

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

ALICE GAMEIRO LEONEL

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304  
EM TRAJETÓRIAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO**

BELO HORIZONTE

2016

ALICE GAMEIRO LEONEL

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304  
EM TRAJETÓRIAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO**

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: Wellington Lopes  
Coorientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2016

ALICE GAMEIRO LEONEL

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304  
EM TRAJETÓRIAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO**

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 01/07/2016

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Wellington Lopes - Orientador

---

Prof. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Coorientadora

---

Prof. Dra. Danielle Marra de Freitas Siva Azevedo

---

Prof. Ma.Gisele Mol da Silva

## RESUMO

Alguns aços inoxidáveis austeníticos, por não possuírem a fase austenita termodinamicamente estável próxima à temperatura ambiente, são susceptíveis à transformação martensítica induzida por deformação plástica, quando submetidos a processamento mecânico a frio em temperaturas abaixo da  $M_d$  (temperatura máxima de formação de martensita). A composição química do material, a taxa de deformação e o estado de tensões durante a deformação são fatores que influenciam nessa transformação. O presente trabalho teve como objetivo analisar os efeitos de diferentes caminhos e taxas de deformação na evolução da transformação martensítica e no comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico AISI 304. Para isso, oito condições de processamento foram avaliadas, combinando diferentes modos de carregamento em cisalhamento (monotônico e cíclico – tipo *Bauschinger*) e diferentes taxas de deformação ( $0,001s^{-1}$  e  $0,1s^{-1}$ ). Por meio da difração de raios  $-X$  foi possível comparar a quantidade de martensita transformada em cada condição e por meio da análise metalográfica foi possível evidenciar a presença desta fase na microestrutura do material. Ensaio de microdureza Vickers foram realizados para avaliar a dureza dessas condições. De maneira geral, os resultados indicaram que as condições submetidas a cisalhamento monotônico apresentaram maior quantidade de martensita e que a variação da taxa de deformação não promoveu mudanças significativas na formação martensítica.

Palavras-chave: trajetória de deformação; efeito *Bauschinger*; transformação martensítica.

## ABSTRACT

Some austenitic stainless steels do not have the austenite phase thermodynamically stable close room temperature. They are susceptible to martensitic transformation induced by plastic deformation when subjected to mechanical cold processing at temperatures below  $M_d$  (maximum temperature of martensite formation). The chemical composition of the material, the deformation rate and the stress state during deformation are factors that influence this transformation. This study aimed to analyze the effects of different paths and strain rates in the evolution of martensitic transformation and in the mechanical behavior of austenitic stainless steel AISI 304. Eight processing conditions were evaluated by combining different modes of loading in shear (monotonic and cyclic – Bauschinger type) and different strain rates ( $0.001\text{s}^{-1}$  and  $0.1\text{ s}^{-1}$ ). Through diffraction X-ray was possible to compare the amount of martensite transformed into each condition and through the metallographic analysis was possible to confirm the presence of martensite in the microstructure of the material. Vickers hardness tests were conducted to evaluate the hardness of these conditions. In general, results indicated that conditions undergo monotonic shear exhibit more martensite and the variation of the strain rate did not cause significant changes in martensite formation.

Key – words: deformation paths; *Bauschinger* effect; martensite transformation.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Taxa de corrosão de aços expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.....	12
Figura 3.2 - Diagrama <i>Schaeffler</i> . .....	14
Figura 3.3 - Curva de escoamento genérica para monocristais CFC.....	17
Figura 3.4 - Representação esquemática da movimentação das discordâncias.....	19
Figura 3.5 - Representação esquemática do: (a) encruamento isotrópico e (b) encruamento cinemático.....	19
Figura 3.6 - Diagrama esquemático do Efeito <i>Bauschinger</i> .....	20
Figura 3.7 - Representação esquemática da mudança das curvas tensão-deformação de aço doce em função da temperatura. ....	22
Figura 3.8 - Variação da resistência à tração do cobre em função da taxa de deformação em diferentes temperaturas.....	23
Figura 3.9 - Teste de cisalhamento direto e reverso realizado na amostra de alumínio AA1050. ....	24
Figura 3.10 - Mudança ortogonal na trajetória de deformação do aço FeP06.....	25
Figura 3.11 - Teste de cisalhamento realizado ao longo da direção de laminação após 0,1; 0,3 e 0,45 de pré-deformação em tração.....	26
Figura 4.1- Procedimento experimental adotado no trabalho .....	28
Figura 4.2 - Dispositivo para ensaio de cisalhamento acoplado à máquina de ensaios universais Instron 5582.....	29
Figura 4.3 - Corpo de prova cisalhado. ....	30
Figura 4.4 - Difratômetro Shimadzu® XDR – 7000.....	32
Figura 4.5 - Microdurômetro Shimadzu® HMV.....	33
Figura 5.1 - Comportamento do aço AISI 304 cisalhado monotonicamente sob taxas de deformação de $0,001s^{-1}$ e $0,1s^{-1}$ até 0,92 de deformação cisalhante.....	34
Figura 5.2 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o carregamento monotônico com mudança de taxa do aço AISI 304. ....	35
Figura 5.3 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 5 de processamento.....	37
Figura 5.4 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 6 de processamento.....	38
Figura 5.5 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 7 de processamento.....	38

Figura 5.6 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 8 de processamento.....	39
Figura 5.7 - Valores de $\Delta\sigma$ e EB em função das condições de processamento. ....	40
Figura 5.8 - Difratoograma aço AISI 304 no estado como recebido.....	41
Figura 5.9 - Difratoograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico.....	42
Figura 5.10 - Difratoograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico com mudança de taxa de deformação.....	43
Figura 5.11 - Difratoograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico sob taxas de deformação de $0,001s^{-1}$ e $0,1s^{-1}$ .....	44
Figura 5.12 - Difratoograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico com mudança de taxa de deformação. ....	45
Figura 5.13 - Micrografia do aço AISI 304 como recebido obtida a partir de Microscopia Óptica, reativo Água Régia. ....	46
Figura 5.14 - Micrografias do aço AISI 304 submetido a diferentes condições de processamento obtidas a partir de Microscopia Óptica, reativo Água Régia.....	47
Figura 5.15 - Microdureza Vickers.....	49

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição (wt%) de aços inoxidáveis austeníticos AISI 300.....	15
Tabela 4.1 - Condições adotadas para a deformação plástica. ....	27
Tabela 4.2 - Composição química AISI 304 (% em peso). ....	28
Tabela 5.1 - Valores de $\Delta\sigma$ e EB para as condições de processamento. ....	40
Tabela 5.2 - Proporção das fases presentes no aço AISI 304 no estado como recebido. ....	41
Tabela 5.3 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico sob taxas de deformação de $0,001s^{-1}$ e $0,1s^{-1}$ .....	42
Tabela 5.4 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico com mudança da taxa de deformação.....	43
Tabela 5.5 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico sob taxas de deformação de $0,001s^{-1}$ e $0,1s^{-1}$ .....	45
Tabela 5.6 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico com mudança de taxa de deformação.....	46
Tabela 5.7 – Resultados Ensaio de Microdureza Vickers. ....	48



## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	10
2	OBJETIVOS.....	11
2.1	Objetivo geral .....	11
2.2	Objetivos específicos .....	11
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
3.1	Aços inoxidáveis.....	12
3.1.1	Aços inoxidáveis austeníticos.....	14
3.1.2	Transformação martensítica induzida por deformação plástica .....	15
3.2	Encruamento .....	16
3.2.1	Abordagens do encruamento .....	18
3.2.2	Efeito <i>Bauschinger</i> .....	20
3.2.3	Variáveis do encruamento .....	21
3.3	Trajétoria de Deformação versus Comportamento Mecânico .....	23
4	MATERIAS E MÉTODOS.....	27
4.1	Descrição do trabalho .....	27
4.2	Material.....	28
4.3	Ensaio de cisalhamento.....	28
4.4	Difração de raios – X.....	31
4.5	Análise microestrutural.....	32
4.6	Ensaio de microdureza Vickers .....	33
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	34
5.1	Ensaio de cisalhamento.....	34
5.2	Difração de raios – X.....	41
5.3	Análise microestrutural.....	46
5.4	Ensaio de microdureza Vickers .....	48
6	CONCLUSÕES.....	50
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	51

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados em aplicações industriais por exibirem uma combinação de resistência e ductilidade aliada à boa resistência à corrosão em uma larga faixa de temperatura de trabalho (TALONEN, 2007).

Alguns aços austeníticos metaestáveis, como o AISI 304, quando trabalhados a frio, apresentam um aumento considerável da resistência mecânica não acompanhada pela redução da ductilidade dos mesmos. Este fato é atribuído principalmente à ocorrência da transformação martensítica induzida por deformação plástica durante o processamento mecânico. Esta transformação ocorre por um processo adifusional, em que os átomos se movem cooperativamente por um mecanismo de cisalhamento. A deformação plástica cria sítios adicionais de nucleação para a transformação da austenita ( $\gamma$ ) em martensita, que podem ser de dois tipos: martensita épsilon ( $\epsilon$ ) de estrutura hexagonal compacta (HC), e martensita alpha linha ( $\alpha'$ ), de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC).

A susceptibilidade à transformação martensítica está associada à diminuição da energia de falha de empilhamento. Isto explica porque os aços austeníticos, possuidores de uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) e baixa energia de falha de empilhamento, são capazes de formar martensita durante deformação plástica em temperatura ambiente. As falhas de empilhamento possuem um importante papel na evolução do processo de deformação plástica no material, visto que controlam a capacidade de encruamento, o tipo e a quantidade de martensita formada (GILAPA, 2001). Outros fatores que influenciam na quantidade de martensita formada são: temperatura, composição química, taxa de deformação, estado de tensões e tamanho/orientação de grão.

Dentro deste contexto, este trabalho analisou o comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico AISI 304 quando submetido a diferentes modos de carregamento e taxas de deformação e os efeitos que essas alterações acarretaram na resposta apresentada pelo material.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

Analisar a influência da trajetória de deformação no comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico AISI 304.

### **2.2 Objetivos específicos**

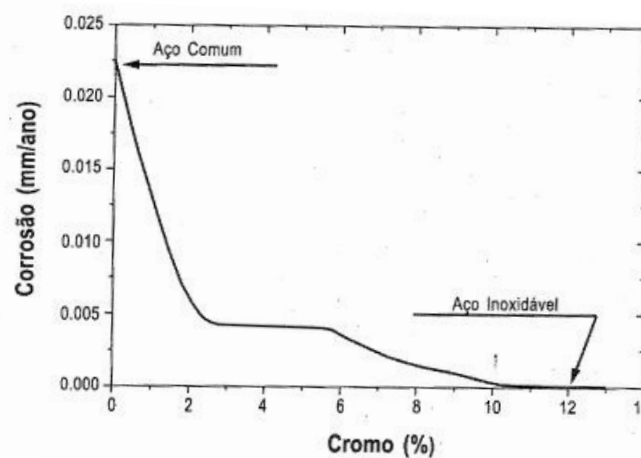
- Investigar a influência do modo de deformação plástica (cisalhamento direto e cisalhamento direto/cisalhamento reverso) e da mudança da taxa de deformação ( $0,001s^{-1}$  e  $0,10s^{-1}$ ) na transformação martensítica do aço AISI 304;
- Avaliar o efeito da presença da martensita decorrente da transformação por deformação plástica no comportamento mecânico do aço AISI 304;
- Verificar o efeito da transformação martensítica na microestrutura e na dureza do aço AISI 304.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas que apresentam teores mínimos de cromo livre em suas estruturas de aproximadamente 10,5% em peso (CASHELL, 2014). O cromo é o elemento responsável pela formação natural de uma camada superficial de óxido hidratado ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), extremamente aderente e resistente a ataques químicos, denominada camada passiva. Esta camada confere aos aços inoxidáveis elevada resistência à corrosão, em diferentes ambientes corrosivos, como atmosfera, meios aquosos e orgânicos (MAGNABOSCO, 2001). A figura 3.1 ilustra o efeito favorável da adição de cromo na taxa de corrosão do aço exposto a uma atmosfera industrial. À medida que ocorre o aumento do teor de cromo no aço, a taxa de corrosão decresce significativamente, comprovando o importante papel deste elemento químico na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.

**Figura 3.1 - Taxa de corrosão de aços expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.**



Fonte: MODENESI, 2001.

Apesar desta classe de aços constituir um avanço no que diz respeito a materiais resistentes à corrosão, é importante ressaltar que eles são susceptíveis à corrosão intergranular caso ocorra a formação de carbonetos de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) nos contornos de grãos. As regiões adjacentes a esses contornos ficam empobrecidas de cromo não resistindo a ataques corrosivos (BHADESHIA, 2006). Este fenômeno é chamado sensibilização e para reduzir ou eliminar a formação desses carbonetos, pode-se adotar as seguintes medidas:

- diminuição do teor de carbono no aço abaixo de 0,03 wt%;

- controle da cinética de formação de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  por meio da adição de molibdênio no aço. Este elemento prolonga o tempo de sensibilização;
- adição de nióbio ou titânio, elementos formadores de carbonetos mais estáveis que o  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (BHADESHIA, 2006).

Outro elemento que desempenha um importante papel nos aços inoxidáveis é o níquel. Além de também conferir resistência à corrosão, quando presente em elevados teores, tende a propiciar a formação de estrutura cristalina austenítica no material, influenciando suas propriedades mecânicas (MODENESI, 2001).

Apesar do cromo e níquel serem os principais elementos de liga desses aços, pode-se verificar a presença, em menor quantidade, de outros elementos tais como: molibdênio, nitrogênio, titânio, manganês, silício, cobre, nióbio dentre outros, que são adicionados com objetivos específicos.

