

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

LUCCAS ROBERTO MACEDO MARGRE

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 430 APÓS
MUDANÇAS SUCESSIVAS NA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO

BELO HORIZONTE, MG.

2015

LUCCAS ROBERTO MACEDO MARGRE

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 430 APÓS
MUDANÇAS SUCESSIVAS NA TRAJETÓRIA 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 de título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Wellington Lopes

Coorientador: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE, MG.

2015

LUCAS ROBERTO MACEDO MARGRE

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 430 APÓS
MUDANÇAS SUCESSIVAS NA TRAJETÓRIA 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 de título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

APROVADO EM 11/12/2015

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes – Orientador

Prof^a.Dr. Elaine Carballo Siqueira Corrêa – Co-orientadora

Prof^a. Ma. Aline Silva Magalhães.

Prof. Ma. Marcello Rosa Dumont.

Dedico este trabalho a todos que caminharam comigo nesta jornada.

AGRADECIMENTOS

A Deus, que é fonte de inspiração e força.

Aos meus pais, exemplos de vida e perseverança, e sem os quais eu jamais teria chegado até aqui.

Ao meu orientador Prof. Dr. Wellington Lopes por todo o conhecimento transmitido, paciência e presteza na realização desse trabalho.

Ao Cefet-MG por disponibilizar meios para que isso fosse possível.

RESUMO

Esse trabalho foi realizado com o objetivo de estudar a resposta mecânica apresentada pelo aço inoxidável ferrítico AISI 430, tipo E, para diferentes condições de sollicitação. Neste caso, foram executados ensaios de cisalhamento monotônico, cisalhamento cíclico (do tipo Bauschinger), dobramento e flexão em diferentes combinações. Os resultados indicaram o endurecimento e o amaciamento em função do modo e da quantidade de deformação plástica aplicados ao aço AISI 430.

Palavras-chave: Modo de deformação. Efeito Bauschinger. Encruamento.

ABSTRACT

This work presents the study of the mechanical behavior of the AISI 430 (type E) stainless steel for different combinations of mechanical efforts. In this case, monotonic and cyclic (Bauschinger) shearing tests and bending and flexion tests were executed. The results indicated the hardening and the softening considering the mode and the amount of plastic deformation applied to the AISI 430 stainless steel.

Key-words: Strain path. Bauschinger effect. Work-hardening.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	8
2 OBJETIVO	9
2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	9
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	10
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	10
3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS	12
3.3 TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO	15
3.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO EM FUNÇÃO DA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO	16
3.5 ESTAMPAGEM.....	26
3.5.1 <i>Estampagem profunda</i>	27
3.5.2 <i>Estampagem: Processo de dobra</i>	29
3.5.3 <i>Estampagem: Processo de estiramento</i>	30
4 METODOLOGIA	33
4.1 MATERIAL	34
4.2 ENSAIO DE CISLHAMENTO	35
3.2.1 CÁLCULO DO EFEITO BAUSCHINGER E VARIAÇÃO NA TENSÃO MÁXIMA DE FLUXO.	35
3.3 ENSAIO DE FLEXÃO	36
4.4 DOBRAMENTO.....	37
4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA	37
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	40
5.1 ROTAS DE CARREGAMENTO	40
5.1.1 <i>Cisalhamentos monotônico e cíclico</i>	40
5.1.2 <i>Cisalhamento direto e flexão</i>	42
5.1.3 <i>Cisalhamentos direto e cíclico acompanhados por dobramento</i>	43
5.2 RESISTÊNCIA MECÂNICA AVALIADA PELA DUREZA VICKERS.....	44
6 CONCLUSÕES.....	47
REFERÊNCIAS	48

1 INTRODUÇÃO

O comportamento mecânico dos materiais metálicos depende de diversas variáveis dentre as quais: o modo usado para a deformação plástica, a evolução do encruamento à medida que o mesmo é deformado plasticamente, o respectivo arranjo estrutural e a sensibilidade de aspectos relacionados com a resistência mecânica à variáveis como a mudança na taxa de deformação (RAUCH, 1992).

Em processos reais de conformação mecânica como, por exemplo, nas diferentes operações de estampagem, uma chapa de aço é submetida à combinação de modos diferentes de esforços mecânicos de modo a obter a forma e as dimensões finais do produto estampado. Essa combinação do modo usado para a deformação plástica dos materiais metálicos constitui a chamada mudança da trajetória de deformação plástica, representando uma das principais variáveis para o estudo do comportamento mecânico dos materiais.

Em processos de conformação a frio, as características microestruturais e a textura desenvolvida durante a operação de conformação mecânica afetam a resposta mecânica exibida por um material (BHATTACHARJEE *et al.* 2014).

As mudanças no modo de deformação plástica durante a execução de uma rota de processamento mecânico são necessárias para a compreensão de diversos fenômenos da teoria da plasticidade presentes nas mais diversas operações de conformação mecânica como, por exemplo, o retorno elástico. Neste caso e em outros exemplos cita-se a necessidade do entendimento do encruamento cinemático, ou seja, o encruamento que não é caracterizado pela deformação monotônica e regular de um material (RAUCH, 1992).

Com isso, quando se deseja alterar as condições e o modo de deformação plástica e, portanto, o tipo de encruamento do material, utiliza-se do Efeito Bauschinger, como o modo mais simples de alterar a resistência do material com a mudança no caminho da deformação. No carregamento Bauschinger, um material é submetido à combinação de esforços mecânicos em sentidos opostos, podendo ser do tipo tração/compressão ou cisalhamento direto e reverso.

Considerando estes aspectos, este trabalho analisa o comportamento do aço inoxidável ferrítico AISI 430, tipo E quando submetido a mudanças no modo, na quantidade e no tipo de deformação plástica e os efeitos que essas mudanças irão acarretar na resposta apresentada pelo material.

2 OBJETIVO

Estudar a resposta mecânica apresentada pelo aço inoxidável AISI 430, tipo E, para diferentes condições de solicitação mecânica.

2.1 Objetivos específicos

Identificar o comportamento mecânico:

- a) Após o carregamento cíclico em cisalhamento;
- b) Após a combinação dos esforços de cisalhamento e flexão;
- c) Após a combinação dos esforços de cisalhamento e de dobramento;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro (Fe) que contém, no mínimo, 10,5% de cromo (Cr) em sua composição. O Cr é o principal elemento liga para tornar o aço mais resistente a corrosão e oxidação, em condições agressivas (CARVALHO, 2000).

Ainda segundo Carvalho (2000), o Cr forma uma fina camada de filme passivo no aço que o protege contra ataques corrosivos. Este filme, também conhecido como Camada Passiva, é impermeável e insolúvel em meios corrosivos. Quando rompido, esse filme se regenera em atmosfera oxidante e mantém sua capacidade de proteção à corrosão. Entretanto, a denominação “aço inoxidável” não está correta, porque, na realidade, os próprios aços chamados inoxidáveis estão sujeitos à corrosão em determinadas circunstâncias (TUSSOLINI, 2007).

Diversos outros elementos de liga podem ser adicionados com o objetivo de melhorar as propriedades e características metalúrgicas, físicas, químicas e mecânicas e adequá-las as condições específicas de uso. Esses elementos são: níquel (Ni), molibdênio (Mo). Manganês (Mn), cobre (Cu), titânio (Ti), silício (Si), nióbio (Nb) (CASTRO, 2005).

