

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

ALICE FARIA QUADROS

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 317 L  
E UNS S32205 EM TRAJETÓRIAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO.

Belo Horizonte

2015

ALICE FARIA QUADROS

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 317 L  
E UNS S32205 EM TRAJETÓRIAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO.

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao 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:

Professor Wellington Lopes

Coorientadora:

Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Belo Horizonte

2015

ALICE FARIA QUADROS

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 317 L  
E UNS S32205 EM TRAJETÓRIAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO.

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao 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 27 de janeiro de 2015

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Wellington Lopes - Orientador

---

Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Coorientadora – CEFET MG

---

Profa. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa – CEFET MG

---

Eng. de Materiais Grazielle Gianini Braga Maria

## RESUMO

A conformação mecânica de chapas metálicas consiste na aplicação de esforços variados de maneira a deformar plasticamente o material. Tais esforços podem ser simulados por meio de ensaios mecânicos simples ou pela associação deles sequencialmente produzindo trajetórias de deformação complexas que avaliam o comportamento mecânico do material sob condições variadas de sollicitação mecânica com relação ao tipo de esforço e à direção de aplicação do mesmo em relação à direção de laminação da chapa. A fim de avaliar o comportamento mecânico dos aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205 sob trajetórias complexas de deformação, combinaram-se esforços compressivos-cisalhantes de laminação com cisalhamento planar a  $0^\circ$  e a  $90^\circ$  da direção de laminação. Executaram-se três rotas de carregamento diferentes: laminação/cisalhamento, laminação/cisalhamento direto/reverso e outra de laminação/cisalhamento direto/cisalhamento direto, variando a taxa de deformação e o valor de deformação efetiva. Os resultados indicaram a dependência do comportamento mecânico (amaciamento e endurecimento) com a quantidade de deformação, com a direção de sollicitação, com a rota de processamento mecânico e com o tipo de material sendo isso associado à provável variação subestrutural assumida por cada um dos aços em função da rota de processamento mecânico.

**Palavras chave:** Trajetórias de deformação, Ensaio de cisalhamento, Aço inoxidável

## **ABSTRACT**

The mechanical forming of sheet metal consists of applying different loads in order to induce the material plastic deformation. Such loads can be simulated by simple mechanical tests or through their association sequentially producing complex strain paths that can evaluate the mechanical behavior of materials under different mechanical strains, varying the kind and direction of load related to the rolling direction. In order to evaluate the mechanical behavior of stainless steel AISI 317 L and UNS S32205 duplex under complex strain paths, this study associates rolling and simple shear testing at 0° and 90° from the rolling direction for the application of mechanical stress. Three different types of strain paths were used: rolling/ forward shearing, rolling/forward shearing /reverse shearing and rolling/forward shearing/forward shearing for two values of strain rate. The results indicated that the mechanical behavior (softening or hardening) depends on the amount of strain, the direction of applied efforts, the mechanical processing route and the type of material being this associated with the substructural characteristics assumed by the materials under the different mechanical routes.

**Keywords:** Strain path, Shear Testing, Stainless Steel.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Formato de um corpo de prova retangular para ensaio de tração. ....	15
Figura 2 – Curva Tensão x Deformação convencional para ensaio de tração .....	16
Figura 3 – Representação de um corpo de prova para ensaio de cisalhamento. ....	19
Figura 4 – Dispositivo para ensaio de cisalhamento planar simples projetado por Genevois. ....	20
Figura 5 – Ocorrência de fratura e flambagem em cisalhamento planar simples.....	21
Figura 6 – Amostra de cisalhamento deformada em dispositivo projetado por Genevois.....	22
Figura 7 – Dispositivo aperfeiçoado para ensaio de cisalhamento.....	22
Figura 8 – Direção do corpo de prova em relação aos eixos de laminação da chapa.....	23
Figura 9 – Impressão para microdureza Vickers em junção de aço e alumínio com aumento de 200x.....	24
Figura 10 – Distribuição da área de deformação plástica em ensaio de microdureza. ....	25
Figura 11 – Curvas Tensão x Deformação com inversão do sentido do carregamento.....	27
Figura 12 – Testes Bauschinger de cisalhamento ao longo da direção de laminação. ....	29
Figura 13 – Trajetórias complexas de deformação para liga de alumínio e aço FeP06.....	29
Figura 14 – Equipamento para estiramento biaxial de chapas metálicas.....	30
Figura 15 – Representação da direção de carregamento em ensaio de cisalhamento.....	37
Figura 16 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável AISI 317 L a 0°.....	41
Figura 17 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável AISI 317 L a 90°.....	42
Figura 18 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável UNS S32205 a 0°.....	43
Figura 19 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável UNS S32205 a 90°.....	43

Figura 20 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável AISI 317 L a 0°. .....	44
Figura 21 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável AISI 317 L a 90°.....	45
Figura 22 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável UNS S32205 a 0°.....	46
Figura 23 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável UNS S32205 a 90°.....	46
Figura 24 – Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável AISI 317 L a 0°. .....	48
Figura 25 – Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável AISI 317 L a 90°. .....	48
Figura 26 – Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável UNS S32205 a 0°. .....	49
Figura 27 - Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável UNS S32205 a 90°. .....	49
Figura 28 – Cisalhamento direto/direto para os aços inoxidáveis AISI 317 L a 0° e UNS S32205 a 90°.....	51
Figura 29 – Cisalhamento direto/direto para os aços inoxidáveis AISI 317 L a 90° e UNS S32205 a 0°.....	51

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável AISI 317 L (% em peso). .....	32
Tabela 2 – Composição química do aço inoxidável UNS S32205 (% em peso).....	33
Tabela 3 – Rota de carregamento 1: laminação/cisalhamento .....	34
Tabela 4 – Rota de carregamento 2: laminação/cisalhamento direto/cisalhamento reverso ....	35
Tabela 5 – Rota de carregamento 3: laminação/cisalhamento/cisalhamento .....	36

## LISTA DE SÍMBOLOS

$LE$  = Tensão Limite de escoamento

$LRT$  = Tensão limite de resistência mecânica

$E$  = Modulo de elasticidade ou módulo de Young

$\sigma_r$  = Tensão verdadeira em ensaio de tração

$\delta$  = Deformação verdadeira em ensaio de tração

$\sigma$  = Tensão convencional em ensaio de tração

$\varepsilon$  = Deformação convencional em ensaio de tração

$L_1$  = Comprimento final

$L_0$  = Comprimento inicial

$A_0$  = Área inicial da seção transversal

$A_1$  = Área final da seção transversal

$n$  = Coeficiente de encruamento

$k$  = Coeficiente de resistência

$\delta_{\max}$  = Deformação verdadeira na carga máxima

$F$  = Carga aplicada ao corpo de prova em ensaio de tração

$R$  = Coeficiente de Lankford ou Índice de anisotropia

$\varepsilon_{rw}$  = Deformação real na largura

$\varepsilon_{rt}$  = Deformação real na espessura

$\alpha$  = Ângulo de deslocamento referente à direção de laminação

$\Delta L$  = Deslocamento longitudinal de corpo de prova em ensaio de cisalhamento

$h$  = largura efetiva (região não agarrada em corpos de prova de cisalhamento)

$\dot{\epsilon}$  = Taxa de deformação efetiva

$v$  = Velocidade do cabeçote

$\sigma_e$  = Tensão efetiva

$\sigma_{cis}$  = Tensão cisalhante

$\epsilon_e$  = Deformação efetiva

$\gamma$  = Deformação cisalhante

$F_{cis}$  = Carga aplicada ao corpo de prova em ensaio de cisalhamento

$f$  = fator de conversão de curvas

$L$  = Comprimento do corpo de prova de cisalhamento

$e$  = Espessura do corpo de prova de cisalhamento

$\epsilon_{máq}$  = Porcentagem de deformação informada pela máquina de cisalhamento

D.L = Direção de laminação da chapa

D.T. = Direção transversal de laminação da chapa

$\Delta\sigma$  = Variação da tensão de fluxo

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>12</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>14</b>
<b>2.1</b>	<b>Objetivo geral.....</b>	<b>14</b>
<b>2.2</b>	<b>Objetivos específicos .....</b>	<b>14</b>
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>15</b>
<b>3.1</b>	<b>Técnicas de caracterização mecânica .....</b>	<b>15</b>
3.1.1	Tração Uniaxial.....	15
3.1.2	Cisalhamento Planar.....	19
3.1.3	Microdureza.....	23
<b>3.2</b>	<b>Encruamento de materiais metálicos.....</b>	<b>25</b>
<b>3.3</b>	<b>Trajelórias de deformação.....</b>	<b>26</b>
3.3.1	Trajelórias complexas de deformação .....	27
3.3.2	Comportamento mecânico x trajelórias de deformação .....	28
<b>3.4</b>	<b>Tratamento térmico recozimento .....</b>	<b>30</b>
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>32</b>
<b>4.1</b>	<b>Aço inoxidável AISI 317 L .....</b>	<b>32</b>
<b>4.2</b>	<b>Aço inoxidável UNS S32205.....</b>	<b>32</b>
<b>4.3</b>	<b>Planejamento Experimental .....</b>	<b>33</b>
4.3.1	Rota de carregamento 1: laminação/cisalhamento.....	33
4.3.2	Rota de carregamento 2: laminação/cisalhamento direto/cisalhamento reverso .. .....	34
4.3.3	Rota de carregamento 3: laminação/cisalhamento/cisalhamento .....	36
<b>4.4</b>	<b>Ensaio mecânico de cisalhamento.....</b>	<b>37</b>
<b>4.5</b>	<b>Ensaio de microdureza Vickers.....</b>	<b>39</b>

<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>41</b>
<b>5.1</b>	<b>Rota de carregamento 1 .....</b>	<b>41</b>
<b>5.2</b>	<b>Rota de carregamento 2 .....</b>	<b>44</b>
<b>5.3</b>	<b>Rota de carregamento 3 .....</b>	<b>47</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>52</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>53</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A conformação mecânica de chapas metálicas consiste na aplicação de esforços mecânicos ocasionando elevada quantidade de deformação plástica a fim de se obter o material permanentemente na forma desejada. Operações de estampagem consistem no principal modo de conformação de chapas que por meio da combinação de esforços diversos, tais como tração, compressão e cisalhamento, por exemplo, conseguem dar a forma requerida ao material.

Os aços inoxidáveis são materiais bastante requisitados em aplicações que exigem elevada resistência à corrosão e em meios extremamente agressivos com presença de cloretos ou compostos de enxofre, tais como atmosfera marítima, indústrias de petróleo e gás e estações de energia que utilizam combustíveis fósseis, locais onde essa propriedade para o aço inoxidável é ainda mais importante.

O aço inoxidável AISI 317, tipo 317 L e o aço inoxidável duplex UNS S32205 são exemplos de materiais que se mostram bastante promissores em aplicações que exigem elevada resistência à corrosão. O aço inoxidável AISI 317 L, quando comparado com aços inoxidáveis mais comuns, apresenta um teor elevado de molibdênio (de 3 a 4%), elemento que dificulta a migração de átomos de cromo presente no aço inoxidável e portanto impede que o mesmo se combine com outros elementos do meio circundante e acarrete a redução da resistência à corrosão da liga. Já o aço inoxidável duplex UNS S32205 contém microestrutura composta por fase ferrítica e austenítica e que favorecem o aumento da resistência à corrosão, devido ao elevado teor de molibdênio (3%), aliado à elevada resistência mecânica. Devido a essas propriedades, tais materiais são geralmente utilizados em meios agressivos como indústrias químicas, petroquímicas, de energia nuclear e em ambientes de atmosferas marítimas.

Os aços inoxidáveis para serem utilizados em tanques de armazenamentos de produtos químicos, em tubulações, aplicações estruturais em plataformas e diversas outras aplicações em contato com meios agressivos, passam por processos de conformação mecânica responsáveis por dar ao material a forma desejada. Dessa maneira, tão importante quanto selecionar um material com elevada resistência à corrosão é selecionar um material com propriedades mecânicas adequadas para a aplicação. A conformação por estampagem de chapas de aço inoxidável, por exemplo, é um processo que envolve diversos tipos de solicitações mecânicas em diferentes regiões da chapa e o comportamento do material quando esforços de tração, compressão e cisalhamento podem ser avaliados mediante aplicação de

ensaios mecânicos que simulam a condição do esforço desejada. No entanto, além da aplicação de testes que avaliam separadamente as propriedades desejadas, é possível combinar ensaios mecânicos sequencialmente, por meio da aplicação de trajetórias complexas de deformação. Através da alteração da carga aplicada, da modificação do sentido de aplicação da mesma, ou até mesmo por meio da alteração do tipo de esforço mecânico, aplicando, por exemplo, um esforço de tração seguido por esforço cisalhante, é possível avaliar como o material se comporta quando solicitado por diversos esforços simultâneos, assim como ocorre em processos de conformação por estampagem. Trajetórias complexas de deformação são formas de se avaliar o modo de encruamento do material, como ele pode ser alterado se a trajetória se modifica e como fatores tais como a microestrutura afetam nesse comportamento.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

O objetivo do presente trabalho consiste na avaliação do comportamento mecânico dos aços inoxidáveis AISI 317 L e UNS S32205 quando submetidos a trajetórias complexas de deformação que associam esforços de laminação e cisalhamento planar, tanto direto quanto reverso.

### **2.2 Objetivos específicos**

Deseja-se avaliar o comportamento mecânico dos materiais, o comportamento de encruamento (endurecimento por deformação plástica), anisotropia, e a possibilidade de haver encruamento anisotrópico. Pretende-se realizar carregamento do tipo Bauschinger mediante inversão do sentido de aplicação do esforço cisalhante (cisalhamento direto combinado com cisalhamento reverso) e carregamentos com mudança na direção de sollicitação do esforço mecânico. A aplicação de esforço cisalhante deverá ter o sentido de aplicação alterado em função da direção de laminação das chapas.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

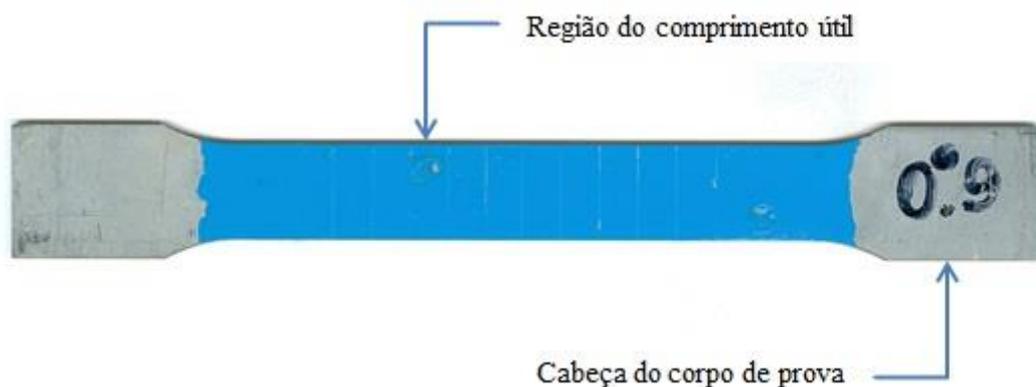
#### 3.1 Técnicas de caracterização mecânica

##### 3.1.1 Tração Uniaxial

O ensaio de tração é um dos ensaios mecânicos de tensão-deformação mais comumente realizados para averiguar propriedades mecânicas de materiais para projetos. Consiste na aplicação de uma carga crescente e uniaxial ao longo do maior eixo do corpo de prova de forma a aumentar o comprimento, geralmente até a fratura (CALLISTER, 2008, p.100).

O corpo de prova de um ensaio de tração possui duas regiões principais: a parte útil ou comprimento útil, utilizada para o cálculo do alongamento, e as cabeças, extremidades utilizadas para a fixação do corpo durante o ensaio. Pode possuir seção circular ou retangular sendo que as extremidades possuem seção de área maior. Esse formato garante que a deformação fique confinada à região central (parte útil) mais estreita e também evita que a fratura ocorra nas extremidades do corpo de prova. Um exemplo de corpo de prova de seção retangular está representado na Figura 1.