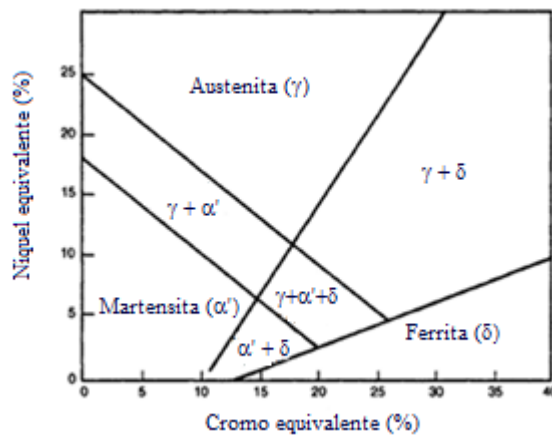
Aço inoxidável é o mais diverso e complexo grupo de ligas ferrosas em termos de composição, microestrutura e propriedades mecânicas, o que leva conseqüentemente a uma variedade de aplicações. Um método aproximado e conveniente para relacionar composição e microestrutura é definido pelo diagrama de *Schaeffler* (figura 3.2). Este diagrama indica a estrutura produzida em função da composição do aço após esse ser submetido a um resfriamento rápido a partir de  $1050^{\circ}\text{C}$ . Os elementos que possuem comportamento similar ao cromo, ou seja, estabilizadores da fase ferrítica são expressos em termos de cromo equivalente (Equação 3.1). Estes elementos são: silício, molibdênio, vanádio, alumínio, nióbio, titânio e tungstênio. De modo análogo, os elementos que possuem comportamento similar ao níquel, ou seja, estabilizadores da fase austenítica são expressos em termos de níquel equivalente (Equação 3.2). Estes elementos são: cobalto, manganês, cobre, nitrogênio e carbono (LLEWELLYN & HUDD, 2007).

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = (\text{Cr}) + (2\text{Si}) + (1,5\text{Mo}) + (5\text{V}) + (5,5\text{Al}) + (1,75\text{Nb}) + (1,5\text{Ti}) + (0,75\text{W}) \quad (3.1)$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = (\text{Ni}) + (\text{Co}) + (0,5 \text{Mn}) + (0,3\text{Cu}) + (25\text{N}) + (30\text{C}) \quad (3.2)$$

Nas duas equações descritas todas as concentrações são expressas em porcentagens peso.

**Figura 3.2 - Diagrama Schaeffler.**



Fonte: LLEWELLYN, 2007. (Adaptada).

Dessa forma, a microestrutura do aço será dependente principalmente da capacidade de seus componentes estabilizarem a austenita ou a ferrita à temperatura ambiente. Assim, do ponto de vista da microestrutura, os aços inoxidáveis são classificados em cinco grupos principais: ferríticos, austeníticos, martensíticos, auteno-ferríticos e endurecíveis por precipitação (MODENESI, 2001) e suas designações são determinadas universalmente pelo sistema numérico AISI (*American Iron and Steel Institute*).

### 3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos

São ligas de Fe-Cr que possuem pelo menos 15% de cromo e altos teores de elementos estabilizadores da estrutura cúbica de face centrada (CFC) como níquel, manganês, carbono e nitrogênio (McGUIRE, 2001). Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente empregados em aplicações industriais devido à sua excepcional resistência à corrosão associada a boas propriedades mecânicas e soldabilidade. Atualmente, a resistência à corrosão tem sido, na maioria dos casos, a principal motivação para o uso desta classe de aços (TANOLEN, 2007).

A série de aços inoxidáveis austeníticos mais amplamente utilizada é a AISI 300, liga composta basicamente por Fe-Cr-Ni. A tabela 3.1 apresenta a composição de alguns aços desta série.

**Tabela 3.1 - Composição (wt%) de aços inoxidáveis austeníticos AISI 300.**

AISI	C	Cr	Ni	Mn	N	Mo
302	0,08 max	17-19	8-10	1,5	0,03	-
304	0,08 max	18-20	8-12	1,5	0,03	-
316	0,08 max	16-18	10-14	1,5	0,03	2- 4

Fonte: BHADESHIA, 2006.

A classe contendo 18 wt% Cr e 8 wt% Ni, também chamada de aço 18-8, pode ser considerada como base para esta série. Possui uma ampla variedade de aplicações devido à sua excelente resistência a ambientes corrosivos em geral. Esta classe, que inclui o aço AISI 304, possui o menor teor de Ni coexistindo com uma estrutura completamente austenítica. No entanto, em algumas circunstâncias, como deformações a frio ou baixos teores de carbono, pode ocorrer nesta estrutura uma transformação martensítica em temperatura ambiente. Isto porque nestes aços, a temperatura inicial de formação de martensita ( $M_i$ ) é bem próxima à temperatura ambiente (BHADESHIA, 2006).

### 3.1.2 Transformação martensítica induzida por deformação plástica

A estrutura cúbica de face centrada (CFC) para a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos não é termodinamicamente estável próxima à temperatura ambiente. Portanto, a aplicação de esforço mecânico pode induzir a transformação martensítica adifusional, na qual a fase austenítica metaestável é transformada na fase martensítica termodinamicamente mais estável (TANOLEN, 2007). Esta transformação ocorre por um mecanismo de cisalhamento proveniente do movimento cooperativo dos átomos e a susceptibilidade dessa transformação aumenta com a diminuição do valor da energia de falha de empilhamento.

Durante o processo de deformação plástica de aços austeníticos em temperatura ambiente ou inferior, além do deslizamento de discordâncias na austenita, pode ocorrer, de forma simultânea, maclas de deformação. Este mecanismo ocorre quando uma região do cristal tem a sua orientação alterada de maneira simétrica em relação à região não deformada. No entanto, este mecanismo ocorre em metais com sistemas de deslizamento restritos ou quando a tensão de cisalhamento crítica é aumentada tornando a tensão de maclação inferior à tensão necessária ao deslizamento (DIETER, 1981). Este fato explica a ocorrência da maclação,

processo intimamente relacionada à formação martensítica, em baixas temperaturas ou altas taxas de deformação nos aços de estrutura CFC.

Nos aços austeníticos o processo de deformação pode induzir a formação de dois tipos de martensita denominadas  $\alpha'$  e  $\varepsilon$ , de estrutura CCC e HC respectivamente. A martensita  $\alpha'$  se forma preferencialmente nas interseções entre placas de martensita  $\varepsilon$  com contornos de macla e com contornos de grão (SANTOS, 2007). Dessa forma pode-se mencionar a sequência de transformação como sendo:  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ . No entanto, a transformação direta de  $\gamma$  em  $\alpha'$  também é possível (SOLOMON, 2010). A transformação martensítica do tipo  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ocorre espontaneamente em temperaturas abaixo de  $M_i$ , no entanto por meio de solicitações mecânicas a formação de martensita pode ocorrer na faixa de temperatura  $M_i$  e  $M_d$  (temperatura acima da qual não ocorre transformação, qualquer que seja a deformação plástica aplicada). Dessa forma tem-se que nessa faixa de temperatura as características mecânicas do aço são influenciadas pela transformação martensítica induzida mecanicamente (ANTUNES, 2007).

Como consequência das transformações de fases descritas tem-se o aumento considerável da resistência dos aços inoxidáveis austeníticos trabalhados a frio, sem reduzir a ductilidade dos mesmos, ou seja, a presença da martensita tende a provocar um aumento do encruamento do material. Este efeito tem grandes implicações na conformação mecânica destes aços.

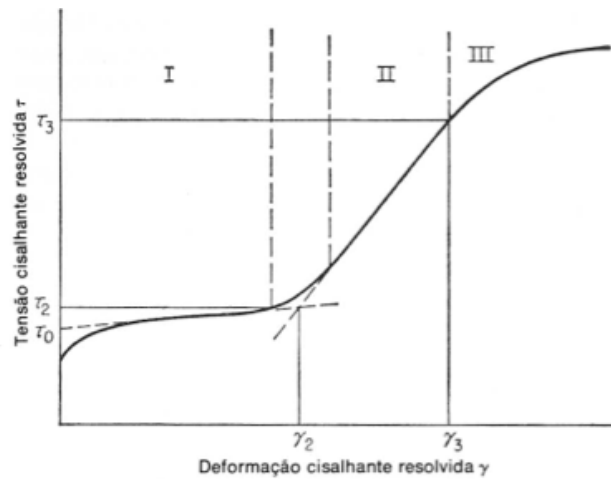
### 3.2 Encruamento

Segundo Dieter (1981), encruamento é o fenômeno que consiste no aumento da tensão cisalhante necessária para produzir deslizamento em um material, à medida que ele é deformado plasticamente a frio. Durante a deformação plástica, as discordâncias interagem entre si ou com outras imperfeições presentes na estrutura cristalina do material, o que resulta na redução da mobilidade das mesmas provocando o endurecimento do material.

Quando as curvas tensão – deformação, obtidas em teste de tração, são representadas em termos da tensão cisalhante *versus* deformação cisalhante obtém-se a curva de escoamento do material que, segundo Dieter (1981), pode ser dividida em três estágios (figura 3.3).



**Figura 3.3 - Curva de escoamento genérica para monocristais CFC.**



Fonte: DIETER,1981.

No estágio I, denominado região de deslizamento fácil, o cristal experimenta um pequeno encruamento. A reduzida taxa de encruamento, representada pela inclinação da reta, surge devido às interações das discordâncias com outras móveis, caracterizando a formação dos degraus, ou com outras sem movimento, caracterizando a formação da floresta de discordâncias (discordâncias que interseccionam o plano de deslizamento ativo). Apesar de ocorrerem estas interações, neste estágio as discordâncias possuem a capacidade de se locomoverem por distâncias relativamente longas sem encontrar barreiras.

No estágio II a taxa de encruamento aumenta rapidamente devido à ativação de novos sistemas de deslizamento. O mecanismo de endurecimento continua sendo as interações das discordâncias entre si e com imperfeições presentes na estrutura cristalina. O encruamento é dito linear devido à relação linear entre a tensão e a deformação descrita pela curva. A relação entre o coeficiente de encruamento e o módulo de cisalhamento é praticamente independente da tensão cisalhante e da temperatura do sistema, o que permite afirmar que variações na temperatura e na taxa de deformação não ocasionam mudanças significativas no encruamento.

No estágio III, denominado de região de encruamento parabólico, a taxa de encruamento é decrescente devido aos processos de recuperação dinâmica, caracterizados pelo aniquilamento de discordâncias de sinais opostos quando estas se cruzam. Outros mecanismos que podem contribuir para a diminuição do encruamento do material são os deslizamentos cruzados em que as discordâncias mudam de planos de escorregamento e os mecanismos de escalagem em que as discordâncias conseguem ultrapassar os obstáculos presentes na rede cristalina em

virtude do aumento da temperatura. Dessa forma, a temperatura afeta significativamente o encruamento nesse estágio.

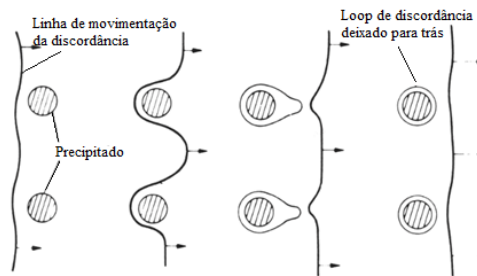
### **3.2.1 Abordagens do encruamento**

Para efeito de estudo dos processos de encruamento duas abordagens são utilizadas: a microestrutural e a dos meios contínuos. Na abordagem microestrutural utiliza-se a teoria das discordâncias para calcular as tensões localizadas no interior do material e para determinar a contribuição dessas discordâncias no processo de encruamento. Na abordagem dos meios contínuos trabalha-se com a ideia do encruamento isotrópico e anisotrópico ou cinemático (MOAN, 1977).

#### **3.2.1.1 Abordagem microestrutural**

Quando uma discordância está se movendo em um plano de deslizamento e uma partícula está localizada em seu caminho, essa partícula se comporta como uma barreira ao movimento, ao menos que a tensão aplicada seja suficientemente grande para que a discordância consiga contornar esse obstáculo. Dependendo do tamanho do obstáculo e da interação entre esse e a discordância haverá uma tensão crítica na qual o obstáculo se quebra e a discordância continua se propagando no plano de escorregamento. Caso este obstáculo seja suficientemente forte e a discordância, na tentativa de ultrapassar a barreira, englobe quase que completamente a partícula, a discordância adquirirá uma configuração semicircular instável deixando um *loop*, chamado loop de Orowan, em cada partícula ultrapassada (figura 3.4). À medida que a deformação plástica sofrida pelo material aumenta; o número de *loops* de Orowan também aumenta. Este número pode ser reduzido por mecanismos como fratura da partícula ou deslizamento cruzado da discordância. Quando algum processo ocorre no sentido de diminuir o número de *loops* de Orowan, o modelo de discordâncias é considerado relaxado. Caso o número se mantenha constante o modelo é considerado não – relaxado; neste caso o efeito do encruamento será maior (MOAN, 1977).

**Figura 3.4 - Representação esquemática da movimentação das discordâncias.**



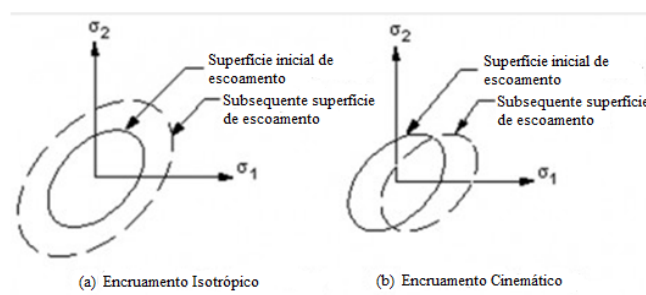
Fonte: BULF *et al*, 2000. (Adaptada).

### 3.2.1.2 Abordagem pela Mecânica dos Meios Contínuos

De acordo com MOAN (1977), nesta abordagem duas são as maneiras de se caracterizar o encruamento:

- Encruamento isotrópico no qual se considera que a superfície de escoamento se expande de forma isotrópica em todas as direções durante a deformação plástica do material (figura 3.5a). Como consequência a tensão limite de escoamento durante o carregamento direto é igual ao módulo da tensão limite de escoamento durante o carregamento reverso.
- Encruamento cinemático no qual se considera que a superfície de escoamento não modifica sua forma, ela é simplesmente transladada no espaço das tensões como um corpo rígido (figura 3.5b). Neste caso, o módulo da tensão limite de escoamento durante o carregamento reverso é inferior à tensão limite de escoamento durante o carregamento direto. Esta abordagem surgiu com o intuito de modelar um fenômeno bem visível experimentalmente, o *Efeito Bauschinger*, muito usual em materiais sujeitos a regimes de carregamentos cíclicos.