Os aços inoxidáveis apresentam papel fundamental em vários setores industriais e cada aplicação necessita de um conjunto de propriedades específicas. Desta forma, eles são divididos em cinco classes, que levam de acordo principalmente sua condição metalúrgica (PADILHA; PLAUT; RIOS, 2007).

I – Austeníticos: O teor de carbono (C) é mantido em níveis baixos, geralmente abaixo de 0,008%. O Cr é o principal elemento de liga com teor variando entre 16 e 28% e o Ni é o segundo principal elemento com teor variando entre 3,5 e 22% (% em peso). Nesta classe, a microestrutura austenítica é mantida durante o resfriamento a partir de temperaturas elevadas. Estes aços não são magnéticos e não endurecem por tratamento térmico, possuem excelente resistência à corrosão, ductilidade e propriedades mecânicas adequadas, como por exemplo, para processo de estampagem profunda.

II – Ferríticos: O teor de C também é mantido baixo (no máximo 0,2%). O teor de Cr varia normalmente entre 10,5 e 30% (% em peso). Esse valor pode variar segundo as bibliografias e de acordo com Lacombe (2000), varia apenas entre 11 e 27%. Os aços inoxidáveis ferríticos são magnéticos e não endurecem por tratamento térmico. A resistência à

corrosão aumenta com o aumento progressivo do teor de cromo. A adição de elementos de liga, tais como Mo, Ni, e Ti melhoram a resistência à corrosão na região de solda e a resistência à fluência.

III – Martensíticos: Estes aços possuem alto teor de C, variando de 0,08 a 1,2% já o teor de Cr pode variar de 11,5 a 18% (% em peso). São aços tratados na condição austenítica para formar martensita. Outros elementos frequentemente adicionados nesses aços são o Ni e o Mo. Estes elementos são adicionados para aumentar a resistência à corrosão e a tenacidade a fratura. Vale ressaltar que estas propriedades são ainda menores que às encontradas nos aços ferríticos e austeníticos, apesar desta classe de aço ser adequada para aplicações que demandam alta resistência mecânica e dureza em ambientes não muito agressivos. Estes aços são magnéticos e endurecíveis por tratamento térmico.

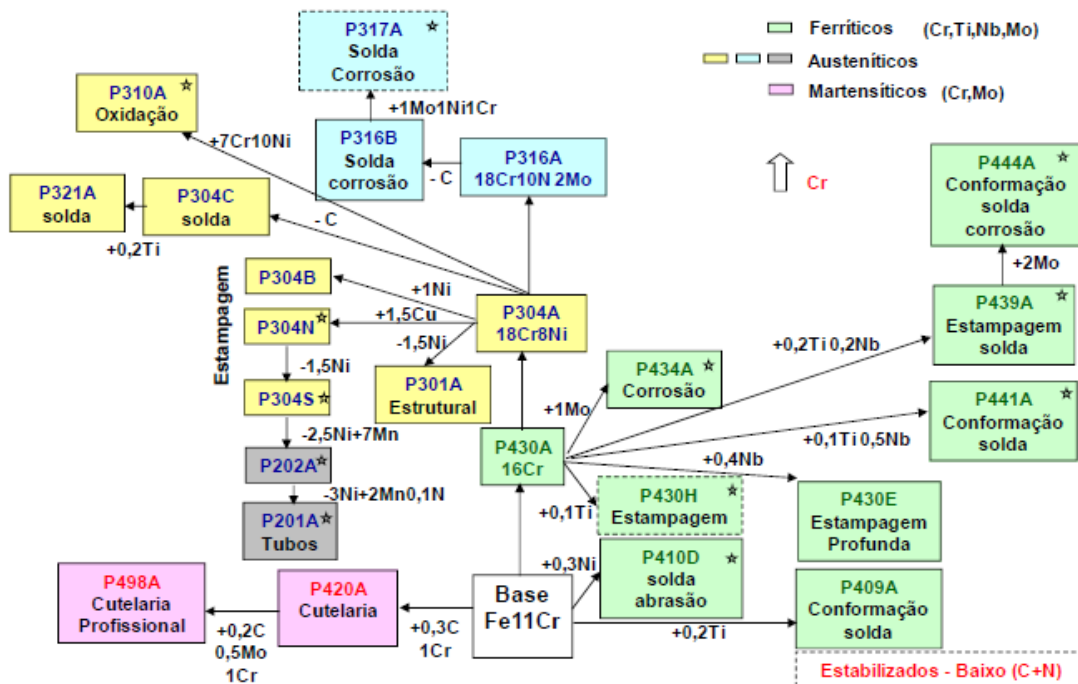
IV – Duplex: Os teores de cromo variam entre 18 e 29% e os de níquel entre 3 e 8%. Os aços inoxidáveis duplex possuem baixo teor de carbono com valores entre 0,001 e 0,008%. Estes aços são geralmente trabalhados a frio para depois serem tratados termicamente. A microestrutura duplex é alcançada com um correto balanço entre os elementos estabilizadores da fase alfa – α (Mo, Ti, Ni e Si) e os elementos estabilizadores da fase gama – γ (Ni, Mn, C e N). Outros aços desta classe que possuem alto teor de carbono, com valores entre 0,3 e 0,5%, são usados na condição bruta de fusão e também após um recozimento de solubilização (% em peso). Estes aços possuem partes iguais de austenita e ferrita. A resistência mecânica e a ductilidade são superiores às que são encontradas nos aços austeníticos e ferríticos. Possuem também excelente resistência à corrosão intergranular e à corrosão sob tensão quando comparados aos aços austeníticos. Esta combinação de propriedades leva esta classe de aço a uma grande variedade de aplicações na indústria (BRADESHIA; HONEYCOMB, 2006).

V – Endurecidos por precipitação (PH): Possuem baixo teor de carbono, cerca de 0,1%. Os teores de Cr e Ni variam de 11 a 18% e de 4 a 27%, respectivamente. O molibdênio é adicionado com o objetivo de aumentar a resistência mecânica e a corrosão, com teor variando entre 0,5 e 3,25% (% em peso). Os aços que endurecem por precipitação são desenvolvidos com o intuito de oferecer superior resistência mecânica, tenacidade a fratura e resistência à corrosão quando comparados aos aços inoxidáveis martensíticos. Os aços PH possuem inicialmente uma estrutura inicial austenítica ou martensítica. Os que possuem uma estrutura inicialmente austenítica são transformados em martensíticos por meio de um tratamento térmico de solubilização por volta de 1000°C. Em seguida, estes aços sofrem um tratamento de envelhecimento por temperaturas entre 480 e 620°C com a formação de fases

intermetálicas responsáveis pelo aumento da resistência mecânica. Esta classe de aço é usada na indústria de alta tecnologia como, por exemplo, o aeroespacial (PADILHA; PLAUT; RIOS, 2007).

A Figura 1 abaixo representa alguns exemplos desses aços e suas aplicações. Eles foram produzidos nos últimos 10 anos pela Arcelor Mittal no Brasil, e as nomenclaturas presentes no diagrama são as utilizadas pela empresa.

Figura 1 – Tipos de aços inoxidáveis e suas principais aplicações.



Fonte: SILVA, 2009.