**Figura 1 – Formato de um corpo de prova retangular para ensaio de tração.**

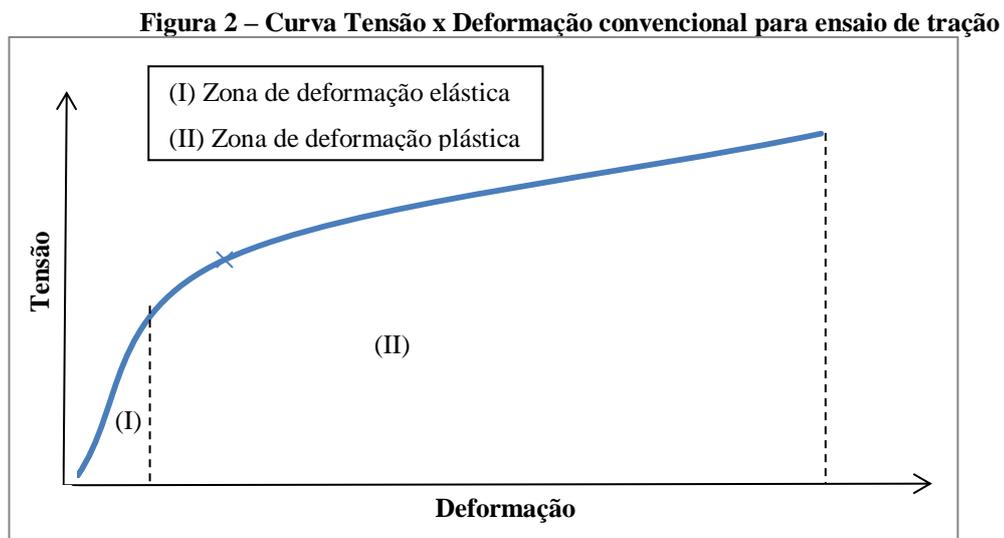


Fonte: Próprio autor.

Os procedimentos de um ensaio de tração uniaxial consistem em fixar as extremidades do corpo de prova com garras de fixação associadas à uma célula de carga, para medir a magnitude da carga aplicada, e acoplar ao corpo de prova um extensômetro, para medir o alongamento ou deformação. O resultado do ensaio é registrado geralmente em um computador sendo a tensão (carga/área da seção transversal), representada no eixo das

ordenadas, em função da deformação (variação do comprimento/comprimento inicial), representada no eixo das abscissas.

Os valores obtidos após o término de um ensaio de tração são baseados nas dimensões iniciais do corpo de prova. Para o cálculo da deformação, considera-se o comprimento inicial, já para o cálculo da tensão utiliza-se a área inicial da seção em que a carga atua e a curva obtida baseando-se em tais valores é denominada curva de tensão x deformação convencional (ou de engenharia) (Figura 2).



Fonte: Próprio autor.

De acordo com Souza (2011), a utilização dos valores convencionais para tensão e deformação pode ser considerada válida enquanto ocorre apenas deformação elástica (em metais dúcteis), pois o comprimento e a área da seção do corpo de prova não se alteram significativamente. No entanto, na zona de deformação plástica, a deformação é considerável e, portanto, a utilização dos parâmetros convencionais induzem erros significativos.

Pode-se corrigir os valores de tensão e de deformação obtidos em um ensaio de tração convencional por meio de um ensaio de tração real (ou verdadeiro). O ensaio de tração real muitas vezes não é fácil de ser realizado na prática, mas é possível correlacionar os valores obtidos em um ensaio convencional para valores reais. Os valores de tensão verdadeira ( $\sigma_r$ ) e deformação verdadeira ( $\delta$ ) são calculados a partir da tensão convencional ( $\sigma$ ) e deformação convencional ( $\epsilon$ ). A deformação convencional é calculada a partir dos valores de comprimento inicial ( $L_0$ ) e comprimento final ( $L_1$ ) ou área inicial da seção transversal ( $A_0$ ) e área final da seção transversal ( $A_1$ ) (Equações 1, 2 e 3).

$$\delta = \ln(1+\epsilon) \quad (1)$$

$$\sigma_r = \sigma(1+\varepsilon) \quad (2)$$

$$\varepsilon = \frac{L_1 - L_0}{L_0} = \frac{A_0 - A_1}{A_1} \quad (3)$$

Na região em que há um aumento diretamente proporcional entre o valor de tensão e o valor de deformação (zona elástica) pode-se medir algumas propriedades importantes do material. O módulo de elasticidade (constante de proporcionalidade ou módulo de Young –  $E$ ), por exemplo, mede a rigidez do material, quanto maior for esse parâmetro, menor deformação elástica o material é capaz de sofrer a uma determinada tensão. Pode-se determinar o  $E$  pelo valor da inclinação da reta referente à porção elástica do gráfico tensão x deformação. De acordo com Souza (2011), caso seja uma reta pequena ou inexistente, pode-se medir  $E$  pela tangente da reta que é tangente à curva no ponto de origem ou em outro ponto especificado.

O limite de escoamento (LE) é outro valor característico do material ensaiado em tração que pode ser calculado na prática. Escoamento é a região entre a deformação elástica e a deformação plástica e o limite de escoamento é o valor de tensão que marca o início da deformação permanente.

O valor máximo de tensão suportada por um material ensaiado em tração é denominado limite de resistência à tração (LRT). Para projetos de materiais feitos de metais dúcteis esse valor tem pouco significado, uma vez que não se deseja deformação plástica do material, por isso o LE nesse caso é mais indicado como parâmetro de projeto. No caso de metais frágeis, o LRT é o valor de tensão utilizado, pois nem sempre é fácil detectar o escoamento nesse caso, e por isso caracteriza bem a resistência mecânica do material (SOUZA, 2011).

Parâmetros de ductilidade também podem ser obtidos em um ensaio de tração, como os valores de alongamento. O alongamento uniforme, que ocorre desde o início da deformação plástica até o início da instabilidade plástica é aquele que se distribui de forma uniforme por todo o comprimento do corpo de prova. O alongamento não uniforme é aquele que ocorre após o início da estrição e, portanto de forma localizada nesse ponto. O alongamento total é a soma do alongamento uniforme com o alongamento não uniforme, ou seja, considera a soma de toda a deformação do material desde o início do ensaio até a ruptura do corpo de prova. De acordo com Souza (2011) o alongamento dá uma medida comparativa da ductilidade, quanto maior for o alongamento, mais dúctil será o material.

Verifica-se que em um processo de deformação a frio (temperatura abaixo da temperatura de recristalização do metal) o metal endurece enquanto é deformado

plasticamente, fenômeno denominado como encruamento. Isso ocorre devido à formação de uma estrutura complexa de discordâncias que interagem entre si dificultando a movimentação das mesmas. Garcia *et al.* (2000) define como coeficiente de encruamento ( $n$ ) o valor que representa a capacidade do material em distribuir a deformação ao longo do comprimento do corpo de prova enquanto é deformado em tração, sendo um valor adimensional. Pode-se dizer que o coeficiente de encruamento mede então a resistência do material ao início da instabilidade plástica, ou seja, quanto maior for o  $n$ , maior será a deformação homogênea do corpo de prova antes de ocorrer a estricção.

Uma forma de analisar a curva tensão x deformação real na região de deformação plástica é por meio da equação de Hollomon, que relaciona o coeficiente de encruamento ( $n$ ) com o coeficiente de resistência ( $k$ ) que quantifica o nível de resistência que o material pode suportar (medido em Pascal - Pa) (Equação 4).

$$\sigma_r = k \cdot \delta^n \quad (4)$$

Assumindo que o comportamento plástico de um material segue a lei de Hollomon, pode-se deduzir algebricamente que no início da instabilidade plástica, durante um ensaio de tração, a deformação verdadeira na carga máxima ( $\delta_{max}$ ) é igual ao coeficiente de encruamento ( $n$ ).

$$\sigma_r = k \cdot \delta^n \quad (5)$$

$$F = A \cdot k \cdot \delta^n \quad (6)$$

$$dF = (A \cdot n \cdot \delta^{n-1} \cdot d\delta + \delta^n \cdot dA) \quad (7)$$

$$\text{Mas, na instabilidade plástica: } -dA = d\delta \cdot A \quad (8)$$

$$\text{Substituindo (8) em (7): } dF = k \cdot (A \cdot n \cdot \delta^{n-1} \cdot d\delta - A \cdot \delta^n \cdot d\delta) \quad (9)$$

No ponto de carga máxima, tem-se  $dF = 0$ , que corresponde ao ponto de inflexão da curva. Nessa condição, obtém-se a partir da Equação 9, a Equação 10:

$$n \cdot \delta_{max}^{n-1} = \delta^n \quad (10)$$

$$n = \delta_{max}^{n-(n-1)} \quad (11)$$

$$n = \delta_{max} \quad (12)$$

Assim, verifica-se que o coeficiente de encruamento ( $n$ ) é igual à deformação real no ponto de carga máxima (GARCIA, *et al.*, 2000).

A anisotropia das propriedades mecânicas consiste na variação do valor de uma

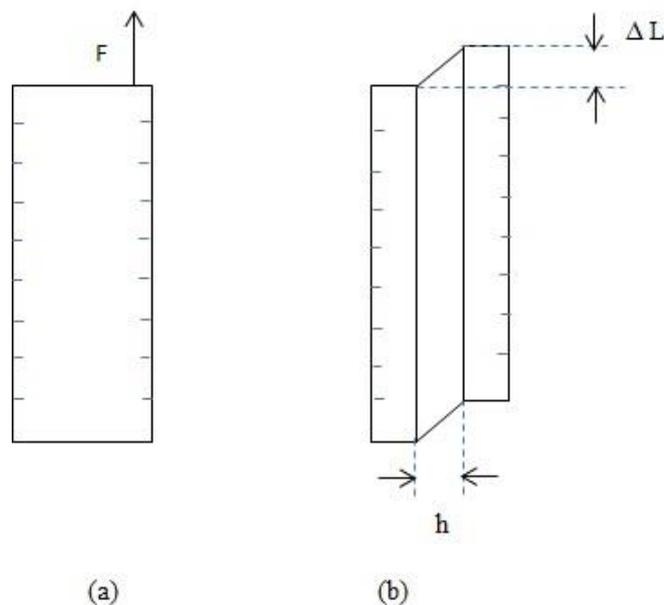
propriedade de acordo com a direção na qual ela é medida no material. Materiais conformados (por laminação, forjamento ou estampagem, por exemplo) tendem a apresentar anisotropia que pode ser caracterizada pelo coeficiente de Lankford, ou índice de anisotropia R. Esse valor pode ser medido pela razão entre a deformação real na largura ( $\epsilon_{rw}$ ) e a deformação real na espessura ( $\epsilon_{rt}$ ), (Equação 13), e como é uma relação entre dois valores adimensionais, o índice R também é adimensional, sendo que o valor de R igual a 1 caracteriza um material isotrópico (GARCIA, *et al.* 2000).

$$R = \frac{\epsilon_{rw}}{\epsilon_{rt}} \quad (13)$$

### 3.1.2 Cisalhamento Planar

A tensão de cisalhamento, ao contrário de tensões normais originadas por cargas axiais, age tangencialmente à superfície do material e tende a cisalhar ou cortar o material. Essa tensão pode originar uma deformação de cisalhamento que possui a característica peculiar de não alongar nem encurtar o material em nenhuma dimensão, mas sim modificar a forma do elemento, ou seja, um paralelepípedo retangular submetido a tensões de cisalhamento tende a se deformar em um paralelepípedo oblíquo, com modificação do ângulo entre as faces (Figura 3) (GERE, 2003).

**Figura 3 – Representação de um corpo de prova para ensaio de cisalhamento.**



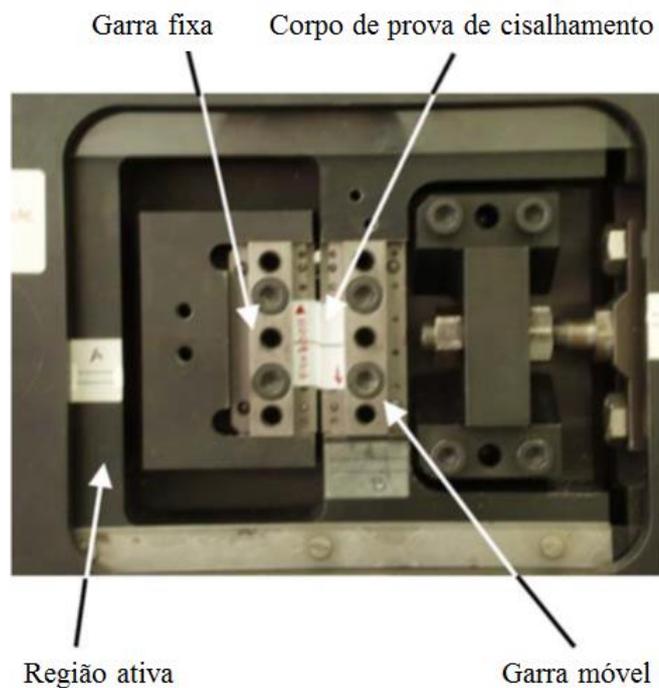
(a) Corpo de prova no início do ensaio submetido à força F. (b) Corpo de prova após o ensaio sendo  $\Delta L$  igual ao deslocamento longitudinal e h a largura efetiva da região não agarrada.

Fonte: Próprio autor.

Pode-se avaliar o comportamento de um material submetido a tensões de cisalhamento mediante ensaios de cisalhamento planar ou ensaios de torção. A partir desses ensaios, obtêm-se gráficos de tensão x deformação muito semelhantes aos obtidos em um ensaio de tração, bem como as propriedades de módulo de elasticidade, limite de escoamento, e limite de resistência, porém tais propriedades geralmente são, em valores, em torno da metade dos valores obtidos em um ensaio de tração (GERE, 2003).

Um dispositivo para testes de cisalhamento planar simples consiste em duas partes rígidas que se movimentam paralelamente deformando a amostra fixada entre as partes. Genevois (1992 apud BOUVIER, 2005b) aperfeiçoou um equipamento cuja rotação da amostra retangular é impedida por um quadro rígido acoplado à máquina e às garras (Figura 4).

**Figura 4 – Dispositivo para ensaio de cisalhamento planar simples projetado por Genevois.**



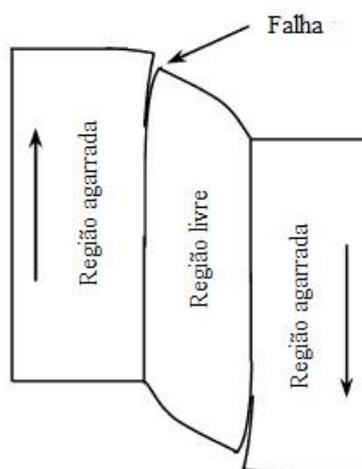
Fonte: BOUVIER, (2005b), traduzido pelo autor.

Geralmente, para que o cálculo de tensão e deformação de uma amostra em ensaio de cisalhamento seja preciso, o atrito da garra com o material deve ser desprezível e a distribuição da tensão deve ser homogênea ao longo do comprimento da amostra. Essas condições são difíceis de serem atingidas em um ensaio real e por isso pode ocorrer de a amostra sofrer deformação na região sob as garras ou entre a região agarrada e a região central livre (ao longo da linha de agarramento). Ruptura ou flambagens prematuras também

podem ocorrer, principalmente quando a força de agarramento é muito elevada. (Figura 5).

No entanto, se a força imposta pela garra for muito baixa, marcas devido ao deslizamento da amostra ao longo da garra podem aparecer e conseqüentemente a distribuição homogênea da tensão será alterada. É importante também, ao se realizar um ensaio de cisalhamento, restringir o valor da largura  $h$  a um valor constante e limitado, para evitar a flambagem transversal do corpo de prova (BOUVIER, 2005a; BOUVIER, 2005b).