**Figura 3.5 - Representação esquemática do: (a) encruamento isotrópico e (b) encruamento cinemático.**

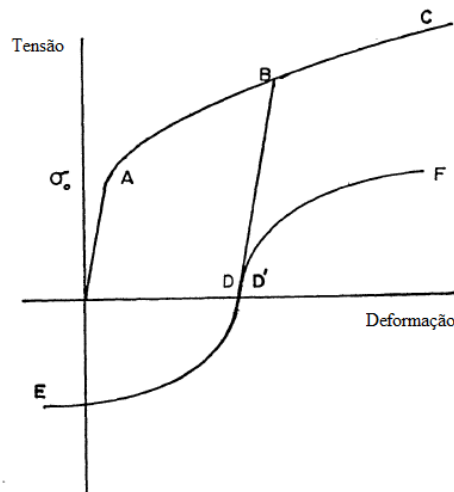


Fonte: GONZÁLES, 2009. (Adaptada).

### 3.2.2 Efeito *Bauschinger*

O efeito *Bauschinger* representa uma forma de comportamento direcional no qual a tensão de fluxo necessária para reverter a direção de deslizamento em um material é menor do que a tensão necessária para continuar o deslizamento na direção original. A técnica experimental mais usual para revelar este efeito é o teste unidirecional onde uma pré-deformação em tensão é seguida por uma deformação em compressão (SOWERBY, 1979). Esta técnica pode ser descrita pelo diagrama esquemático representado na figura 3.6.

**Figura 3.6 - Diagrama esquemático do Efeito *Bauschinger*.**



Fonte: MOAN, 1977.

Considerando um material submetido a um carregamento uniaxial direcional, à medida que a deformação se processa, o material sofre inicialmente deformação elástica até o ponto A, onde a tensão é igual a  $\sigma_0$ . A partir desta tensão o material inicia sua deformação plástica. A curva tensão-deformação que representa esse comportamento é expressa pela curva ABC. Se o teste for repetido até o ponto B, em seguida ocorrer o descarregamento até o ponto D (carga zero) e posteriormente o recarregamento na direção original, a nova curva tensão-deformação será representada pela curva DBC. Se um terceiro teste for realizado até o ponto B novamente, em seguida ocorrer o descarregamento até o ponto D e imediatamente ocorrer deformação no sentido reverso a curva obtida será similar à curva BDE. Esta resposta em compressão pode ser redesenhada no quadrante positivo de tensão como a curva D'F. A partir deste diagrama esquemático é possível perceber que a deformação plástica ocorre em tensões menores do que aquelas necessárias para continuar a deformação na direção original e que a deformação reversa não possui uma tensão de fluxo bem definida, isto porque na deformação reversa é

mais difícil especificar quando ocorre a transição da deformação elástica para a plástica (MOAN, 1977).

Segundo Orowan (1959), a diminuição da tensão de fluxo no carregamento reverso pode ser explicada por meio da movimentação das discordâncias. Durante a deformação plástica do material as discordâncias se acumulam em locais que funcionam como barreiras às suas propagações e formam células. Quando o esforço cessa, ou seja, quando a carga é retirada, as discordâncias não apresentarão uma movimentação significativa devido à estabilidade mecânica apresentada pela estrutura. No entanto, em uma condição de carregamento reverso, algumas discordâncias podem mover-se por distâncias consideráveis sob a ação de pequenas tensões cisalhantes porque as barreiras que se encontram atrás das mesmas não são tão fortes e nem se encontram tão próximas se comparadas com as barreiras imediatamente à sua frente.

Para quantificar o efeito *Bauschinger* são utilizados certos parâmetros baseados nas curvas tensão-deformação. Como definido por Moan e Embury (1979), o parâmetro tensão de Bauschinger -  $\beta_\sigma$  (Equação 3.3) representa a fração de encruamento total que surge em função da tensão reversa.

$$\beta_\sigma = \frac{\sigma_b}{\text{encruamento total}} = \frac{\sigma_f - |\sigma_r|}{2\sigma_f} \quad (3.3)$$

onde  $\sigma_b$  representa a tensão reversa,  $\sigma_f$  a tensão de fluxo máxima na direção original de carregamento e  $\sigma_r$  representa o limite de escoamento no carregamento reverso. Quanto menor for  $\beta_\sigma$  menor será o efeito *Bauschinger*.

Segundo Dieter (1981), o efeito *Bauschinger* pode ter notáveis consequências na conformação de materiais metálicos, resultando em um amaciamento quando metais trabalhados a frio de maneira intensa são submetidos a cargas de sinais opostos.

### 3.2.3 Variáveis do encruamento

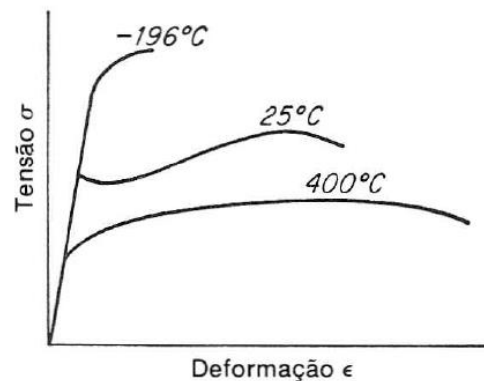
Vários são os fatores envolvidos no encruamento de um material devido à complexidade deste processo, dentre os quais podem ser citados: temperatura de trabalho, taxa e trajetória de

deformação. A seguir são descritos os efeitos de cada uma dessas variáveis no comportamento mecânico do aço.

- Temperatura de trabalho

A deformação plástica em metais é fortemente influenciada por processos termicamente ativados. Estes processos são controlados por difusão atômica e originam uma forte recuperação dinâmica das subestruturas de discordâncias além de promover o fenômeno da recristalização. Dessa forma, os efeitos de encruamento em materiais submetidos a elevadas temperaturas são revertidos, a tensão de fluxo será reduzida o que acarretará na redução da resistência mecânica e no aumento da ductilidade do material (POLLOCK, 2007). A mudança nas propriedades mecânicas em função da temperatura de trabalho do material está apresentada na figura 3.7.

**Figura 3.7 - Representação esquemática da mudança das curvas tensão-deformação de aço doce em função da temperatura.**



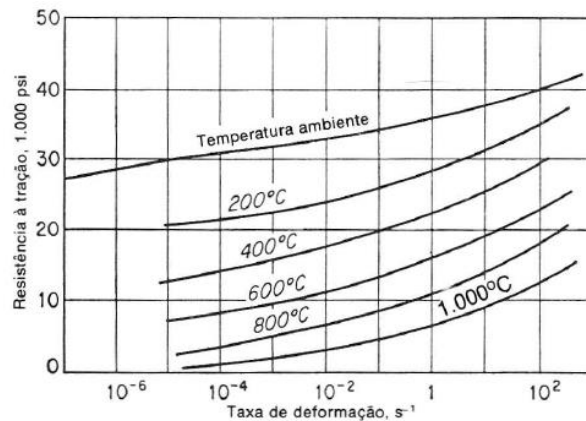
Fonte: DIETER, 1981.

- Taxa de deformação

Outra variável que influencia na tensão de escoamento do material é a taxa de deformação. Segundo Dieter (1981), para uma mesma temperatura, o aumento na taxa de deformação favorece o aumento da resistência à tração do material, como mostrado na figura 3.8. Também é possível perceber, de acordo com esta figura, que a taxa de deformação apresenta sensibilidade à variação de temperatura de forma que em

temperaturas de trabalho mais elevadas a dependência entre taxa de deformação e resistência à tração é maior. Dessa maneira, observa-se que a taxa de deformação apresenta influência contrária no encruamento se comparada ao aumento de temperatura descrito anteriormente.

**Figura 3.8 - Variação da resistência à tração do cobre em função da taxa de deformação em diferentes temperaturas.**



Fonte: DIETER, 1981.

De forma geral associa-se o fenômeno de encruamento ao aumento contínuo da tensão necessária para promover a deformação plástica do material à medida que essa deformação é conduzida. No entanto, não é sempre que se verifica essa condição de encruamento progressivo durante o processamento do material. Dependendo do modo de deformação as características mecânicas apresentarão variações. Esta terceira variável (trajetória de deformação), será descrita detalhadamente a seguir a partir de situações específicas de deformação que afetam o comportamento mecânico do material.

### 3.3 Trajetória de Deformação versus Comportamento Mecânico

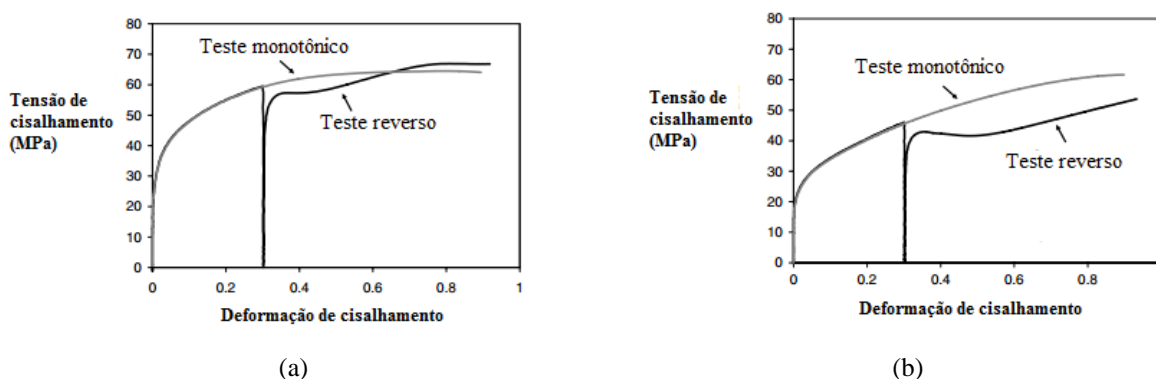
Trajetoira de deformação pode ser definida como a combinação de diferentes modos de carregamento utilizados com o objetivo de deformar plasticamente um material (LOPES, 2009).

Quando a trajetória de deformação é modificada durante a deformação plástica de metais o comportamento de escoamento destes materiais diverge do comportamento típico apresentado na deformação monotônica (VIEIRA *et al*, 1990). Este fato é responsável por estabelecer uma relação de dependência entre comportamento mecânico e trajetória de deformação, sendo que

essa relação deve-se à ocorrência de rápidas mudanças na densidade e no arranjo de discordâncias intergranulares assim como na textura cristalográfica de acordo com o modo de deformação (GARDEY *et al*, 2005).

A seguir serão descritos três exemplos nos quais os efeitos da trajetória de deformação podem ser observados. O primeiro apresenta um caminho de deformação com esforços sequenciais de mesma natureza (cisalhamento), porém com diferentes direções ou sentidos. A figura 3.9 compara testes de cisalhamento direto e reverso realizado em uma amostra de alumínio (AA 1050) para duas orientações de cisalhamento em relação à direção de laminação (DL). Para facilitar a comparação, o valor absoluto de tensão é plotado no gráfico em função da deformação de cisalhamento acumulada.

**Figura 3.9 - Teste de cisalhamento direto e reverso realizado na amostra de alumínio AA1050.**



(a) ao longo da DL; (b)  $45^\circ$  em relação à DL.

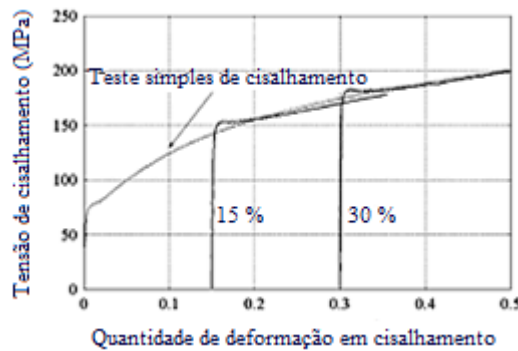
Fonte: RAUCH, 2007. (Adaptada).

Após a realização dos ensaios foi possível observar que durante o cisalhamento reverso a amostra cisalhada ao longo da DL exibiu uma diminuição na taxa de encruamento enquanto que a amostra cisalhada a  $45^\circ$  em relação à DL exibiu uma taxa negativa de encruamento. Para a amostra cisalhada ao longo da DL, à medida que a deformação aumenta, a tensão de cisalhamento aumenta novamente de forma a se tornar maior do que a tensão no carregamento monotônico, ou seja, para elevados níveis de deformações acumuladas, a resistência da amostra carregada na direção reversa excede a resistência da amostra deformada monotonicamente para cisalhamento ao longo de DL (RAUCH, 2007).



O segundo exemplo apresenta outra trajetória de deformação com esforços sequenciais de mesma natureza, mas com diferentes direções e diferentes pré-deformações, mostrada na figura 3.10. Esta figura mostra o comportamento do aço FeP06 cisalhado a  $45^\circ$  em relação à direção de laminação após cisalhamento simples ao longo da direção de laminação em diferentes quantidades de deformação em cisalhamento (15% e 30%).

**Figura 3.10 - Mudança ortogonal na trajetória de deformação do aço FeP06.**

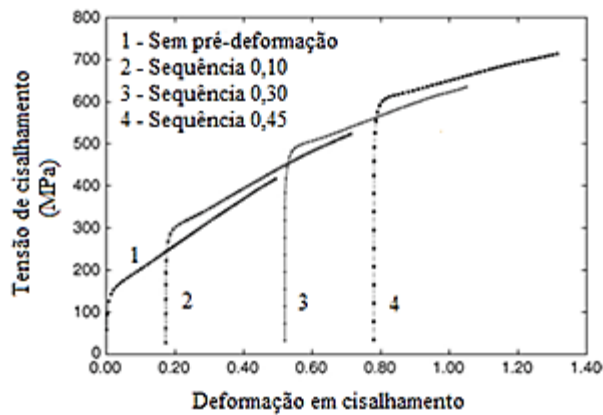


Fonte: BOUVIER *et al*, 2006. (Adaptada).

