach to reduce springback and thinning failure. **Materials and Design**, v. 30, 2009, p. 4421-4433.

KADKHODAPOUR, J.; SCHMAUDER, S.; RAABE, D.; ZIAEI-RAD, S.; WEBER, U.; CALCAGNOTTO, M. Experimental and numerical study on geometrically necessary dislocations and non-homogeneous mechanical properties of the ferrite phase in dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 59, 2011, p. 4387-4394.

KANG, Y.L.; HAN, Q.H.; ZHAO, X.M.; CAI, M.H. Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium. **Materials and Design**, v.41, 2012, p. 370-379.

KEELER, S.; KIMCHI, M. **Advanced high strength steels Application Guideliness Version 5.0**. 2014. Disponível em:< <http://www.worldautosteel.org/>>. Acesso em: 17 dez.2014.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: ASM International. 2005. 602p.

KUMAR, A.; SINGH, S.B.; RAY, K.K. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 474, 2008, p. 270-282.

LAJARIN, S.F. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência**.2012. 198 f. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

LI, P.; LI, J.; MENG, Q.; HU, W.; XU, D. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 578, 2013, p. 320-327.

LIM, H.; LEE, M.G.; SUNG, J.H.; KIM, J.H.; WAGONER, R.H. Time-dependent springback of advanced high strength steels. **International Journal of Plasticity**, 2012, v.29, p.42-59.

LIS, J.; LIS, A.K.; KOLAN, C. Processing and properties of C-Mn steel with dual phase microstructure. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 162-163, 2005, p. 350-354.

MAGNABOSCO, R.; BERGAMO, M.G.V. Influência da energia de impacto na energia absorvida em ensaio Charpy de aços com estrutura ferrite-martensita. In: Congresso

Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 14. 2000, São Pedro. **Anais...São Pedro: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2000.**

MALEQUE, M.A.; POON, Y.M.; MASJUKI, H.H. The effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel. **Journal of Materials Processing Techonoly**, v. 153-154, 2004, p. 482-487.

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

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 619, 2014, p.1-11.b

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; SAEIDI, N. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 612, 2014, p.54-62.a

MISHRA, A.; THUILLIER, S. Investigation of the rupture in tension and bending of DP980 steel sheet. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 84, 2014, p. 171-181.

MOVAHED, P.; KOLAHGAR, S.; MARASHI, S.P.H.; POURANVARI, M.; PARVIN, N. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steels sheets. **Materials Science and Engineering A**, v.518, 2009, p.1-6.

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio**. 2009. 182 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

NANU, N.; BRABIE, G. Analytical model for prediction os springback in the case of U stretch-bending process as a function of stresses distribution in the sheet thickness. **Journal of Mechanical Sciences**, v.64, 2012, p.11-21.

OLIVEIRA, A. F. **Caracterização de um aço IF após relaminação no laminador de encruamento**. 2010, 142f. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2010.

PADILHA, A. F.; AMBROZIO FILHO, Francisco. **Técnicas de análise microestrutural**. São Paulo: Hemus, 2004. 190 p.

PARSA, M.H.; NASHER AL AHKAMI, S. PISHBIN, H.; KAZEMI, M. Investigating spring back phenomena in double curved sheet metals forming. **Materials and Design**, v. 41, 2012, p.326-337.

PIERMAN, A.P.; BOUAZIZ, O.; PARDOEN, T.; JACQUES, P.J.; BRASSART, L. The influence of microstructure and composition on the plastic behavior of dual phase steels. **Acta Materialia**, v.73, 2014, p. 298-311.

QUEIROZ, R.R.U.; CUNHA, F.G.G.; GONZALEZ, B.M. Study of dynamic strain aging in dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v.543, 2012, p. 84-87.

RAMAZANI, A.; EBRAHIMI, Z.; PRAHL, U. Study the effect of martensite banding on the failure initiation in dual phase steel. **Computational Materials Science**, v. 87, 2014, p.241-247.

RECHE, D.; STUREL, T.; BOUAZIZ, O.; GOURGUES-LORENZO, A.F. Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending. **Materials Science Engineering A**, v.528, 2011, p.5241-5250.

SAKAKI, T.; OHNUMA, K.; SUGIMOTO, K.; OHTAKARA, Y. Plastic anisotropy of dual phase steels. **International Journal of Plasticity**, v.6, 1990, p.591-613.

SALES, V. **Análise do comportamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e SAF 2205 em diferentes condições de dobramento**. 2013. 116 f. Dissertação (Mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SANTOFIMIA, M.J.; ZHAO, L.; SIESTMA, J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.42a, 2011, p. 3620-3626.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISI International**, v. 41, 2001, p. 520-532.