**Figura 5 – Ocorrência de fratura e flambagem em cisalhamento planar simples.**



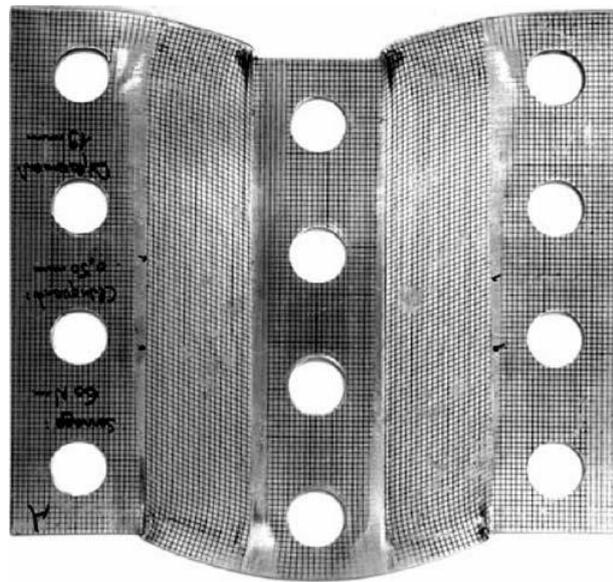
Fonte: BOUVIER, (2005b), traduzido pelo autor, adaptado.

Segundo Bouvier (2005b), o ensaio de cisalhamento é o método mais comum para avaliar propriedades anisotrópicas e encruamento de chapas laminadas planas. Um outro tipo de dispositivo, desenvolvido por Genevois (1992 apud BOUVIER, 2005a), consiste em duas garras paralelas, sendo uma fixa e outra móvel, acopladas a uma máquina de tração nas quais são fixadas as laterais longitudinais de um corpo de prova retangular (Figura 6) com 200 mm de comprimento e 230 mm de largura com duas regiões livres para deformação de 40 mm da largura e 200 mm de comprimento cada uma (Figura 6 e Figura 7). Esse dispositivo é um aperfeiçoamento daquele utilizado para cisalhamento simples, pois diminui a possibilidade de deslizamento da amostra sob as garras e a possibilidade de ocorrer flambagens além de melhorar a homogeneidade da deformação ao longo do material cisalhado. Esse equipamento é particularmente útil para pré deformação em cisalhamento de amostras que serão posteriormente submetidas a rotas de deformação complexas, uma vez que a região pré deformada em cisalhamento possui dimensões suficientemente grandes para serem cortados corpos de prova de tração, por exemplo.

Ensaio de cisalhamento são particularmente muito vantajosos, comparados a ensaios de tração uniaxial, quando se deseja avaliar comportamento de anisotropia plástica em chapas

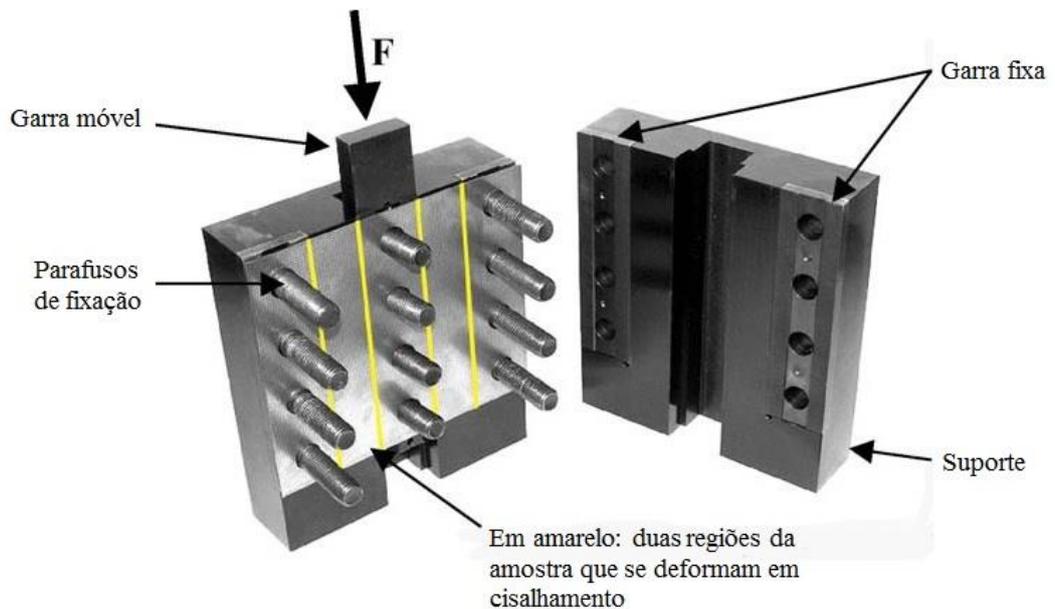
metálicas planas. Isso ocorre devido à ausência de empescoçamento em amostras submetidas a ensaios de cisalhamento, à ampla variedade de deformações homogêneas possíveis, à simplicidade da geometria dos corpos de prova e à possibilidade de inversão da direção da carga aplicada, estando esta última associada ao ângulo ( $\alpha$ ) de deslocamento referente à direção de laminação para corte do corpo de prova (Figura 8) (RAUCH, 1998).

**Figura 6 – Amostra de cisalhamento deformada em dispositivo projetado por Genevois.**



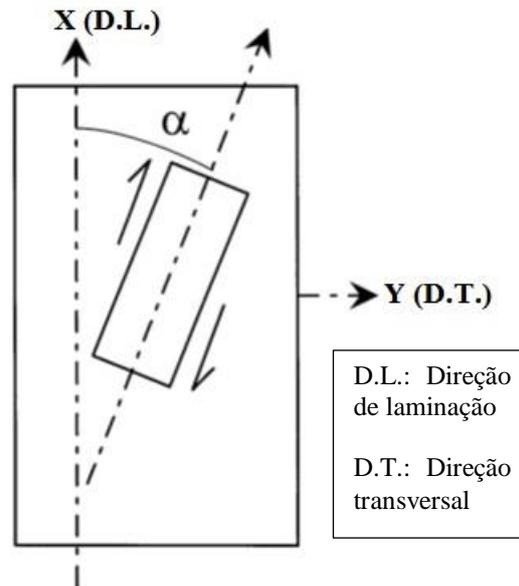
Fonte: BOUVIER, (2005a)

**Figura 7 – Dispositivo aperfeiçoado para ensaio de cisalhamento.**



Fonte: BOUVIER, (2005a), traduzido pelo autor.

Figura 8 – Direção do corpo de prova em relação aos eixos de laminação da chapa.



Fonte: RAUCH, 1998, traduzido pelo autor.

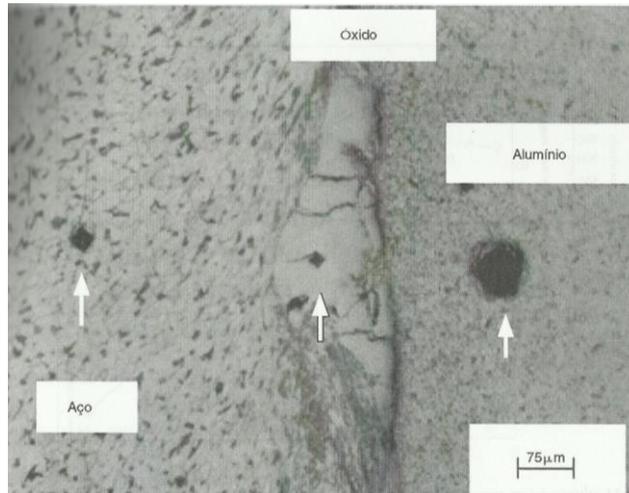
### 3.1.3 Microdureza

O ensaio de microdureza é a análise da dureza de uma microestrutura específica, de uma fase, ou de algum constituinte de área muito pequena, por isso aplica-se uma carga também baixa. O ensaio de microdureza consiste na aplicação de uma carga inferior a 1 kgf e na impressão microscópica utilizando penetradores de diamante. Na Figura 9 verificam-se marcas de indentação de microdureza Vickers em uma junção por explosão de aço com alumínio, a impressão no óxido é a menor e portanto esse componente apresenta dureza maior que o aço e o alumínio (GARCIA, *et al*, 2000).

Em um ensaio de microdureza recomenda-se a preparação do corpo de prova com polimento eletrolítico da superfície de análise e o embutimento da amostra em baquelite.

Vários trabalhos de pesquisa relatam que ocorre um aumento no valor da dureza com a diminuição da carga aplicada. Gane; Cox apud Sridhar; Yovanovich (1995) avaliaram a dureza do ouro, devido à elevada pureza e ausência de camadas de óxido na superfície desse material. Utilizaram-se cargas muito baixa na indentação tais como 1 mg. Os resultados indicaram que houve aumento da dureza com a diminuição da carga em amostras encruadas e recozidas, e esse resultado não se encontra relacionado com o modo de tratamento superficial realizado. O resultado pode estar relacionado com algum tipo de mecanismo de endurecimento da superfície e sua origem pode ter relação com mecanismos de discordâncias no volume tensionado ao redor da indentação.

**Figura 9 – Impressão para microdureza Vickers em junção de aço e alumínio com aumento de 200x.**



Fonte: ASKELAND, 1996 apud GARCIA, *et al.* 2000.

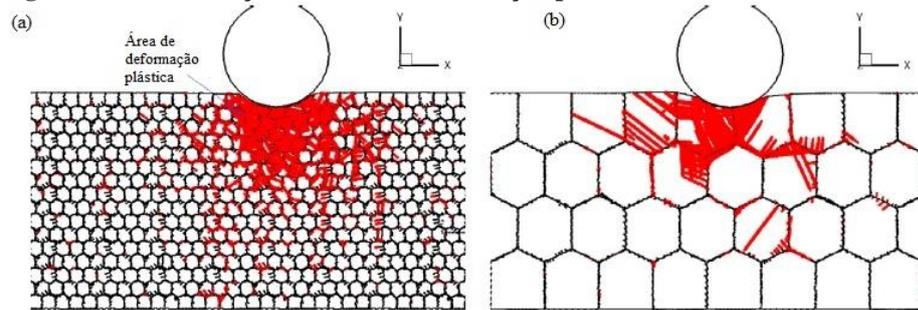
Pethica apud Sridhar; Yovanovich (1995) realizou ensaios de nanodureza com profundidades de penetração muito baixas em implantes de aço inoxidável e aços ferramenta de metal duro. Resultados mostraram que o valor da dureza medida foi maior em volumes menores de deformação. Ensaios de dureza em escala de submicrometros para materiais quimicamente inertes tais como níquel, ouro e silicone mostraram que houve um aumento da dureza com a redução da carga de indentação. O aumento do valor da dureza foi atribuído ao aumento da tensão limite de escoamento do metal, e o encruamento localizado foi considerado como sendo a principal causa para o efeito tamanho-dureza.

De acordo com a equação de Hall-Petch, a dureza e a resistência mecânica de metais tendem a ser maiores para aquele material que apresentar microestrutura de grãos mais finos, devido a maior quantidade de contornos de grãos que funcionam como barreira para a movimentação de discordâncias. No entanto esse efeito é válido quando a deformação se processa em um volume maior do material ou em indentações profundas, com grande quantidade de discordâncias ativadas. Em indentações a nível atômico o mecanismo é diferente, pois há muito menos discordâncias relacionadas. A Figura 10, representa a distribuição da zona de deformação plástica provocada por um indentador em ensaio de microdureza para dois tamanhos de grão diferentes.

Verifica-se que a área de deformação plástica (indicada pelo tamanho da área vermelha abaixo do indentador) diminui com o aumento do tamanho de grão e que a deformação é mais uniforme em menor tamanho de grãos devido ao efeito da maior densidade de contornos de grãos. Menor tamanho de grão gera maior área de deformação plástica e menor dureza do material em ensaios a nível atômico, pois, em contatos superficiais como em

ensaios de microdureza, há absorção de discordâncias e ocorrência de deslizamento nos contornos de grãos que permitem uma maior deformação plástica e conseqüentemente uma resposta de menor dureza. Se há poucos contornos de grão (maior tamanho de grão), a deformação é menos intensa e a dureza mais elevada, demonstrando que a níveis atômicos ocorre um efeito inverso ao previsto pela equação de Hall-Petch (LIU, *et al.*, 2013).

**Figura 10 – Distribuição da área de deformação plástica em ensaio de microdureza.**



Raio do indentador  $R = 40$  nm, sendo que em: (a) Tamanho de grão  $d = 5$  nm e em (b)  $d = 10$  nm. Fonte: LIU, *et al.*, 2013.

### 3.2 Encruamento de materiais metálicos

O encruamento pode ser definido como o aumento da tensão de fluxo (necessária para produzir deslizamento) de um material enquanto o mesmo está sendo deformado plasticamente, e seu efeito direto é o endurecimento ou ganho de resistência mecânica. É um fenômeno que pode ser mais facilmente observado quando a deformação se processa a frio e ocorre devido à dificuldade de movimentação das discordâncias devido ao aumento da densidade delas e ao encontro de umas com as outras ou com heterogeneidades do material a nível microestrutural.

Vários fatores podem influenciar no efeito do encruamento. De uma forma geral, fatores que interferem no movimento das discordâncias afetam o encruamento tais como a “[...] multiplicação de discordâncias, interseção das mesmas resultando em discordâncias bloqueadas e degraus, falhas de empilhamento, refino de grão, adição de átomos de soluto e transformações de fase” (CORRÊA, 2004, p. 3). Além disso, como o efeito do encruamento pode ser mais facilmente observado em deformações plásticas processadas a frio, pode-se inferir que a temperatura tem alguma influência sobre o mesmo. Segundo Lopes (2009), em temperaturas mais altas ocorre recristalização no metal e, portanto, alteração da microestrutura, o que pode reduzir bastante o efeito do encruamento nesse caso. Pode-se dizer então que maiores temperaturas tendem a diminuir a resistência mecânica do metal à

deformação plástica. Além da temperatura, a taxa de deformação e a trajetória de deformação (*strain path*) podem afetar o encruamento. Um aumento na taxa de deformação, convencionalmente expressa em  $s^{-1}$ , tende a aumentar a resistência mecânica do material (LOPES, 2009).

Um conceito básico que tenta explicar o fenômeno do encruamento admite que as discordâncias se empilham nos planos de deslizamento quando são bloqueadas. Esse empilhamento gera uma tensão de recuo oposta à tensão aplicada no plano. Quando um material é carregado e posteriormente recarregado na direção oposta, em muitos casos, observa-se que a tensão de escoamento no carregamento reverso é menor que a do carregamento direto. Isso pode ser explicado pelo fato da tensão de recuo atuar favorecendo o carregamento reverso ou pelo fato do recarregamento gerar discordâncias de sinais opostos que anulariam as discordâncias do primeiro carregamento, possibilitando um amaciamento do material. A diminuição da tensão de escoamento em um recarregamento processado em direção oposta é denominada efeito Bauschinger (DIETER, 1981).

### **3.3 Trajetórias de deformação**

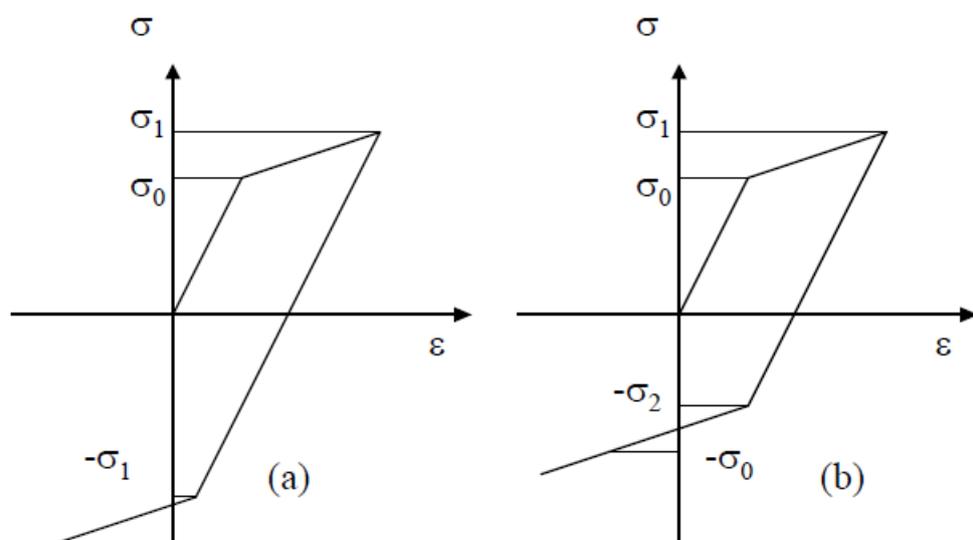
Trajетória de deformação está relacionada ao modo de carregamento ou esforço mecânico ao qual um material foi submetido. A aplicação em um metal de diferentes modos de deformação em sequência caracteriza uma trajetória de deformação e funciona como um modo eficiente de se analisar o comportamento plástico de um material quando, antes de ocorrer a instabilidade plástica, ele passa por diferentes solicitações mecânicas, seja alterando o sentido de aplicação do esforço, ou alterando completamente o modo de deformação. Uma série de investigações tem mostrado que em trajetórias de deformações diferentes um material pode ter sua deformação máxima aumentada ou diminuída dependendo da trajetória escolhida. Em processos reais de deformação de chapas, como estampagem, por exemplo, o comportamento de tensão e deformação em várias regiões da chapa será muito diferente do previsto em ensaios mecânicos com carregamentos proporcionais (lineares). Por meio da realização de ensaios com trajetórias de deformação é possível planejar o processo de conformação de forma semelhante às trajetórias ensaiadas (KURODA; TVERGAARD, 1999).