Neste caso, alguns sistemas de deslizamento ativados durante a pré-deformação se tornam latentes e novos sistemas são ativados. O aumento na tensão de fluxo no início do segundo estágio de deformação permite concluir que as estruturas de discordâncias que surgem devido à pré-deformação agem como obstáculos para o deslizamento desses novos sistemas ativados (BOUVIER *et al*, 2006).

Por último, o terceiro exemplo apresenta um caminho de deformação representando agora esforços sequenciais de naturezas distintas, mostrado na figura 3.11. Esta figura mostra o comportamento do aço inoxidável austenítico AISI 304 pré-deformado em tração para valores de 0,1; 0,3 e 0,45 de deformação efetiva, posteriormente descarregado e cisalhado monotonicamente na direção de laminação. Neste caso os valores de pré-deformação em tração foram convertidos em deformação em cisalhamento através do critério de Von Mises.

**Figura 3.11 - Teste de cisalhamento realizado ao longo da direção de laminação após 0,1; 0,3 e 0,45 de pré-deformação em tração.**



Fonte: GALLÉE, 2007. (Adaptada).

Assim como no exemplo anterior, o surgimento de discordâncias devido à pré-deformação em tração é responsável pelo aumento da tensão necessária para iniciar a deformação plástica no material, sendo que este aumento da tensão é proporcional à quantidade de pré-deformação realizada no material.

É importante ressaltar que a ocorrência destas variações no comportamento mecânico é também influenciada pelos materiais empregados, pelas taxas de deformação utilizadas nos ensaios, pela temperatura, dentre outros fatores, que podem ser responsáveis pela alteração das características microestruturais dos materiais, assim como ocorre na aplicação de diferentes trajetórias de deformação.

## 4 MATERIAS E MÉTODOS

### 4.1 Descrição do trabalho

Neste trabalho foram analisados os efeitos da trajetória de deformação no comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico AISI 304. Para isso, foram avaliadas as influências das condições adotadas para o modo de deformação plástica com uso da técnica de cisalhamento: cisalhamento direto e cisalhamento direto/cisalhamento reverso (trajetória tipo Bauschinger) e a mudança da taxa de deformação ( $0,001s^{-1}$  e  $0,1s^{-1}$ ). Todas as amostras foram processadas em temperatura ambiente. A tabela 4.1 apresenta as condições adotadas para a deformação plástica.

**Tabela 4.1 - Condições adotadas para a deformação plástica.**

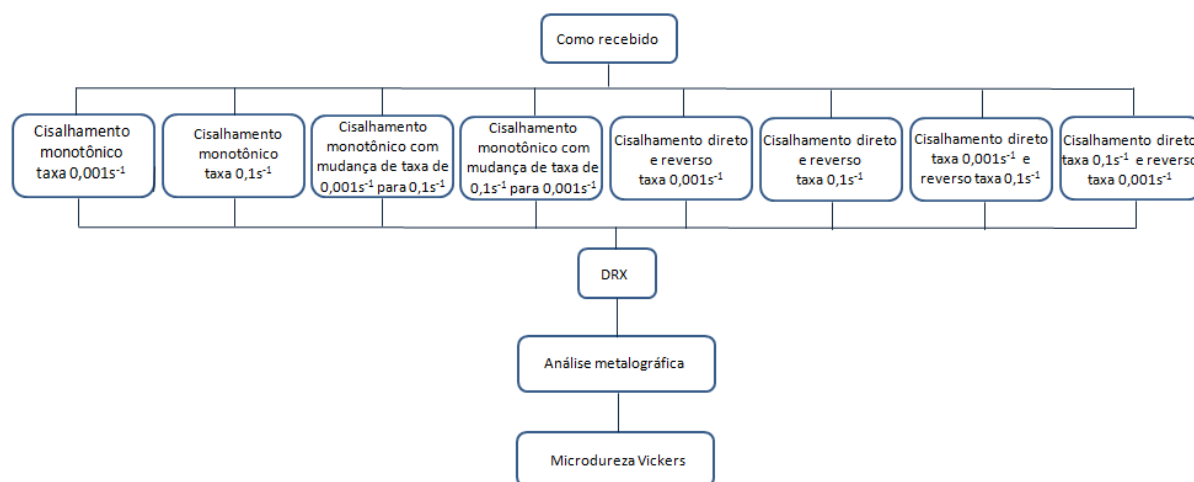
Condição	Processamento
1	Cisalhamento monotônico sob taxa de deformação de $0,001s^{-1}$ até 0,92 de deformação cisalhante
2	Cisalhamento monotônico sob taxa de deformação de $0,1s^{-1}$ até 0,92 de deformação cisalhante
3	Cisalhamento monotônico sob taxa de $0,001s^{-1}$ até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento monotônico sob taxa de $0,1s^{-1}$ até 0,92 de deformação cisalhante
4	Cisalhamento monotônico sob taxa de $0,1s^{-1}$ até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento monotônico sob taxa de $0,001s^{-1}$ até 0,92 de deformação cisalhante
5	Cisalhamento direto sob taxa de $0,001s^{-1}$ até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento reverso sob taxa de $0,001s^{-1}$ até 0 de deformação cisalhante
6	Cisalhamento direto sob taxa de $0,1s^{-1}$ até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento reverso sob taxa de $0,1s^{-1}$ até 0 de deformação cisalhante
7	Cisalhamento direto sob taxa de $0,001s^{-1}$ até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento reverso sob taxa de $0,1s^{-1}$ até 0 de deformação cisalhante

8	Cisalhamento direto sob taxa de $0,1s^{-1}$ até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento reverso sob taxa de $0,001s^{-1}$ até 0 de deformação cisalhante
---	--

Fonte: Próprio autor.

A figura 4.1 apresenta o fluxograma do procedimento experimental adotado neste trabalho.

**Figura 4.1- Procedimento experimental adotado no trabalho**



Fonte: Próprio autor.

## 4.2 Material

O material utilizado neste estudo foi o aço inoxidável austenítico AISI 304 na forma de chapas laminadas a frio, cortadas na direção de laminação (DL) e com espessura inicial de 1mm. A composição química deste material está descrita na tabela 4.2.

**Tabela 4.2 - Composição química AISI 304 (% em peso).**

Elemento	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	P	S
%	0,0355	18,0898	8,0384	1,0248	0,356	0,0377	0,0383	0,0015

Fonte: APERAM, 2015.

## 4.3 Ensaio de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram realizados com uso de dispositivo montado na máquina de ensaios universais INSTRON modelo 5582 com sistema de aquisição de dados *Blue Hill 2* e

extensômetro eletrônico INSTRON modelo 2630-100 com 50 mm de abertura máxima. A figura 4.2 mostra esse dispositivo acoplado à máquina de ensaios.

**Figura 4.2 - Dispositivo para ensaio de cisalhamento acoplado à máquina de ensaios universais Instron 5582.**



Fonte: LOPES, 2009.

As velocidades de deslocamento do equipamento nos ensaios foram de 0,3864 mm/min e 38,64 mm/min, resultando em taxas de deformação de 0,001 s<sup>-1</sup> e 0,1 s<sup>-1</sup> respectivamente.

Para a construção das curvas tensão cisalhante *versus* deformação cisalhante foi necessário calcular os valores de tensão e deformação cisalhantes a partir das equações 4.1 e 4.2.

$$\tau = \frac{F}{A} \quad (4.1)$$

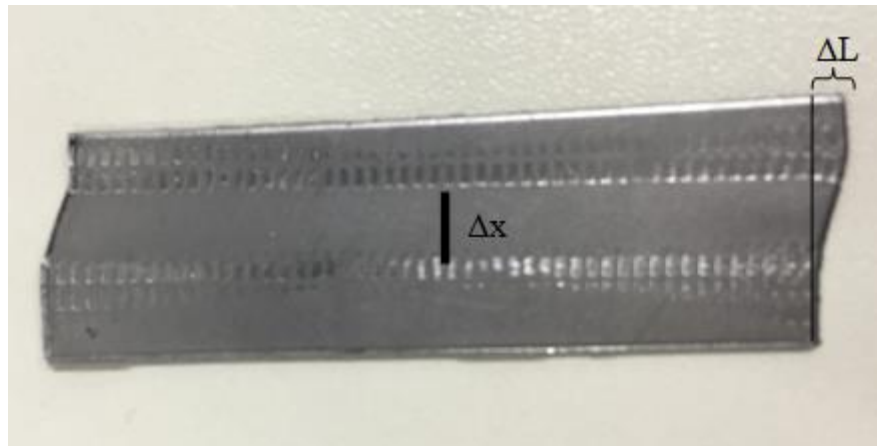
onde  $\tau$  representa a tensão cisalhante,  $F$  a força aplicada no corpo de prova e  $A$  a área na qual a força foi aplicada.

$$\gamma = \frac{\Delta L}{\Delta X} \quad (4.2)$$

onde  $\gamma$  representa a deformação cisalhante,  $\Delta L$  o alongamento e  $\Delta x$  a largura efetiva submetida ao cisalhamento ( $\Delta x = 3,5$  mm).

A figura 4.3 ilustra os parâmetros  $\Delta L$  e  $\Delta x$  no corpo de prova cisalhado.

**Figura 4.3 - Corpo de prova cisalhado.**



Fonte: Próprio autor.

O estudo da sensibilidade da tensão à mudança da taxa de deformação com uso da técnica de cisalhamento foi feito a partir do cálculo do coeficiente de sensibilidade da tensão à mudança da taxa de deformação de acordo com o apresentado pela equação 4.3 (DAGNESE, 2012).

$$\sigma = C(\dot{\varepsilon})^m \quad (4.3)$$

Onde  $C$  é o coeficiente de encruamento e  $m$  é definido como o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação, ou seja, o quanto a tensão varia quando ocorre uma mudança de taxa durante o ensaio. Este coeficiente pode ser obtido a partir da inclinação da curva  $\log \sigma - \log \dot{\varepsilon}$  ou de uma maneira mais prática a partir de um teste de variação de taxa.

Neste trabalho foram feitos ensaios de cisalhamento inicialmente com uma determinada taxa  $\dot{\varepsilon}_1$  até uma tensão de escoamento,  $\sigma_1$ , e então a taxa de deformação foi modificada para uma taxa  $\dot{\varepsilon}_2$ . A sensibilidade da tensão à mudança da taxa de deformação, considerando constantes a quantidade de deformação e a temperatura, pode ser expressa pela equação 4.4.

$$m = \frac{\log\left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1}\right)}{\log\left(\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1}\right)} \quad (4.4)$$

De acordo com a equação (4.4), se forem substituídos os valores correspondentes às taxas de  $0,001s^{-1}$ ,  $0,1s^{-1}$  e suas respectivas tensões de escoamento é possível verificar a condição que fornece maior coeficiente  $m$ .

Segundo Dieter (1981), a tensão limite de escoamento pela definição usual é determinada pela tensão correspondente à interseção da curva tensão-deformação com uma linha paralela à porção elástica da curva, deslocada de uma deformação de 0,002. Como os gráficos representados neste trabalho são de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante foram utilizadas as equações 4.5 e 4.6 para converter as curvas de tensão-deformação cisalhante em curvas de tensão-deformação convencional, como descrito na técnica usual do ensaio de tração.

$$e_1 = 1,84 \ln (1,002) \quad (4.5)$$

$$e_2 = 1,84 \ln (1,002) + 0,46 \quad (4.6)$$

onde  $e_1$  e  $e_2$  representam o valor de deformação.

#### 4.4 Difração de raios – X

A técnica de difração de raios-X foi aplicada ao presente estudo para investigar a possível transformação de fases durante o processamento mecânico aplicado ao aço AISI 304.

Neste caso, fez-se uso do difratômetro Shimadzu<sup>®</sup> XDR – 7000, com alvo metálico de cobre (figura 4.4). O equipamento foi configurado para realizar leituras em ângulo de varredura compreendido entre 40° e 100°, com um passo de 0,02°/s<sup>-1</sup> (velocidade de varredura de 2° por minuto).

O estudo da transformação de fases no aço foi realizado em amostras processadas nas oito condições descritas anteriormente. Após a obtenção dos espectros de difração foi necessária comparação dos respectivos difratogramas com padrões de difração para a determinação das fases presentes. A estimativa da quantidade relativa dessas fases foi possível a partir do cálculo das áreas dos picos realizada pelo software *Origin Pro 9*.

**Figura 4.4 - Difratorômetro Shimadzu® XDR – 7000.**



Fonte: Próprio autor.

#### **4.5 Análise microestrutural**

A análise microestrutural teve como objetivo observar a estrutura típica do aço austenítico AISI 304 após deformação, a morfologia e distribuição das martensitas induzidas durante o ensaio de cisalhamento.

Inicialmente, as amostras cortadas foram submetidas ao processo de decapagem química com ácido clorídrico, com o objetivo de eliminar os possíveis efeitos do corte das chapas que poderia induzir a transformação de fases no material. Estas amostras foram imersas no reagente durante o período de trinta minutos e, em seguida, foram lavadas em água corrente.

Após decapagem, as amostras do aço inoxidável foram embutidas a frio com uso de resina acrílica auto-polimerizante, gerando corpos de prova metalográficos onde a superfície de observação correspondeu à seção longitudinal da chapa.

Os corpos de prova foram lixados nas lixas de 400 e 600 *mesh*. Em seguida, foram polidos utilizando pasta de diamante de granulometria igual a 9 $\mu$ m e 3 $\mu$ m, sendo utilizado o álcool etílico absoluto como lubrificante no polimento. Para a revelação da microestrutura do material, as amostras foram imersas no reagente químico Água Régia (15mL de ácido clorídrico PA e 5 mL de ácido nítrico). A observação das fases presentes foi feita mediante o uso do microscópio óptico *Kontrol*.



#### 4.6 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado com o objetivo de avaliar a influência da transformação martensítica decorrente das condições de deformação plástica aplicadas ao aço AISI 304 no comportamento mecânico desse material.

