

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

CURSO ENGENHARIA DE MATERIAIS

DOUGLAS FERREIRA SENRA

**ESTUDO DO RETORNO ELÁSTICO PARA O AÇO *DUAL PHASE* PELA TÉCNICA
DE CISALHAMENTO PLANAR SIMPLES**

BELO HORIZONTE

2014

DOUGLAS FERREIRA SENRA

ESTUDO DO RETORNO ELÁSTICO PARA O AÇO *DUAL PHASE* PELA TÉCNICA DE
CISALHAMENTO PLANAR SIMPLES

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

Orientador: Prof. Wellington Lopes

Coorientadora: Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2014

DOUGLAS FERREIRA SENRA

ESTUDO DO RETORNO ELÁSTICO PARA O AÇO *DUAL PHASE* PELA TÉCNICA DE
CISALHAMENTO PLANAR SIMPLES

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

Aprovado em: 19/08/2014

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes – Orientador

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Coorientadora

Profa. Dra. Maria Celestre Monteiro de Souza Costa

Prof. Msc. Wanderlei Ferreira de Freitas

*Aos meus pais, Mário e Lina,
um simples fruto dos seus esforços
para fazer de mim o que sou hoje:
Senão o suficiente, ao certo puro amor.*

AGRADECIMENTOS

À Deus, pelas oportunidades preciosas, abençoadas. Pela força de vontade que me fez continuar até o fim, superando todos os meus limites.

Aos mestres Wellington Lopes e Elaine Carballo, que além da orientação designada durante todo o trabalho, foram sempre pacientes, prestativos e compreensivos.

Aos meus pais, Mário e Lina, por me darem todos os amparos emocionais que com o passar dos anos se tornaram essenciais para seguir em frente.

À Francislayne, minha branquinha, que graças a você os momentos difíceis perderam a amargura e se tornaram mais suaves.

Ao meu mestre e amigo, Vicente Parreiras, pela enorme ajuda e apoio nos últimos anos.

E aos amigos e familiares que, para muitos mesmo que distante, me apoiaram.

RESUMO

O estudo do retorno elástico dos materiais metálicos representa um fenômeno de interesse para muitos pesquisadores há muitos anos, sendo o foco das pesquisas os parâmetros como a quantidade de deformação prévia, o tipo de material e o estado inicial do mesmo em termos estruturais, dentre outros, que são responsáveis pela sua ocorrência e, conseqüentemente, pelos problemas comuns na indústria, principalmente naquelas que envolvem operações de estampagem de chapas. Diante do exposto, este trabalho apresenta o estudo do retorno elástico exibido pelo aço *Dual Phase* após ciclos de deformação plástica em cisalhamento cíclico (cisalhamento direto e reverso) em função da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto e da taxa de deformação adotada nos ensaios. Os resultados indicaram o sucesso do uso da técnica de cisalhamento para o estudo do retorno elástico do aço *Dual Phase*, a relação direta entre o aumento da amplitude de deformação efetiva e taxa de deformação com o retorno elástico, além da influência da taxa de deformação e da quantidade de deformação cíclica no retorno elástico apresentado por esse aço, sendo maior o efeito exibido por esta última variável.

Palavras-chave: Aço *Dual Phase*; Cisalhamento planar; Retorno elástico.

ABSTRACT

The study of the springback of metallic materials represents a phenomenon of interest to many researchers for many years, been the focus of research parameters, such as the amount of previous strain, the type, the initial state and the microstructure of materials, among other, which are responsible for its occurrence and, therefore, common problems in industry, especially those that involve sheet forming. This manner, this work presents the study of the springback exhibited by the *Dual Phase* steel after cycles of plastic deformation composed by cyclic shearing tests (direct and reverse) for different values of amplitude of cyclic strain and the strain rate. The results indicated the successful of the planar shearing test for the study of the springback of *Dual Phase* steel sheets, the direct relationship between the increased range of effective strain and strain rate on the springback and the influence of the rate strain and the amount of the cyclic strain on the springback value presented by this steel, being higher the effect exhibited by this last one variable.

Keywords: *Dual Phase* steel; Shearing test; Springback.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	X
LISTA DE TABELAS	XIII
LISTA DE EQUAÇÕES	XIV
LISTA DE SÍMBOLOS	XV
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1 Carregamento Cíclico	3
3.2 Retorno Elástico	6
3.3 Ensaio Mecânicos	7
3.3.1 Ensaio de dureza Vickers	7
3.3.1.1 Microdureza.....	9
3.4 Análise estrutural.....	9
3.4.1 Difração de raios-x.....	9
3.4.2 Microscopia óptica (MO).....	12
3.4.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	14
4. MATERIAL E MÉTODOS.....	14
4.1 Material.....	14
4.2 Procedimento experimental	15
4.2.1 Tratamentos Térmicos.....	16
4.2.2 Caracterização microestrutural.....	17
4.2.3 Difração de raios X	19
4.2.4 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	19
4.2.5 Ensaio de cisalhamento	20
4.2.6 Ensaio de dureza Vickers	22

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	23
5.1 Caracterização Microestrutural.....	23
5.1.1 Microscopia óptica.....	23
5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	25
5.1.3 Difração de raios X	27
5.2 Dureza Vickers	29
5.3 Avaliação do retorno elástico com uso da técnica de cisalhamento	30
6. CONCLUSÕES	38
7. REFERÊNCIAS	39

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Curva tensão-deformação com efeito Bauschinger.....	3
Figura 3.2	(a) Esquema da garra de cisalhamento planar simples e (b) dispositivo montado à máquina de ensaio universal.....	5
Figura 3.3	Ilustração esquemática do dispositivo desenvolvido por YOSHIDA <i>et al.</i> (2002) para execução de carregamento cíclico em chapas metálicas (tração-compressão).....	5
Figura 3.4	Representação do retorno elástico em chapa após processo de estampagem.....	6
Figura 3.5	Difração de raios X por um cristal.....	10
Figura 3.6	Espectros de difração comparativos de um sólido cristalino, um líquido ou sólido amorfo e de um gás monoatômico.....	11
Figura 3.7	Cartão do JCPDS para o NaCl.....	12
Figura 3.8	Princípio de funcionamento do microscópio óptico.....	13
Figura 4.1	Fluxograma do procedimento experimental.....	15
Figura 4.2	Forno do Laboratório de Tratamento Térmico do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG.....	16
Figura 4.3	Máquina de embutimento a quente do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.....	17
Figura 4.4	Lixadeiras do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.....	18
Figura 4.5	Politriz do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.....	18
Figura 4.6	Difratômetro Shimadzu XRD 7000 do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG....	19
Figura 4.7	Equipamento Shimadzu SSX-550 do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG....	20

Figura 4.8	(a) Garra de cisalhamento acoplada à (b) máquina de ensaios universais Instron 5582.....	21
Figura 4.9	Corpos de prova para execução dos ensaios de cisalhamento.....	21
Figura 4.10	Microdurômetro Shimadzu HVM do Laboratório de Microdureza do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.....	22
Figura 5.1	Fotomicrografia do aço <i>Dual Phase</i> no estado recebido – Microscopia óptica – MO, ampliação: 400 X	23
Figura 5.2	Fotomicrografia do aço <i>Dual Phase</i> após tratamento térmico com resfriamento brusco em água - Microscopia óptica – MO, ampliação 400 X.....	24
Figura 5.3	Fotomicrografia do aço <i>Dual Phase</i> após cisalhamento – Microscopia óptica – MO, ampliação 400 X.....	25
Figura 5.4	Fotomicrografias do aço <i>Dual Phase</i> no estado como recebido – Microscopia de varredura – MEV, ampliações: a) 500X e b) 1000X.....	25
Figura 5.5	Fotomicrografias do aço <i>Dual Phase</i> após tratamento térmico com resfriamento brusco em água – Microscopia de varredura – MEV, ampliações: a) 500X e b) 1000X.....	26
Figura 5.6	Fotomicrografias do aço <i>Dual Phase</i> após o cisalhamento – Microscopia de varredura – MEV, ampliações: a) 500X e b) 1000X.....	26
Figura 5.7	Difratograma do aço <i>Dual Phase</i> no estado como recebido.....	27
Figura 5.8	Difratograma do aço <i>Dual Phase</i> no estado após tratamento térmico com resfriamento brusco em água.....	28
Figura 5.9	Difratograma do aço <i>Dual Phase</i> após o Cisalhamento (deformação de 0,05 e taxa de deformação de 0,1/s).....	29
Figura 5.10	Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço <i>Dual Phase</i> sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,001/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,05.....	31

Figura 5.11	Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço <i>Dual Phase</i> sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,001/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,20.....	31
Figura 5.12	Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço <i>Dual Phase</i> sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,001/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,50.....	32
Figura 5.13	Variação do retorno elástico do aço <i>Dual Phase</i> em função da amplitude de deformação cíclica e do número de ciclos sob taxa de deformação igual a 0,001/s.....	33
Figura 5.14	Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço <i>Dual Phase</i> sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,1/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,05.....	34
Figura 5.15	Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço <i>Dual Phase</i> sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,1/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,20.....	34
Figura 5.16	Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço <i>Dual Phase</i> sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,1/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,50.....	35
Figura 5.17	Variação do retorno elástico do aço <i>Dual Phase</i> em função da amplitude de deformação cíclica e do número de ciclos sob taxa de deformação igual a 0,1/s.....	35
Figura 5.18	Variação do retorno elástico do aço <i>Dual Phase</i> em função da amplitude de deformação cíclica e da taxa de deformação para o primeiro ciclo de cisalhamento direto/reverso.....	36
Figura 5.19	Variação do retorno elástico do aço <i>Dual Phase</i> em função da amplitude de deformação cíclica e da taxa de deformação para o segundo ciclo de cisalhamento direto/reverso.....	37

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química do aço <i>Dual Phase</i>	15
Tabela 2	Valores de dureza Vickers em função do estado do aço <i>Dual Phase</i>	29

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 3.1	Dureza Vickers (HV).....	8
Equação 3.2	Lei de Bragg.....	10
Equação 4.1	Tensão Efetiva.....	22
Equação 4.2	Deformação Efetiva.....	22

LISTA DE SÍMBOLOS

HV – Dureza Vickers

Q – Carga aplicada na dureza Vickers

L – Média das diagonais da impressão Vickers

N – Newtons

Mm – Milímetros

Kgf – Kilograma força

DRX – Difração de raios X

NaCl – Cloreto de Sódio

JCPDS - *Joint Committee on Powder Diffraction Standards*

λ – comprimento de onda dos raios X

θ – ângulo de Bragg;

MO – Microscopia óptica

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

ES – Elétrons Secundários

MET – Microscopia eletrônica de transmissão

C – Carbono

Mn – Manganês

Al – Alumínio

Nb – Nióbio

Si – Silício

Ni – Níquel

Cr – Cromo

Mo – Molibdênio

V – Vanádio

P – Fósforo

S – Enxofre

– Mesh

μ – Mícrons

α – Ferrita

α' – Martensita α'

ε – Martensita tipo ε

Fe_3C – Cementita

γ – Austenita

σ_e – Tensão Efetiva

ε_e – Deformação Efetiva

1. INTRODUÇÃO

Muitos são os modelos matemáticos desenvolvidos para explicar quais fenômenos ocorrem e como se comportam os metais quando submetidos a tensões que geram deformações elásticas e plásticas. Estes modelos se baseiam na suposição de que o material apresenta estrutura homogênea e isotrópica. No entanto é de conhecimento que tal condição não é real, tornando tais ferramentas restritas ao estudo do comportamento de alguns metais como, por exemplo, aqueles que apresentam grãos refinados submetidos a carregamentos estáticos na região elástica.

O aço *Dual Phase* é composto por ilhas de martensitas dispersas ao longo de uma matriz ferrítica poligonal, podendo haver outros constituintes como bainita, perlita e austenita retida (MURARI, 2009).

É um aço característico por apresentar uma excelente combinação entre resistência mecânica e ductilidade, o que o torna interessante para aplicação e desenvolvimento de automóveis de menor massa, mais seguros, além de gerar economia de combustível (HAYAT e UZUN *et al.*, 2011).

No entanto, o aço *Dual Phase* se destaca por apresentar elevado retorno elástico, dificultando e até mesmo limitando o uso desse material em algumas aplicações e conseqüentemente, a sua conformação mecânica, o que representa uma grande preocupação para o controle de qualidade na indústria, principalmente a automobilística, onde se tem crescido a utilização de aços com alta resistência (CARDEN *et al.*, 2002).

Considerando a situação exposta, neste trabalho pretende-se investigar os efeitos da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto e o número de ciclos do carregamento cíclico no retorno elástico do aço *Dual Phase* a partir da técnica de cisalhamento mediante a condução do cisalhamento direto e reverso.

2. OBJETIVOS

2.2 Objetivo Geral

Estudar o retorno elástico do aço *Dual Phase* com uso da técnica de cisalhamento planar simples.