### 3.3.1 Trajetórias complexas de deformação

Sabe-se que o comportamento plástico de metais é bastante dependente da trajetória de deformação escolhida para conformá-lo. Para determinar previamente os limites de estampagem ou de outro processo de conformação pode-se estender os ensaios lineares tradicionalmente aplicados, como ensaios de tração, compressão e cisalhamento, a ensaios com trajetórias complexas de deformação geralmente por meio de sequência de dois ensaios lineares (FERRON, *et al.* 1997).

A variação no modo de carregamento de um metal pode levar a alteração no encruamento, ou seja, na resposta do material à deformação plástica. De acordo com Foltran (2004), se um material deformado após o escoamento é solicitado com carregamento reverso pode-se não obter o mesmo comportamento inicial. Se na sollicitação mecânica reversa houver escoamento a uma tensão maior que a tensão de escoamento verificada para o modo inicial de deformação, significa que a pré-deformação levou a um ganho de resistência para o material caracterizando um encruamento isotrópico. No entanto, se na sollicitação mecânica reversa o material escoar a um valor inferior de tensão de escoamento comparado ao valor obtido no primeiro modo de deformação, significa que houve uma redução na resistência mecânica do material, caracterizando um encruamento cinemático ou anisotrópico (Figura 11). Ensaios que envolvem a inversão do carregamento mecânico são denominados Testes Bauschinger.

**Figura 11 – Curvas Tensão x Deformação com inversão do sentido do carregamento.**



Deformação convencional (a) Encruamento isotrópico (b) Encruamento cinemático (anisotrópico).  
Fonte: FOLTRAN, 2004.

### 3.3.2 Comportamento mecânico x trajetórias de deformação

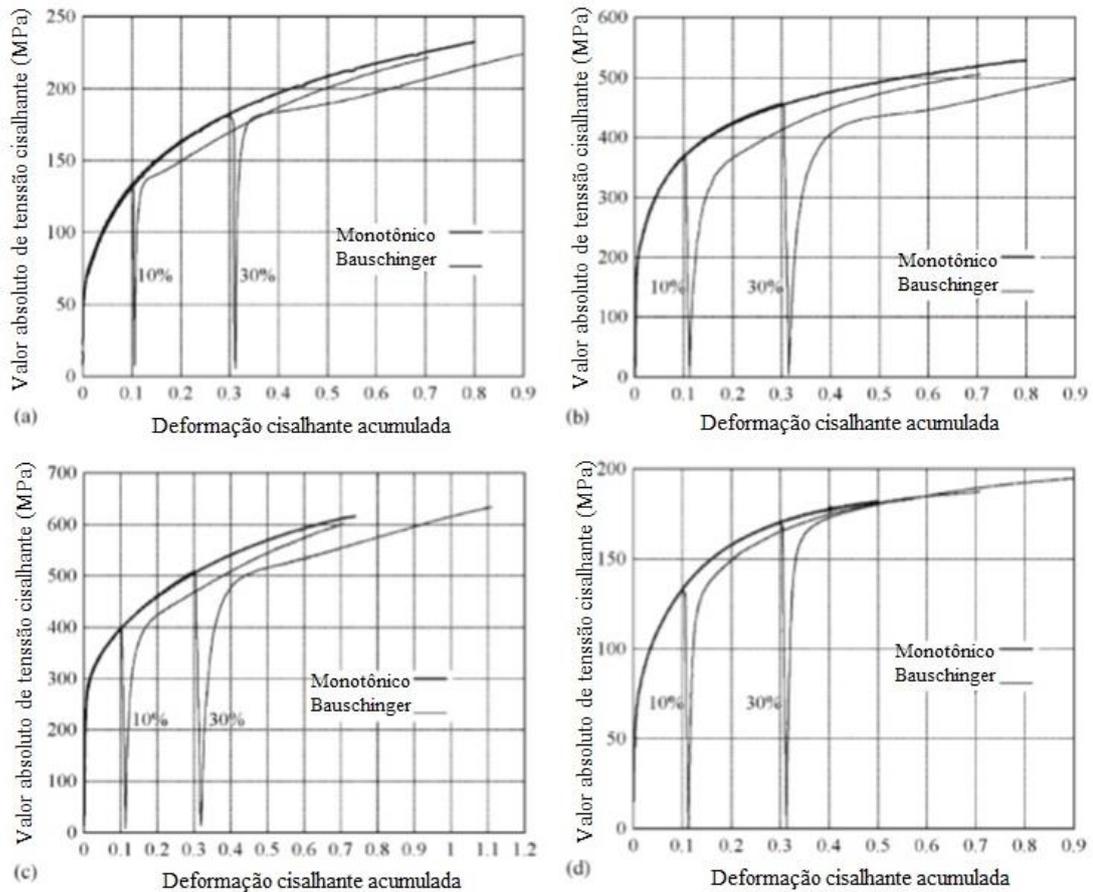
Bouvier, *et al.* (2005a) avaliaram carregamentos mecânicos não proporcionais de dois estágios envolvendo deformações em cisalhamento planar simples e em ensaios de tração uniaxial e como as diferentes trajetórias complexas de deformação podem permitir a análise de encruamento isotrópico e cinemático de chapas metálicas laminadas. Foram realizados carregamentos monotônicos, com a ativação dos mesmos sistemas de deslizamentos e na mesma direção antes e depois do recarregamento, sequências Bauschinger, que envolvem a inversão do sentido de carregamento, e sequências ortogonais aos sistemas de deslizamento ativados que foram latentes na primeira trajetória de deformação.

Testes Bauschinger de cisalhamento planar simples com ligas metálicas diversas mostraram que os materiais exibiram menor tensão de escoamento quando o carregamento foi invertido. Quando a pré-deformação aumenta, o valor de tensão de escoamento no carregamento inverso também aumenta, porém não ultrapassa o valor de escoamento no carregamento direto, como mostrado na Figura 12 (BOUVIER, *et al.*, 2005a).

A combinação de esforços de tração uniaxial seguida de ensaios de cisalhamento planar, ambos na direção de laminação da chapa, foi realizada por Bouvier, *et al.* (2005a), para liga de alumínio AA6016-T4. Com pré-deformação em tração de 10% e 20%, foram realizados os testes de cisalhamento. As curvas de tensão x deformação para o material mostrou que houve um aumento na tensão limite de escoamento, com aumento da taxa de encruamento e essa tendência se mantém também com o aumento da porcentagem de pré-deformação. Um comportamento de encruamento isotrópico, portanto, foi verificado para a liga de alumínio nessa trajetória de deformação, com pré-deformação em tração seguida de cisalhamento planar simples, ambos a 0° da direção de laminação (Figura 13 a).

Bouvier, S. *et al.* (2005a) também avaliaram o comportamento do aço de baixo carbono FeP06 em trajetória complexa de deformação em cisalhamento, sendo pré deformado em cisalhamento planar simples a 0° seguido de cisalhamento a 45° da direção de laminação. A combinação dos esforços gerou uma curva tensão x deformação na qual, após 15% e 30% de pré-deformação, verificou-se aumento da tensão limite de escoamento, com a taxa de encruamento também maior, por um curto período, seguida de redução da mesma provocando um amaciamento, de forma que a taxa de encruamento tendeu a retornar àquela obtida para o ensaio monotônico. O efeito foi mais pronunciado para o maior valor de pré-deformação (Figura 13 b).

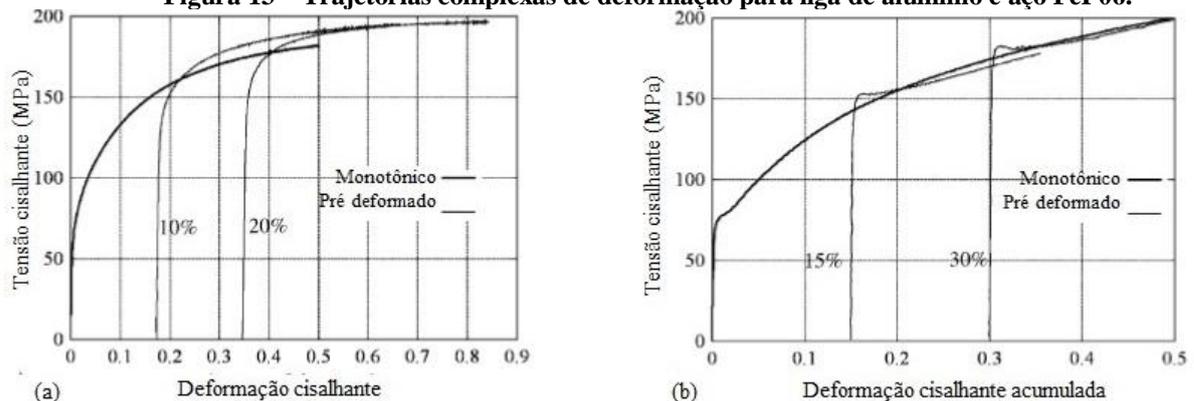
**Figura 12 – Testes Bauschinger de cisalhamento ao longo da direção de laminação.**



Ensaio realizado com 10% e 30% de pré-deformação na inversão do sentido de deformação em cisalhamento. (a) aço de baixo teor de carbono DC06 – 1 mm (b) Aço Dual-phase DP600 – 1 mm (c) Aço TRIP 800 – 1,4 mm (d) Liga de alumínio AA6016-T4 – 1 mm.

Fonte: BOUVIER, 2005a; traduzido pelo autor.

**Figura 13 – Trajetórias complexas de deformação para liga de alumínio e aço FeP06.**



(a) Ensaio de cisalhamento simples na direção de laminação depois de pré deformação em tração uniaxial de 10% e 20% de deformação verdadeira, na mesma direção para liga de alumínio AA6016-T4. (b) Ensaio de cisalhamento simples a 45° da direção de laminação depois de pré deformação em cisalhamento na direção de laminação com 15% e 30% de deformação verdadeira para o aço de baixo teor de carbono FeP06.

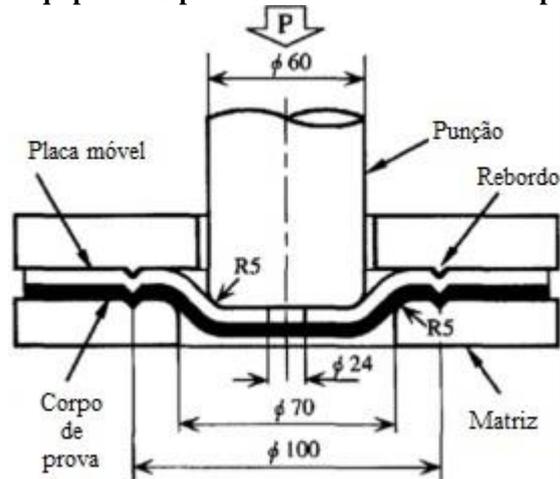
Fonte: BOUVIER, 2005a; traduzido pelo autor.

Yamaguchi, *et al.* (1998) investigaram o efeito da trajetória de deformação plástica no valor do módulo de Young ou módulo de elasticidade de chapas metálicas de aço de baixo

teor de carbono SPCC, (aço inoxidável AISI 304 e AISI 430), alumínio, cobre e latão 60/40. Os aços inoxidáveis foram utilizados na condição como laminada, mas os outros materiais foram submetidos a tratamento térmico de recozimento para reduzir o estado de encruamento. As chapas foram inicialmente submetidas a esforços mecânicos diferentes de estiramento biaxial e em seguida foram retirados corpos de prova de tração uniaxial da região central das chapas pré-deformadas (Figura 14).

Os testes mostraram que o módulo de Young das chapas de aço de baixo teor de carbono e dos aços inoxidáveis diminuiu com o aumento da deformação plástica, enquanto que para as chapas de cobre, alumínio e latão praticamente não se alteraram com a deformação plástica. O estiramento biaxial acarretou na anisotropia do módulo de Young das chapas. Quando o material foi submetido a estiramento biaxial, a deformação no plano da chapa foi a mesma em todas as direções com o mesmo módulo de Young. No entanto, quando a chapa foi submetida a estiramento e tração uniaxial, o módulo de Young foi diferente nas direções de maior e menor deformação.

Figura 14 – Equipamento para estiramento biaxial de chapas metálicas



Fonte: YAMAGUCHI, 1998, traduzido pelo autor.

### 3.4 Tratamento térmico recozimento

O tratamento térmico de recozimento é um método eficaz aplicado a ligas metálicas a fim de eliminar efeitos de tratamentos mecânicos ou térmicos aos quais o material tenha sido submetido anteriormente. Dessa maneira, é possível promover o alívio de tensões originadas em processos de conformação mecânica, usinagem, soldagem ou resfriamentos em fundição, por exemplo, reduzir a dureza e o efeito do encruamento e aumentar a ductilidade (CHIAVERINI, 1986).

A temperatura de aquecimento para o recozimento varia de acordo com o objetivo a ser alcançado. Em recozimento pleno, deve-se ultrapassar o limite superior da zona crítica ( $A_3$ ) para aços hipoeutetóides e o limite inferior da zona crítica ( $A_1$ ) se o aço for hipereutetóide, seguido de resfriamento lento. Em recozimentos para alívio de tensões, a temperatura deve situar-se abaixo da zona crítica, pois o objetivo é apenas aliviar as tensões originadas de processos de conformação mecânica anteriores (CHIAVERINI, 1986).

Quando se deseja analisar o comportamento mecânico de materiais metálicos submetidos a esforços mecânicos diversos pode-se aplicar tratamentos térmicos de recozimento nos corpos de prova. Essa prática possibilita eliminar efeitos de pré-deformação ou de tratamentos térmicos prévios aos quais o material tenha sido submetido e que não se deseja analisar, podendo assim, obter uma resposta com relação ao efeito do encruamento e anisotropia das propriedades avaliadas no ensaio mecânico sem a interferência de tratamentos anteriores.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Aço inoxidável AISI 317 L

O aço inoxidável AISI 317 L pertence à classe dos aços inoxidáveis austeníticos e apresenta um elevado teor de molibdênio em sua composição (de 3,0 a 4,0%) comparado a aços similares. Esse elemento confere a esse aço uma melhora considerável na resistência à corrosão principalmente em meios ácidos com alta concentração de cloretos e de compostos de enxofre.

A publicação Núcleo Inox (2007, p.4) enfatizou a importância da utilização de aço inoxidável, principalmente do tipo AISI 317 L, nas instalações de indústrias petrolíferas e petroquímicas impulsionada pelos novos investimentos da Petrobrás no setor. O aço em questão tem potencial para substituir o aço carbono em equipamentos da indústria petrolífera, sobretudo no Brasil e na Venezuela, devido à natureza do petróleo desses dois países: possuir maior quantidade de ácidos naftênicos na composição. Esse componente favorece a corrosão naftênica das estruturas que comportam o petróleo e por esse motivo tem-se estimulado a substituição do material utilizado pelo aço inoxidável AISI 317 L.