3.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

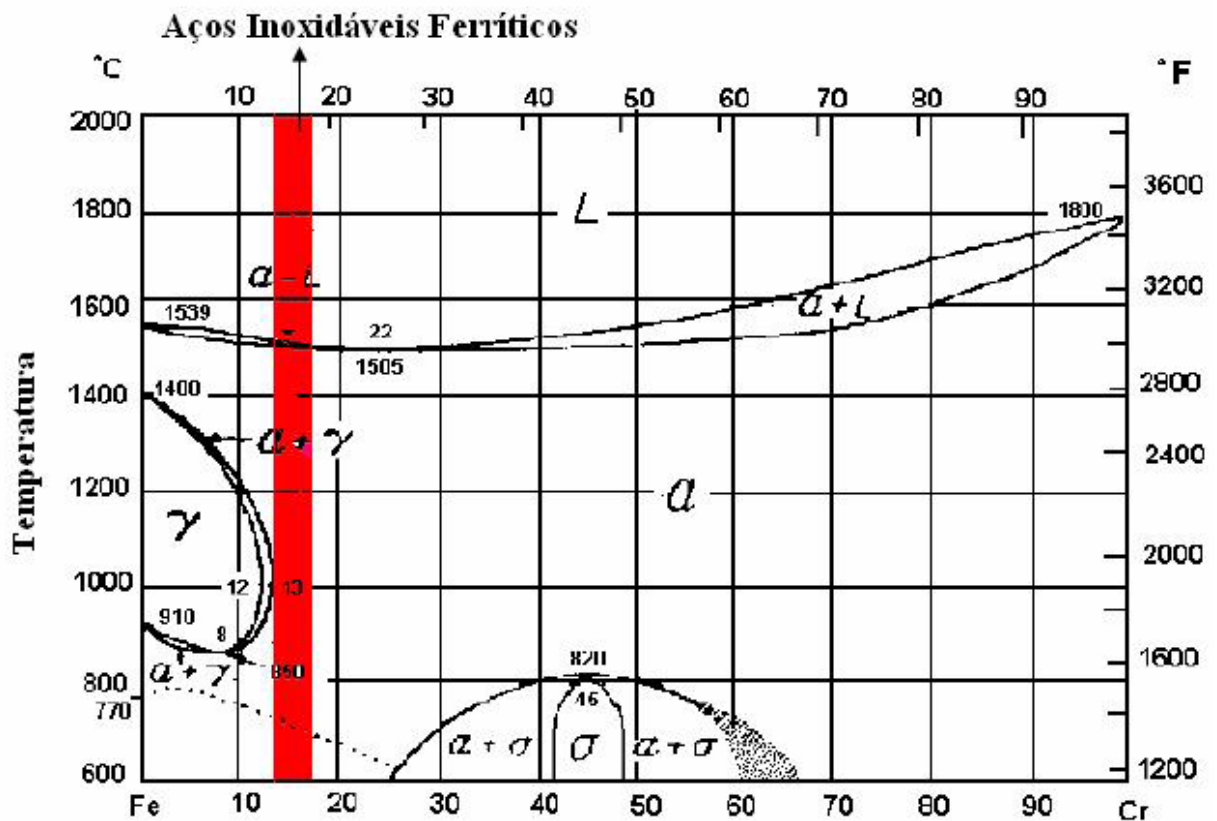
Os aços inoxidáveis ferríticos, do tipo estudado nesse trabalho, apresentam estrutura cúbica de corpo centrado e são basicamente ligas do sistema Fe-Cr. Possuem teor mínimo de 10,5% em peso de cromo (TRUMAN, 2005), mas geralmente possuem teor de cromo entre 13 e 18% (CASTRO, 2005). A adição de outros elementos de liga pode modificar a estrutura e, consequentemente, gerar propriedades distintas.

As ligas do sistema Fe-Cr com mais de 13,4% em peso de cromo possuem estrutura ferrítica (Fe- α) em todas as temperaturas. Porém, a adição de elementos de liga, como carbono, níquel, cobalto e manganês, pode aumentar o campo de estabilidade da fase

austenítica (Fe- γ) em temperaturas mais baixas do que aquelas previstas no diagrama Fe-Cr. Em contra partida, nióbio, titânio, vanádio, molibdênio, tungstênio, alumínio e o silício tendem a suprimir o campo da fase austenítica até que a estrutura seja totalmente Fe- α para todas as temperaturas (TRUMAN, 2005).

Na Figura 2 está destacado o campo de domínio dos aços inoxidáveis ferríticos no diagrama de fase Fe-Cr.

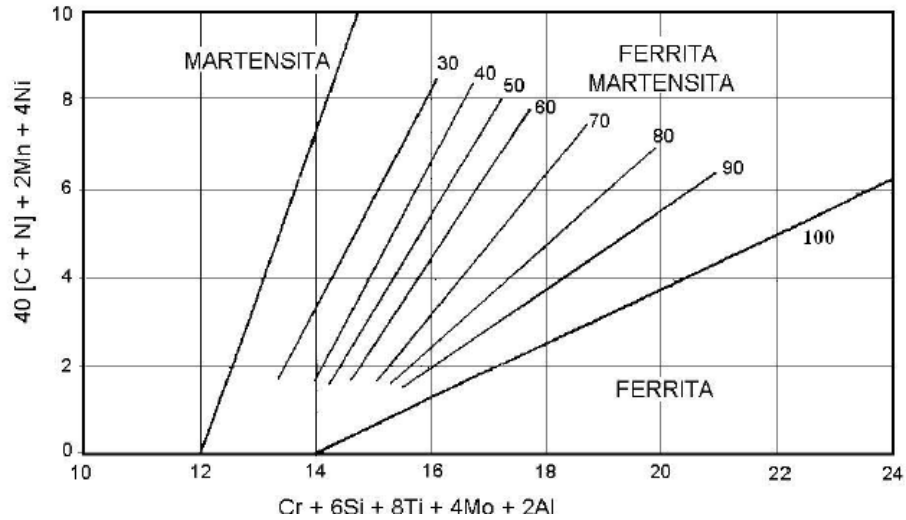
Figura 2 – Diagrama Fe-Cr com destaque para o domínio dos aços inoxidáveis ferríticos.



Fonte: LACOMBE, 2000.

É possível quantificar a martensita possível de ser formada em aços ferríticos no resfriamento. Isso é possível através do diagrama de Kaltenhauser, mostrado na Figura 3, e que se trata de um balanço entre elementos alfa-gênios e gama-gênios. Os números distribuídos de 30 a 100, mostrados na Figura 3, representam a porcentagem de ferrita presente no material.

Figura 3 – Diagrama de Kaltenhauser.



Fonte: LACOMBE, 2000.

A adição de altos teores de elementos de liga pode causar a diminuição da ductilidade e da resistência à corrosão do aço inoxidável ferrítico quando esse é submetido a determinados tratamentos térmicos devido à precipitação das fases indesejáveis (PADILHA; PLAUT; RIOS, 2007).

A *International Stainless Steel Forum – ISSF* é uma organização de pesquisa que sugere a classificação dos aços inoxidáveis ferríticos em cinco principais grupos, conforme exposto na Tabela 1 (COBB, 1999; BAUCCIO, 2007).

Tabela 1 – Classificação dos aços inoxidáveis ferríticos (Contínua).