2.2 Objetivos Específicos

- a) a quantidade de pré-deformação sob cisalhamento direto: 0,05, 0,20 e 0,50 de deformação efetiva;
- b) a taxa de deformação sob cisalhamento direto e reverso: 0,001/s e 0,1/s;
- c) a quantidade do número de ciclos (02 ciclos para cada valor de pré-deformação em cisalhamento direto) sob carregamento cíclico em cisalhamento direto e reverso.

3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Carregamento Cíclico

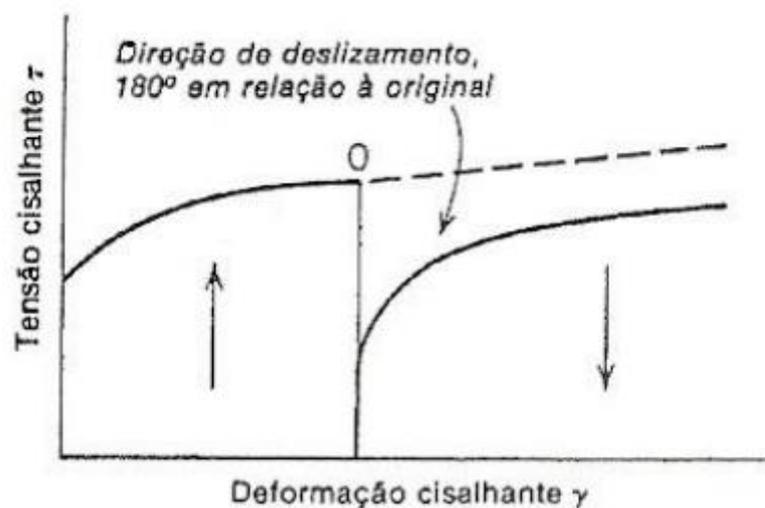
Processos de carregamento cíclico são aqueles quando se executa, através de algum método de conformação mecânica (por exemplo, trativo-compressivo ou cisalhante direto-reverso), uma determinada quantidade de deformação plástica com seguinte descarregamento da tensão e, logo em seguida, aplica-se outro carregamento no sentido oposto até uma determinada quantidade de deformação plástica.

Para esse tipo de carregamento, observa-se uma menor resistência do material perante os esforços, diz-se então que ocorreu amaciamento do mesmo, o que é consequência do efeito Bauschinger.

Segundo HAUS (2011), isso ocorre logo no princípio do carregamento em sentido oposto devido à reorganização das subestruturas de discordâncias que promovem a queda da tensão de fluxo necessária para promover deformação no material.

Segue na Figura 3.1 o efeito Bauschinger observado a partir de esforços de cisalhamento após inversão do seu sentido.

Figura 3.1 – Curva tensão-deformação com efeito Bauschinger



Fonte: DIETER (1986)

Para estudos de processos de carregamento cíclico onde se tem a presença de deformação elástica-plástica, tem sido propostos diversos modelos matemáticos, porém, em sua grande maioria baseados em teorias de deformação infinitesimal e estruturas homogêneas. A partir disso, alguns autores (UEMORI *et al.*, 1998, 2000; BESDO, 2000; WAGONER *et al.*, 2000) defendem que para esses processos de conformação de metais o efeito Bauschinger deve ser levado em conta por estar diretamente relacionado ao retorno elástico.

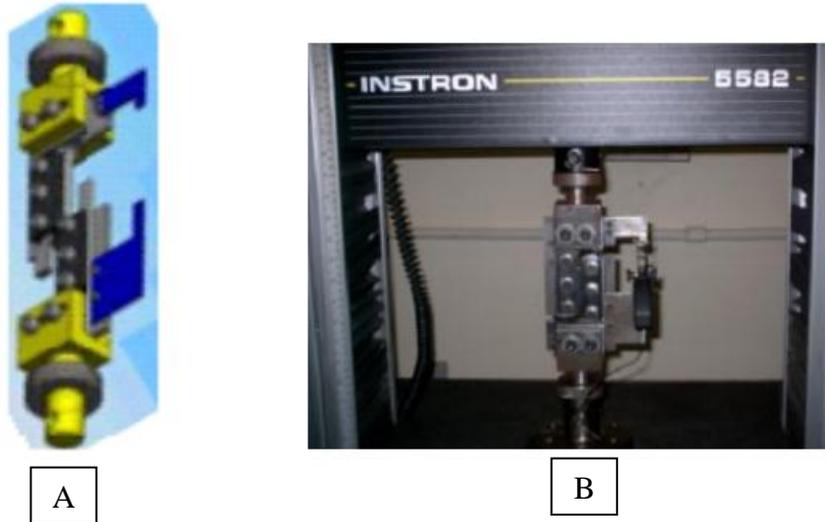
Além do efeito Bauschinger, a interação dos contornos de grãos e das discordâncias não é considerada para estudos feitos por métodos de elementos finitos. Em caso específico para o *Dual Phase*, a presença em grande escala do efeito Bauschinger está principalmente ligada a sua heterogeneidade, devido à presença das fases ferrita e martensita (KIM J, KIM D, BARLAT F, LEE M *et al.* 2012).

O estudo do efeito Bauschinger tem sido realizado através de curvas tensão-deformação que são obtidas através de ensaios realizados com carregamento cíclico. Essas curvas podem ser obtidas através do ensaio de tração-compressão convencional ou por cisalhamento direto-reverso. A vantagem desde último em relação ao primeiro é a ausência de instabilidade, pois para quantidade de pré-deformação acima de 10-20%, pode ocorrer flambagem do material durante a compressão (KIM J, KIM D, BARLAT F, LEE M *et al.*, 2012; GENG e WAGONER, 2002; LI *et al.*, 2002 e LEE *et al.*, 2005).

Para execução do carregamento cíclico por cisalhamento direto-reverso utiliza-se um dispositivo montado na máquina de ensaio universal, conforme explicitado por (KIM J, KIM D, BARLAT F, LEE M *et al.*, 2012 e LOPES 2009).

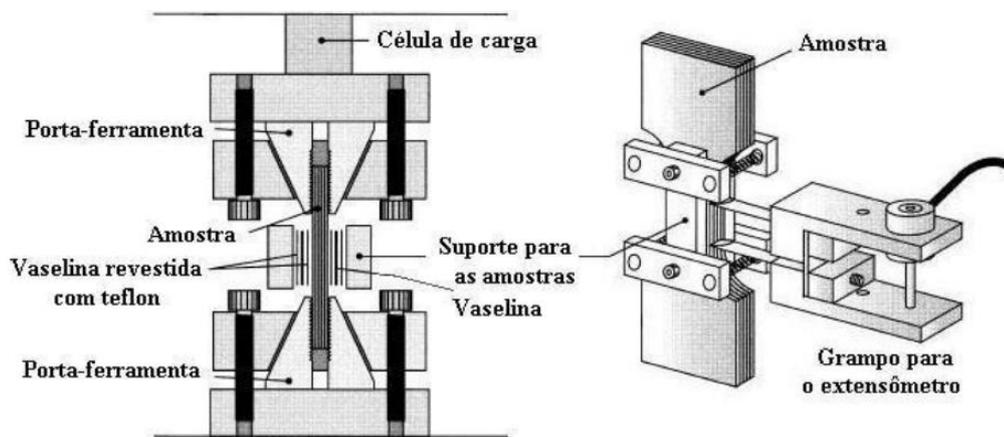
Seguem nas Figuras 3.2 e 3.3 dois dispositivos para execução de ensaios com carregamento cíclico com uso da técnica de cisalhamento planar direto-reverso e tração-compressão, respectivamente.

Figura 3.2 – (a) Esquema da garra de cisalhamento planar simples e (b) dispositivo montado à máquina de ensaio universal



Fonte: LOPES (2009)

Figura 3.3 – Ilustração esquemática do dispositivo desenvolvido por YOSHIDA *et al.* (2002) para execução de carregamento cíclico em chapas metálicas (tração-compressão)



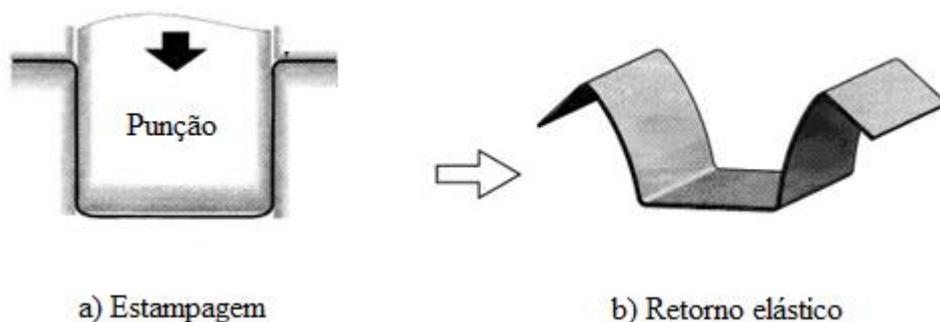
Fonte: LOPES (2009)

3.2 Retorno Elástico

Segundo HAUS (2011), o retorno elástico é inerente a praticamente todo o metal conformando, tornando-se mais importante em operações de dobramento. Esse fenômeno depende em grande parte do momento de flexão gerado através da chapa, que ocorre antes do descarregamento das tensões de conformação.

Durante o processo de conformação de chapas, é muito comum a distorção dimensional do material após a retirada das tensões de trabalho impostas pelo ferramental, sendo este desvio dimensional da chapa conhecido como retorno elástico (HAUS, 2011). Segue na Figura 3.4 uma ilustração do retorno elástico após processo de estampagem:

Figura 3.4 – Representação do retorno elástico em chapa após processo de estampagem



Fonte: Adaptado de YOSHIDA *et al.* (2002)

O aço *Dual Phase*, está contido no grupo classificado como “aços avançados de alta resistência” (Advanced High Strength Steel - AHSS) (WOLFF, 2008). A sua aplicação, ainda limitada, objetiva o uso de chapas mais leves e de menor espessura, sendo esta última característica um fator complicador, pois chapas mais finas dificultam a permanência das características dimensionais da peça após o processo de conformação, o que contribui ainda mais para a presença do retorno elástico (CARDEN *et al.*, 2002).

Alguns autores defendem a relação do retorno elástico com o efeito Bauschinger. Sendo assim, o efeito Bauschinger atua como indicador da existência do retorno elástico, podendo

também influenciar na sua amplitude (BANU *et al.*, 2006, OLIVEIRA *et al.*, 2007 e YILAMI *et al.*, 2010).

A fim de prever o retorno elástico, métodos de cálculo por simulação numérica com base em elementos finitos têm sido utilizados para o estudo do retorno elástico (WAGONER e CHENOT, 1997).

Os autores YOSHIDA F., UEMORI T. *et al.* (1998, 2000) relataram a necessidade de se considerar o efeito Bauschinger para uma previsão mais precisa do retorno elástico a partir de resultados obtidos por simulação numérica de uma chapa de aço carbono submetida ao processamento de dobramento.

Também pode ser feito o estudo do retorno elástico através de ensaios de dobramento, onde se utilizam as medições do ângulo final de processamento e ângulo obtido após a retirada das tensões de deformação na chapa (SINGH *et al.*, 2004).

O estudo do retorno elástico com aplicação de altas tensões de pré-deformação sé tornou mais explorado após o surgimento de softwares voltados para esse tipo de simulação e também graças a viabilidade para execução de técnicas experimentais em chapas com o uso de deformação cíclica como o dispositivo desenvolvido por YOSHIDA *et al.* (2002) ilustrado na Figura 3.3.

Finalmente, pode-se citar também o uso da técnica de cisalhamento planar desenvolvido por RAUCH *et al.* (2007), onde mediante a combinação de esforços de cisalhamento direto-reverso (carregamento cíclico) pode-se analisar o retorno elástico experimentado pelo material logo após a inversão do sentido de deformação plástica.

3.3 Ensaios Mecânicos

3.3.1 Ensaio de dureza Vickers

A princípio é importante que se tenha em mente que o conceito de dureza não é único a todas as áreas de pesquisas. Por exemplo, ele se difere quando analisado por um mineralogista, que a define como capacidade de um material riscar outro, e quando analisado por um engenheiro metalurgista, que a define como resistência de um material a deformação plástica. Diante

disso existem diferentes métodos para ensaios de dureza que são divididos em penetração, choque e risco. Para a engenharia mecânica e metalúrgica as mais utilizadas são as que se referem ao método de penetração, (SOUZA, 1982).

A dureza Vickers, bastante utilizada para pesquisas, utiliza um penetrador com formato de pirâmide de base quadrada, cujas faces apresentam um ângulo de 136° entre si.