O ensaio baseia-se na relação entre a força aplicada pelo indentador e a marca de impressão deixada pelo mesmo. No caso da microdureza Vickers o indentador utilizado é uma pirâmide quadrangular e a área de impressão é calculada a partir da média das diagonais de indentação.

A superfície a ser testada requer um bom acabamento metalográfico de forma que sejam excluídas das medições efeito de óxidos e sujeiras adsorvidos no material.

Para a realização deste ensaio, fez-se uso do microdurômetro Shimadzu<sup>®</sup> HMV, ilustrado na figura 4.5. Foram realizadas doze medições ao longo do comprimento de cada corpo de prova e o resultado obtido consistiu na média aritmética de dez desses valores de medição, pois foram excluídos os valores extremos. Este procedimento foi adotado com o objetivo de se obter maior confiabilidade nos resultados. A carga aplicada foi de 0,3 Kgf e o tempo de indentação foi de 15 segundos.

**Figura 4.5 - Microdurômetro Shimadzu<sup>®</sup> HMV.**



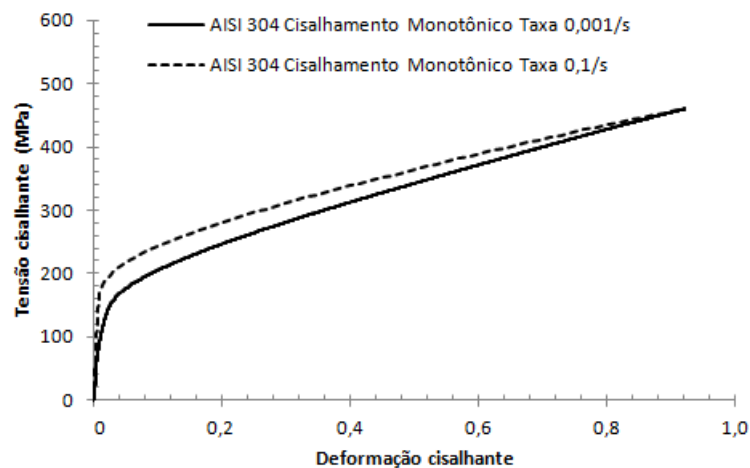
Fonte: Próprio autor.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Ensaio de cisalhamento

A figura 5.1 apresenta as curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante do aço AISI 304 submetido ao carregamento monotônico sob diferentes taxas de deformação ( $0,001 \text{ s}^{-1}$  e  $0,1 \text{ s}^{-1}$ ), conforme condições 1 e 2 adotadas para a deformação plástica.

**Figura 5.1 - Comportamento do aço AISI 304 cisalhado monotonicamente sob taxas de deformação de  $0,001\text{s}^{-1}$  e  $0,1\text{s}^{-1}$  até 0,92 de deformação cisalhante.**



Fonte: Próprio autor.

Pode-se observar, conforme esperado, que o material submetido ao cisalhamento sob maior taxa de deformação, apresentou maior tensão cisalhante, para uma mesma deformação cisalhante. Segundo Dieter (1981), a taxa de deformação cisalhante ( $\dot{\gamma}$ ) é expressa conforme a equação 5.1 a seguir:

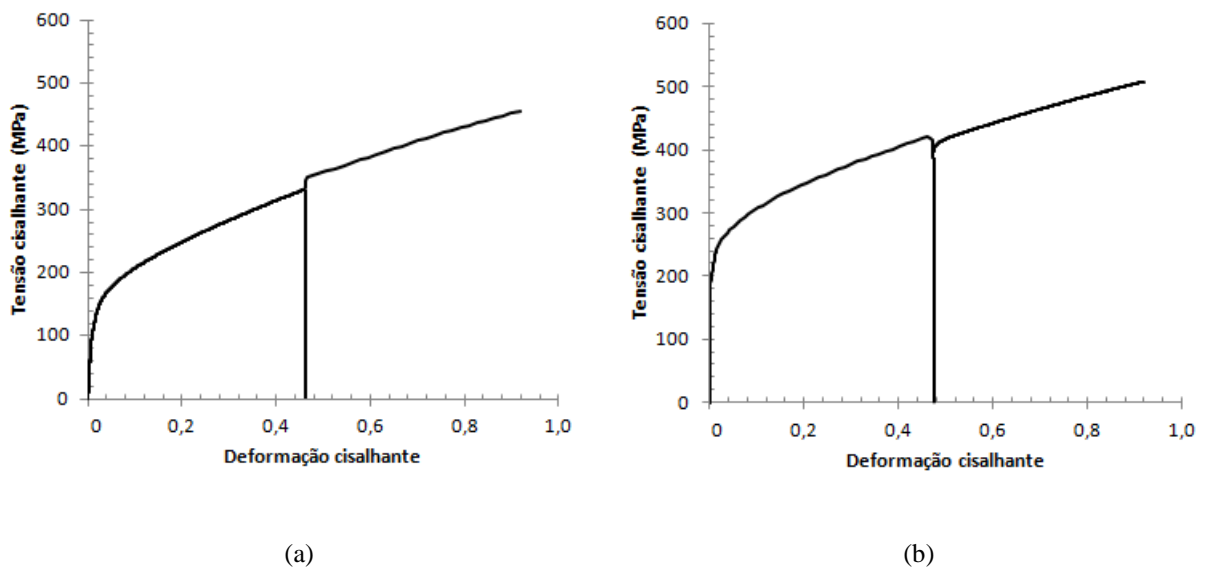
$$\dot{\gamma} = b\rho\bar{v} \quad (5.1)$$

onde  $b$  representa o degrau produzido pela discordância na superfície do material,  $\rho$  a densidade de discordâncias no cristal e  $\bar{v}$  a velocidade média dessas discordâncias. Pode-se verificar que a taxa de deformação é diretamente proporcional à densidade de discordâncias, de modo que quanto maior for essa densidade, maior será a resistência à movimentação das discordâncias e a distorção da rede cristalina, sendo necessária a aplicação de maior tensão

para produzir deformação no material. No entanto, o endurecimento deste aço pode não estar relacionado unicamente ao mecanismo de deslizamento de planos atômicos, mas também à transformação martensítica induzida por deformação plástica. A martensita  $\alpha'$  sofre nucleação preferencialmente nas interseções das bandas de cisalhamento; o aumento da taxa de deformação favorece o aumento da formação dessas bandas e, como consequência, propicia mais sítios de nucleação martensítica. Dessa forma, a quantidade de martensita formada tende a aumentar com o aumento da taxa de deformação. (HECKER *et al*, 1982).

A figura 5.2 apresenta as curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para as amostras submetidas ao carregamento monotônico com mudança de taxa de deformação, conforme condições 3 e 4 adotadas para a deformação plástica.

**Figura 5.2 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o carregamento monotônico com mudança de taxa do aço AISI 304.**



(a): Cisalhamento monotônico sob taxa de  $0,001s^{-1}$  até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento monotônico sob taxa de  $0,1s^{-1}$  até 0,92 de deformação cisalhante; (b): Cisalhamento monotônico sob taxa de  $0,1s^{-1}$  até 0,46 de deformação cisalhante seguido de cisalhamento monotônico sob taxa de  $0,001s^{-1}$  até 0,92 de deformação cisalhante.

Fonte: Próprio autor.

A taxa na qual a deformação é aplicada em um corpo de prova exerce importante influência sobre a curva tensão – deformação, como visto anteriormente. Segundo Dagnese (2012), um aumento na taxa de deformação provoca um aumento na tensão de escoamento do material, e a dependência dessas variáveis foi expressa na equação 4.3.

Considerando a figura 5.2 (a), tem-se que  $\dot{\epsilon}_1 = 0,001s^{-1}$ ,  $\dot{\epsilon}_2 = 0,1s^{-1}$ ,  $\sigma_1 = 140$  MPa e  $\sigma_2 = 380$  MPa. Portanto:

$$m = \frac{\log\left(\frac{380}{140}\right)}{\log\left(\frac{0,1}{0,001}\right)}$$

$$m = 0,217$$

Considerando a figura 5.2 (b), tem-se que  $\dot{\epsilon}_1 = 0,1s^{-1}$ ,  $\dot{\epsilon}_2 = 0,001s^{-1}$ ,  $\sigma_1 = 220$  MPa e  $\sigma_2 = 440$  MPa. Portanto:

$$m = \frac{\log\left(\frac{440}{220}\right)}{\log\left(\frac{0,001}{0,1}\right)}$$

$$m = -0,150$$

A partir dos cálculos pode-se verificar que a condição de ensaio iniciada com a menor taxa de deformação apresentou maior coeficiente  $m$ , ou seja, a tensão (comportamento mecânico) do aço AISI 304 ficou mais sensível à mudança da taxa de deformação quando a mesma aconteceu do menor valor de taxa de deformação ( $0,001s^{-1}$ ) para o maior valor de taxa de deformação ( $0,1s^{-1}$ ).

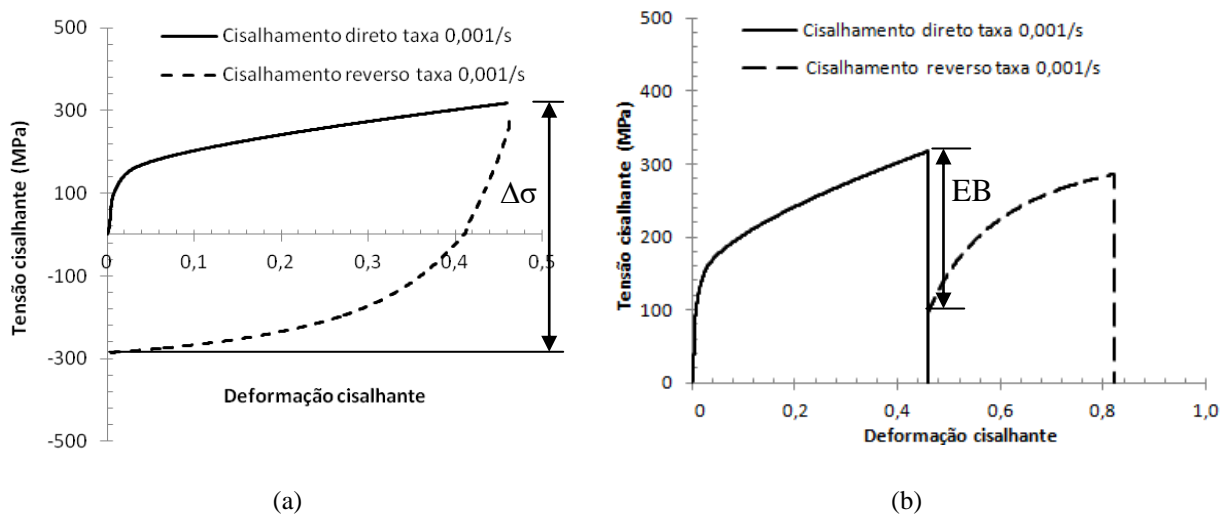
As figuras 5.3 a 5.6 apresentam as curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para as amostras submetidas ao carregamento cíclico, conforme condições de 5 a 8 adotadas para a deformação plástica, descritas a seguir.

- Condição 5 – Cisalhamento direto e reverso sob taxa de deformação de  $0,001s^{-1}$ ;
- Condição 6 – Cisalhamento direto e reverso sob taxa de deformação de  $0,1s^{-1}$ ;
- Condição 7 – Cisalhamento direto sob taxa de deformação de  $0,001s^{-1}$  e cisalhamento reverso sob taxa de deformação de  $0,1s^{-1}$ ;
- Condição 8 - Cisalhamento direto sob taxa de deformação de  $0,1s^{-1}$  e cisalhamento reverso sob taxa de deformação de  $0,001s^{-1}$ .

Nas figuras de 5.3 a 5.6, a curva típica de cisalhamento cíclico (a) apresenta o parâmetro  $\Delta\sigma$  utilizado para identificar, de modo indireto, a ocorrência do chamado encruamento anisotrópico, ou seja, o endurecimento provocado pela mesma quantidade de deformação plástica em cisalhamento ocasionou endurecimento diferenciado em função do modo de deformação (cisalhamento direto e cisalhamento reverso).

A curva rebatida (b), assim chamada devido ao rebatimento da curva de cisalhamento reverso no quadrante positivo de tensão cisalhante, apresenta o parâmetro EB (Efeito *Bauschinger*) utilizado para definir o amaciamento sofrido pelo material decorrente do Efeito *Bauschinger*.

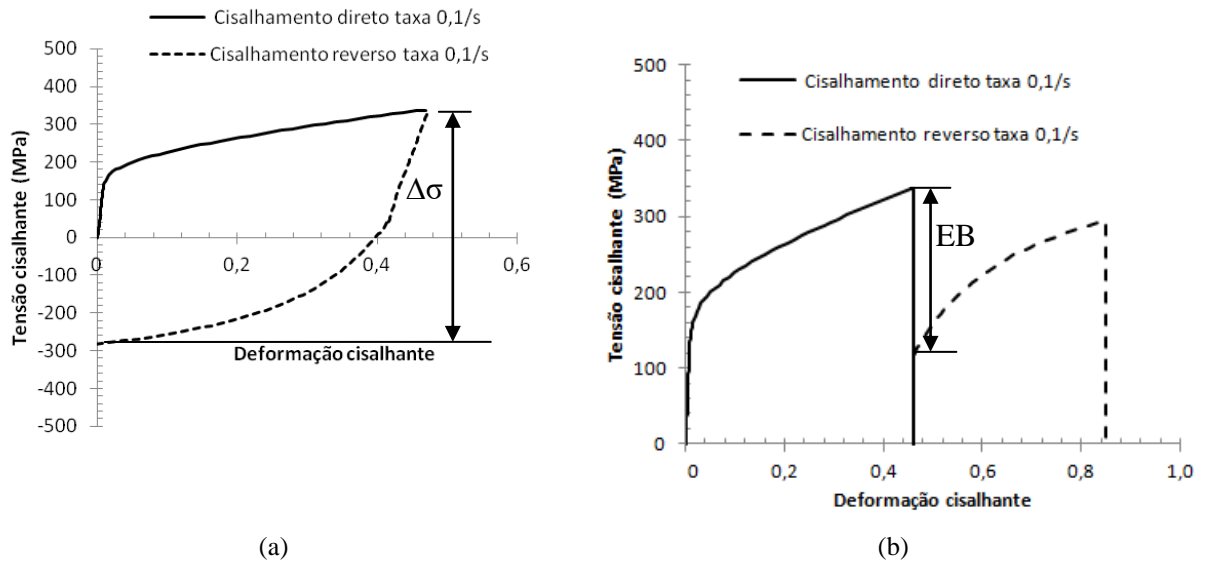
**Figura 5.3 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 5 de processamento.**



(a): Curva típica; (b): curva rebatida

Fonte: Próprio autor.