SHI, L.; YAN, Z.; LIU, Y.; ZHANG, C.; QIAO, Z.; NING, B.; LI, H. Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual phase steel through intercritical heat treatment. **Materials Science & Engineering A**, v. 590, 2014, p. 7-15.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.

SODJIT, S.; UTHAISANGSUK, V. Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. **Materials and Design**, v.41, 2012, p.370-379.

SOUZA, E. **Cinética e morfologia das transformações de fase em aços TRIP contendo teores variáveis de Si e Mn**. 2009. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Superior Tupy, Joinville, 2009.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. 5 ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1982. 286p.

SOUZA, T.; ROLFE, B.F. Understanding robustness of springback in high strength steels. **Journal of Mechanical Sciences**, v.68, 2013, p. 236-245.

SOYARSLAN, C.; MALEKIPOUR GHARBI, M.; TEKKAYA, A.E. A combined experimentalnumerical investigation of ductile fracture in bending of a class of ferritic-martensitic steel. **International Journal of Solids and Structures**, v. 49, 2012, p. 1608-1626.

TAMARELLI, C. M., AHSS 101 **The evolving use of advanced high strength steels for automotives applications**. Steel Market Development Institute, Materials Science and Engineering. Michigan: 2011. Disponível em:< <http://www.autosteel.org> >. Acesso em: 12 ago 2013.

TASCA, M.R.B.; MACHADO, M.L.P. Simulação da laminação a quente para a produção de aço bifásico. In: Workshop de Ciência e Tecnologia em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do PROPEMM, 2., Agosto 2012, Vitória. **Anais...** Vitória: PROPEMM, 2012.

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, 2006, p. 251-258.

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, 2004, p. 109-117.

THIPPRAKMAS, S. Finite element analysis of punch height effect on V-bending angle. **Materials and Design**, v. 31, 2010, p. 1593-1598.

TIMOKHINA, I.B.; HODGSON, P.D.; PERELOMA, E.V. Transmission electron microscopy characterization of the bake-hardening behavior of transformation-induced plasticity and dual phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38A, 2007, p. 2442 – 2454.

TOROS, S.; POLAT, A.; OZTURK, F. Formability and springback characterization of TRIP800 advanced high strength steel. **Materials and Design**, v.41, 2012, p. 298-305.

ULSAB - Advanced Vehicle Concepts. **Overview Report**: safe, affordable, fuel efficient vehicle concepts for the 21 st century designed in steel. 2002. 149 p. Disponível em:<<http://css.snre.umich.edu/publication/ultra-light-steel-auto-bodyadvanced-vehicle-concepts-ulsab-avc-life-cycle-inventory>>. Acesso em: 12 ago 2013.

UTHAISANGSUK, V.; PRAHL, U.; BLECK, W. Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v.78, 2011, p.469-486.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography**: principles and practice. NewYork: McGraw-Hill, 1999. 773 p.

WAGONER, R.; LIM, H. LEE, M.G. Advanced issues in springback. **International Journal of Plasticity**, v. 45, 2013, p.3-20.

WANG, J.F.; WAGONER, R.H.; CARDEN, W.D.; MATLOCK, D.K.; BARLAT, F. Creep and anelasticity in the springback of aluminum. **International Journal of Plasticity**, v. 20, 2004.p. 2209–2232.

WANG, W.; LI, M.; ZHAO, Y.W.X. Study on stretch bendability and shear fracture of 800MPa dual phase steel sheet. **Materials and Design**, v. 56, 2014, p. 907-913.

WANG, W.; WEI, X. The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600–1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing. **International Journal Mechanical Science**, v.67, 2013, p.100-107.

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, 2011, p. 3320-3327.

WANG, W.; LI, M.; HE, C.; WEI, X.; WANG, D.; DU, H. Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600-1000 Mpa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels. **Materials and Design**, v. 47, 2013, p. 510-521.

YANAGIMOTO, J.; OYAMADA, K. Springback of high-strength steel after hot and warm sheet formings. **Manufacturing Technology**, v.54, 2005, p.213-216.

YANG, X. A.; RUAN, F. A die design method for springback compensation based on displacement adjustment. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 53, 2011, p. 399-406.

YUEN, W.Y.D. A generalised solution for the prediction of springback in laminated strip. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 61, 1996, 254-264.

ZHAO, Z.; TONG, T.; LIANG, J.; YIN, H.; ZHAO, A.; TANG, D. Microstructure, mechanical properties and fracture behavior of ultra-high strength dual-phase steel. **Materials Science & Engineering**, v. 618, 2014, p. 182-188.

ZHENG, C.; RAABE, D. Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual phase steel: a cellular automaton model. **Acta Materialia**, v. 61, 2013, p. 5504-5517.