A carga utilizada varia entre 1 a 120 kgf, sendo que a determinação de qual utilizar será feita a partir da carga necessária para promover uma impressão regular sobre a superfície do material testado. Essa impressão regular é muito importante, pois são a partir das medidas das suas dimensões (média das diagonais, L) em que é calculado o valor da dureza Vickers, conforme a equação (3.1):

$$HV = \frac{\text{carga}}{\text{área superficial da pirâmide}} = \frac{2.Q.\text{sen}\left(\frac{136}{2}\right)}{L^2}$$

Logo,

$$HV = \frac{1,8544.Q}{L^2} \quad (3.1)$$

HV = dureza Vickers (N/mm² ou kgf/mm²);

Q = carga aplicada (N ou kgf);

L = média das diagonais (mm).

Durante a execução, a carga é aplicada com auxílio de um pistão durante dezoito segundos e removida. Em seguida, aproxima-se o microscópio (acoplado ao equipamento) manualmente até que se atinja o foco necessário para leitura das dimensões da impressão com precisão de um micron, (SOUZA, 1982).

Como principais vantagens para este método se têm:

- I. Escala contínua;
- II. Impressões tão pequenas que não inutilizam a peça;
- III. O penetrador não sofre deformação (diamante);
- IV. Medida com grande precisão;
- V. Utiliza apenas uma escala de dureza;
- VI. Aplicável a todas as durezas dos diversos materiais;

VII. Aplicável a qualquer espessura, podendo medir inclusive dureza superficial.

No entanto o ensaio também é passível de erros, sendo o principal a geração de impressões mal definidas na superfície do material.

Essas imperfeições irão interferir diretamente no valor da dureza, sendo aconselhado realizar uma média entre os valores encontrados, sabendo que ele será algo aproximado e estimado.

3.3.1.1 Microdureza

Segundo SOUZA (1982), o ensaio de dureza Vickers permite aplicação para determinação de dureza superficial, o que elimina os erros de medições para materiais com algumas limitações como: superfícies com tratamentos térmicos, superfícies frágeis e/ou finas, peças de tamanho reduzido, entre outras.

Isso é possível, pois o ensaio promove uma penetração microscópica no material, exigindo também que a superfície do corpo-de-prova seja plana. O método utilizado para determinar o valor da dureza é o mesmo para a dureza Vickers, se diferindo apenas no fato de que a carga é fornecida em gramas-força e as dimensões da impressão em microns, exigindo então que se multiplique o valor encontrado pela equação (3.1) por mil, (SOUZA, 1982).

3.4 Análise estrutural

3.4.1 Difração de raios-x

Uma das principais técnicas de caracterização microestrutural de materiais cristalinos é sem dúvida a difratometria de raios X ou DRX. Ela se aplica em várias áreas de pesquisa, incluindo metalurgia, mineração, ciência dos materiais e outras, contribuindo com informações a respeito da natureza e parâmetros do reticulado dos cristais referentes ao material analisado. Os raios X, descobertos em 1895 por Roentgen na Universidade de Wurzburg na Alemanha, foram então difratados experimentalmente pelos Bragg (pai e filho) em 1912, onde foi possível determinar o reticulado de alguns compostos cristalinos como, por exemplo, o NaCl, (PADILHA, FILHO, 1985).

Os raios X correspondem a uma radiação eletromagnética com elevados valores de energia e pequenos comprimentos de onda, da ordem de grandeza do espaçamento atômico para sólidos. Sendo assim, ao incidirem em um sólido, uma porção deste feixe de raios X se espalha aleatoriamente em diversas direções em consequência dos elétrons correspondentes de cada átomo ou íon do material sólido (CALLISTER,1991).

No entanto quando os átomos do sólido estão distribuídos de forma regular (material cristalino), e os raios X que incidem sobre ele com um determinado ângulo, θ , apresentam comprimento de onda, λ , da mesma ordem de grandeza que o espaçamento entre os átomos do sólido, d , ocorrerá interferências construtivas (difração) e destrutivas de acordo com cada direção a depender da geometria do reticulado. A Lei de Bragg, que a partir dos parâmetros acima citados, permite calcular a distância “d” entre os planos cristalinos do sólido analisado, (PADILHA, FILHO, 1985).

Segue na equação (3.2) a Lei de Bragg de acordo com a Figura 3.5:

$$PO + OQ = n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin(\theta) \quad (3.2)$$

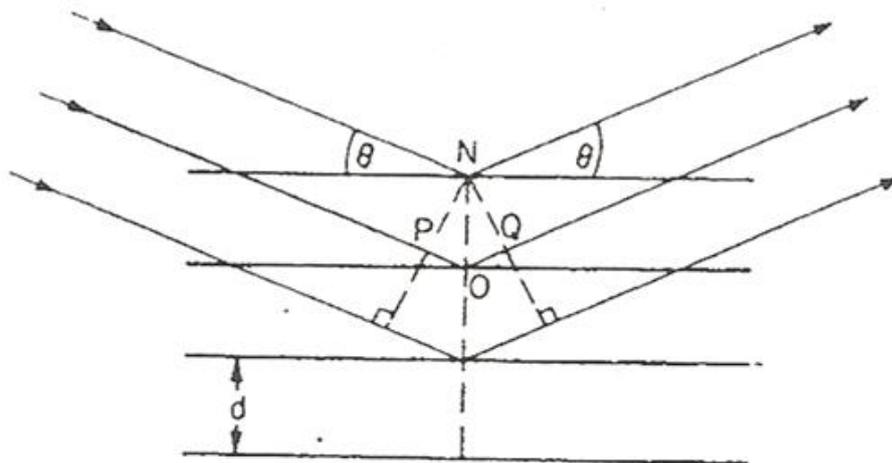
Onde $n = 1, 2, 3, 4 \dots$

$\theta =$ ângulo de Bragg;

$d =$ distância interplanar (h, k, l);

$\lambda =$ comprimento de onda dos raios X.

Figura 3.5 - Difração de raios X por um cristal



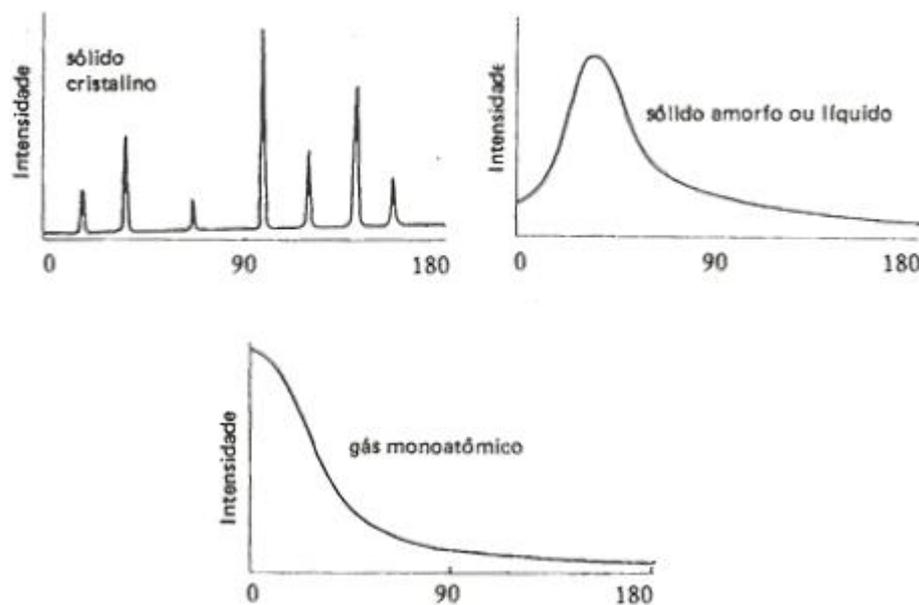
Fonte: PADILHA, FILHO (1985)

A Lei de Bragg precisa ser satisfeita para que ocorra a difração e conseqüente determinação dos planos cristalográficos, sendo necessária uma orientação específica desses últimos em relação aos raios X incidentes. Como solução para essa necessidade, se utiliza em muitos casos amostras pulverizadas, onde cada partícula de pó irá corresponder a um pequeno cristal. Assim, considerando a amostra composta por uma enorme quantidade desses cristais, se tem a garantia que pelo menos uma pequena porção deles esteja orientada de forma adequada que irá abranger todos os conjuntos de planos cristalográficos que serão difratados, (NUNES, 2008).

A difração de raios X tem como principais objetivos a identificação de constituintes microestruturais do material analisado (feita com auxílio de bancos de dados com informações de diversos compostos previamente estudados), determinação de diagramas de fases, grau de cristalinidade, estudos dos efeitos de deformações, entre outros, (PADILHA, FILHO, 1985).

Alguns desses resultados são representados nos gráficos abaixo da Figura 3.6:

Figura 3.6 - Espectros de difração comparativos de um sólido cristalino, um líquido ou sólido amorfo e de um gás monoatômico



Fonte: PADILHA, FILHO (1985)

Segue abaixo na Figura 3.7 um exemplo de um cartão do banco de dados que se refere às informações do composto NaCl:

Figura 3.7 - Cartão do JCPDS para o NaCl

5-0628						NaCl ★					
d	2.82	1.99	1.63	3.258							
I/I ₁	100	55	15	13	SODIUM CHLORIDE			HALITE			
Rad. Cu	λ 1.5405		Filter			d Å	I/I ₁	hkl	d Å	I/I ₁	hkl
Dia.	Cut off		Coll.			3.258	13	111			
I/I ₁			d corr. abs.?			2.821	100	200			
Ref.	SWANSON AND FUYAT, NBS CIRCULAR 539, VOL. II, 41(1953)					1.994	55	220			
Sys.	CUBIC			S.G. O _h ³ - Fm3m		1.701	2	311			
a ₀	5.6402	b ₀	c ₀	A	C	1.628	15	222			
α		β	γ	Z 4		1.410	6	400			
Ref.	Ibid.					1.294	1	331			
ε α			ndβ 1.542	ε γ	Sign	1.261	11	420			
2V	Dx2.164 mp		Color			1.1515	7	422			
Ref.	Ibid.					1.0855	1	511			
An ACS REAGENT GRADE SAMPLE RECRYSTALLIZED TWICE FROM HYDROCHLORIC ACID.						.9969	2	440			
X-RAY PATTERN AT 26°C						.9533	1	531			
						.9401	3	600			
						.8917	4	620			
						.8601	1	533			
						.8503	3	622			
						.8141	2	444			
REPLACES 1-0993, 1-0994, 2-0818											

Fonte: PADILHA, FILHO (1985)

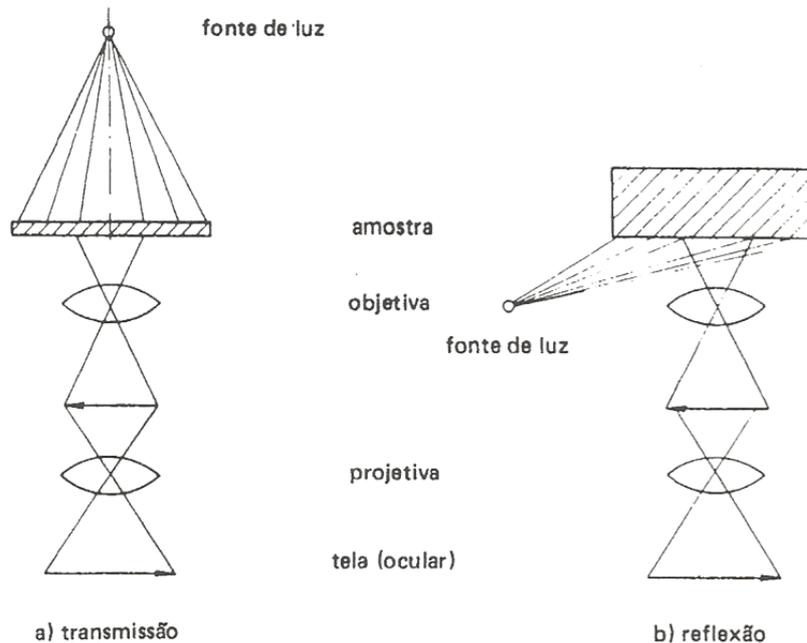
3.4.2 Microscopia óptica (MO)

Os microscópios ópticos apresentam menor capacidade de resolução, quando comparados com o MEV (microscopia eletrônica de varredura) e o MET (microscopia eletrônica de transmissão), por utilizarem o comprimento de onda da luz visível (4000 – 8000 Å), mas apresentam como vantagens a possibilidade de análise de grandes áreas, além da utilização simples e rápida. Podem ser divididos em dois tipos: microscópio óptico de transmissão e de reflexão, (PADILHA, FILHO, 1985).

O microscópio de transmissão apresenta maior aplicação para materiais cerâmicos ou poliméricos, onde se busca, por exemplo, frações cristalizadas no material, que pode ser executada com auxílio de luz polarizada. Por outro lado, materiais metálicos e semicondutores contêm elétrons que interagem com a luz, sendo necessária a utilização de microscópios de reflexão, (PADILHA, FILHO, 1985).