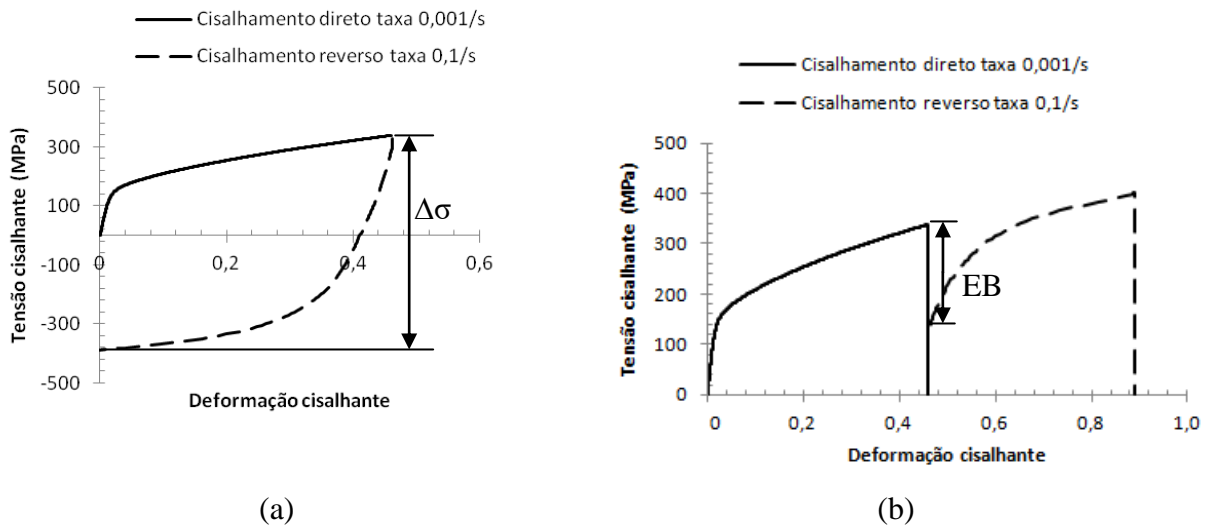
**Figura 5.4 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 6 de processamento.**



(a): Curva típica; (b): curva rebatida

Fonte: Próprio autor.

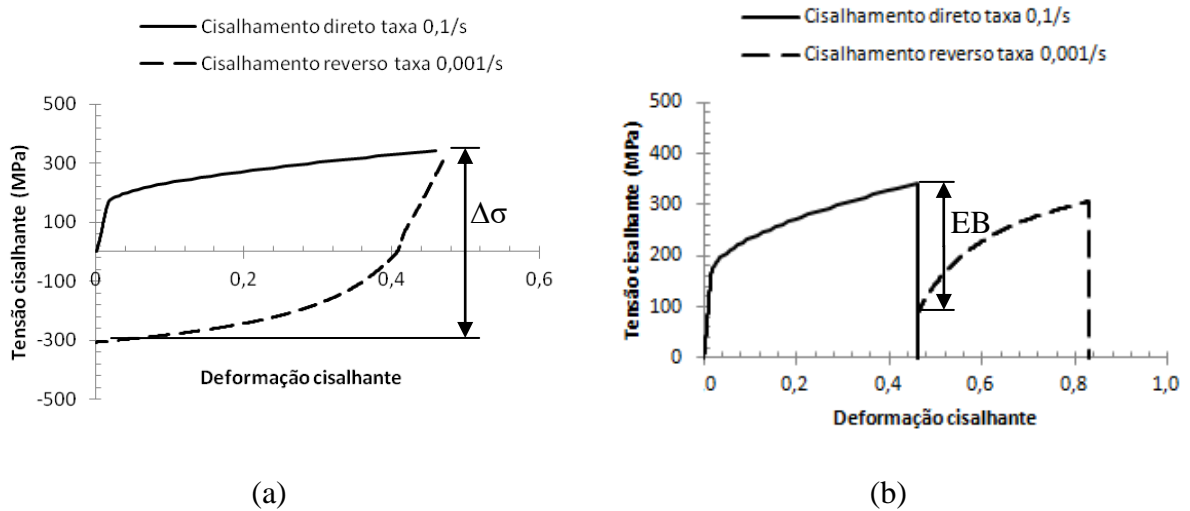
**Figura 5.5 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 7 de processamento.**



(a): Curva típica; (b): curva rebatida

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.6 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 304 submetido à condição 8 de processamento.**



(a): Curva típica; (b): curva rebatida

Fonte: Próprio autor.

A partir da análise das Figuras 5.3 a 5.6 (a) foi possível perceber, mesmo que de modo indireto, a ocorrência de encruamento anisotrópico no material em todas as condições decorrente da mudança do modo de deformação plástica. Isto porque houve uma variação da tensão de fluxo representada pelo  $\Delta\sigma$ , diferença entre o último valor de tensão no cisalhamento direto e o módulo do último valor de tensão no cisalhamento reverso. Nas condições 5, 6 e 8 houve uma diminuição da tensão de fluxo no carregamento reverso enquanto que na condição 7 houve um aumento dessa tensão no carregamento reverso, resultando em um  $\Delta\sigma$  negativo, como indicado na tabela 5.1.

A partir da análise das Figuras 5.3 a 5.6 (b) foi possível perceber que o material sofreu um amaciamento sob deformação cíclica, pois o valor de tensão cisalhante no início do recarregamento em cisalhamento reverso é menor do que o valor de tensão de fluxo no cisalhamento direto em todas as condições. Este amaciamento, decorrente do efeito *Bauschinger* (EB), está relacionado à inversão do modo de deformação plástica e à provável alteração da subestrutura das linhas de discordâncias desenvolvidas durante a pré-deformação em cisalhamento direto e reverso.

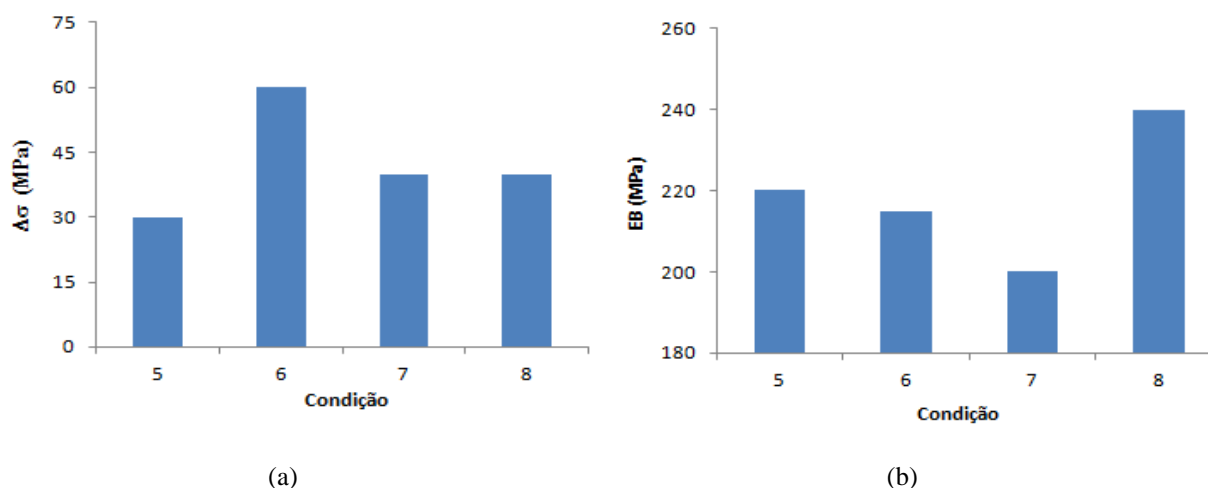
A quantificação dos valores de  $\Delta\sigma$  e EB estão descritos na tabela 5.1.

**Tabela 5.1 - Valores de  $\Delta\sigma$  e EB para as condições de processamento.**

Condição	$\Delta\sigma$ (MPa)	EB (MPa)
5	30	220
6	60	215
7	-40	200
8	40	240

Fonte: Próprio autor.

A Figura 5.7 apresenta os valores de  $\Delta\sigma$  e de EB em forma gráfica para facilitar a comparação dos resultados obtidos.

**Figura 5.7 - Valores de  $\Delta\sigma$  e EB em função das condições de processamento.**

(a):  $\Delta\sigma$ ; (b): EB

Fonte: Próprio autor.

A partir da Figura 5.7 (a) é possível verificar que a condição 6 apresentou maior  $\Delta\sigma$ , ou seja, apresentou um maior encruamento anisotrópico. Este fato sugere uma maior mudança do encruamento nesta condição.

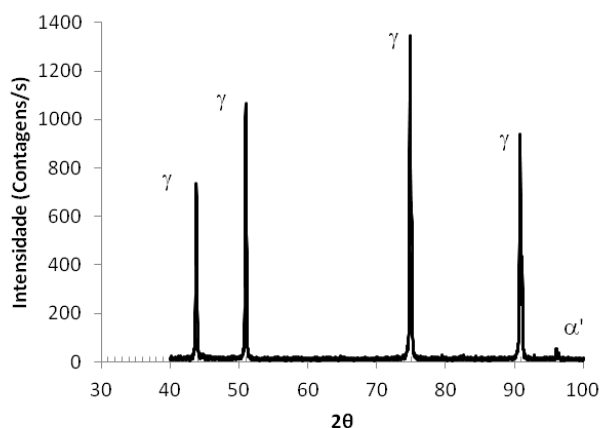
A partir da Figura 5.7 (b) é possível verificar que a condição 8 apresentou maior EB, o que significa dizer que nesta condição o material sofreu maior amaciamento.



## 5.2 Difração de raios – X

Os resultados da difração de raios – X das amostras do aço AISI 304 são apresentados nos difratogramas das figuras 5.8 a 5.12.

**Figura 5.8 - Difratograma aço AISI 304 no estado como recebido.**



Fonte: Próprio autor.

A partir da figura 5.8 foi possível observar que as fases presentes no aço como recebido foram austenita ( $\gamma$ ) e martensita  $\alpha'$ . Como este tipo de aço é susceptível à transformação martensítica induzida por deformação plástica, pode-se sugerir que a presença desta fase deve-se ao processamento mecânico do aço decorrente do seu processo de fabricação.

A tabela 5.2 apresenta a proporção das fases presentes do aço no estado como recebido.

**Tabela 5.2 - Proporção das fases presentes no aço AISI 304 no estado como recebido.**

Condição	Austenita	Martensita $\alpha'$
Como Recebido	98,38%	1,62%

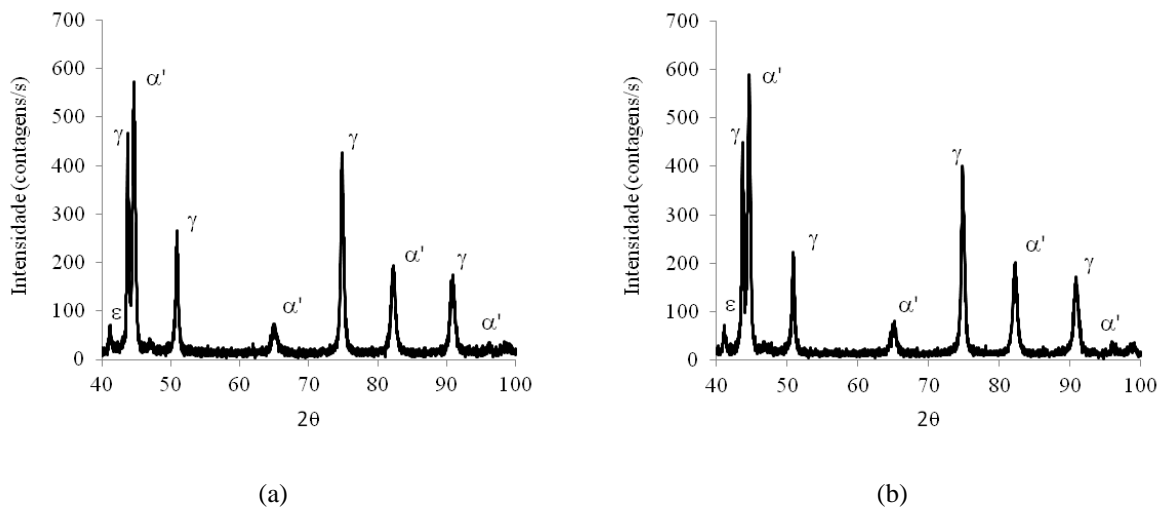
Fonte: Próprio autor.

Em todas as condições de processamento realizadas a seguir, além das fases austenita ( $\gamma$ ) e martensita  $\alpha'$  foram encontradas também martensita  $\epsilon$ . A sequência de transformação da austenita em martensita  $\epsilon$  e  $\alpha'$  é controversa. Estudos como o de Mangonon & Thomas (1970), discutem duas possibilidades a respeito da formação das martensitas. A primeira diz que a martensita  $\epsilon$  se forma primeiramente e a martensita  $\alpha'$  sofre nucleação dentro dessa ou

em interseções de bandas de cisalhamento. A segunda diz que a austenita se transforma diretamente em martensita  $\alpha'$  e a formação de  $\varepsilon$  ocorre devido a uma distorção da rede cristalina causada pela transformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

A figura 5.9 apresenta os difratogramas do aço submetido a carregamento monotônico sob diferentes taxas de deformação.