Para a condução deste trabalho utilizaram-se amostras de chapa de aço AISI 317 L, com 1,60 mm de espessura, cedidas pela APERAM. A composição química do material informada pela empresa fornecedora das peças encontra-se na Tabela 1.

**Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável AISI 317 L (% em peso).**

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>
0,025	1,381	0,332	0,004	18,114	11,609	3,006

Fonte: APERAM...

### 4.2 Aço inoxidável UNS S32205

O aço inoxidável UNS S32205 (SAF 2205) pertence à classe dos duplex, que recebem esse nome por apresentarem microestrutura bifásica ferrítica e austenítica e assim combinar propriedades de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos em um só aço. A microestrutura é obtida, de acordo com Mei; Silva (2010), pelo aumento dos teores de cromo e molibdênio em relação ao aço inoxidável austenítico e aumento do teor de nitrogênio, que tem grande efeito sobre o equilíbrio das fases ferríticas e austeníticas

Utilizaram-se amostras de chapa de aço inoxidável duplex UNS S32205, cedidas pela

APERAM. A composição química do material informada pela empresa fornecedora das peças encontra-se na Tabela 22.

**Tabela 2 – Composição química do aço inoxidável UNS S32205 (% em peso).**

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>
0,026	1,854	0,374	0,03	0,0008	22,673	5,319	3,024	0,0955	0,0186

Fonte: APERAM...

### 4.3 Planejamento Experimental

A fim de avaliar o comportamento dos aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205 sob trajetórias complexas de deformação foram definidas três rotas de carregamento distintas para serem executadas com os materiais em estudo. Cada rota, por sua vez, teve sequências de carregamento diferentes no que se refere às variáveis tais como a taxa de deformação, a direção de aplicação do esforço e o tipo de pré deformação.

#### 4.3.1 Rota de carregamento 1: laminação/cisalhamento

A primeira rota de carregamento definida foi a rota que combina esforços compressivos-cisalhantes de pré deformação em laminação com esforços de cisalhamento variando o ângulo de aplicação do esforço de 0° e 90° em relação à laminação. As amostras dos aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205 cortadas a 0° e a 90° foram submetidas a cisalhamento monotônico até um valor de deformação efetiva igual a 0,40 sob duas taxas de deformação:  $0,1s^{-1}$  e  $0,005s^{-1}$ . Pode-se avaliar, a partir da rota de carregamento 1, o efeito da mudança da taxa de deformação, da mudança da direção de aplicação do segundo carregamento e da quantidade de deformação no comportamento mecânico dos aços inoxidáveis em estudo. A Tabela 3 detalha a rota de carregamento 1 e mostra as sequências executadas com os corpos de prova, sendo quatro sequências diferentes para cada aço inoxidável.

**Tabela 3 – Rota de carregamento 1: laminação/cisalhamento**

<b>Material</b>	<b>Sequência de carregamento</b>	<b>Descrição</b>		<b>Deformação Efetiva</b>	<b>Taxa de deformação</b>
AISI 317 L	1a - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento 0°:	0,40	0,10/s
	1a - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento 90°:		
	1b - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento 0°:	0,40	0,005/s
	1b - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento 90°:		
UNS S32205	1a - 0°	Laminação 51,5%	Cisalhamento 0°:	0,40	0,1/s
	1a - 90°	Laminação 51,5%	Cisalhamento 90°:		
	1b - 0°	Laminação 51,5%	Cisalhamento 0°:	0,40	0,005/s
	1b - 90°	Laminação 51,5%	Cisalhamento 90°:		

Fonte: Próprio autor.

#### 4.3.2 Rota de carregamento 2: laminação/cisalhamento direto/cisalhamento reverso

A segunda rota de carregamento envolveu aplicação de esforços compressivos-cisalhantes de pré deformação em laminação seguidos de esforços de cisalhamento direto e reverso (ensaios do tipo Bauschinger) para os aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205. A quantidade de deformação efetiva em cisalhamento, a taxa de deformação e a direção de aplicação do esforço cisalhante em relação ao primeiro carregamento foram os parâmetros alterados de uma sequência de carregamento para outra.

As amostras dos aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205 cortadas a 0° e a 90° foram submetidas ao cisalhamento direto sob a taxa de deformação  $0,1s^{-1}$  e em seguida feito o cisalhamento reverso sob taxa de  $0,005s^{-1}$ . A Tabela 4 contém detalhes das sequências de carregamento executadas para a rota de carregamento 2.

**Tabela 4 – Rota de carregamento 2: laminação/cisalhamento direto/cisalhamento reverso**

Material	Sequência de carregamento	Descrição	Deformação Efetiva	Taxa de deformação	
AISI 317 L	2a - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 0°:	0,08	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 0°:	0	0,005/s
	2a - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 90°:	0,08	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 90°:	0	0,005/s
	2b - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 0°:	0,19	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 0°:	0	0,005/s
	2b - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 90°:	0,19	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 90°:	0	0,005/s
	2c - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 0°:	0,33	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 0°:	0	0,005/s
	2c - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 90°:	0,33	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 90°:	0	0,005/s
UNS S32205	2a - 0°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 0°:	0,08	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 0°:	0	0,005/s
	2a - 90°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 90°:	0,08	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 90°:	0	0,005/s
	2b - 0°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 0°:	0,19	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 0°:	0	0,005/s
	2b - 90°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 90°:	0,19	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 90°:	0	0,005/s
	2c - 0°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 0°:	0,33	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 0°:	0	0,005/s
	2c - 90°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 90°:	0,33	0,1/s
			Cisalhamento Reverso 90°:	0	0,005/s

Fonte: Próprio autor.

#### 4.3.3 Rota de carregamento 3: laminação/cisalhamento/cisalhamento

A terceira rota de carregamento definida para o presente estudo foi composta por esforços compressivos-cisalhantes de laminação seguidos por esforços em cisalhamento e novamente cisalhamento na mesma direção. Os corpos de prova dos aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205, cortados a 0° e a 90° da direção de laminação, foram submetidos a rotas de carregamento 3 nas quais variaram-se a quantidade de deformação efetiva do segundo cisalhamento (o dobro do valor do primeiro cisalhamento) e o valor da taxa de deformação, sendo essa igual a 0,1 s<sup>-1</sup> para o primeiro cisalhamento e 0,005 s<sup>-1</sup> para o segundo.

A Tabela 5 detalha as sequências de carregamento executadas da rota de carregamento 3. A partir dessa rota, pode-se avaliar o comportamento mecânico dos materiais em estudo quando a taxa de deformação e a quantidade de deformação é alterada durante um carregamento de cisalhamento e o efeito dessa alteração na resistência mecânica dos mesmos.

**Tabela 5 – Rota de carregamento 3: laminação/cisalhamento/cisalhamento**

Material	Sequência de carregamento	Descrição	Deformação Efetiva	Taxa de deformação	
AISI 317 L	3a - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 0°:	0,025	0,1/s
			Cisalhamento Direto 0°:	0,050	0,005/s
	3a - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 90°:	0,025	0,1/s
			Cisalhamento Direto 90°:	0,050	0,005/s
	3b - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 0°:	0,075	0,1/s
			Cisalhamento Direto 0°:	0,15	0,005/s
	3b - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 90°:	0,075	0,1/s
			Cisalhamento Direto 90°:	0,15	0,005/s
	3c - 0°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 0°:	0,15	0,1/s
			Cisalhamento Direto 0°:	0,30	0,005/s
	3c - 90°	Laminação 38%	Cisalhamento Direto 90°:	0,15	0,1/s
			Cisalhamento Direto 90°:	0,30	0,005/s
UNS S32205	3a - 0°	Laminação 51,5%	Cisalhamento Direto 0°:	0,025	0,1/s
			Cisalhamento Direto 0°:	0,050	0,005/s

(Continua)

**Tabela 5 – Rota de carregamento 3: laminação/cisalhamento/cisalhamento**

(Continuação)

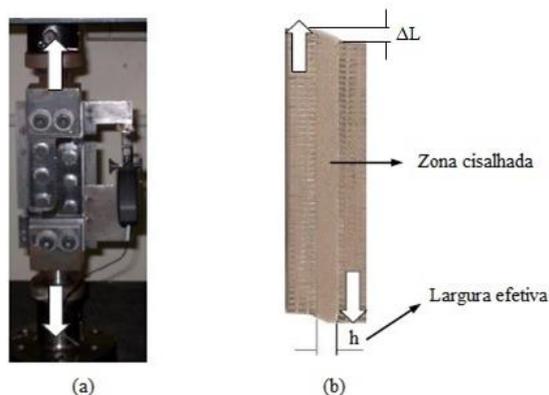
UNS S32205	3a - 90°	Laminação 51,5%	Cisalhamento			
			Direto 90°:	0,025	0,1/s	
				Cisalhamento		
				Direto 90°:	0,050	0,005/s
	3b - 0°	Laminação 51,5%		Cisalhamento		
				Direto 0°:	0,075	0,1/s
				Cisalhamento		
				Direto 0°:	0,15	0,005/s
	3b - 90°	Laminação 51,5%		Cisalhamento		
				Direto 90°:	0,075	0,1/s
				Cisalhamento		
				Direto 90°:	0,15	0,005/s
3c - 0°	Laminação 51,5%		Cisalhamento			
			Direto 0°:	0,15	0,1/s	
			Cisalhamento			
			Direto 0°:	0,30	0,005/s	
3c - 90°	Laminação 51,5%		Cisalhamento			
			Direto 90°:	0,15	0,1/s	
			Cisalhamento			
			Direto 90°:	0,30	0,005/s	

(Conclusão)

Fonte: Próprio autor.

#### 4.4 Ensaios mecânicos de cisalhamento

Foram realizados ensaios de cisalhamento planar em uma máquina universal de ensaios Instron 5582 tendo uma garra de cisalhamento como meio de fixação da amostra à máquina de ensaios, com sistema de aquisição de dados Blue Hill 2. Um extensômetro mecânico, do tipo agulhas, de 25 mm de abertura máxima foi acoplado às garras. O equipamento composto por duas garras paralelas, sendo uma fixa e outra móvel, apresenta direção de movimento representada pelas setas na Figura 15.

**Figura 15 – Representação da direção de carregamento em ensaio de cisalhamento.**

(a) Representação na garra de cisalhamento das forças atuantes durante o ensaio. (b) Representação da direção das forças atuantes no corpo de prova.  
Fonte: LOPES, 2009, (Adaptada).

Duas taxas de deformação foram utilizadas sendo elas  $0,005s^{-1}$  e  $0,1s^{-1}$  para diferentes rotas de deformação envolvendo laminação e cisalhamento. A velocidade do cabeçote da máquina foi definida a partir da Equação 16 (LOPES, 2009).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{60.h.f} \quad (16)$$

Na Equação 16,  $\dot{\varepsilon}$  é a taxa de deformação efetiva utilizada,  $v$  é a velocidade do cabeçote da máquina,  $f$  representa um número para converter curvas de tensão cisalhante x deformação cisalhante em curvas de tensão efetiva x deformação efetiva e  $h$  é o valor da largura efetiva da zona a cisalhar. O valor de  $f = 1,84$  (Fator de Taylor) foi determinado como mais adequado, segundo Lopes (2009), pois em estudos anteriores com aços de baixo teor de carbono, foi o valor mais adequado para conversão de curvas de tensão cisalhante x deformação cisalhante em tensão efetiva x deformação efetiva. Para o presente trabalho, portanto, as velocidades determinadas para a máquina foram  $1,932 \text{ mm/s}$  e  $38,64 \text{ mm/s}$  para taxa de deformação  $0,005/s$  e  $0,1/s$ , respectivamente.

Para o cálculo da tensão efetiva e deformação efetiva utilizaram-se as Equações 17 e 18 respectivamente, sendo que a primeira se associa à Equação 19 e a segunda se associa às Equações 20 e 21.

$$\sigma_e = \sigma_{cis} \cdot 1,84 \quad (17)$$

$$\varepsilon_e = \frac{\gamma_{cis}}{1,84} \quad (18)$$

$$\sigma_{cis} = \frac{F_{cis}}{L.e} \quad (19)$$

$$\Delta L = \frac{25 \cdot \varepsilon_{máq}}{100} \quad (20)$$

$$\gamma_{cis} = \frac{\Delta L}{h} = \frac{\varepsilon_{máq}}{4 \cdot 3,5} \quad (21)$$

Na Equação 18 é possível ver que para cálculo da deformação efetiva divide-se o valor da deformação cisalhante pelo fator de conversão 1,84. A deformação cisalhante é a variação do comprimento do corpo de prova após o ensaio dividida pela largura efetiva  $h$ , que no nosso caso foi igual a  $3,5\text{mm}$ , como mostra a Equação 21. Nos testes de cisalhamento realizados, a deformação máxima do extensômetro ( $25\text{mm}$ ) é considerada como 100% de deformação. Como o valor de deformação do corpo de prova informado pela máquina refere-se a uma porcentagem, o cálculo de  $\Delta L$  pode ser realizado mediante uma proporção com a deformação máxima do extensômetro e a deformação informada pela máquina (Equação 20).

No total, realizaram-se 16 sequências de carregamento (duas amostras para cada

sequência) para ambos os aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205.

Corpos de prova para ensaio de cisalhamento dos aços inoxidáveis AISI 317 L e duplex UNS S32205 foram cortados de chapas pré-deformadas em laminação a frio de forma a serem cisalhados a 0° e a 90° da direção de laminação (DL). Para o aço AISI 317 L a pré-deformação em laminação foi de 38% de deformação efetiva e para o aço UNS S32205 foi de 51,5%. As amostras foram cortadas em guilhotina Newton modelo GMN 1203 nº90417. A espessura das amostras foi a mesma para ambos os materiais e igual a 1,15mm, já o comprimento e a largura foram variados para cada amostra, sendo que o comprimento variou de 35,06 mm a 59,11 mm e a largura inicial foi de 10,0 mm ou 12,5 mm.

É importante ressaltar que a variação do comprimento e largura dos corpos de prova não influencia nos resultados, uma vez que, para o ensaio em questão, o crucial é manter a largura efetiva e espessura constante, 3,5mm e 1,15mm respectivamente.

Para promover um estado de tensão praticamente homogêneo na região central livre do corpo de prova, ou seja, a região central não agarrada pelo equipamento, e evitar a flambagem da amostra levaram-se em conta as seguintes restrições: a razão comprimento/largura efetiva (L/h) foi maior ou igual a 10; a razão largura efetiva/espessura (L/e) foi maior que 2 e menor que 10, no caso do presente trabalho foi igual a 3,04 mm [3,5mm (largura efetiva)/ 1,15mm (espessura) = 3,04mm] (HU *et al.*, 1992).

#### **4.5 Ensaio de microdureza Vickers**

Ensaio de microdureza Vickers (HV) foram realizados com amostras do aço inoxidável AISI 317 L e duplex UNS S32205 a fim de verificar se a condição de dureza em que os materiais se encontravam seria adequada para permitir que as amostras se fixassem na garra para o ensaio de cisalhamento. A microdureza foi avaliada em um microdurômetro HMV da Shimadzu com carga de 300gf e tempo de indentação de 15 segundos e o valor de HV obtido foi a média de 10 indentações. Obtiveram-se o valor de 336 HV para o AISI 317 L e de 375,3 HV para o duplex UNS S32205, esses valores foram considerados elevados e inadequados para o teste de cisalhamento a ser realizado.

Para que os aços inoxidáveis estivessem em condições de serem ensaiados foram realizados tratamentos térmicos a 1050°C, com 15 minutos de tempo de encharque e resfriamento ao ar. Esse tratamento térmico teve o objetivo de remover tensões oriundas de processamentos mecânicos prévios e no caso do aço inoxidável duplex foi necessário considerar um valor de temperatura em que houvesse dissolução completa de compostos

intermetálicos que pudessem se formar durante o aquecimento, principalmente fase sigma, que fragiliza o material e compromete a resistência à corrosão (MEI; SILVA, 2010).