Segue abaixo na Figura 3.8 o esquema que compõe cada um dos microscópios citados:

Figura 3.8 - Princípio de funcionamento do microscópio óptico



Fonte: PADILHA, FILHO (1985)

A partir da microscopia óptica podem ser observados diversos defeitos cristalinos, como por exemplo, contornos de grãos, contornos de macla e contornos de sub-grãos, além de constituintes microestruturais com tamanho maior do que $0,5 \mu\text{m}$. Também se pode determinar e quantificar regiões no material que foram recristalizadas ou não. Isso é possível, pois as superfícies dos corpos-de-prova podem se comportar mediante a luz polarizada de duas maneiras distintas: isotrópica ou anisotropicamente, (PADILHA, FILHO, 1985).

Considerando um material policristalino anisotrópico, cada grão do material irá ser observado com uma cor diferente devido à variação da propriedade óptica de acordo com as direções cristalográficas. Após deformação, os grãos sofrem rotação em relação à vizinhança e deixam de apresentar uma cor homogênea, como ocorre em regiões recristalizadas, (PADILHA, FILHO, 1985).

Para metais opticamente isotrópicos é possível tornar as suas superfícies ativas sob luz polarizada mediante ataque da superfície ou por deposição de uma película epitaxial com comportamento anisotrópico, (PADILHA, FILHO, 1985).

3.4.3 *Microscopia eletrônica de varredura (MEV)*

Segundo MANNHEIMER (2002), os principais atributos do MEV se referem à obtenção de imagens de superfícies polidas ou rugosas com grande profundidade de campo e resolução, fácil interpretação (imagem tridimensional), sinais digitais que permitem manipulação e processamento das imagens obtidas e possibilidade de microanálise com auxílio de dispositivos apropriados para os diversos sinais gerados pelo equipamento.

A grande aplicação do MEV se destina às superfícies rugosas, que apresentam maior contraste topográfico. Ele apresenta um intervalo de aumento entre 10 a 150.000 vezes, ficando com uma resolução entre o Microscópio óptico e a Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET). A partir dos sinais captados pode-se obter várias informações a respeito da amostra analisada, sendo elas: orientação cristalográfica, diferenciação de elementos, potencial elétrico e campos magnéticos localizados. No caso do MEV, os elétrons secundários (ES) dão origem ao sinal de maior importância (MANNHEIMER, 2002).

Diferente do MO e do MET, o MEV não capta a imagem da amostra analisada de “modo direto”, ou seja, não há um caminho óptico entre a amostra e a imagem. Nesse caso, elétrons são gerados por um catodo a partir de uma diferença de potencial elétrico. A depender dessa diferença, se obtêm maior intensidade do feixe de elétrons, aumentando o sinal captado pelo equipamento. Em seguida o feixe de elétrons passa por lentes condensadoras, que são responsáveis por reduzir o seu diâmetro (diretamente relacionado à resolução da imagem), tornando-o mais intenso, e posteriormente, passa por uma lente objetiva que focaliza o feixe na região correta sobre a amostra em análise. Após a incidência, são gerados vários sinais (elétrons secundários, retroespalhados, fótons, raios-x, etc.) que são captados e mapeados por um tubo de raios catódicos, dando origem à imagem (MANNHEIMER, 2002).

4. MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Material

Neste estudo foram utilizadas chapas de aço *Dual Phase* de espessura inicial de 1,20mm com a seguinte composição química apresentada pelo fabricante (tabela 1).

Tabela 1 – Composição química do aço *Dual Phase*

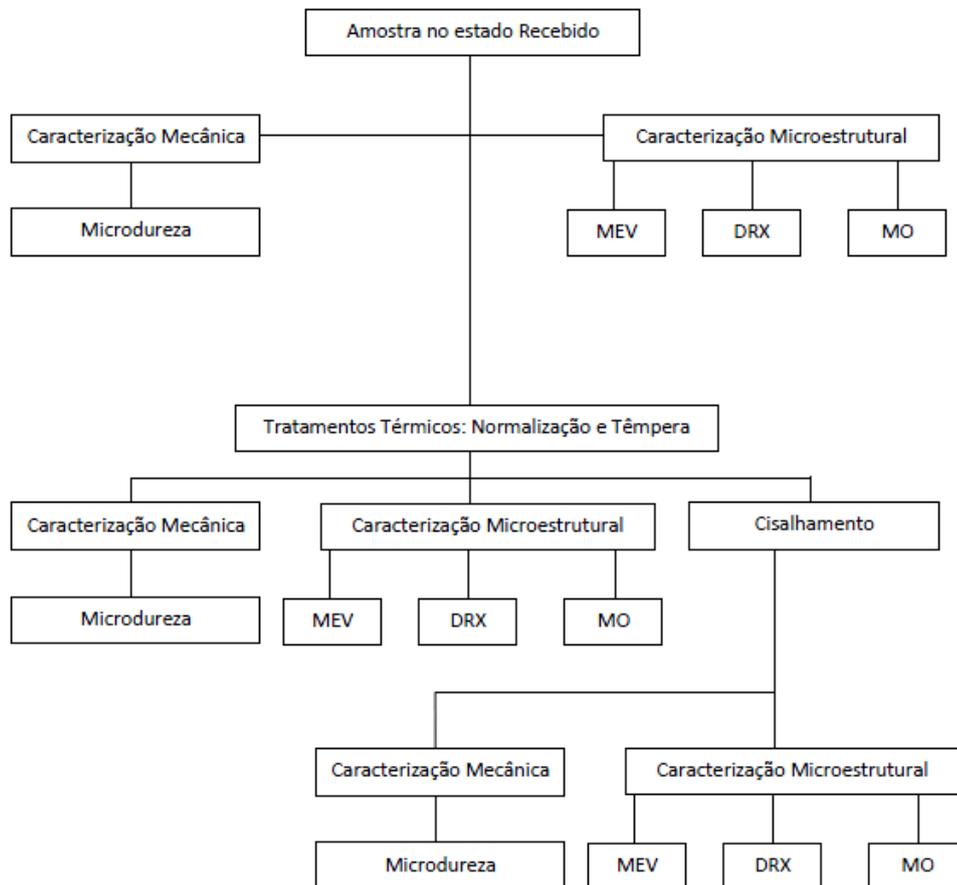
<i>Aço Dual</i>	C %	Mn %	Al %	Nb %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	P %	S %
<i>Phase</i>	0,154	1,5	0,042	0,016	0,52	0,04	0,03	0,01	0,01	0,011	0,002

Fonte: www.ssab.com.br

Os aços *Dual Phase* são de baixo teor de carbono (o que proporciona elevada ductilidade da fase ferrítica) e possuem em sua composição adições de manganês que podem variar de 1,2% a 2,0%, elemento este que contribui para o aumento da temperabilidade e estabilização da austenita. Além disso, o manganês também promove uma ampliação do volume do constituinte austenita após execução de tratamento térmico (QUEIROZ, 2013).

4.2 Procedimento experimental

A sequência de planejamento e procedimentos adotados para esse estudo é apresentada no fluxograma abaixo:

Figura 4.1 – Fluxograma do procedimento experimental

Fonte: Elaborado pelo autor

Conforme apresentado no fluxograma, neste trabalho foi realizado o estudo do retorno elástico desse material em função das condições de solicitação mecânica impostas pela combinação dos cisalhamentos direto e reverso.

Para permitir o uso da técnica de cisalhamento planar simples, o aço *Dual Phase* composto inicialmente por microestrutura contendo martensita, bainita e ferrita, foi tratado termicamente para reduzir a dureza e permitir que o mesmo pudesse ser fixado à garra de cisalhamento.

4.2.1 Tratamentos Térmicos

Para modificar a microestrutura inicial do aço *Dual Phase* foi realizado o tratamento térmico de normalização mediante o aquecimento desse aço a 880°C durante 30 minutos com posterior resfriamento ao ar. Em seguida, as chapas foram tratadas termicamente com resfriamento brusco em água após o reaquecimento a 730°C durante 30 minutos.

Esse ciclo de tratamento térmico foi realizado para reduzir a dureza do aço e permitir a execução dos ensaios de cisalhamento direto e reverso, sendo utilizado um forno do tipo mufla, modelo Novus N1040, apresentado na Figura 4.2.

Figura 4.2 – Forno do Laboratório de Tratamento Térmico do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG



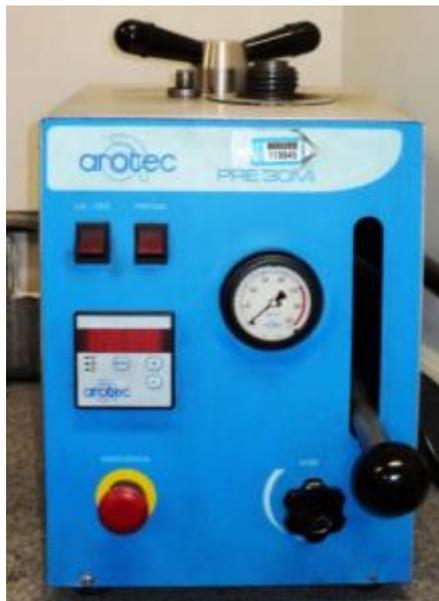
Fonte: Autor

4.2.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural do aço *Dual Phase* foi feita a partir da técnica de metalografia convencional com corte, embutimento a quente, lixamento (lixas de 240, 320, 400 e 600 mesh) e polimento (pasta de diamante com granulometria de 9 μ m e 3 μ m) mecânicos com posterior ataque com o reativo químico Nital 3%.

O embutimento utilizado foi feito pelo processo à quente com auxílio do equipamento Arotec Pre30Mi (Figura 4.3). A resina usada foi o fenolformaldeído (baquelite).

Figura 4.3 – Máquina de embutimento a quente do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



Fonte: Autor

Posteriormente, as amostras embutidas foram lixadas nas lixadeiras Struers na sequência: # 240, # 320, # 400 e # 600 (Figura 4.4).

Figura 4.4 – Lixadeiras do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



Fonte: Autor

A etapa de polimento foi realizada na politriz Struers na sequência de 9 μ m e 3 μ m, ilustrada na figura 4.5.

Figura 4.5 – Politriz do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



Fonte: Autor

A caracterização microestrutural do aço *Dual Phase* foi realizada para amostras em três (03) condições diferentes: estado recebido; após a condução dos tratamentos térmicos de modo a confirmar a obtenção da microestrutura contendo martensita e ferrita e após o ensaio de cisalhamento direto e reverso com dois (02) ciclos na condição de maiores deformação e taxa de deformação, 0,50 e 0,1 respectivamente.

4.2.3 *Difração de raios X*

Após o ensaio micrográfico do aço *Dual Phase* foi feita a análise quantitativa das fases desse aço a partir da difração de raios X com uso do difratômetro Shimadzu XRD 7000 do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG (Figura 4.6), com alvo metálico de cobre, passo de 0,02°/s e ângulo de varredura variando de 10° até 100°.

Foram feitas três (03) amostras: recebido, temperado e após cisalhamento (50% a 0,1/s).

Figura 4.6 – Difratômetro Shimadzu XRD 7000 do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



Fonte: autor

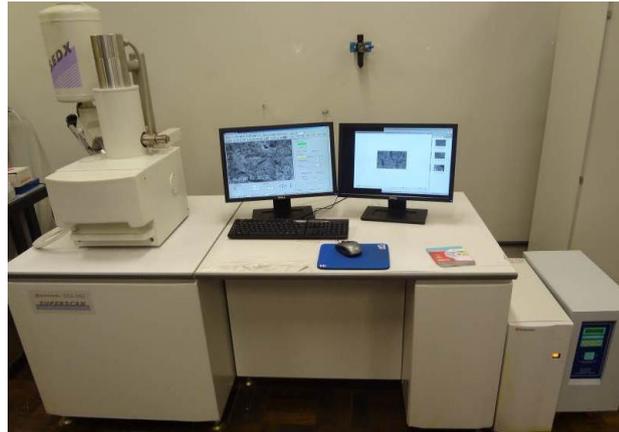
4.2.4 *Microscopia eletrônica de varredura (MEV)*

As análises de microscopia eletrônica de varredura foram realizadas no equipamento Shimadzu SSX-550 do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG (Figura 4.7).

Nesta etapa foram analisadas amostras nos seguintes estados: recebido, temperado e após cisalhamento.

As imagens foram feitas com uso de elétrons secundários, com ampliação de 500X e 1000X, sendo usada a metodologia de duas imagens em regiões distintas para cada imagem gerada em todas as amostras.