Grupo	Teor Cr (%)	Características
1	10-14	Aço com baixo teor de elemento de liga. Estes aços possuem custo relativamente baixo e são utilizados em aplicações que demanda pouca resistência à corrosão. Este grupo representa cerca de 30% da produção de aços inoxidáveis ferríticos.
2	14-18	Grupo mais amplamente utilizado entre os aços inoxidáveis ferríticos, representando quase 48% da produção mundial. Devido ao seu alto teor de cromo, os aços desse grupo possuem resistência à corrosão comparadas com o AISI 304 da classe dos austeníticos. O principal representante dessa classe é o 430, utilizado em eletrodomésticos, utensílios para cozinha, entre outras aplicações.
3	4-18	Mesma faixa de teores de cromo do grupo 2, porém apresenta níobio e titânio. Comparado ao grupo 2 apresenta melhor soldabilidade e formabilidade. Representa cerca de 13% da produção de aços inoxidáveis ferríticos.

Tabela 1 – Classificação dos aços inoxidáveis ferríticos (Continuação).

Grupo	Teor Cr (%)	Características
4	Aprox. 18	É estabilizado ao nióbio ou titânio e com adição de molibdênio acima de 0,5% em peso. A adição de molibdênio aumenta ainda mais a resistência à corrosão. Este grupo representa cerca de 7% da produção mundial de aços inoxidáveis ferríticos. As principais aplicações incluem tubos em refinarias de petróleo, tanques de água quente, tanques de fermentação, equipamentos de caldeiras entre outras aplicações.
5	18-30	Possuem alto teor de elementos de liga. Cerca de 4% de molibdênio, além de 2% em níquel (% em peso). Possuem resistência à corrosão equivalente ou até superior ao AISI 316. Possui produção limitada devido ao alto custo, representando apenas 2% da produção de aços inoxidáveis ferríticos. As principais aplicações que justificam seu uso são em ambientes marinhos e outros ambientes muito corrosivos.

Fonte: COBB, 1999; BAUCCIO, 2007.

3.3 Trajetória de deformação

Nos processos de transformação mecânica, tais como trefilação, laminação, forjamento, dentre outros, o material é deformado plasticamente com o intuito de atingir-se uma determinada forma final que, posteriormente, poderá sofrer outras operações de acabamento e tratamentos térmicos conforme a geometria, dimensões e propriedades mecânicas exigidas para o componente (WANG, 2002).

Um material dúctil, ao sofrer um carregamento mecânico, em geral, irá exibir a sequência de resposta: deformação elástica, deformação plástica e fratura (HOSFORD, 2010).

Sabe-se que os metais são organizados estruturalmente por átomos arranjados segundo formas geométricas específicas, sendo essa organização conhecida como estrutura cristalina. Mas essa estrutura apresenta diversos defeitos que dão certas características físicas e mecânicas para os metais. Os defeitos existentes podem ser classificados como defeitos pontuais (átomos de solução sólida substitucional ou intersticial), planares (contornos de grão) ou lineares (discordâncias) (ENGEL; KLINGELE, 1981).

A capacidade de um metal em se deformar plasticamente depende diretamente da mobilidade de suas discordâncias. As discordâncias são arestas de superfícies onde existe deslocamento relativo dos planos atômicos do metal. Durante o processo de deformação plástica, geralmente, ocorre escorregamento de planos atômicos, movimentação de discordâncias e a formação de maclas (WANG, 2002).

Os carregamentos que ocorrem durante o processo de deformação plástica podem ser diversos, podendo ser tracionado, comprimido, torcido, flexionado, dobrado, entre outros esforços. A variação no modo de carregamento irá proporcionar diferentes características no encruamento do material. Como a maioria dos metais são menos resistentes ao cisalhamento que a tração e compressão e como estes últimos podem ser decompostos em componentes de cisalhamento, pode-se dizer que os metais se deformam pelo cisalhamento plástico ou pelo escorregamento de um plano cristalino em relação ao outro (WANG, 2002).

Durante a conformação de um material ele é submetido a diferentes trajetórias e taxas de deformação, e, considerando processamentos industriais, diferentes partes de um mesmo componente estão expostas a diferentes taxas, como no caso da estampagem profunda. Transientes no escoamento, níveis de encruamento menos severos e até mesmo o amaciamento durante o trabalho a frio representam alguns exemplos de resultados atribuídos a tais mudanças na trajetória e taxa de deformação.

3.4 Comportamento Mecânico em função da Trajetória de Deformação

As respostas apresentadas por um material após a aplicação de um esforço mecânico variam de acordo com o modo utilizado para aplicar essa solicitação mecânica ao material, das condições de deformação (taxa de encruamento, aquecimento, resfriamento, dentre outras variáveis) e também conforme características do próprio material, que responde de modo específico a determinadas condições de solicitação.

Considerando esse aspecto, o entendimento da evolução do endurecimento à medida que o material é deformado plasticamente (encruamento), precisa ser feito de modo combinado com todas essas variáveis para que seja possível compreender a influência de cada uma.

O encruamento, por sua vez, pode ser definido como sendo um aumento da resistência de um material à sua deformação plástica. Esta deformação aumenta a quantidade (densidade) de discordâncias presentes, desordenando a estrutura cristalina, aumentando a resistência e diminuindo a ductilidade do metal. Ou seja, quando o metal sofre deformação plástica, temos discordâncias em movimento, e ocorrem dois eventos em seu interior (LIMA, 2011):

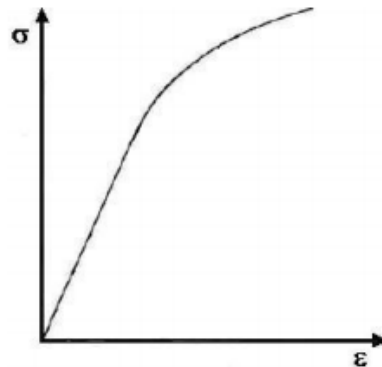
- Interseção de discordâncias com obstáculos (outras discordâncias, contornos de grãos, precipitados e outros).
- Multiplicação do número de discordâncias.

A combinação desses dois eventos torna a movimentação das discordâncias cada vez mais difícil. Sendo assim, a medida que essa deformação se propaga, maior a chance dessas discordâncias encontrarem novos obstáculos e também maior probabilidade de que a tensão necessária para sua continuidade seja maior e o material endureça (LIMA, 2011).

A curva tensão versus deformação em carregamento uniaxial, obtida por um tradicional teste de tração, é de fundamental interesse na plasticidade quando esta é plotada em termos de tensão σ e deformação verdadeira ϵ .

A Figura 3 mostra uma representação teórica do efeito do encruamento em uma curva de tensão-deformação.

Figura 3 – Curva teórica mostrando o efeito encruamento em metais.



Fonte: LOPES, 2011.

Fatores diversos afetam o comportamento, e conseqüentemente o encruamento em um material metálico, dentre eles estão a temperatura, a composição, o histórico de processamento, a taxa de deformação e a trajetória pelos quais esse material será deformado (ASTM INTERNATIONAL, 2002). Para uma deformação plástica a frio o material apresentará uma maior resistência, pois é maior a probabilidade de encontrar obstáculos a sua movimentação e maior a multiplicação de discordâncias. Já para uma deformação plástica a quente, ou seja, em temperatura maior que sua temperatura de recristalização, a estrutura do material será alterada através da produção de novos cristais na microestrutura no estado sólido, processo conhecido como recristalização. Com isso, os efeitos do encruamento serão parcial ou completamente revertidos (LOPES, 2011).