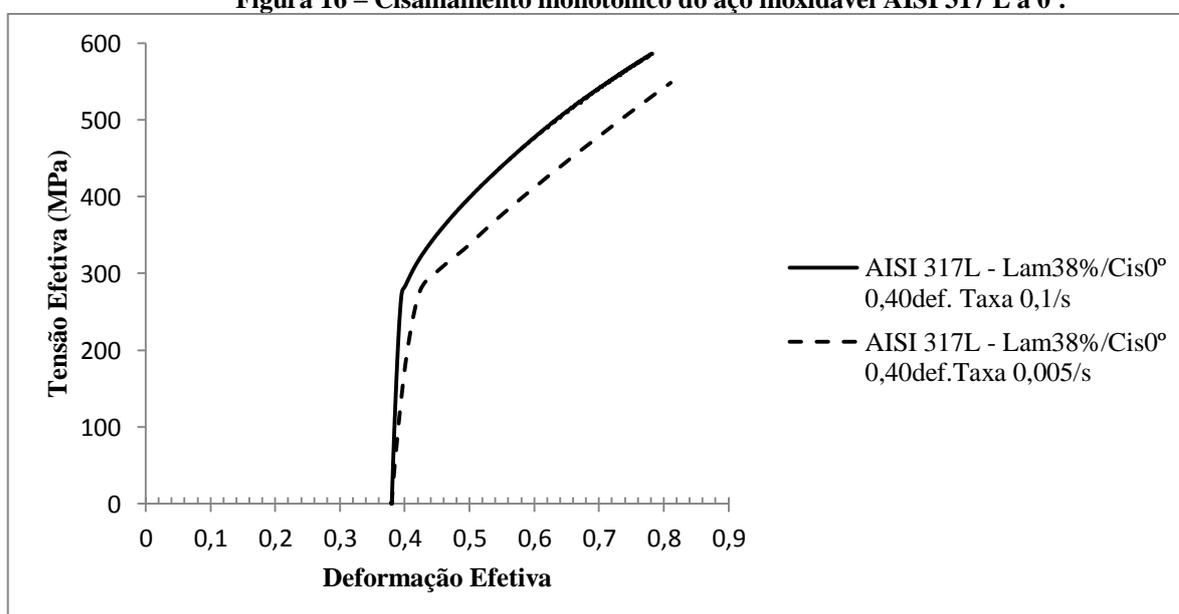
Após a realização dos tratamentos térmicos, verificaram-se que as amostras dos aços inoxidáveis se fixaram adequadamente às garras de cisalhamento sem deformação heterogênea perceptível, caracterizando a condição ideal para a condução dos ensaios.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Rota de carregamento 1

A Figura 16 apresenta a curva Tensão efetiva x Deformação efetiva para o aço inoxidável AISI 317 L pré deformado de 38% (deformação efetiva) em laminação e cisalhado a 0° da direção de laminação (D.L.) até um valor de 78% de deformação efetiva (40% em cisalhamento) sob taxas de deformação de 0,1/s e 0,005/s. O gráfico mostra as curvas obtidas do cisalhamento executado com taxas de deformações diferentes.

Figura 16 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável AISI 317 L a 0°.



Fonte: Próprio autor.

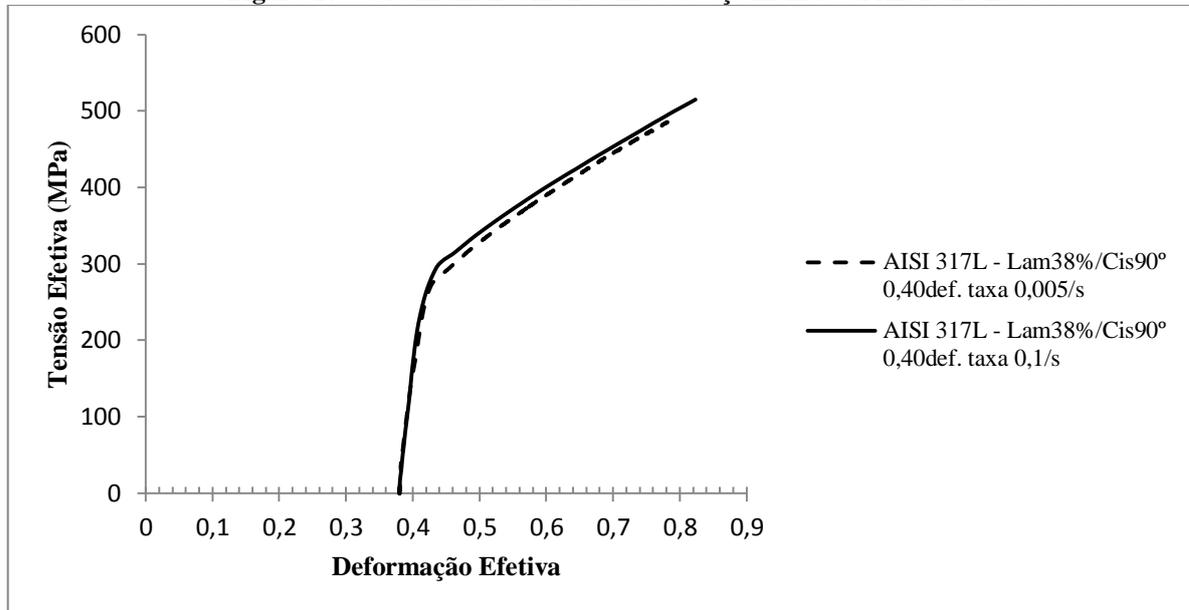
A Figura 17 apresenta a curva Tensão efetiva x Deformação efetiva para o aço inoxidável AISI 317 L pré deformado a 38% em laminação e cisalhado a 90° da D.L. até um valor de 78% de deformação efetiva (40% em cisalhamento) sob taxas de deformação de 0,1/s e 0,005/s. O gráfico mostra as curvas obtidas do cisalhamento executado com as duas taxas de deformação.

Observa-se que o comportamento do aço inoxidável AISI 317 L sob cisalhamento monotônico não se altera significativamente com a mudança da direção de aplicação do esforço em relação a D.L., já que o valor da tensão de fluxo e o formato das curvas mostradas nas Figuras 16 e 17 foram semelhantes, indicando deste modo, a anisotropia reduzida.

Percebe-se também, pela análise dos gráficos, que o aço inoxidável AISI 317 L não possui grande sensibilidade à mudança da taxa de deformação em cisalhamento para esforços

aplicados a 90° pelo fato de as curvas de fluxo sob a duas taxa de deformação praticamente coincidirem. Para o caso de cisalhamento a 0° há uma certa sensibilidade à mudança da taxa de deformação pois as curvas não se coincidem.

**Figura 17 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável AISI 317 L a 90°.**



Fonte: Próprio autor.

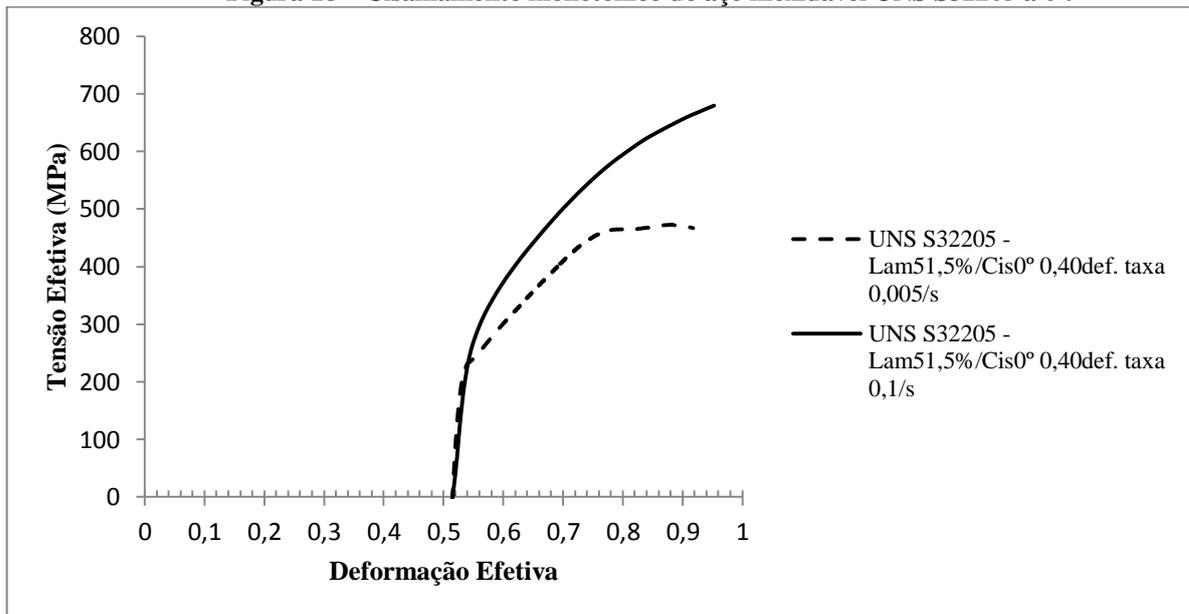
O aço inoxidável duplex UNS S32205 igualmente foi submetido à rota de carregamento 1, com pré deformação em laminação de 51,5% e cisalhamento a 0° e a 90° da D.L. até um valor de 91,5% de deformação efetiva (40% em cisalhamento) sob taxas de deformação de 0,1/s e 0,005/s. Os resultados de comportamento mecânico foram plotados em um gráfico Tensão efetiva x Deformação efetiva, como mostram as Figuras 18 e 19.

Verifica-se, comparando ao aço inoxidável AISI 317 L, que o aço inoxidável duplex UNS S32205 apresenta uma maior sensibilidade da tensão à mudança da direção de aplicação do esforço mecânico.

Percebe-se que o encruamento da amostra cisalhada a 90° é maior que o da amostra cisalhada a 0° pela maior inclinação da primeira amostra e quando comparado com as amostras do aço AISI 317 L pode-se concluir ainda que há maior anisotropia do aço inoxidável duplex por este último exibir as respectivas curvas de fluxo a 0° e a 90° mais afastadas entre si.

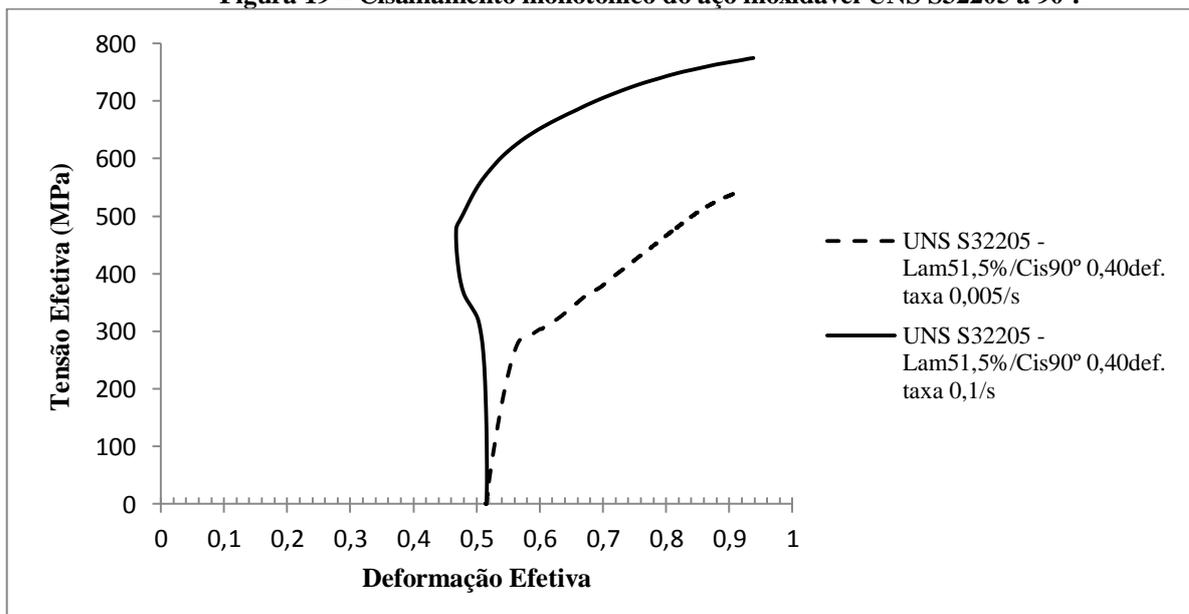
O aço inoxidável duplex também apresenta maior sensibilidade à mudança da taxa de deformação. Percebe-se um leve aumento da tensão de fluxo quando o cisalhamento ocorre em maior taxa (0,1/s) e, além disso, o aumento da tensão aplicada durante a deformação plástica é maior que o percebido em taxa de deformação menor (0,005/s).

**Figura 18 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável UNS S32205 a 0°.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 19 – Cisalhamento monotônico do aço inoxidável UNS S32205 a 90°.**



Fonte: Próprio autor.

No caso específico da figura 19, observa-se que, na condição de maior taxa de deformação (0,1/s), o material apresentou um comportamento não usual de redução da deformação efetiva (do início do ensaio até um valor de aproximadamente 0,47 de deformação efetiva) enquanto a tensão efetiva aumentava. Sabe-se que tal comportamento não ocorre em condições normais de realização do ensaio. Pode ter havido um escorregamento do corpo de prova ou ainda uma falha do extensômetro no início do ensaio, causando essa resposta incomum.

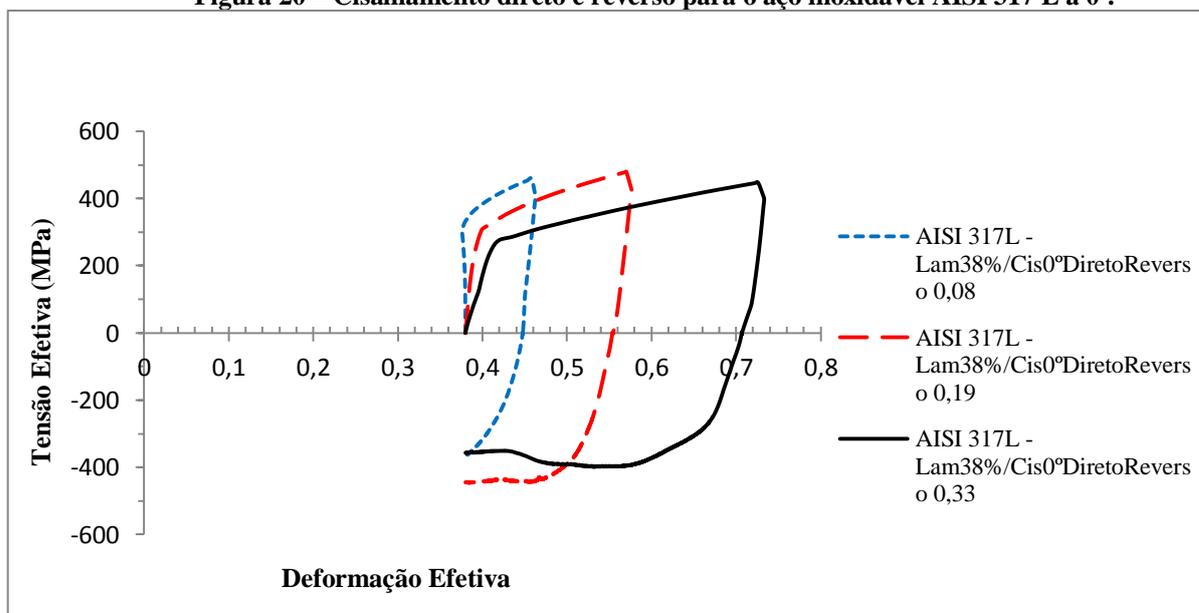
## 5.2 Rota de carregamento 2

A rota de carregamento 2 foi composta por ensaios do tipo Bauschinger, com aplicação de cisalhamento na direção direta e reversa a valores de pré deformação direta iguais a 0,08; 0,19 e 0,33 de deformação efetiva e taxa de deformação igual a 0,1/s. Para a direção reversa, houve redução da taxa de deformação em vinte vezes (0,005/s). Os aços inoxidáveis AISI 317L e UNS S32205 estavam pré deformados em laminação a 38% e 51,5% de deformação efetiva, respectivamente.

Os gráficos de Tensão efetiva x Deformação efetiva referentes à rota 2 para o aço inoxidável AISI 317 L encontram-se representados nas Figuras 20 e 21.