Figura 4.7 – Equipamento Shimadzu SSX-550 do Laboratório de Caracterização e Microscopia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



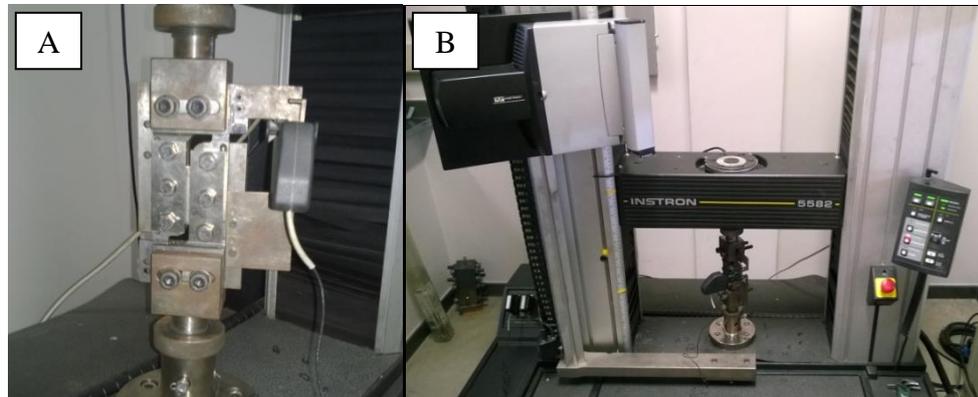
Fonte: Autor

4.2.5 Ensaio de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram realizados com uso de um dispositivo montado à máquina de ensaios universais Instron 5582 (Figura 4.8), como registrado por LOPES (2009). Não existe norma específica para confecção dos corpos de prova para ensaio de cisalhamento, porém, segundo RAUCH (1992), existem especificações quanto à largura e comprimento para que ocorra uma distribuição homogênea da tensão e deformação cisalhantes ao longo do material. Neste caso, o comprimento da amostra deve ser maior que 10 vezes o valor da largura efetiva submetida ao ensaio de cisalhamento, largura b .

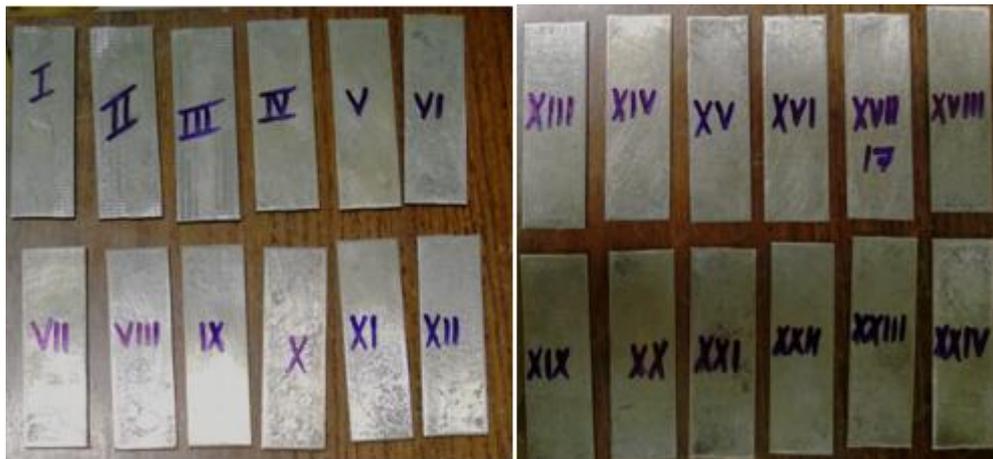
Deste modo, neste estudo, os corpos de prova adotados para o ensaio de cisalhamento tiveram as seguintes dimensões: 50 mm x 15 mm x 1,20 mm (comprimento x largura x espessura), com largura efetiva submetida ao cisalhamento, b , igual a 3,5mm.

Figura 4.8 – (a) Garra de cisalhamento acoplada à (b) máquina de ensaios universais Instron 5582



Fonte: Autor

Figura 4.9 – Corpos de prova para execução dos ensaios de cisalhamento



Fonte: Autor

O ensaio de cisalhamento foi utilizado para estudar o retorno elástico do aço *Dual Phase* a partir da execução de um ensaio do tipo Bauschinger, ou seja, com inversão do sentido de deformação plástica mediante a combinação do cisalhamento direto e reverso.

Considerando esse aspecto, neste trabalho foram escolhidas duas variáveis para estudar o retorno elástico do aço *Dual Phase* com uso da técnica de cisalhamento: a quantidade de deformação cíclica, ou seja, a amplitude de deformação cíclica, sendo adotados três valores de deformação efetiva: 0,05; 0,20 e 0,50 e a taxa de deformação: 0,001/s e 0,1/s. Esses valores foram escolhidos por se considerar que os mesmos se enquadram em valores pequeno, médio

e elevado, respectivamente, em termos de quantidade de deformação plástica e de baixo a elevado para a taxa de deformação, respectivamente.

Para cada valor de deformação sob cisalhamento direto, o aço *Dual Phase* será submetido ao cisalhamento reverso na mesma quantidade de deformação imposta sob cisalhamento direto para um e dois ciclos de carregamento.

Os dados obtidos do ensaio, deformação e tensão cisalhante, foram tratados matematicamente para obtenção da tensão e deformação efetivas, conforme apresentado nas equações (4.1) e (4.2), segundo LOPES (2009):

$$\sigma_{efetiva} = \sigma_{cisalhante} * 1,84 \quad (4.1)$$

$$e_{efetiva} = \frac{e_{cisalhante}}{1,84} \quad (4.2)$$

4.2.6 Ensaio de dureza Vickers

A caracterização mecânica do aço *Dual Phase* foi realizada nesse material nos estados recebido, após a execução dos tratamentos térmicos de normalização e de têmpera e ao término do ensaio de cisalhamento na amostra que foi normalizada e temperada. Neste caso foi feita a medição da dureza Vickers com uso do microdurômetro Vickers Shimadzu modelo HMV (Figura 4.10), mediante a carga de indentação de 300 gf aplicada durante 15 segundos sobre a superfície do material lixado (lixas de 240, 320, 400 e 600 mesh). Foram feitas medições em 12 pontos sequenciais de uma mesma amostra, eliminação do maior e menor valor obtido, com posterior cálculo de média aritmética para obtenção da dureza final.

Figura 4.10 – Microdurômetro Shimadzu HMV do Laboratório de Microdureza do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG



Fonte: Autor

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização Microestrutural

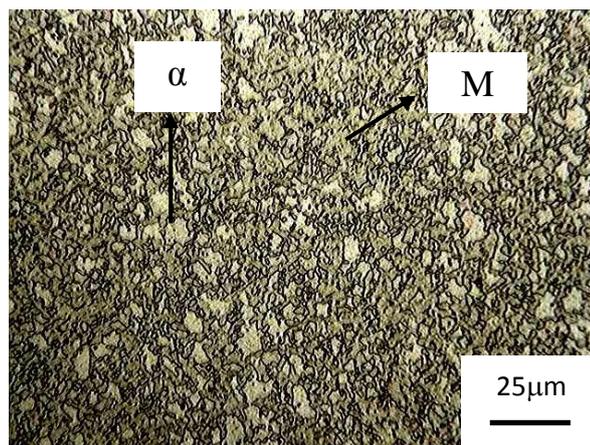
5.1.1 Microscopia óptica

As Figuras 5.1 a 5.3 exibem as imagens obtidas por microscopia óptica das amostras nos respectivos estados: como recebido, após tratamento térmico com resfriamento brusco em água (denominado anteriormente de têmpera) e após o ensaio de cisalhamento para a condição mais crítica, ou seja, amplitude de deformação efetiva igual a 0,50 sob taxa de deformação de 0,1/s.

De acordo com a Figura 5.1(a), para a amostra no estado como recebido ficou evidente a presença de grãos de ferrita (cor clara) e regiões de martensita (cor escura).

Dessa forma a microestrutura observada comprovou que o aço no estado como recebido é um *Dual Phase*.

Figura 5.1 – Fotomicrografia do aço *Dual Phase* no estado como recebido – Microscopia óptica – MO, ampliação: 400 X



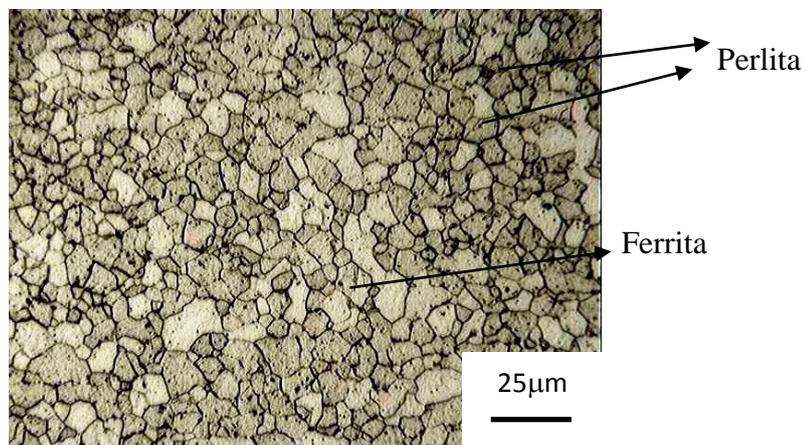
Fonte: Elaborado pelo autor

Segue na Figura 5.2 o aço após tratamento térmico com resfriamento brusco em água. Essa imagem não permite afirmar de modo evidente a presença do constituinte martensita, o que classificou o insucesso do tratamento térmico até então classificado como sendo de têmpera.

Deste modo, deste ponto em diante, esse tratamento será referenciado como sendo um tratamento térmico com resfriamento brusco em água.

O insucesso está relacionado à baixa temperabilidade das amostras utilizadas devido às dimensões da chapa (comprimento, largura e espessura). Para que fosse possível obter a microestrutura desejada seria necessário um tratamento térmico com uso de banhos que são inviáveis no CEFET-MG.

Figura 5.2 – Fotomicrografia do aço *Dual Phase* após tratamento térmico com resfriamento brusco em água - Microscopia óptica – MO, ampliação 400 X

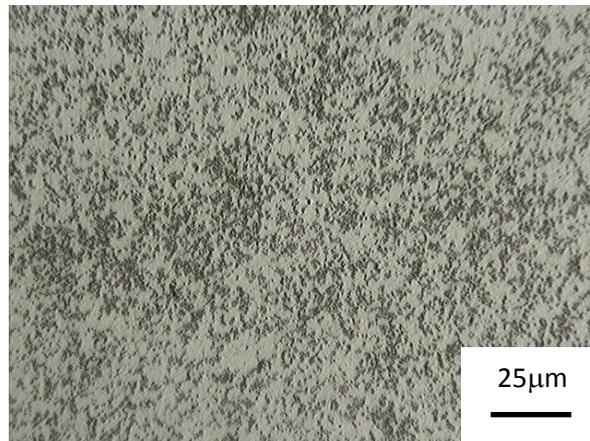


Fonte: Elaborado pelo autor

Na Figura 5.3 segue o aço após dois (02) ciclos de cisalhamento direto e reverso com uma deformação efetiva de 0,50 e taxa de deformação de 0,1/s. Em comparação com a imagem anterior, pode-se perceber que os grãos sofreram uma descaracterização, além disso, não foram observados com clareza os constituintes presentes.

Contudo, pela característica do aço e por se tratar de um processo de conformação mecânica, não é esperado o surgimento de novas fases após o cisalhamento. Desta forma, pode-se afirmar a partir das imagens obtidas por microscopia óptica que os constituintes são os mesmos do material tratado termicamente com resfriamento brusco em água, ou seja, perlita e ferrita.

Figura 5.3 – Fotomicrografia do aço *Dual Phase* após cisalhamento – Microscopia óptica – MO, ampliação 400 X



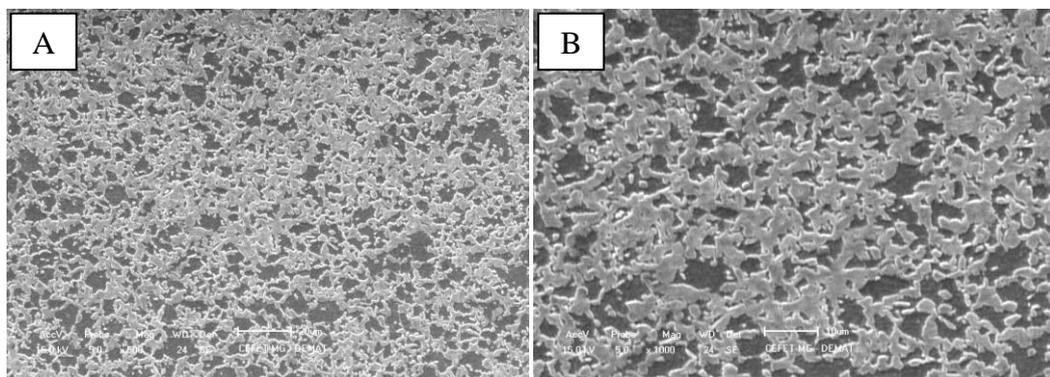
Fonte: Elaborado pelo autor

5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

De acordo com as Figuras 5.4 a 5.6, são apresentadas as imagens obtidas das amostras pela técnica de microscopia eletrônica de varredura nos respectivos estados: recebido, após tratamento térmico com resfriamento brusco em água e após cisalhamento (0,50 e 0,1/s).