Na maioria dos metais, o endurecimento em deformação irá afetar o comportamento plástico em outras direções. A manifestação desta relação é conhecida como endurecimento cinemático. Se uma amostra sofre deformação plástica uniaxial, além da tensão de escoamento, como por exemplo, em tração, e então retira-se o carregamento até novamente

zero, e após aplica-se o carregamento na direção oposta, constata-se que a tensão de escoamento no recarregamento é menor que a tensão original. Esta dependência da tensão de escoamento com a trajetória e direção da deformação é conhecida como Efeito Bauschinger (HEMMERICH, *et al.* 2011; DIETER, 1986).

A abordagem desse fenômeno é bastante difícil sem a utilização de uma considerável complexidade matemática. Com isso, o efeito Bauschinger é comumente ignorado na teoria da plasticidade, sendo usual assumir que, nos casos que ocorre uma inversão no sentido da deformação, as tensões de escoamento em tensão e compressão são iguais (ABEL *et al.* 1972).

Alguns autores como Abel *et al.* (1972); Abel *et al.* (1973); e Scholtes *et al.* (1985) mostraram que, dependendo da interpretação adotada dos parâmetros utilizados para quantificar o efeito Bauschinger, maior é o efeito quanto menor for a pré-deformação. Diante disso, é importante considerar este efeito nas simulações de processos de conformação mecânica que podem apresentar baixas deformações.

O efeito Bauschinger, nomeado em homenagem ao seu descobridor, é conhecido há mais de cem anos. Ele pode estar presente em duas escalas de comprimento: nos níveis inter ou intragranulares (BAUSCHINGER, 1881).

Normalmente, o efeito Bauschinger descreve a redução na tensão efetiva quando a direção da carga é totalmente revertida (180°). Quando essa reversão for diferente desse valor, utiliza-se a Equação 1 para quantificar a mudança no caminho ou na trajetória de deformação, introduzindo o parâmetro escalar α , o método que visa determinar a intensidade da mudança do modo de deformação plástica:

$$\alpha = \frac{\varepsilon^p : \varepsilon}{(\varepsilon^p : \varepsilon^p)^{\frac{1}{2}} (\varepsilon : \varepsilon)^{1/2}} \quad (1)$$

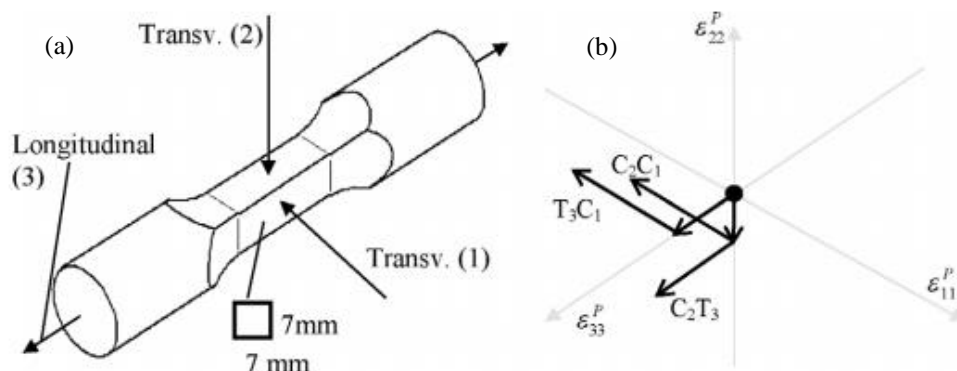
Onde:

- $\alpha = -1$ indica que a deformação subsequente está no sentido oposto da pré-deformação, carregamentos do tipo Bauschinger.
- $\alpha = +1$ indica que a deformação subsequente está no mesmo sentido da pré-deformação, carregamentos monotônicos.

- $\alpha = 0$ consiste no modo mais severo de mudança na trajetória de deformação, quando os sistemas de deslizamento que estavam latentes durante a pré-deformação do material se tornam ativos durante a deformação subsequente.

Para exemplificar essa relação Gonzalez *et al.* (2012), realizou-se o estudo da resposta de um aço inoxidável austenítico, o 316L, tratado termicamente. As deformações usadas para obtenção dos gráficos de tensão versus deformação foram aplicadas sob diferentes caminhos e tipos de deformação. A Figura 4 mostra mais claramente as trajetórias que foram impostas no corpo de prova.

Figura 4 – Descrição do ensaio realizado (a) o corpo de provas permite três diferentes trajetórias de deformação mostradas em (b) nomeadas de compressão-compressão (C2C1), tração-compressão (T3C1) e compressão-tração (C2T3).

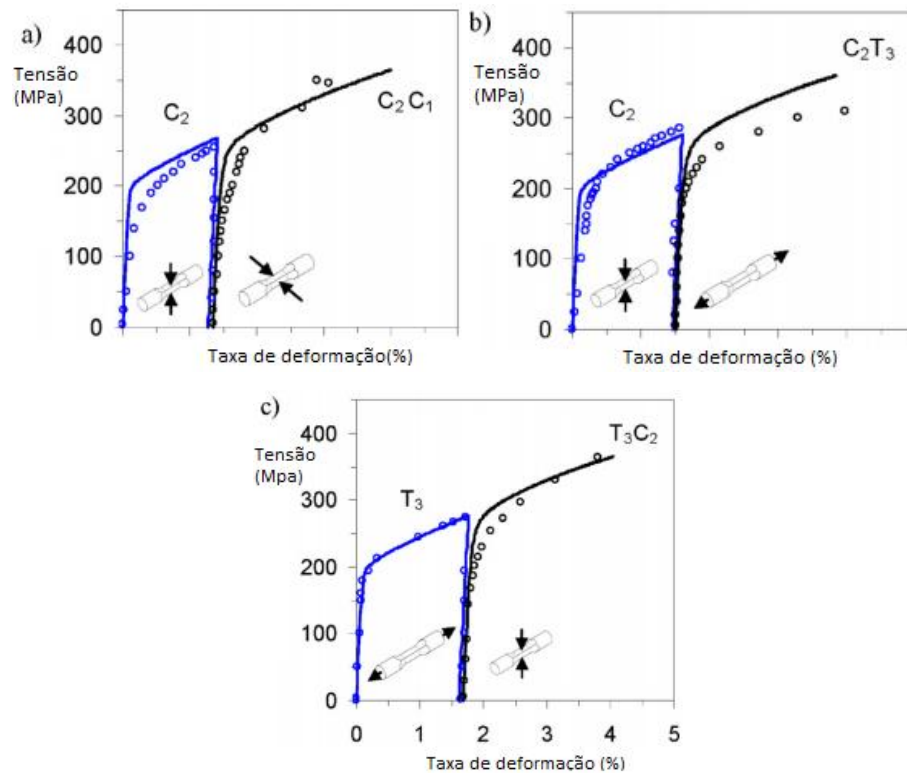


Fonte: GONZALEZ *et al.* (2012).

Em virtude disso, foi possível o desenvolvimento dos três gráficos presentes na Figura 5, eles demonstram como o 316L reage a essa diferença no caminho de deformação. Substituindo os tensores de plasticidade na Equação 1 os valores de α para C2C1, T2C1 e C2T3 são, respectivamente, -0,5; 0,5 e 0.5.