**Figura 5.9 - Difratograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico.**



Cisalhamento monotônico sob taxa de deformação (a):  $0,001s^{-1}$  (b):  $0,1s^{-1}$ .

Fonte: Próprio autor.

A tabela 5.3 apresenta a proporção das fases presentes nestas condições de processamento.

**Tabela 5.3 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico sob taxas de deformação de  $0,001s^{-1}$  e  $0,1s^{-1}$ .**

Taxa de deformação	Austenita	Martensita $\varepsilon$	Martensita $\alpha'$
$0,001s^{-1}$	52,72%	1,62%	45,67%
$0,1s^{-1}$	52,10%	1,99%	45,91%

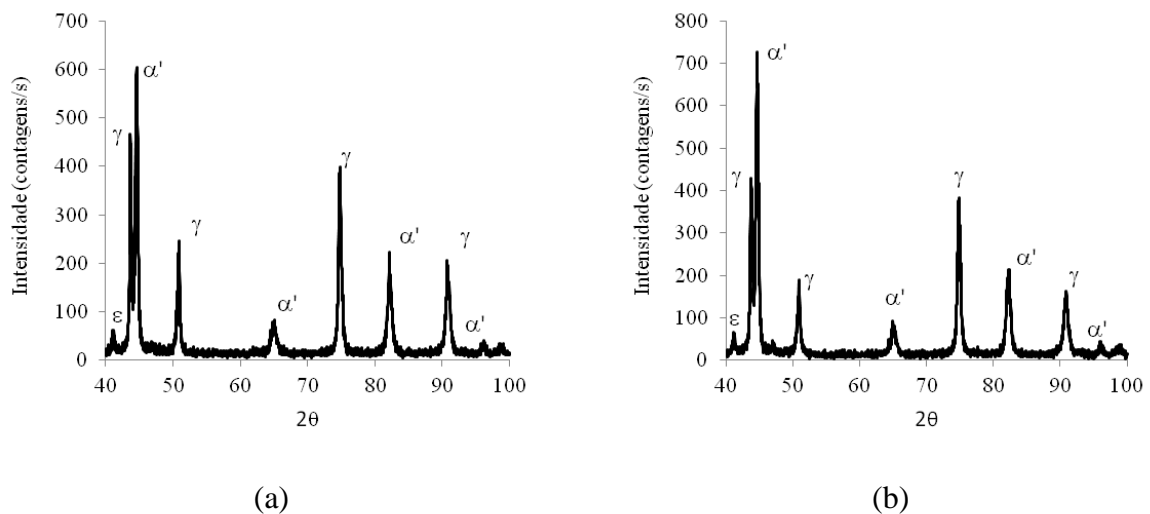
Fonte: Próprio autor.

Observa-se que a alteração promovida na taxa de deformação de  $0,001s^{-1}$  para  $0,1s^{-1}$ , ou seja, um aumento de 100 vezes, não foi suficiente para causar alterações relevantes na proporção de martensita formada durante a deformação plástica do aço austenítico. Dessa forma, o maior aumento na tensão cisalhante do material submetido à taxa de deformação de  $0,1s^{-1}$ , resultado

verificado no ensaio de cisalhamento, foi devido ao maior encruamento sofrido pelo aço nesta condição e não devido à transformação martensítica induzida por deformação.

A figura 5.10 apresenta os difratogramas do aço submetido a carregamento monotônico com mudança na taxa de deformação durante o ensaio.

**Figura 5.10 - Difratograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico com mudança de taxa de deformação.**



Cisalhamento monotônico com mudança de taxa de deformação de (a)  $0,001s^{-1}$  para  $0,1s^{-1}$ ; (b):  $0,1s^{-1}$  para  $0,001s^{-1}$ .

Fonte: Próprio autor.

A tabela 5.4 apresenta a proporção das fases presentes nestas condições.

**Tabela 5.4 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento monotônico com mudança da taxa de deformação.**

Variação da taxa	Austenita	Martensita $\epsilon$	Martensita $\alpha'$
$0,001s^{-1}$ para $0,1s^{-1}$	51,40%	1,81%	46,79%
$0,1s^{-1}$ para $0,001s^{-1}$	48,74%	1,29%	49,97%

Fonte: Próprio autor.

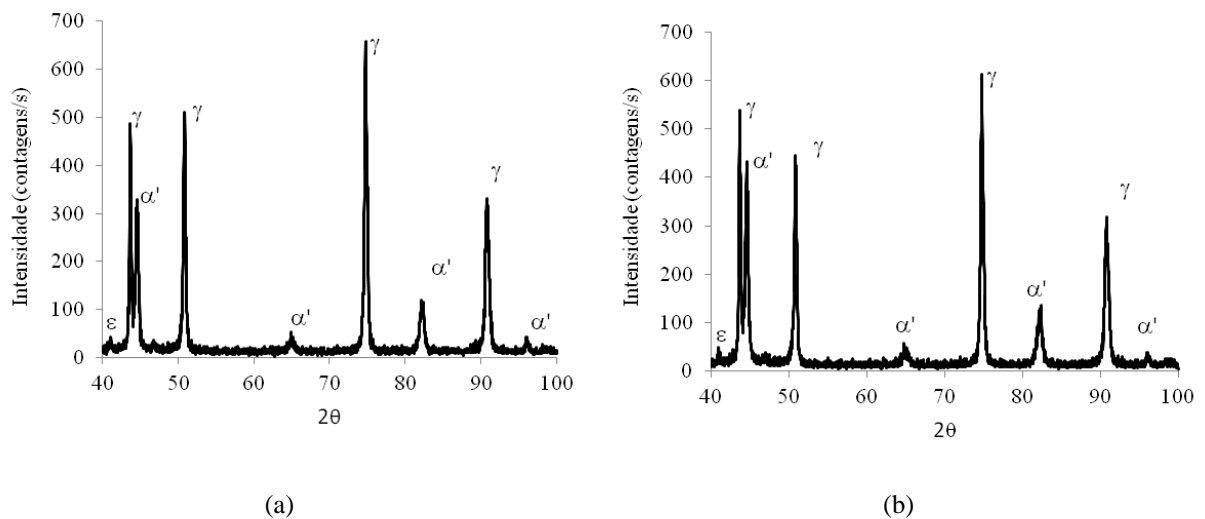
Considerando que a difração de raios – X é uma análise semi–quantitativa, diferenças de até 5% na quantidade de martensita formada, estão dentro da margem de erro da técnica. Dessa forma, é possível observar que novamente não houve uma alteração significativa na proporção

de martensita formada no aço com a mudança da taxa de deformação durante o cisalhamento monotônico tanto da taxa inferior para a superior como na condição inversa.

No trabalho de Hecker *et al* (1982), foram observadas diferenças na quantidade de martensita formada com a alteração na taxa de deformação durante a tração uniaxial do aço austenítico 304. Até cerca de 25% de deformação efetiva, essa alteração promove uma diferença da ordem de 2 a 3 % na fração volumétrica de martensita transformada. A partir de 25% de deformação efetiva os efeitos da taxa de deformação se tornaram mais pronunciados com a magnitude crescendo com a elevação da deformação. Entretanto, é importante mencionar que no trabalho desses autores, a alteração na taxa de deformação foi de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  para  $10^3\text{s}^{-1}$ , ou seja, foi da ordem de  $10^6$ .

A figura 5.11 apresenta os difratogramas do aço submetido a carregamento cíclico sob taxas de deformação de  $0,001\text{s}^{-1}$  e  $0,1\text{s}^{-1}$ .

**Figura 5.11 - Difratograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico sob taxas de deformação de  $0,001\text{s}^{-1}$  e  $0,1\text{s}^{-1}$ .**



Cisalhamento cíclico sob taxa de deformação de (a)  $0,001\text{s}^{-1}$ ; (b)  $0,1\text{s}^{-1}$ .

Fonte: Próprio autor.

A tabela 5.5 apresenta a proporção das fases presentes nestas condições.

Tabela 5.5 - **Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico sob taxas de deformação de  $0,001s^{-1}$  e  $0,1s^{-1}$ .**

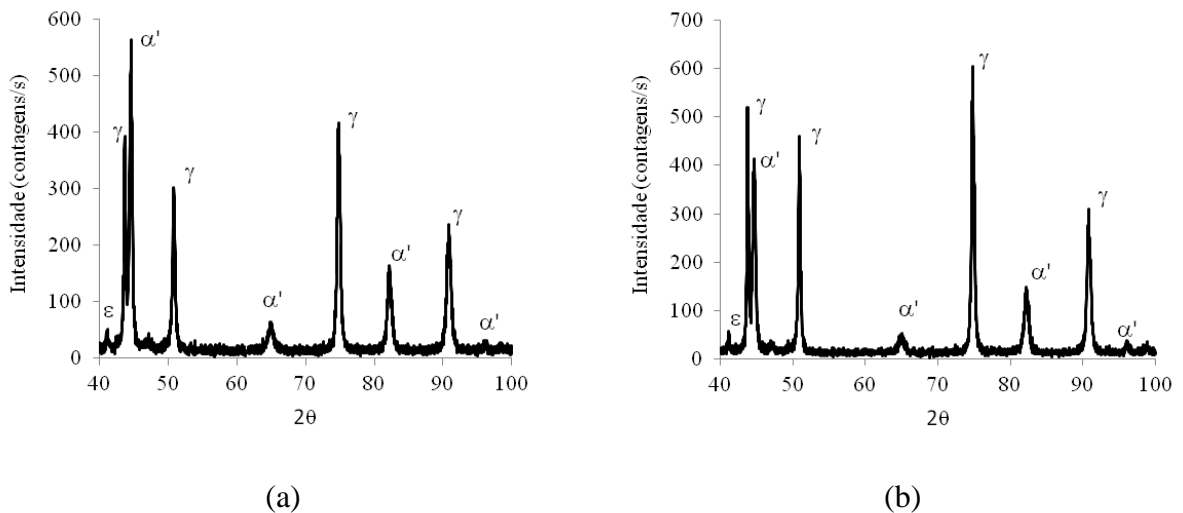
Taxa de deformação	Austenita	Martensita $\epsilon$	Martensita $\alpha'$
$0,001s^{-1}$	73,76%	1,03%	25,25%
$0,1s^{-1}$	68,63%	0,86%	30,50%

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que a alteração da taxa de deformação da ordem de  $10^2$  no cisalhamento cíclico também não foi suficiente para promover significativa mudança na proporção de martensita formada. No entanto, é possível perceber que em cisalhamento monotônico a transformação martensítica ocorre de modo mais acentuado do que em cisalhamento cíclico. Este fato pode estar associado ao amaciamento do aço decorrente do efeito *Bauschinger*.

Resultados similares são verificados na condição de cisalhamento cíclico com mudança de taxa de deformação nos carregamentos direto e reverso, como é mostrado na figura 5.12 e na tabela 5.6.

**Figura 5.12 - Difratoograma do aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico com mudança de taxa de deformação.**



(a) Cisalhamento direto sob taxa de deformação de  $0,001s^{-1}$  e cisalhamento reverso sob taxa de  $0,1s^{-1}$ ; (b) Cisalhamento direto sob taxa de deformação de  $0,1s^{-1}$  e cisalhamento reverso sob taxa de  $0,001s^{-1}$ .

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.6 - Proporções das fases presentes no aço AISI 304 submetido a cisalhamento cíclico com mudança de taxa de deformação.**

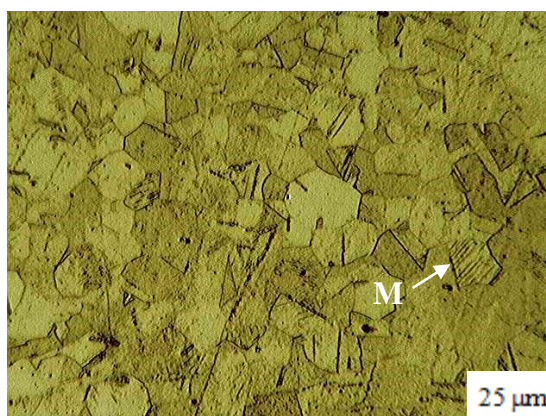
Taxa de deformação	Austenita	Martensita $\epsilon$	Martensita $\alpha'$
direto $0,001s^{-1}$ e reverso $0,1s^{-1}$	59,83%	1,11%	39,06%
direto $0,1s^{-1}$ e reverso $0,001s^{-1}$	63,91%	0,80%	35,28%

Fonte: Próprio autor.

### 5.3 Análise microestrutural

A Figura 5.13 apresenta a microestrutura do aço austenítico no estado como recebido.