Para a amostra do estado recebido, pode-se notar a presença de grãos de ferrita, representada pela porção mais escura, e martensita, representada pela porção mais clara. Dessa forma, qualificando o aço recebido como *Dual Phase*. Através das imagens do MEV não foi observado um terceiro constituinte.

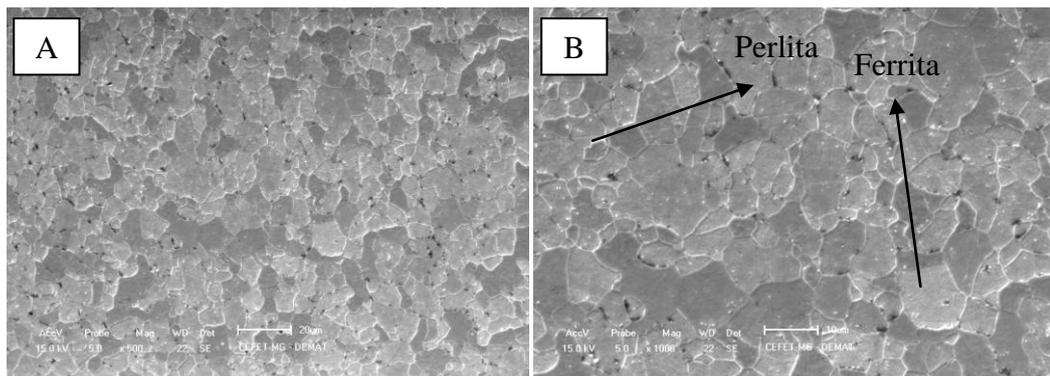
Figura 5.4 – Fotomicrografias do aço *Dual Phase* no estado como recebido – Microscopia de varredura – MEV, ampliações: a) 500X e b) 1000X



Fonte: Elaborado pelo autor

Para a amostra do aço após tratamento térmico com resfriamento brusco em água, foi possível notar apenas a presença de grãos de ferrita e de perlita (regiões escuras) nos contornos de grãos.

Figura 5.5 – Fotomicrografias do aço *Dual Phase* após tratamento térmico com resfriamento brusco em água – Microscopia de varredura – MEV, ampliações: a) 500X e b) 1000X

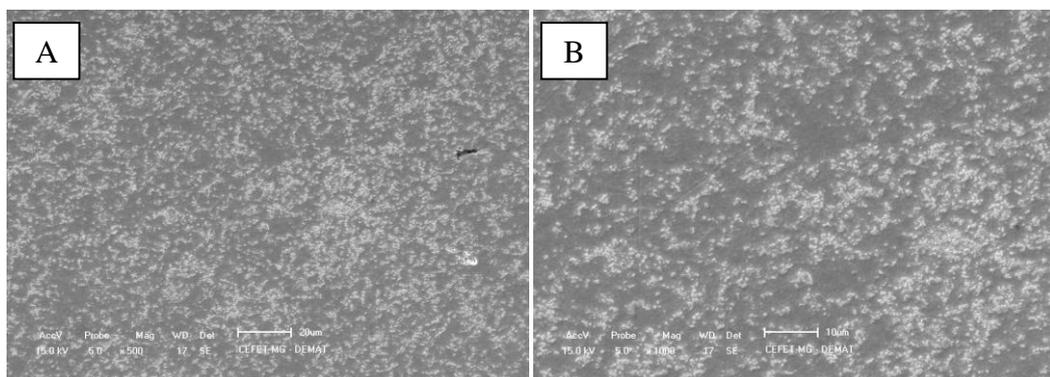


Fonte: Elaborado pelo autor

Para a amostra do aço após o cisalhamento ficou evidente o alongamento dos grãos na direção do esforço mecânico aplicado, destacando ainda que esse mesmo processo de deformação plástica por cisalhamento acentuou o encruamento do material com o conseqüente aumento da dureza.

No entanto, de modo análogo ao verificado pelas imagens geradas a partir da microscopia óptica, não foi possível identificar as fases presentes nessa amostra.

Figura 5.6 – Fotomicrografias do aço *Dual Phase* após o cisalhamento – Microscopia de varredura – MEV, ampliações: a) 500X e b) 1000X



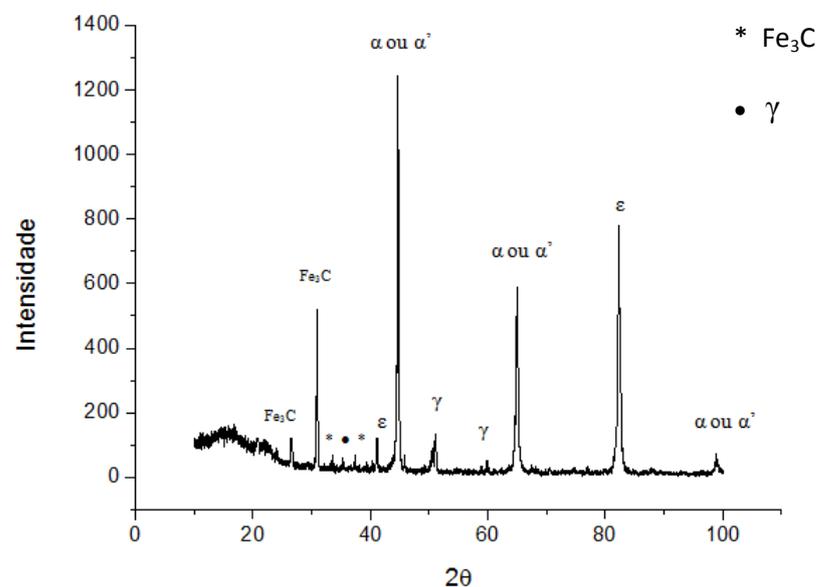
Fonte: Elaborado pelo autor

5.1.3 Difração de raios X

As Figuras 5.7 a 5.9 apresentam os difratogramas referentes ao aço *Dual Phase* nos estados como recebido, após tratamento térmico com resfriamento brusco em água e após o ensaio de cisalhamento (50% e 0,1/s).

No difratograma da Figura 5.7 pode-se perceber no estado recebido a presença das fases: martensita (tipos α' e ε) ou ferrita (α), cementita (Fe_3C) e austenita (γ).

Figura 5.7 – Difratograma do aço *Dual Phase* no estado como recebido



Fonte: Elaborado pelo autor

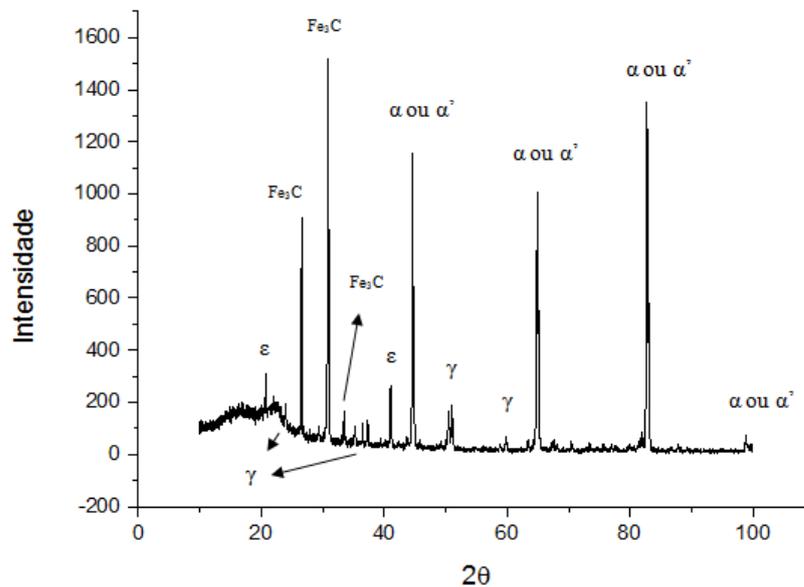
Para o estado como recebido foi constatado que a microestrutura apresentada corresponde à de um *Dual Phase*, que ficou evidente de acordo com os picos de fases apresentados pelo DRX.

Para o aço *Dual Phase* após tratamento térmico com resfriamento brusco em água, o difratograma revelou a presença da martensita do tipo ε , algo que não foi observado a partir das imagens geradas por microscopia óptica e de varredura. A ocorrência dessa fase sugere que a têmpera aconteceu apenas de modo parcial, ou seja, em alguma região isolada do material que foi submetido ao tratamento térmico.

A redução da quantidade da fase ε significa que a têmpera não foi feita de modo homogêneo, mas existiu martensita considerando ainda a presença de austenita residual.

O tratamento térmico promoveu redução de martensita (tipo ε), ampliação da cementita e um possível aumento da fase ferrita (α) como foi possível perceber através dos grãos maiores nas imagens geradas por microscopia óptica.

Figura 5.8 – Difratoograma do aço *Dual Phase* no estado após tratamento térmico com resfriamento brusco em água



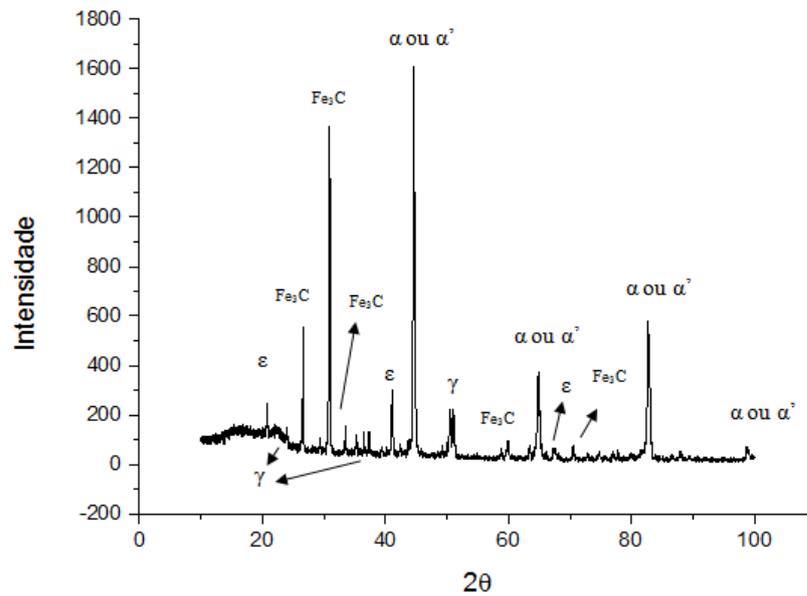
Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 5.9 apresenta o difratograma da situação mais crítica imposta ao aço *Dual Phase*, ou seja, após o cisalhamento cíclico (02 ciclos) do material submetido a uma deformação efetiva cíclica de 0,50 e taxa de deformação de 0,1/s.

Para esse estado quase não houve mudanças nos picos e conseqüentemente nas proporções de fases, o que era esperado para o estado pós-deformação. Contudo, houve uma redistribuição da amplitude de alguns picos, como é o caso da ferrita α (ou da martensita α') para os ângulos de 44,6° e de 82,4°.

Após análise entre os difratogramas para o aço após tratamento térmico com resfriamento brusco em água e após cisalhamento ficou evidente que o aumento de dureza do aço para esse último foi devido ao encruamento experimentado pelo mesmo.

Figura 5.9 – Difratoograma do aço *Dual Phase* após o Cisalhamento (deformação de 0,05 e taxa de deformação de 0,1/s)



Fonte: Elaborado pelo autor

5.2 Dureza Vickers

A partir dos resultados de dureza Vickers com uso do microdurômetro pode-se afirmar que o tratamento térmico de têmpera não promoveu a formação de martensita ou que a quantidade desse constituinte foi pouco significativa, considerando o valor reduzido da dureza após esse tratamento térmico, como exibido pela tabela 2.

Tabela 2 – Valores de dureza Vickers em função do estado do aço *Dual Phase*

Recebido	Normalizado e Resfriado bruscamente em água	Após Cisalhamento (0,5 e 0,1/s)
325,2 HV	165,4 HV	251,2 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

Pode-se então concluir que em detrimento dos parâmetros envolvidos no tratamento térmico realizado houve uma descaracterização do aço, inicialmente *Dual Phase*, para um aço de baixo teor de carbono.

Contudo, após o cisalhamento planar, ficou evidenciado que o encruamento promoveu uma ampliação da dureza em torno de 52% se comparado ao aço normalizado e resfriado bruscamente em água.

5.3 Avaliação do retorno elástico com uso da técnica de cisalhamento

Seguem nas Figuras 5.10 até 5.13 os gráficos de tensão efetiva versus deformação efetiva do aço *Dual Phase* após o cisalhamento cíclico para a taxa de deformação igual a 0,001/s e amplitude de deformação efetiva cíclica igual a 0,05; 0,20 e 0,50, respectivamente.