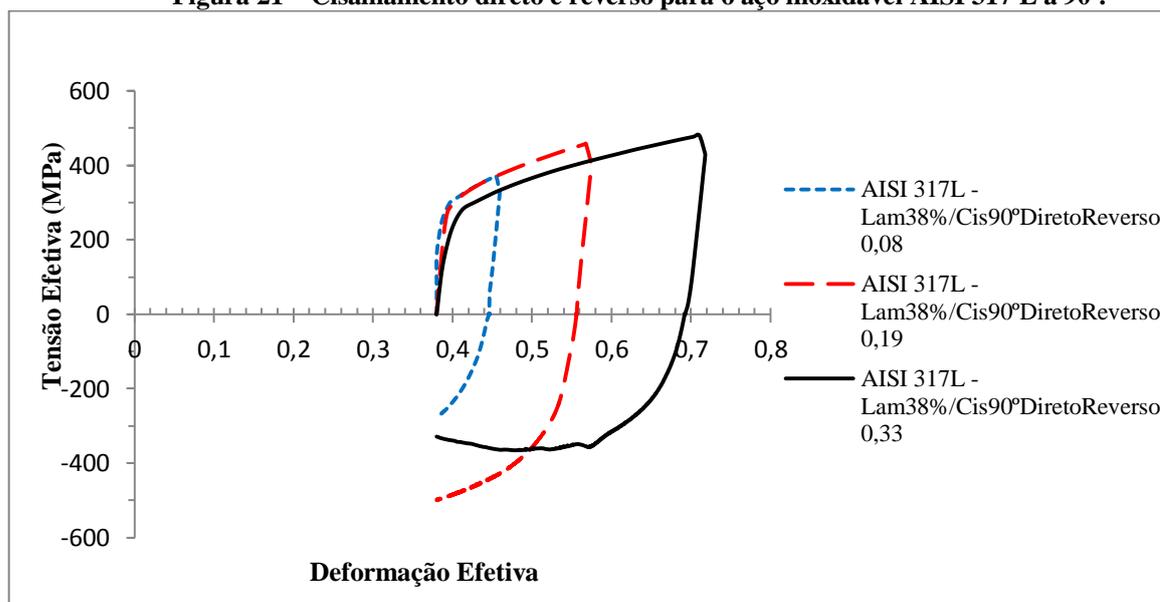
Para o aço inoxidável AISI 317 L, observa-se que a tensão de fluxo no cisalhamento reverso foi inferior comparando com a condição direta em todas as condições testadas. Além disso, verificou-se que com o aumento da pré deformação em cisalhamento direto houve uma diminuição da diferença entre a tensão de fluxo do carregamento direto e inverso ( $\Delta\sigma$ ), tanto para a amostra a 0° quanto a 90° da D.L. Para a amostra a 0° pré deformada a 0,08; 0,19 e 0,33 de deformação em cisalhamento, os valores de  $\Delta\sigma$  foram respectivamente iguais a 158; 6 e 20 MPa. Para a amostra a 90° pré deformada a 0,08; 0,19 e 0,33, os valores de  $\Delta\sigma$  foram 116; 26 e 22 MPa, respectivamente.

Figura 20 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável AISI 317 L a 0°.



Fonte: Próprio autor.

**Figura 21 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável AISI 317 L a 90°.**



Fonte: Próprio autor.

Os gráficos de Tensão efetiva x Deformação efetiva referentes à rota 2 para o aço inoxidável duplex UNS S32205 encontram-se representados na Figura 22 e Figura 23. Assim como aconteceu para o aço AISI 317 L, o duplex apresentou diminuição da tensão de fluxo no cisalhamento reverso comparado ao direto em todas as condições de ensaios realizadas, condição que caracteriza o carregamento do tipo Bauschinger.

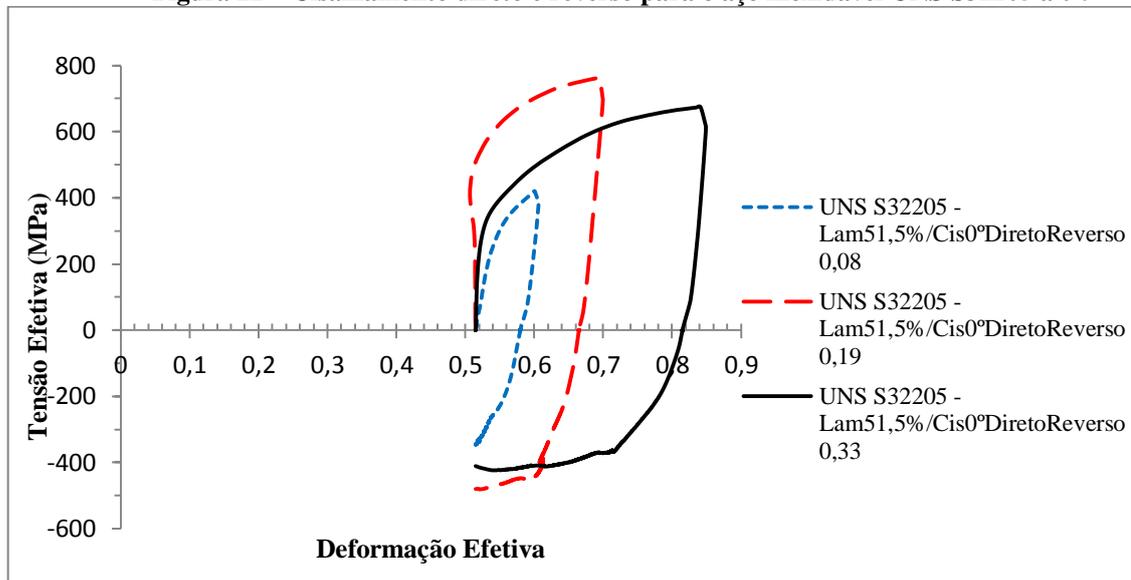
No entanto, a mudança do valor de pré deformação resultou em um comportamento diferente quanto ao valor de  $\Delta\sigma$ . Para a amostra a 0° pré deformada a 0,08; 0,19 e 0,33 de deformação em cisalhamento, os valores de  $\Delta\sigma$  foram respectivamente iguais a 99; 129 e 112 MPa. No caso da amostrada cisalhada a 90° da D.L., os valores de  $\Delta\sigma$  foram 109; 274 e 133 MPa para pré deformação de 0,08; 0,19 e 0,33 respectivamente. O aço inoxidável duplex apresentou maior valor de  $\Delta\sigma$  quando a pré deformação foi de 0,19 em cisalhamento (70,5% de deformação efetiva) e menor valor de  $\Delta\sigma$  quando o valor de deformação em cisalhamento foi menor, ou seja, 0,08 (59,5% de deformação efetiva).

A intensidade do chamado efeito Bauschinger está relacionado com uma subestrutura de discordâncias que seja típica do primeiro modo de deformação plástica, no caso, o cisalhamento direto a qual será reorganizada de modo a se obter uma outra típica da condição de solicitação responsável pelo recarregamento, no caso, o cisalhamento reverso.

Diante dos resultados pode-se relacionar o fato de o efeito Bauschinger ser maior para o aço duplex ao fato de que neste a quantidade de deformação necessária ao estabelecimento de uma subestrutura que seja mais resistente à desestruturação só acontece quando o valor da

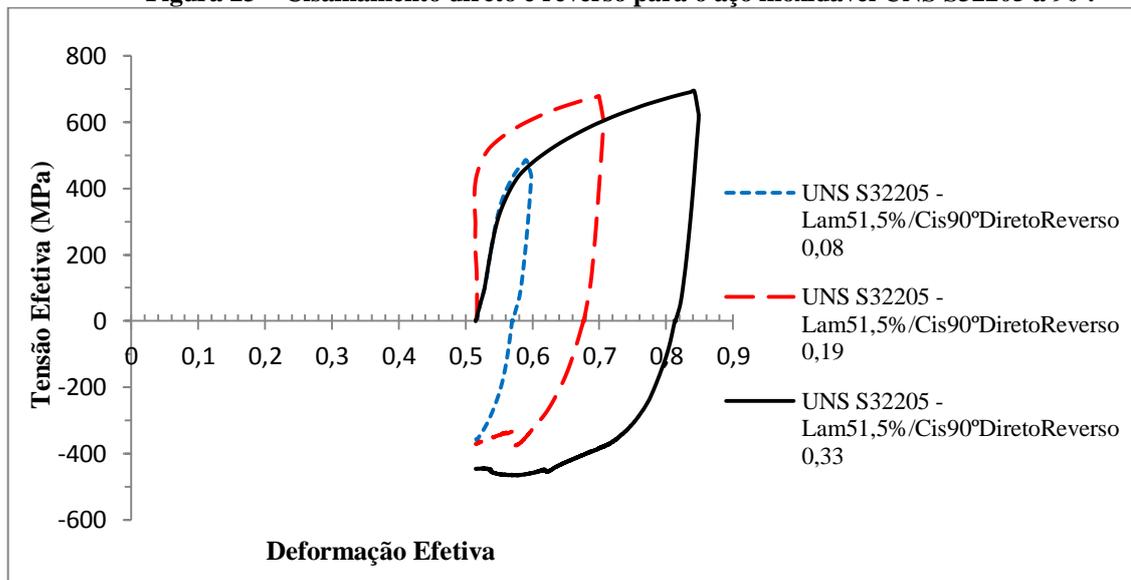
pré-deformação é maior que o observado para o aço AISI 317 L.

**Figura 22 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável UNS S32205 a 0°.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 23 – Cisalhamento direto e reverso para o aço inoxidável UNS S32205 a 90°.**



Fonte: Próprio autor.

Associa-se essa situação à diferença da estrutura dos dois aços, sendo o duplex composto pelas estruturas cúbica de corpo centrado (CCC) e cúbica de faces centradas (CFC) enquanto o aço AISI 317 L apenas a estrutura CFC.

Por fim, é importante salientar, a respeito dos gráficos obtidos para a rota de carregamento 2, que mesmo os materiais apresentando as mesmas condições iniciais de pré deformação e direção de corte em relação a D.L., em cada gráfico houve discrepância das três linhas nos valores de tensão efetiva para uma mesma deformação efetiva. Ou seja, os três

traçados em cada gráfico deveriam coincidir no início de cada carregamento e até o momento em que os valores de deformação fossem os mesmos, o que não ocorreu. Isso pode ser explicado pela possibilidade da laminação não ter sido homogênea ao longo de toda a chapa ou dos tratamentos térmicos não terem sido os mesmos para os diferentes corpos de prova, devido até à posição em que os corpos de prova se encontravam dentro do forno. Tais diferenças, no entanto, não afetaram a análise da ocorrência do efeito Bauschinger nas amostras.

### 5.3 Rota de carregamento 3

A rota de carregamento 3, como apresentado no item 4.3.3, foi composta por duas sequências de cisalhamento direto na mesma direção, porém reduzindo a taxa de deformação de 0,1/s para 0,005/s no segundo cisalhamento, e foi executada para ambos os aços inoxidáveis em estudo, AISI 317 L e UNS S32205. As Figuras 24 e 25 mostram a curva Tensão efetiva x Deformação efetiva para o aço inoxidável AISI 317 L cisalhado a 0° e 90° de D.L., respectivamente. O material se encontrava na condição de pré deformação em laminação a 38% da deformação efetiva.

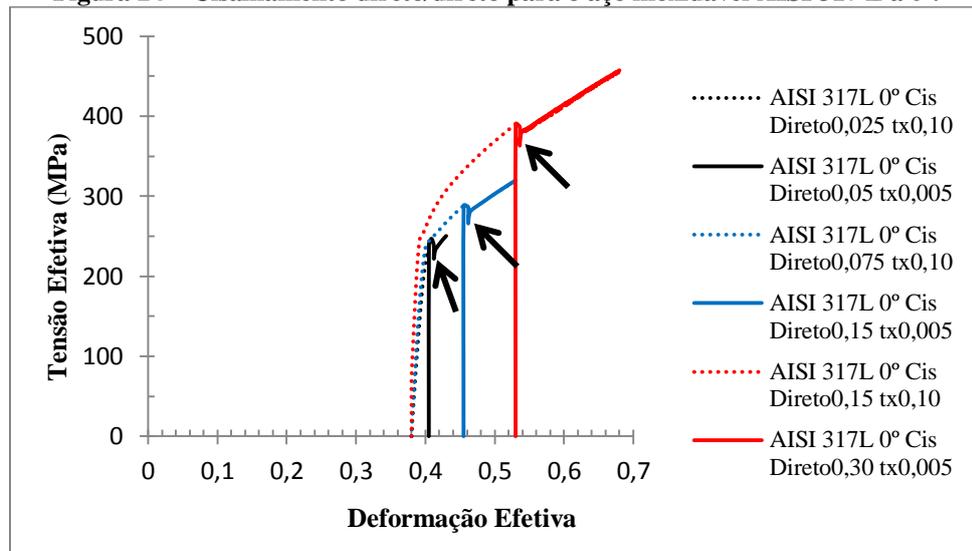
A observação da Figura 24 revela que a mudança da taxa de deformação de 0,10/s para 0,005/s acarretou na redução da tensão de fluxo no início do recarregamento para a menor taxa de deformação para o aço AISI 317 L quando este foi solicitado na direção de laminação original da chapa. Este fato revela a sensibilidade da tensão (resistência mecânica) desse material à mudança da taxa de deformação.

Devido à anisotropia do aço AISI 317 L percebe-se agora pela análise da Figura 25 que o reduzido amaciamento detectado para esse material quando deformado a 0° praticamente não foi identificado para a amostra cisalhada a 90°, sendo identificando para esta direção de solicitação praticamente a manutenção da curva de fluxo com a mudança da taxa de deformação de 0,10/s para 0,005/s.

Essas inflexões nas curvas de tensão de fluxo devido à mudança da taxa de deformação estão indicadas pelo uso de setas.

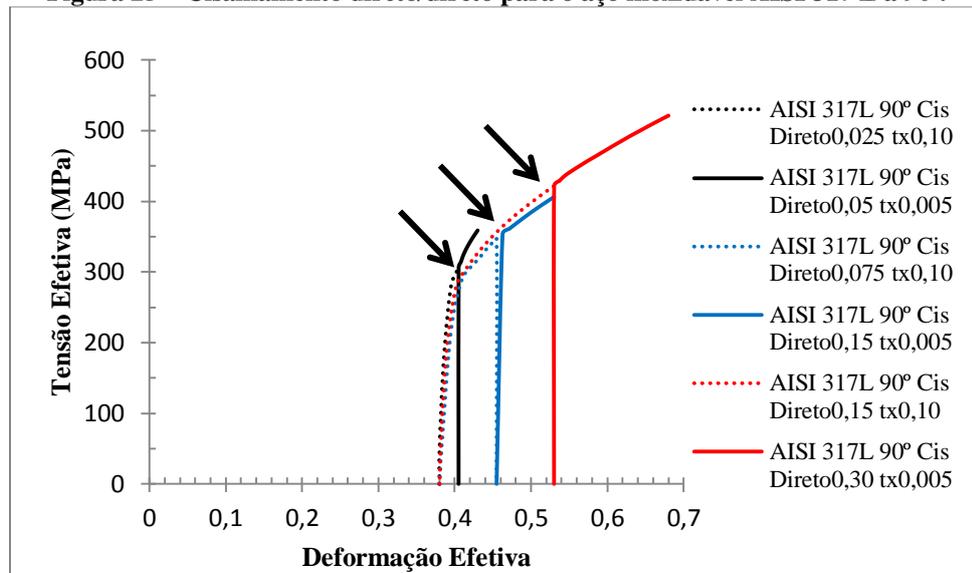
O comportamento mecânico do aço inoxidável duplex UNS S32205 também foi avaliado sob a mesma rota de carregamento 3 e os gráficos de Tensão efetiva x Deformação efetiva estão representados nas Figuras 26 e 27 para a condição de cisalhamento a 0° e a 90° da D.L., respectivamente. O material também se encontrava pré deformado em laminação a um valor de 51,5% de deformação efetiva.