A partir do estudo dos dados, o autor pôde concluir que houve um aumento na ductilidade quando foi alterada a trajetória de deformação, tanto no modelo quanto nos experimentos. Isto resulta, pelo menos em partes, das diferentes tensões residuais introduzidas em cada família de grãos durante a pré-deformação. Concluiu também que apenas para o experimento C2T3 foi observada uma queda na tensão.

Figura 5 – Gráficos de tensão deformação por obtidos por três diferentes caminhos de deformação

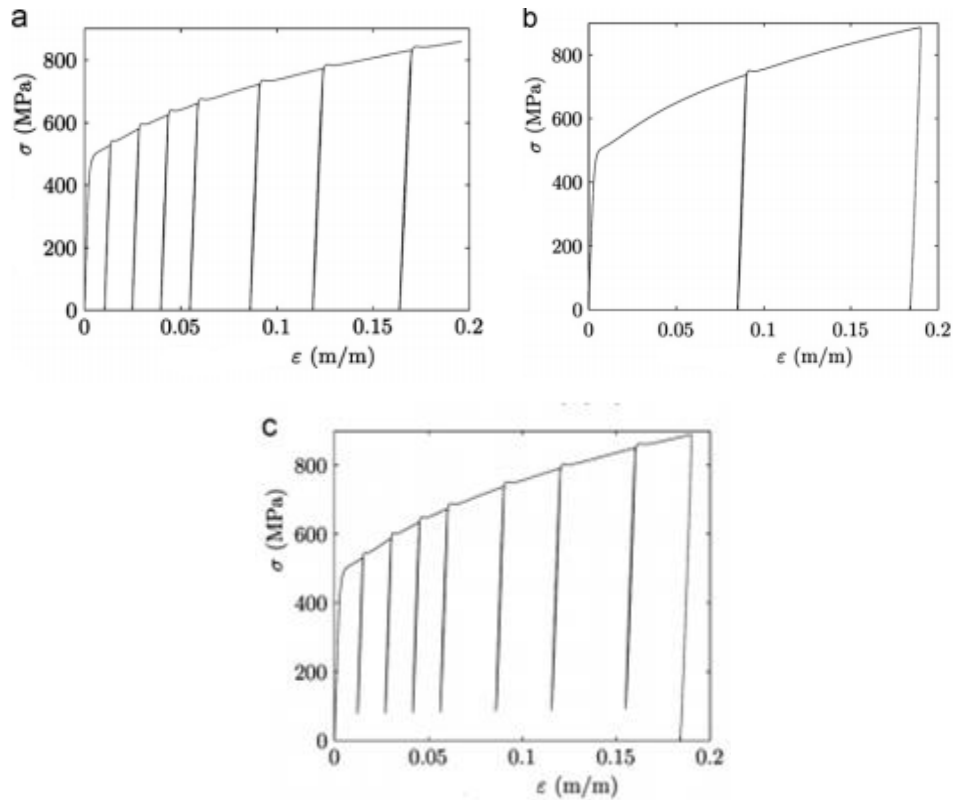


Fonte: GONZALEZ *et al.*, 2012.

Em seu estudo Mendiguren *et al.* (2012), analisou o comportamento mecânico do material durante sua recuperação elástica. O material analisado foi um aço *TRIP* laminado a frio com espessura de 1,5 mm, sem nenhum tratamento térmico. Ele fez três diferentes experimentos, no primeiro ele exerceu sobre o material oito ciclos de cargas-descargas e plotou as curvas. No segundo teste apenas dois ciclos de cargas-descargas foram exercidos e a tensão máxima foi a mesma do primeiro teste, chamado pelo autor de teste base. O esforço aplicado no terceiro repetiu o teste base, mas a descarga foi limitada a 80 MPa. A Figura 6 representa os resultados obtidos pelo autor.

Mendiguren *et al.* (2012) concluíram que o módulo de elasticidade diminuiu com o aumento da pré-deformação. Um decréscimo de cerca de 20% é observado para uma pré-deformação de 12%. Isso confirma que a caracterização proposta é crucial para uma modelagem numérica do retorno elástico.

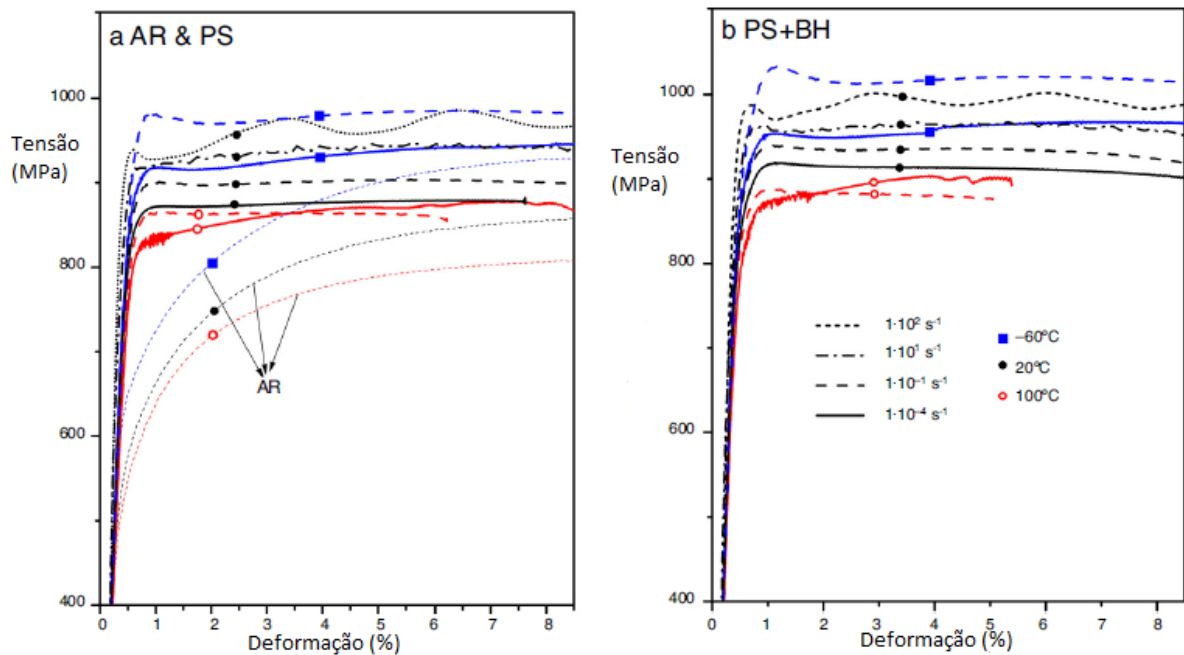
Figura 6 – Resultados dos testes cíclicos (a) teste de base (b) segundo teste (c) terceiro teste.



Fonte: MENDIGUREN *et al.*, 2012.

Em seu estudo CAO *et al.* (2015), determinou as características mecânicas de um aço *dual phase 800* e pôde caracterizar seu comportamento para diferentes temperaturas, além de fazer a comparação do seu comportamento em um ensaio de tração quando testou como recebido (AR) e após ter sido pré-deformado. Esse aço é particularmente importante devido a sua microestrutura que apresenta uma macia matriz ferrítica granular com inclusões de ilhas duras de martensita. A Figura 2.7 ilustra esse comportamento.

Figura 7 – Curva tensão-deformação de engenharia de um aço *dual phase* para diferentes tratamentos, temperaturas e taxas de deformação (a) em estado pré-deformado (PS) e como recebido (AR) e (b) em estado pré-deformado (OS) e endurecido (BH).