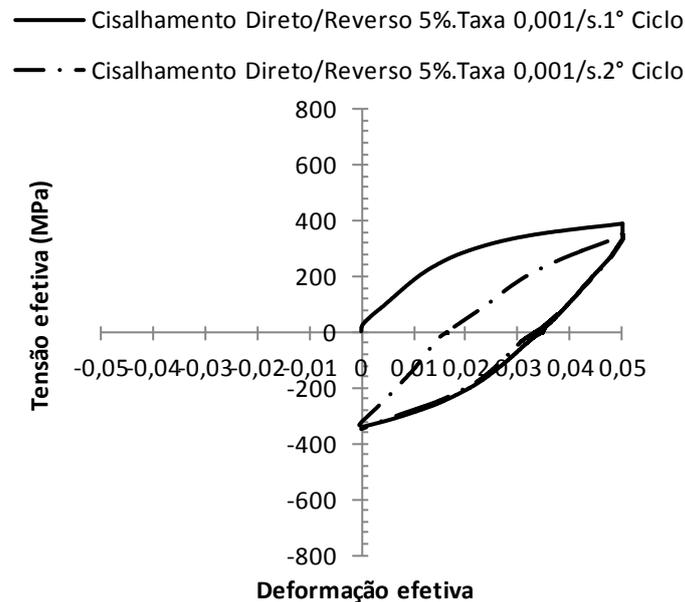
Ao observar as curvas apresentadas, pode-se notar que para as amplitudes de deformação efetiva de 0,20 e de 0,50 (valores médio e alto, respectivamente), a curva referente ao segundo ciclo tende a se aproximar mais à do primeiro ciclo.

Esse fenômeno é explicado pelo endurecimento gradativo que o material sofre com o acréscimo da quantidade de deformação efetiva devido ao encruamento experimentado pelo aço *Dual Phase*.

Referente ao retorno elástico, ao analisar as Figuras 5.10 a 5.13, nota-se a tendência de ampliação deste fenômeno com o acréscimo da amplitude de deformação cíclica, o que pode ser observado através do afastamento da parte inclinada da curva de tensão efetiva-deformação efetiva em relação ao momento de inversão do sentido de deformação plástica (quando ocorre a alteração do cisalhamento direto para o cisalhamento reverso).

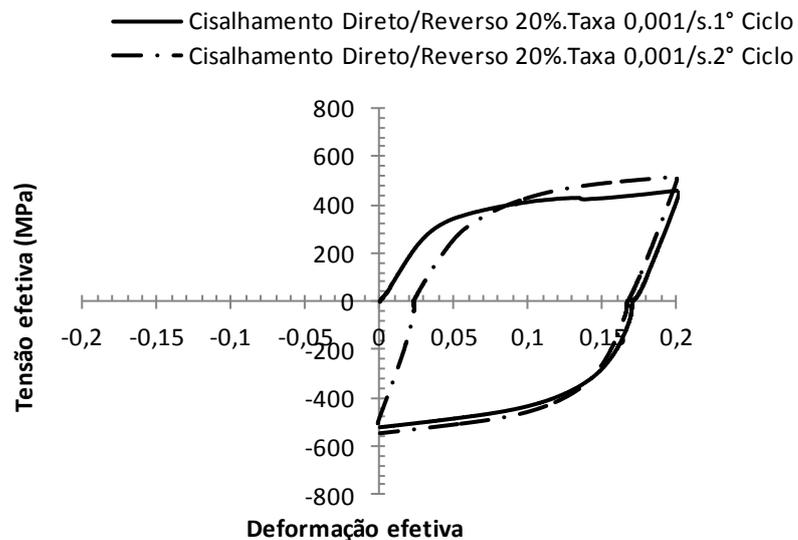
O método de cálculo do retorno elástico segue indicado por setas na Figura 5.12.

Figura 5.10 - Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço *Dual Phase* sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,001/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,05



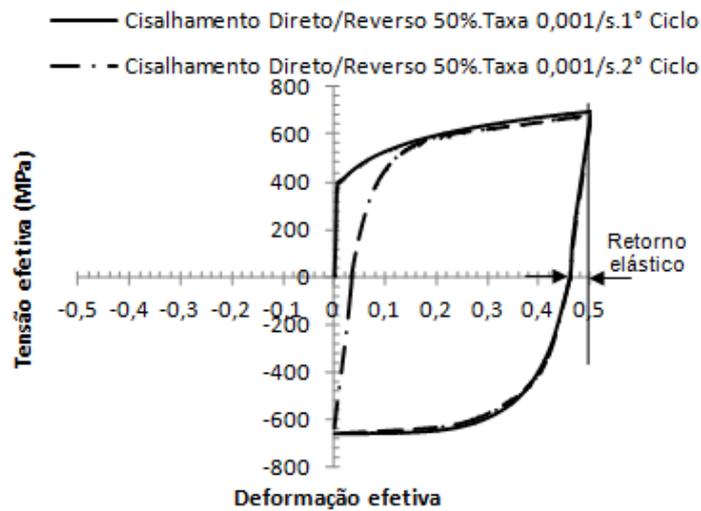
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 5.11 - Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço *Dual Phase* sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,001/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,20



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 5.12 - Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço *Dual Phase* sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,001/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,50



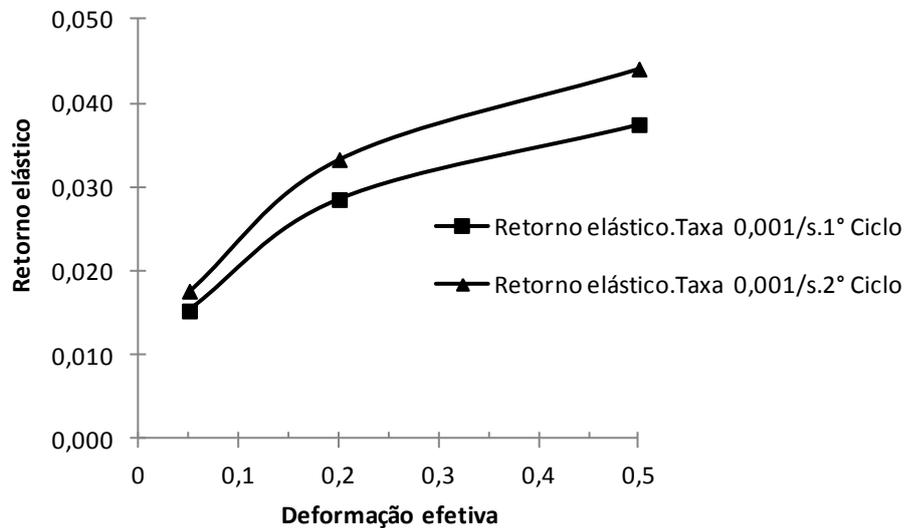
Fonte: Elaborado pelo autor

Na Figura 5.13, segue o gráfico comparando a evolução do retorno elástico do aço *Dual Phase* em função da amplitude de deformação cíclica e do número de ciclos (1º e 2º), com a taxa de deformação igual a 0,001/s.

A partir da observação dessa figura é possível notar que o retorno elástico do aço *Dual Phase* foi sempre maior durante o segundo ciclo para todos os valores de deformação efetiva cíclica, ou seja, o retorno elástico aumentou com o acréscimo da quantidade de deformação plástica imposta ao material.

Segundo OLIVEIRA (2007), para a mesma quantidade de deformação plástica, quanto maior o encruamento experimentado pelo material, maior tende ser o respectivo retorno elástico pelo mesmo e a taxa de encruamento aumenta com o aumento da quantidade de deformação plástica.

Figura 5.13 - Variação do retorno elástico do aço *Dual Phase* em função da amplitude de deformação cíclica e do número de ciclos sob taxa de deformação igual a 0,001/s

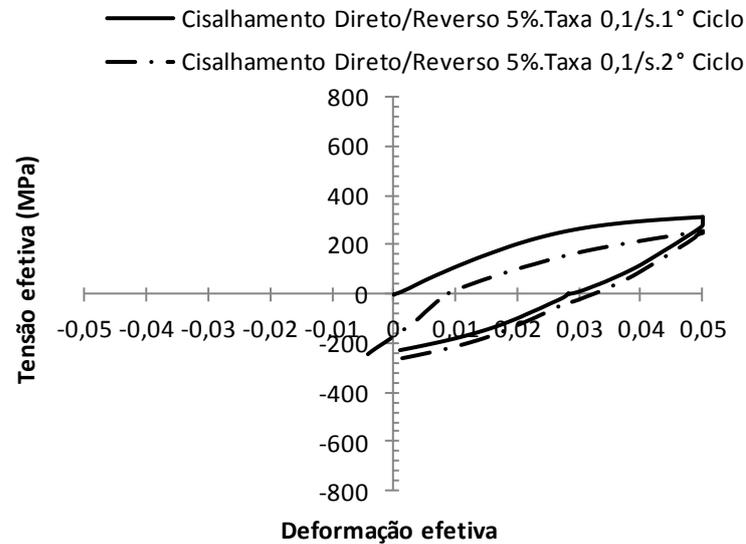


Fonte: Elaborado pelo autor

De modo análogo ao apresentado acima, seguem nas Figuras 5.14 até 5.16 as curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva para os dois ciclos de cisalhamento aplicados ao aço *Dual Phase* e quantidades de amplitude de deformação cíclica, porém sob taxa de deformação igual a 0,1/s.

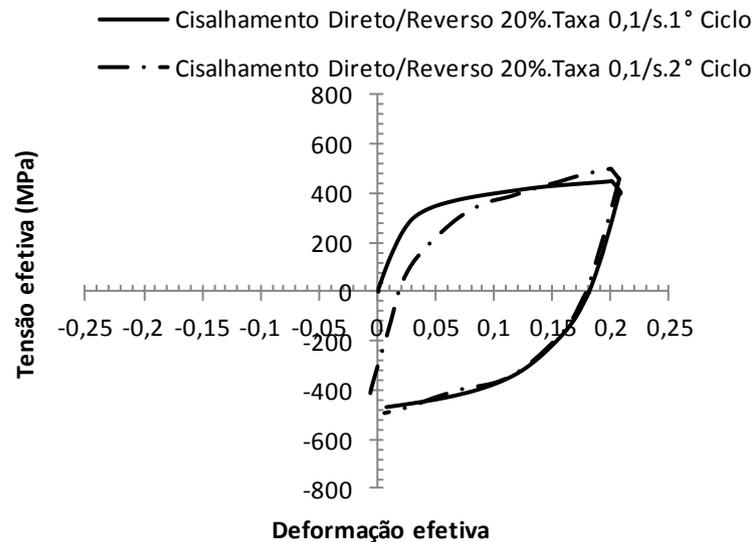
A tendência de aumento do retorno elástico com a elevação da amplitude de deformação cíclica também ocorreu para a taxa de 0,1/s, conforme demonstrado na Figura 5.17.

Figura 5.14 - Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço *Dual Phase* sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,1/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,05



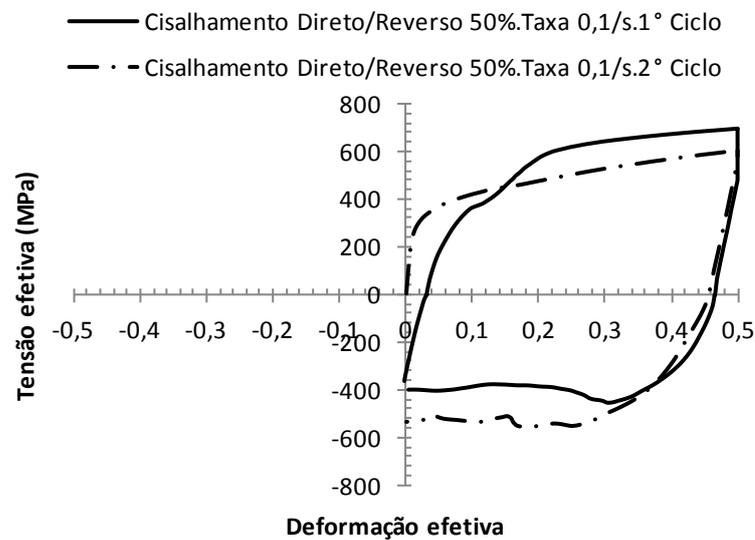
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 5.15 - Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço *Dual Phase* sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,1/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,20



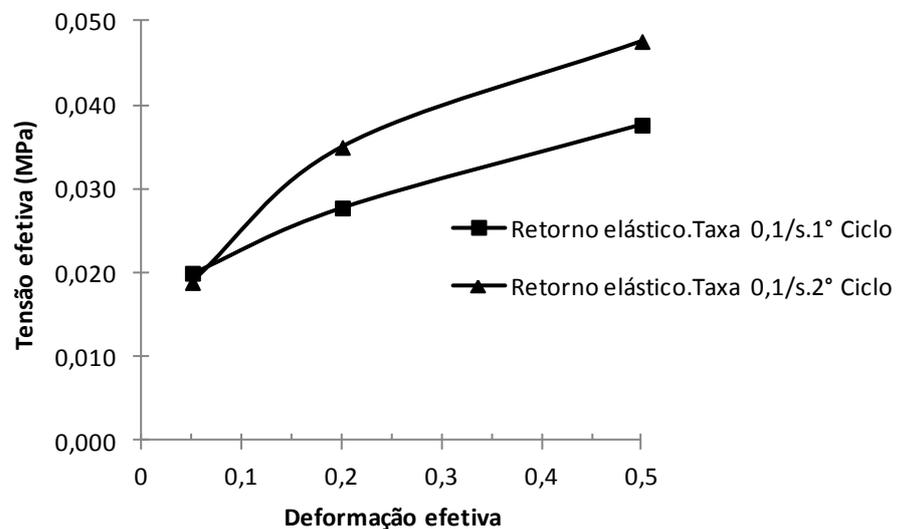
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 5.16 - Curvas tensão efetiva-deformação efetiva aço *Dual Phase* sob cisalhamento cíclico com taxa de deformação de 0,1/s e amplitude de deformação efetiva igual a 0,50