**Figura 24 – Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável AISI 317 L a 0°.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 25 – Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável AISI 317 L a 90°.**



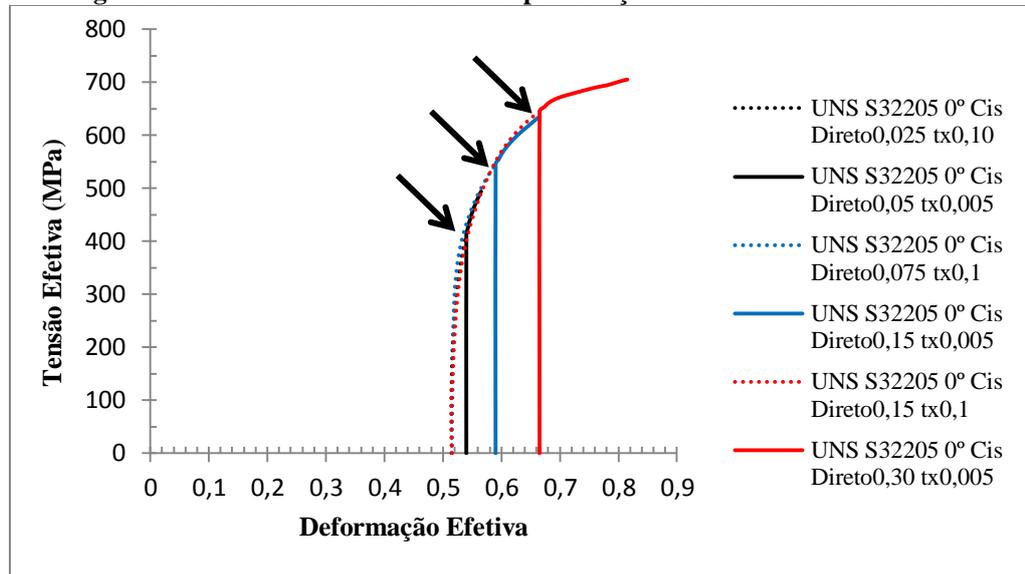
Fonte: Próprio autor.

Para o aço inoxidável duplex o comportamento mecânico identificado foi oposto ao observado para o aço AISI 317 L em termos da direção de sollicitação mecânica, ou seja, para a amostra cisalhada a 0°, Figura 26, houve a manutenção da tensão de fluxo quando na mudança do valor da taxa de deformação e para a amostra cisalhada a 90°, Figura 27, observou-se a redução dessa tensão de fluxo, sendo essas respostas indicadas com o auxílio de setas.

Os dados apresentados indicam que o fenômeno de amaciamento ou de manutenção da resistência mecânica com a mudança da taxa de deformação em temperatura ambiente dependeu de modo significativo da anisotropia das chapas e não necessariamente da estrutura

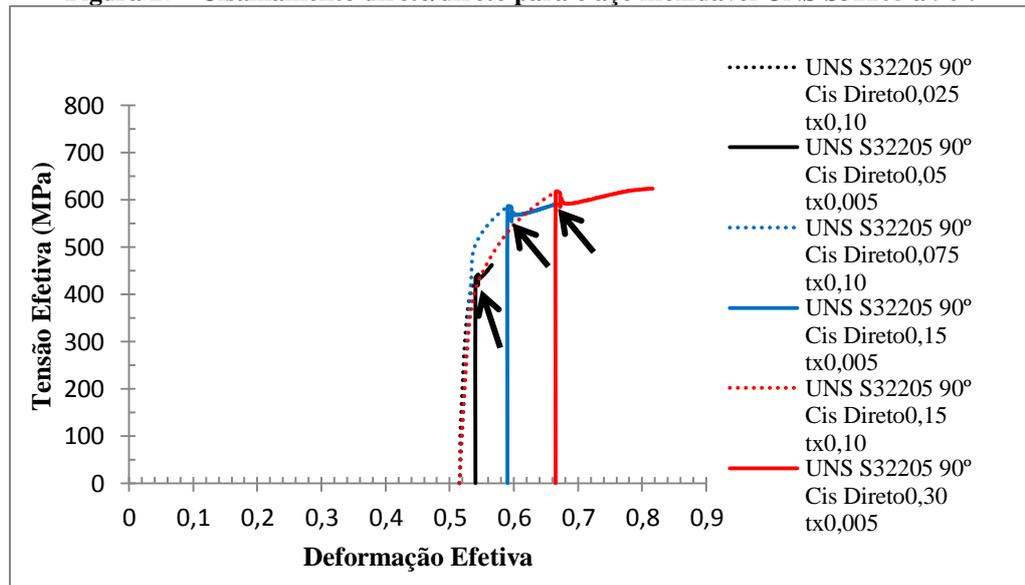
do material.

**Figura 26 – Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável UNS S32205 a 0°.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 27 - Cisalhamento direto/direto para o aço inoxidável UNS S32205 a 90°.**



Fonte: Próprio autor.

A partir da análise dos gráficos dos aços AISI 317 L e do aço inoxidável duplex notou-se ainda que a magnitude do amaciamento por sua vez está relacionado com a quantidade de deformação prévia sob cisalhamento direto para a maior taxa de deformação (0,10/s).

De modo geral foi constatado que o amaciamento detectado para o aço AISI 317 L e para o aço inoxidável duplex UNS S32205 quando deformados a 0° e a 90° para a rota de carregamento 3 aumentou com o acréscimo da quantidade de deformação prévia em

cisalhamento direto para a maior taxa de deformação.

É importante destacar, embora os dois materiais tenham sido submetidos às mesmas condições de deformação plástica, que a condição inicial dos mesmos, relacionada, por exemplo, à densidade de linhas de discordâncias, era diferente, pois a quantidade de deformação efetiva nesse modo de deformação foi maior no aço inoxidável duplex (51,5%) que no aço inoxidável austenítico AISI 317 L (38%).

Essa condição inicial pode ser relacionada com diferença de magnitude do amaciamento observado após a mudança do modo de deformação para as rotas 2 e 3.

As Figuras 28 e 29 mostram gráficos de Tensão efetiva x Deformação efetiva comparando os dois aços inoxidáveis submetidos à rota de carregamento 3 sob condição de deformação efetiva de 0,15 e taxa de deformação 0,1/s no primeiro carregamento de cisalhamento e 0,30 de deformação efetiva sob taxa de deformação de 0,005/s para o segundo carregamento.

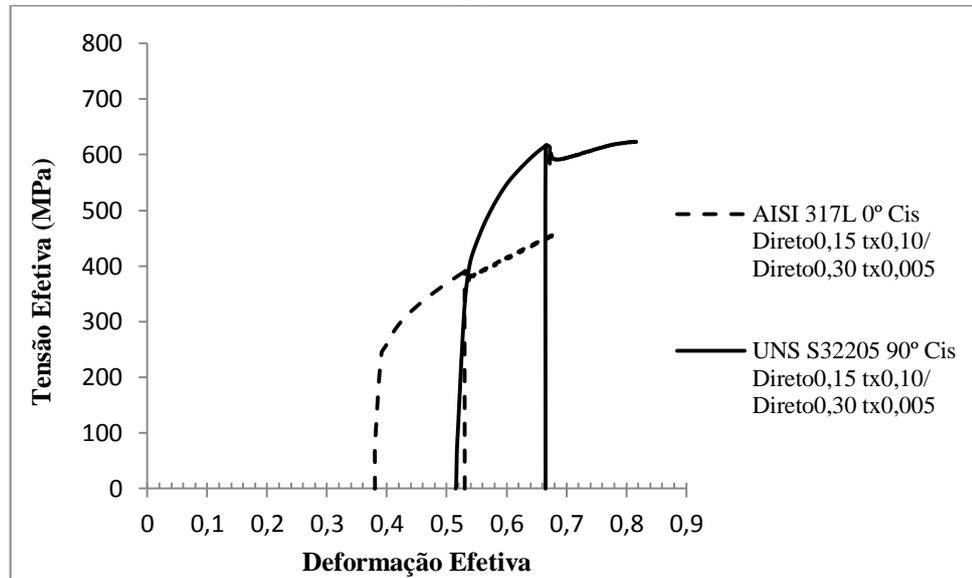
Percebe-se que houve dois comportamentos semelhantes para os aços inoxidáveis: de amaciamento (Figura 28) e de pouca sensibilidade do comportamento mecânico à mudança taxa de deformação (Figura 29). No entanto, os comportamentos ocorreram de maneira distinta para os materiais já que para o AISI 317 L o fenômeno de amaciamento foi observado na condição a 0° de D.L. e para o UNS S32205 ocorreu na condição a 90° de D.L. (Figura 28). Enquanto a baixa sensibilidade dos materiais à taxa de deformação ocorreu a 90° para o AISI 317 L e a 0° para o duplex. Tal comportamento se explica pela anisotropia diferente exibida pelos aços inoxidáveis AISI 317 L e UNS S32205.

A diferença na magnitude do valor do  $\Delta\sigma$  (diferença entre a tensão de fluxo do primeiro carregamento em cisalhamento para o segundo) para cada um dos aços inoxidáveis pode ser explicada pela diferença na condição de deformação prévia em laminação de cada um. O aço inoxidável AISI 317 L foi pré deformado a 38% da deformação efetiva e o duplex UNS S32205 a 51,5%.

É importante salientar que os materiais em estudo apresentam estruturas distintas, o aço inoxidável AISI 317 L apresenta estrutura CFC enquanto o duplex UNS S32205 possui uma combinação de estruturas CFC e CCC. Essa diferença estrutural possui influência sobre o comportamento mecânico exibido pelos aços tanto na ocorrência do fenômeno (amaciamento ou baixa sensibilidade à alteração da taxa de deformação) quanto na magnitude do mesmo.

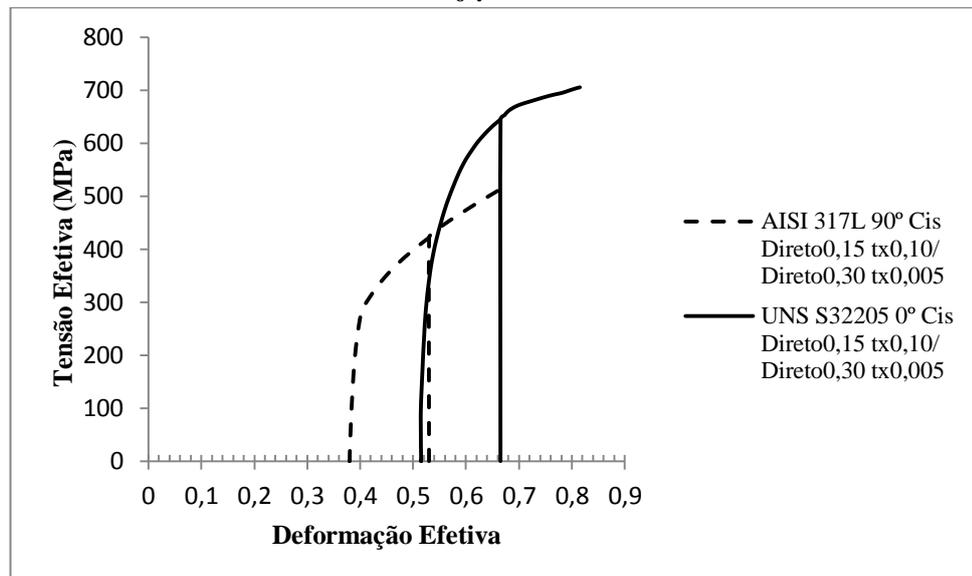
Por fim, destaca-se que a anisotropia e a quantidade de deformação foram as variáveis que mais influenciaram no comportamento mecânico exibido pelos aços inoxidáveis no presente estudo.

**Figura 28 – Cisalhamento direto/direto para os aços inoxidáveis AISI 317 L a 0° e UNS S32205 a 90°.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 29 – Cisalhamento direto/direto para os aços inoxidáveis AISI 317 L a 90° e UNS S32205 a 0°.**



Fonte: Próprio autor.

## 6 CONCLUSÕES

A imposição de 3 rotas de processamento mecânico compostas pela combinação dos esforços compressivo-cisalhantes (laminação) e de cisalhamento direto e reverso aplicadas aos aços inoxidáveis AISI 317 L e UNS S32205 ocasionaram:

- a) a anisotropia dos aços a partir da não coincidência das curvas de fluxo para os carregamentos monotônicos identificada para a rota 1 (laminação/cisalhamento direto) e pela diferença de comportamento dos mesmos (amacramento em direções diferentes) pela rota 3 (laminação/cisalhamento direto taxa  $0,10s^{-1}$ /cisalhamento reverso taxa  $0,005s^{-1}$ );
- b) a ocorrência do efeito Bauschinger após a aplicação da rota 2 (laminação/cisalhamento direto/cisalhamento reverso) para todos os valores de deformação escolhidos, caracterizando assim, a presença do encruamento anisotrópico dos materiais;
- c) a influência da quantidade de deformação prévia em cisalhamento direto e da direção de sollicitação mecânica para a rota de processamento 2 na magnitude do efeito Bauschinger;
- d) a sensibilidade da tensão de fluxo à mudança da taxa de deformação ( $0,10s^{-1}$  para  $0,005s^{-1}$ ) e à direção de sollicitação mecânica como apresentado pelas curvas de fluxo da rota de carregamento 3 para ambos os aços inoxidáveis.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

APERAM MADE FOR LIFE, Aços inoxidáveis: aplicações e especificações. Disponível em: <[http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/Acesita\\_Aplica\\_Especificica-Aperam.pdf](http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/Acesita_Aplica_Especificica-Aperam.pdf)>. Acesso em: 25 fev. 2014.

BOUVIER, S. *et al.* **Characterization of the strain-induced plastic anisotropy of rolled sheets by using sequences of simple shear and uniaxial tensile tests.** Journal of Materials Processing Technology, França, 2005a.

BOUVIER, S. *et al.* **Simple shear tests: experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains.** Journal of Materials Processing Technology, França, 2005b.

CALLISTER Jr., William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705 p.

CHIAVERINI, V., **Tecnologia mecânica.** 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986. 388 p.

CHIAVERINI, V., **Tratamentos térmicos das ligas metálicas.** 1 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2003. 272p.

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do encruamento de metais previamente deformados a frio.** 2004. 233 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004. Disponível em: <[http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/bitstream/handle/1843/BUDB-8DNLDT/elaine\\_carballo\\_siqueira\\_corr\\_a.pdf?sequence=1](http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/bitstream/handle/1843/BUDB-8DNLDT/elaine_carballo_siqueira_corr_a.pdf?sequence=1)> Acesso em: 13 jan. 2015.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica.** 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 1981. 653 p.

FERRON, G., *et al.* **Limits to the ductility of metal sheets subjected to complex strain-paths.** International Journal of Plasticity, França, 1997.

FOLTRAN, C. E. **Uma formulação para análise de peças de seção delgada em regime elasto-plástico sob efeito dinâmico transiente usando o método dos elementos de contorno.** 2004. 240 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

GARCIA, A. *et al.* **Ensaio dos materiais.** 1.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2000. 247 p.

GERE, James M. **Mecânica dos materiais.** 5.ed. São Paulo: Cengage Learning, 2003. 698 p.

HU, Z; RAUCH, E. F.; TEODOSIU, C. **Work-hardening behavior of mild steel under stress reversal at large strains.** International Journal of Plasticity, EUA, 1992,

KURODA, M.; TVERGAARD, V. **Effect of strain path change on limits to ductility of anisotropic metal sheets.** International Journal of Mechanical Sciences, Dinamarca, 1999.

LIU, X. *et al.* **Grain size effect on the hardness of nanocrystal measured by the nanosize indenter.** Applied Surface Science, China, 2013.

LOPES, W. **Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples.** 2009. 207p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

MEI, P. R.; SILVA, A. L. V. C. **Aços e ligas especiais.** 3. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010. 646 p.

NÚCLEO INOX. O Petróleo é nosso. São Paulo: Ateliê de textos, n. 27, out./dez. 2007.

RAUCH, E. F. **Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests.** Materials Science and Engineering, França, 1998.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos.** 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2011. 286 p.

SRIDHAR, M. R.; YOVANOVICH, M. M. **Empirical methods to predict Vickers microhardness.** Wear, Canadá, 1995.

YAMAGUCHI, K. *et al.* **Effects of plastic strain and strain path on young's modulus of sheet metals.** Metals and Materials, Japão, 1998. a