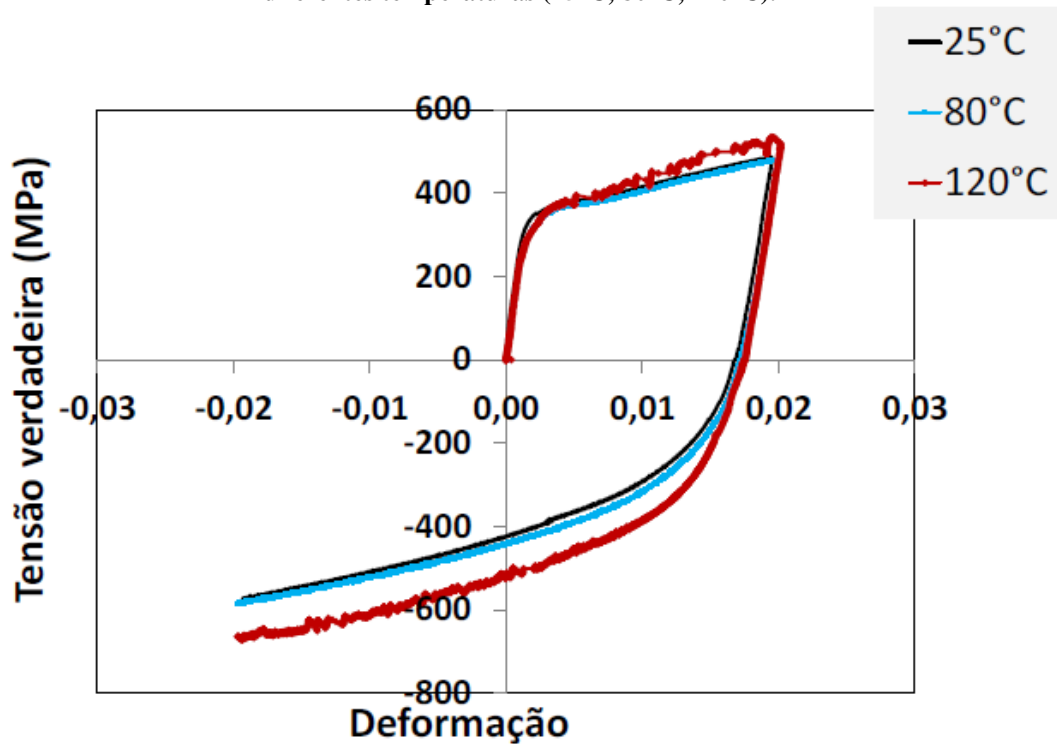
Fonte: CAO *et al.*, 2015.

Utilizou em seus ensaios temperaturas entre -60 e 100 C° e taxas de deformação entre $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a $1 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$. Em virtude disso, pôde-se concluir que o material apresenta endurecimento com o aumento na taxa de deformação. A mudança na temperatura não teve uma grande influencia em comparação à redução da área que ocorre quando o material é tensionado.

Com a pré-deformação e pelo endurecimento por tratamento ocorreu aumento da força, diminuição do encruamento e menor ductilidade para todas as temperaturas e taxas de deformação.

Dagnese (2012), por sua vez, ensaiou um aço AISI 1045 e testou o efeito Bauschinger em um ensaio tração-compressão. Foi possível comprovar que o material apresenta um Efeito Bauschinger, ou seja, na inversão do carregamento praticamente não houve resistência ao escoamento. O ensaio foi realizado sob diferentes temperaturas, como pode ser visto na Figura 8, e à medida que a temperatura usada no ensaio aumentou, o Efeito Bauschinger foi menos significativo, o que pode estar associado ao encruamento menor para maiores temperaturas.

Figura 8 – Curvas de tensão versus deformação a partir de testes de tração-compressão para três diferentes temperaturas (25°C, 80°C, 120°C).

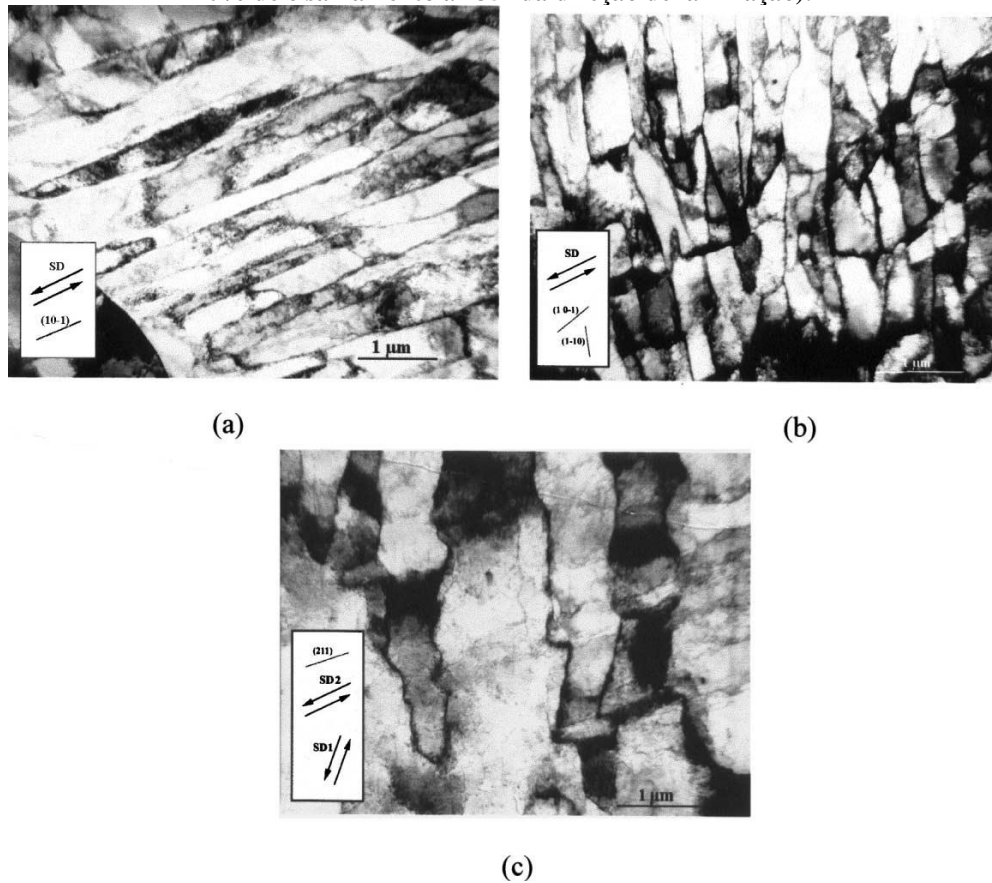


Fonte: DAGNESE, 2012.

O foco do estudo de Nesterova *et al.* (2001) foi um pouco diferente. Ele pesquisou as consequências microestruturais geradas para diferentes carregamentos Bauschinger.

Para verificação desse efeito, um aço IF (livre de interstícios) foi submetido, sem nenhum tipo de tratamento térmico, a diferentes tipos de carregamentos e foi observado o efeito desses diferentes carregamentos na microestrutura do material, o que o permitiu a comparação com um modelo de predição de texturas de cisalhamento (modelo de Taylor). A Figura 9 foi obtida através de microscopia eletrônica de transmissão, e mostra as estruturas geradas no material.