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 5.17 - Variação do retorno elástico do aço *Dual Phase* em função da amplitude de deformação cíclica e do número de ciclos sob taxa de deformação igual a 0,1/s



Fonte: Elaborado pelo autor

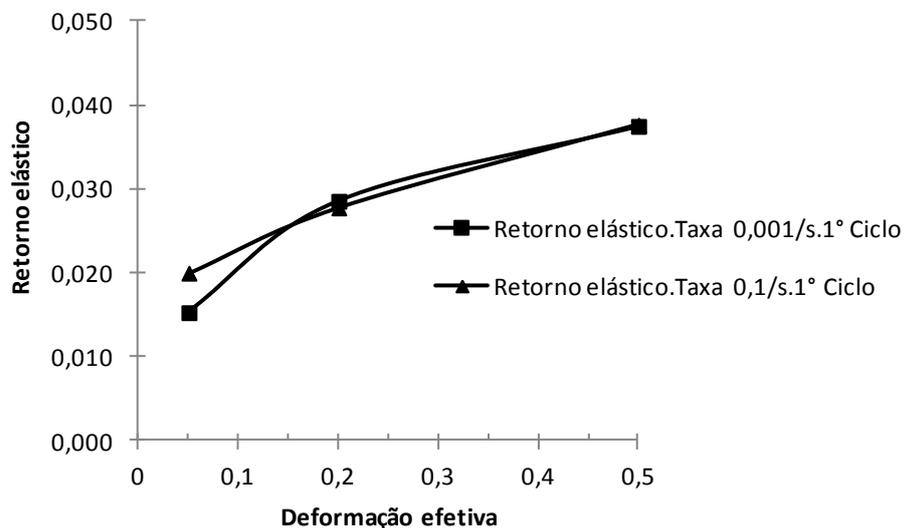
Analisando a Figura 5.17, também é possível notar que a ampliação do retorno elástico para o aço *Dual Phase* se manteve com o acréscimo da amplitude de deformação cíclica e com o número de ciclos sob a taxa de deformação igual a 0,1/s. Sendo perceptível também que a diferença do retorno elástico entre o primeiro e o segundo ciclos obteve maior evidência

somente a partir da amplitude de deformação efetiva cíclica superior ao valor de 0,05. Essa quantidade de deformação plástica pode estar relacionada com a quantidade mínima requerida para promover mudanças significativas no encruamento do aço *Dual Phase* de modo a resultar em alterações dos valores do retorno elástico em função do número de ciclos adotados neste trabalho.

Como análise final segue nas Figuras 5.18 e 5.19, para um mesmo ciclo, os gráficos comparativos entre o retorno elástico para as respectivas taxas de deformação utilizadas; 0,001/s e 0,1/s; além dos três valores de amplitude de deformação cíclica; 0,05, 0,20 e 0,50.

Como resultado, observou-se que para ambos os valores de taxa de deformação no primeiro ciclo, a variação do retorno elástico foi pequena (tendência a interseção das curvas). Porém, a tendência de ampliação do retorno elástico em função do aumento da amplitude de deformação cíclica se mantém para ambas as taxas de deformação.

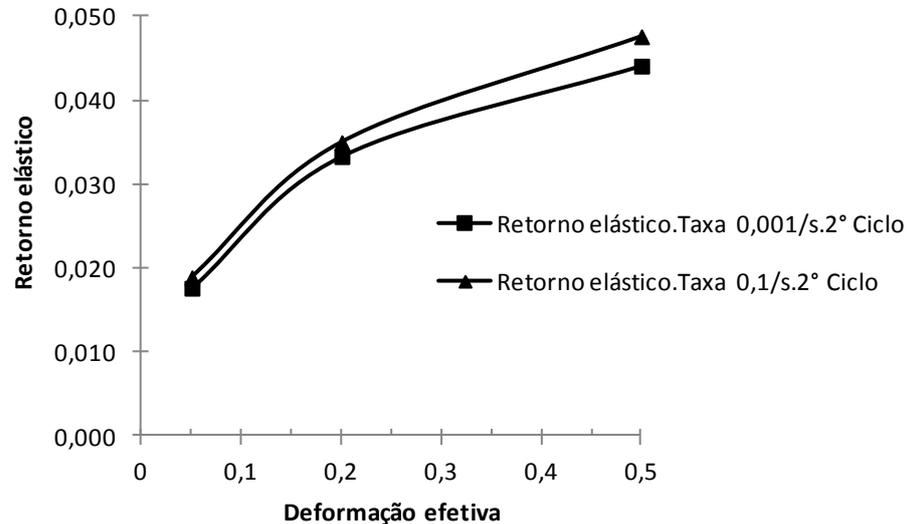
Figura 5.18 - Variação do retorno elástico do aço *Dual Phase* em função da amplitude de deformação cíclica e da taxa de deformação para o primeiro ciclo de cisalhamento direto/reverso



Fonte: Elaborado pelo autor

De acordo com a Figura 5.19, a partir do segundo ciclo de deformação cisalhante foi possível notar o efeito da taxa de deformação sobre o retorno elástico experimentado pelo aço *Dual Phase* (não ocorre tendência de interseção das curvas).

Figura 5.19 - Variação do retorno elástico do aço *Dual Phase* em função da amplitude de deformação cíclica e da taxa de deformação para o segundo ciclo de cisalhamento direto/reverso



Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados acima comprovam a eficácia da técnica de cisalhamento planar como método de estudo do retorno elástico para o aço *Dual Phase*, assim como demais materiais, que são de alta importância para diversos setores da indústria, como na automotiva, que envolvem como etapa fundamental de processamento a conformação mecânica.

Ficou evidente que o retorno elástico do aço *Dual Phase* revelou dependência maior da quantidade de deformação efetiva cíclica quando comparado com a influência exercida pela taxa de deformação.

Notou-se ainda que para um mesmo valor de taxa de deformação o retorno aumentou com o acréscimo da quantidade de deformação efetiva cíclica e com o número de ciclos, sendo a diferença do retorno elástico sempre maior durante o segundo ciclo, sendo o incremento da diferença do retorno elástico maior para o segundo valor de taxa de deformação, 0,1/s.

6. CONCLUSÕES

A imposição do carregamento cíclico com uso da técnica de cisalhamento ao aço *Dual Phase* para os três valores de amplitude de deformação efetiva (0,05, 0,20 e 0,50) sob dois valores de taxa de deformação (0,001/s e 0,1/s) após a realização do tratamento térmico com resfriamento brusco em água revelou:

- a) o aumento da resistência mecânica após a realização do cisalhamento cíclico quando comparado com a dureza do aço *Dual Phase* apenas tratado termicamente;
- b) o aumento do retorno elástico com o acréscimo da amplitude de deformação efetiva;
- c) o aumento do retorno elástico com o valor da taxa de deformação;
- d) a maior sensibilidade do retorno elástico com o aumento da quantidade de deformação efetiva cíclica quando comparada com o efeito provocado pelo aumento da taxa de deformação;
- e) que o efeito do aumento da taxa de deformação sobre o valor do retorno elástico se tornou evidente apenas quando a quantidade de deformação efetiva cíclica foi maior que 0,05;
- f) a possibilidade do uso da garra de cisalhamento para o estudo do retorno elástico, apesar de este instrumento ter requerido a redução da dureza do aço.

7. REFERÊNCIAS

BANU M, TAKAMURA M, HAMA T, NAIDIM O, TEODOSIU C, MAKINOUCI A. Simulation of springback and wrinkling in stamping of a *Dual Phase* steel rail-shaped part. J. Mater. Process. Technol. 2006.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8°. ed. Rio de Janeiro: Ltc – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1991.

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

DIETER, George E. **Mechanical Metallurgy**. 3rd. New York: Mc Graw-Hill Book Co., 1986. 751 p.

GENG L., WAGONER R. H. Role of Plastic Anisotropy and its Evolution on Springback. International Journal of Mechanical Sciences, v. 44, p. 123-148, 2002.

HAUS, Siedro Augusto. Dissertação de mestrado. Influência do Efeito Bauschinger no retorno elástico de aços avançados de elevada resistência mecânica. **Universidade Federal do Paraná**; 2011, 92p.

HAYAT, F.; UZUN,H. (August 2011). Effect of Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Fracture Behaviour of Ship and Dual Phase Steels. *Journal of iron and Steel Research, International*, 18:65-72.

KIM J. H, KIM D, BARLAT F, LEE M. G. Crystal plasticity approach for predicting the Bauschinger effect in dual-phase steels. International Journal Materials Science and Engineering A 539 (2012) 259–270.

LEE M. G., KIM D., KIM C., WENNER M. L., WAGONER R. H. CHUNG K. Spring-Back Evaluation of Automotive Sheets Based on Isotropic Yield Function. Part II: Characterization of Material Properties. International Journal of Plasticity, v. 21, p. 883-914, 2005.

LI K. P., CARDEN W. P., WAGONER R. H. Simulation of Springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 44, p. 103-122, 2002.

LOPES, Wellington. Tese de doutorado. Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2009, 207p.

MANNHEIMER, Walter A. **Microscopia dos Materiais**: Uma introdução. Rio de Janeiro: E-papers, 2002. 226 p.

MURARI, Fábio Dian. Tese de doutorado. Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2009, 157p.

NUNES, Eduardo Henrique Martins. Tese de doutorado. Caracterização de ametistas naturais. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2008, 208p.

OLIVEIRA MC, ALVES, JL, CHAPARRO BM, MENEZES LF. Study of the influence of work-hardening modeling in springback prediction. *Inter. J. Plasticity*. 2007.

PADILHA, Angelo Fernando; AMBROZIO FILHO, Francisco. **Técnicas de Análise Microestrutural**. [S.l]: Hemus, 1985. 190 p.

QUEIROZ, Rhelman Rossano Urzêdo. Tese de doutorado. Envelhecimento Dinâmico em Aço Dual Phase de 600 MPa de Limite de Resistência. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2013, 119p.

RAUCH, E. F. The flow Law of mild steel under monotonic or complex strain path. *Solid State Phenomena*, v. 23-24, p. 317-334, 1992.

SINGH U.P, Maiti S.K, Date P.P, Narasimhan K. Numerical simulation of the influence of air bending tool geometry on product quality. *J. Mater. Process. Technol.* 2004.

SOUZA, Sergio Augusto De. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos.** 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1982. 286 p.

SSAB. Disponível em: <<http://www.ssab.com.br.html>>. Acesso em: 05 ago. 2014, 18:30:25.

UEMORI T., OKADA T., YOSHIDA F., 1998. Simulation of springback in V-bending process by elastoplastic finite element method with consideration of Bauschinger effect. *Metals and Materials* 4 (3), 311–314.

UEMORI T., OKADA T., YOSHIDA F., 2000. FE analysis of springback in hat-bending with consideration of initial anisotropy and the Bauschinger effect. *Key Engineering Materials* 177–180, 497–502.

WAGONER R. H., CHENOT Jean-Loup. **Fundamentals of Metal Forming.** 1. Ed. Wiley, 1996. 389p.

WAGONER R.H., GENG L., BALAKRISHNAN V., 2000. Role of hardening law in springback. In: Khan, A.S., Zhan, H., Yuen, Y. (Eds.), *Proc. 8th Int. Symp. on Plasticity and Its Current Applications.* NEAT Press, pp. 609–611.

WOLFF, Marco Antônio. Dissertação de mestrado. Soldabilidade dos Aços *Dual Phase* 600 e 800 Via Processo de Soldagem a Pontos Média Frequência Corrente Contínua (MF DC) e Corrente Alternada (AC). **UFU - Universidade Federal de Uberlândia, Brasil, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia Mecânica,** 2008, 134p.

YILAMI K, HINO R, HAMASAKI H, YOSHIDA F. Bauschinger effect on springback of clad sheet metals in draw bending. *Mater. Trans.* 2010.

YOSHIDA F, UEMORI T, FUJIWARA K. Elastic-Plastic Behavior of Steel Sheets under in-Plane Cyclic Tension-Compression at Large Strain. *International Journal of Plasticity*, v. 18, p. 633-659, 2002.