**Figura 5.13 - Micrografia do aço AISI 304 como recebido obtida a partir de Microscopia Óptica, reativo Água Régia.**

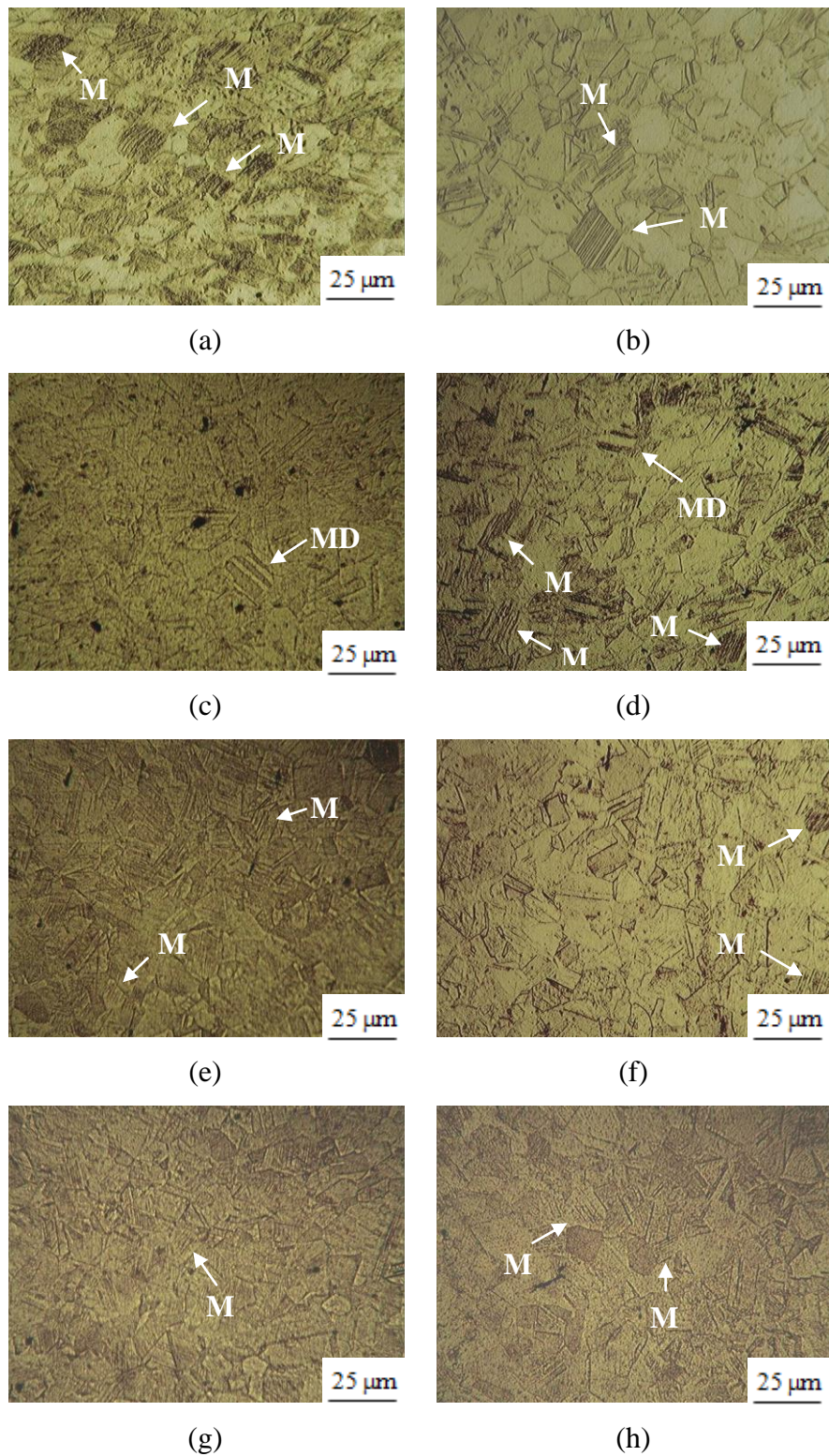


Fonte: Próprio autor.

Observa-se no aço austenítico no estado como recebido a presença da fase martensita (M), indicada pela seta. A presença desta fase pode estar associada não somente ao processamento mecânico do aço, discutido anteriormente, mas também às etapas de lixamento e polimento utilizadas durante a preparação metalográfica.

A Figura 5.14 apresenta as microestruturas do aço AISI 304 nas condições de processamento descritas neste trabalho.

**Figura 5.14 - Micrografias do aço AISI 304 submetido a diferentes condições de processamento obtidas a partir de Microscopia Óptica, reativo Água Régia.**



Cisalhamento monotônico sob taxa: (a)  $0,001s^{-1}$ , (b)  $0,1s^{-1}$ , (c) mudança da menor para a maior taxa, (d) mudança da maior para a menor taxa, Cisalhamento cíclico sob taxa: (e)  $0,001s^{-1}$ , (f)  $0,1s^{-1}$ , (g) direto sob taxa de  $0,001s^{-1}$  e reverso sob taxa de  $0,1s^{-1}$ , (h) direto sob taxa de  $0,1s^{-1}$  e reverso sob taxa de  $0,001s^{-1}$ .

Fonte: Próprio autor.

Considerando que a análise microestrutural foi realizada com o objetivo de observar a microestrutura formada e os microconstituintes que a compõe, a partir da análise das imagens obtidas por microscopia óptica foi possível evidenciar a presença de martensita (indicada pelas setas M) e de maclas de deformação (indicadas pelas setas MD), conforme esperado, devido ao comportamento que o aço AISI 304 apresenta quando submetido à deformação plástica.

De acordo com os resultados da técnica de difração de raios  $-X$ , a transformação martensítica não apresentou diferenças significativas com a mudança da taxa de deformação nos dois modos de carregamento utilizados (monotônico e cíclico), portanto, torna-se difícil evidenciar diferenças significativas nas microestruturas apresentadas no que diz respeito à quantidade de martensita formada. Também foi verificado no DRX que condições submetidas a cisalhamento monotônico (fotomicrografias a, b, c, d) apresentaram maior quantidade de martensita, o que se verifica nas micrografias apresentadas.

#### 5.4 Ensaio de microdureza Vickers

A tabela 5.7 apresenta os valores obtidos no ensaio de microdureza para cada uma das condições testadas.

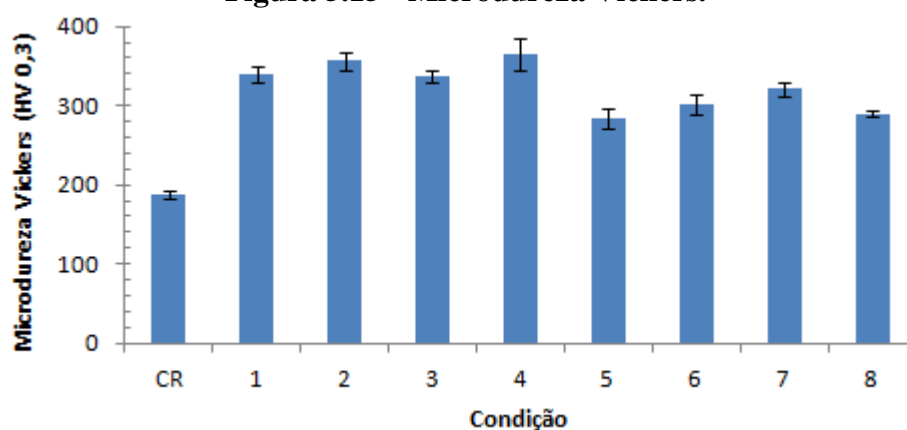
**Tabela 5.7 – Resultados Ensaio de Microdureza Vickers.**

Condição	Microdureza Vickers (HV 0,3)
Como recebido (CR)	$188 \pm 4,98$
Cisalhamento taxa $0,001s^{-1}$	$340 \pm 10,63$
Cisalhamento taxa $0,1s^{-1}$	$356 \pm 11,59$
Cisalhamento taxa $0,001s^{-1}$ para $0,1s^{-1}$	$337 \pm 7,39$
Cisalhamento taxa $0,1s^{-1}$ para $0,001s^{-1}$	$365 \pm 20,03$
Cisalhamento direto e reverso taxa $0,001s^{-1}$	$284 \pm 13,07$
Cisalhamento direto e reverso taxa $0,1s^{-1}$	$301 \pm 12,74$
Cisalhamento direto $0,001s^{-1}$ e reverso $0,1s^{-1}$	$321 \pm 9,06$
Cisalhamento direto $0,1s^{-1}$ e reverso $0,001s^{-1}$	$290 \pm 4,05$

Fonte: Próprio autor.

A partir da tabela 5.7 foi plotado o gráfico da figura 5.15.



**Figura 5.15 - Microdureza Vickers.**

Fonte: Próprio autor.

Segundo Callister (2008), das várias microestruturas que podem ser formadas para um dado aço, a martensita é a mais dura e a mais forte. Dessa forma espera-se que quanto maior for a quantidade de martensita presente em um material, maior será a sua dureza.

A partir da figura 5.15 observou-se que a condição como recebido apresentou a menor dureza, isto porque a quantidade de martensita presente foi muito pequena segundo análises do DRX. Para as outras condições verificou-se uma variação pouco significativa dos valores de dureza em relação às rotas de processamento utilizadas. No entanto é possível perceber que as condições 1, 2, 3 e 4 submetidas a cisalhamento monotônico apresentaram dureza superior do que as condições 5, 6, 7 e 8, submetidas a cisalhamento cíclico, como era de se esperar, visto que as primeiras condições apresentaram maior quantidade de martensita transformada na análise de DRX.

## 6 CONCLUSÕES

Após submeter a aço austenítico AISI 304 a diferentes modos de carregamento em cisalhamento e diferentes taxas de deformação conclui-se que:

- a mudança na taxa de deformação de  $0,001\text{s}^{-1}$  para  $0,1\text{s}^{-1}$  não promoveu mudanças significativas na transformação martensítica, tanto nas condições submetidas a cisalhamento monotônico quanto nas condições submetidas a cisalhamento direto e reverso (carregamento tipo *Bauschinger*), de acordo com os resultados da técnica de difração de raios - X;
- a transformação martensítica nas condições submetidas a cisalhamento monotônico foi maior que a observada sob cisalhamento cíclico, de acordo com os resultados da técnica de difração de raios - X;
- pela análise microestrutural, verificou-se a ocorrência da transformação martensítica por meio da presença da fase martensita e de maclas de deformação nas microestruturas apresentadas;
- o endurecimento causado por transformação martensítica foi maior nas condições submetidas a cisalhamento monotônico devido à presença de maior quantidade de martensita formada neste tipo de carregamento, de acordo com a análise de microdureza Vickers.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANTUNES, A. E.B., ANTUNES, L. M. D. Comportamento plástico do aço inoxidável austenítico em baixa temperatura. **REM: R. Esc. Minas**, v. 60(1), p. 141-147, 2007.

APERAM Catálogo. **Aços inoxidáveis**: aplicações e especificações. Disponível em: <<http://www.acesita.com.br/port/arquivos/Acos-Inoxidaveis-Applicacoes-e-Especificacoes.pdf>>. Acesso em: 01 abr. 2016.

BHADESHIA, H.K.D.H., HONEYCOMBE, R. Stainless Steel. **Butterworth Hetnemann**, p.259-286, 2006.

BOUVIER, S., GARDEY, B., HADDADI, H., TEODOSIU, C. 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**, v.174, p. 115-126, 2006.

BULF, U., *et al.* **Trattamento criogenico della lega al 702**. Disponível em: <[http://www.ing.unitn.it/~colombo/7020albmir/AI7020\\_HTM/2.htm](http://www.ing.unitn.it/~colombo/7020albmir/AI7020_HTM/2.htm)>. Acesso em: 14 jun. 2015.

CALLISTER, W.D.Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CASHELL, K.A., BADDOO, N.R. Ferritic stainless steels in structural applications. **Thin – Walled Structures**, v. 83, p. 169-181, 2014.

DAGNESE, J. **Análise do Comportamento Elasto-plástico de um Aço AISI 1045 em Baixas Deformações**. 2012. 70f. Tese (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

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

GALLÉE, S., MANACH, P.Y., THUILLIER, S. Mechanical behavior of a metastable austenitic stainless steel under simple and complex loading paths. **Materials Science and Engineering A**, v. 466, p. 47-55, 2007.

GARDEY, B., BOUVIER, S., RICHARD, V., BACROIX, B. Texture and dislocation structures observation in a dual-phase steel under strain-path changes at large deformation. **Materials Science and Engineering A**, v.400-401, p. 136-141, 2005.

GILAPA, L.C.M. **Efeito do teor de cobre e dos caminhos de deformação na conformabilidade e na martensita induzida por deformação no aço inoxidável austenítico AISI 304**. 2011. 130f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville.

GONZÁLES, A. **Drucker – Prager: Um modelo constitutivo para solos**. Disponível em: <<http://www.esss.com.br/blog/en/category/artigos-tecnicos/industria/engenharia-civil/>>. Acesso em: 16 maio 2015.

HECKER, S.S., STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L. Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior. **Metallurgical Transactions**, v. 13A, p.619-626, 1982.

LLEWELLYN, D.T., HUDD, R.C. Stainless Steel. **Metallurgy and Applications**. p. 291-379, 2007.

LOPES, W. **Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples**. 2009.186f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001.181f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Universidade de São Paulo, São Paulo.

MANGONON, P.L., THOMAS, G. The Martensite Phases in 304 Stainless Steel. **Metallurgical Transactions**, v.1, p. 1577-1586, 1970.

McGUIRE, M.F. Austenitic Stainless Steels. **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**. p. 406-410, 2001.

MOAN, G.D., EMBURY, J.D. A study of the Bauschinger effect in AL-CU alloys. **Acta Metallurgica**, v. 27, p.903-914, 1979.

MOAN, G.D.C. The Bauschinger effect and the Work Hardening of Aluminum Copper Alloys. 1977, 303f. Tese apresentada à Universidade McMaster para a obtenção do título Ph.D.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: SENAI-SP, 2001. 100p.

OROWAN, E. Causes and Effects of Internal Stresses. **Elsevier Publishing Company**, New York, 1959.

POLLOCK, T.M., FIELD, R.D. Work Hardening. **Pergamon Materials Series**, v. 11, p. 55-81, 2007.

RAUCH, E.F., GRACIO, J.J., BARLAT, F. Work-hardening model for polycrystalline metals under strain reversal at large strains. **Acta Materialia**, v. 55, p. 2939-2948, 2007.

SANTOS, T.F.A. **Atrito Interno em Aços Inoxidáveis Austeníticos contendo Martensita Induzida por Deformação**. 2007. 96f. Tese (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto.

SOLOMON, N., SOLOMON, I. Deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel. **Revista de Metalurgia**, v. 46 (2), p. 121-128, 2010.

SOWERBY, R., UKO, D.K., TOMITA, Y. A Review of Certain Aspects of the Bauschinger Effect in Metals. **Materials Science and Engineering**, v. 41, p. 43-58, 1979.

TALONEN, J. **Effect of Strain – Induced  $\alpha'$  - Martensite Transformation on Mechanical Properties of Metastable Austenitic Stainless Steels**. 2007. 127F. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Helsinki University of Technology, Finlândia.

VIEIRA, M.F., SCHMITT, J.H., GRACIO, J.J., FERNANDES, J.V. The Effect of Strain Path Change on the Mechanical Behaviour of Copper Sheets. **Journal of Materials Processing Technology**, v.24, p. 313-322, 1990.