Figura 9 - Microestruturas dos grãos após (a) teste de cisalhamento monotônico de 60% (b) teste de cisalhamento Bauschinger (30% de cisalhamento na direção de avanço e 60% na direção reversa) e (c) uma sequencia ortogonal (quantidade de 10% cisalhamento ao longo da direção de laminação, seguida de 20% de cisalhamento a 135° da direção de laminação).



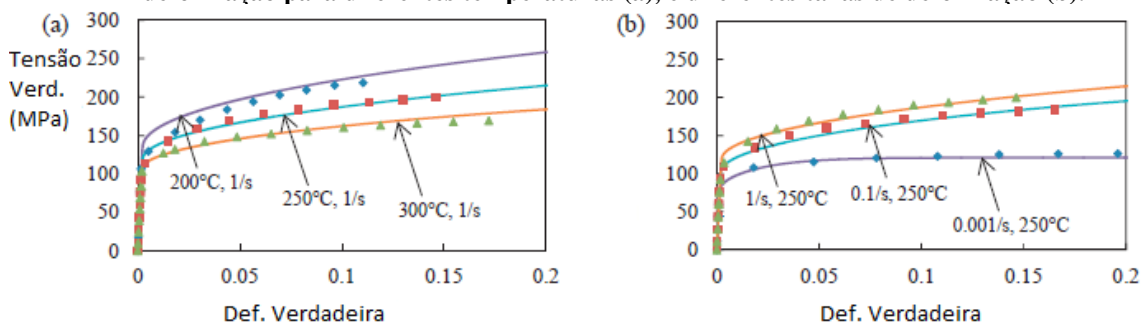
Fonte: NESTEROVA *et al.*, 2001.

A primeira estrutura (a) corresponde a formação de limites de deslocamento, paralelas a direção do cisalhamento. Em (b) ocorre um caso de fragmentação. Já em (c) é possível perceber a formação de microbandas durante a sequência ortogonal. É importante salientar que cada microestrutura gerada, acarretará em propriedades mecânicas distintas do material. E como conclusão viu que microestruturas formadas são concordantes àquelas previstas no modelo de Taylor e dependem da orientação inicial dos grãos e da quantidade de deformação aplicada.

Diagramas limites de formação (DLC) são uma ferramenta essencial em modelos de elementos finitos em processos de formação, e indicam o nível de deformação que pode ocorrer em uma chapa metálica antes que a fratura ocorra. Esses diagramas são determinados experimentalmente para temperaturas constantes, caminhos de deformação e taxas de deformação, medindo as tensões limites de espécimes formados usando testes de stretch-forming.

Baseado nesse método Fakir *et al.* (2014) fez estudo do comportamento mecânico para uma liga de alumínio AA5754, ele comparou resultados obtidos pelo modelamento matemático com experimentais, e pôde perceber como existe uma grande relação no comportamento variando-se temperaturas, taxas e caminhos de deformação. A Figura 10 mostra um exemplo de como os valores são próximos e foram obtidos por um teste de tração uniaxial. Os valores representados em símbolos são os previstos pelos métodos DLC, já os outros valores são valores experimentais.

Figura 10 – Comparação entre as previstas (linhas) e experimentais (símbolos) curvas de tensão-deformação para diferentes temperaturas (a), e diferentes taxas de deformação (b).



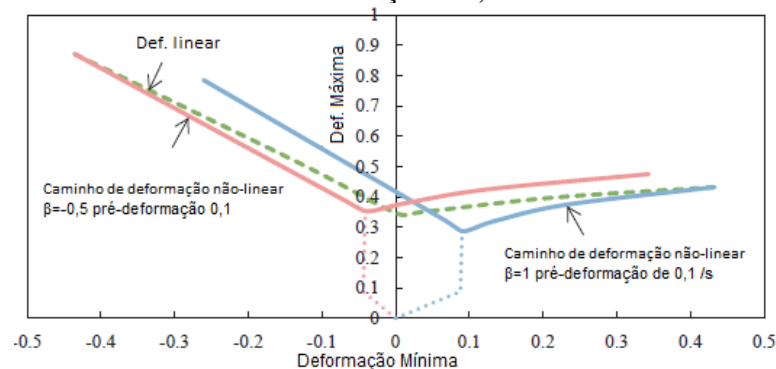
Fon

te: FAKIR *et al.* (2014).

Com o modelo de material para AA5754, calibrado e verificado a partir dos resultados dos ensaios de tração uniaxial, foi em seguida, aplicado na predição de DLCs para o material. Uma mudança no caminho de deformação pôde, com isso, ser então obtida ao se variar temperaturas e velocidade de conformação.

O comportamento obtido mostra que a pré-deformação uniaxial melhorou a formabilidade do material durante uma deformação biaxial, enquanto a pré-deformação melhorou a formabilidade durante uma deformação uniaxial. O resultado se mostrou bastante consistente com outros estudos anteriores, como ilustrado na Figura 11.

Figura 11- Efeito da mudança do caminho de deformação no DLC, para uma temperatura de 300°C e taxa de deformação de 0,88/s.



Fonte: FAKIR *et al.*, 2014.

3.5 Estampagem

O termo estampagem refere-se normalmente a um conjunto de operações relacionadas à conformação plástica de chapas. Entende-se por estampagem todo o processo de conformação plástica que permite obter peças mais ou menos complexas a partir de operações consertadas de quinagem, corte (realizadas normalmente a frio) e embutidora (pode ser realizada a frio ou a quente), realizada sobre uma chapa plana. A realização dessas operações é possível devido ao uso de ferramentas de estampagem aplicadas em máquinas denominadas prensas (RIBEIRO, 2011).

A estampagem ou embutimento é um processo de conformação que envolve uma contínua intervenção entre ferramenta, lubrificante, material para conformação e equipamento. A grande vantagem do uso dessa técnica para fabricação de componentes à partir de chapas metálicas é o reduzido custo originado pela minimização do uso de matéria-prima, aliado à baixa necessidade de usinagem. Com o aumento da motorização, em longo prazo, os processos de estampagem tornam-se cada vez mais importantes e significativos (SCHAEFFER, 2004).

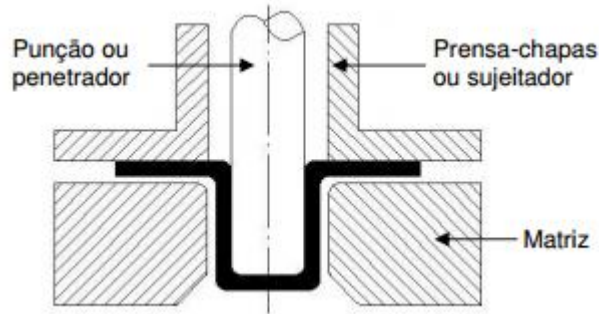
Segundo classificação, os processos de estampagem pertencem a dois grupos principais (SCHAEFFER, 1999):

- Grupo principal dos processos de conformação (nº 2) – Compreende todos os processos que alteram a forma geométrica da peça sem adicionar e separar material, como por exemplo, estampagem profunda e o dobramento.
- Grupo principal dos processos de separação (nº 3) – Pertence aos processos de corte como, por exemplo, o cisalhamento e corte fino.

Em um primeiro momento, é importante que se atente para o punção e a matriz. Eles constituem elementos mecânicos e são os principais responsáveis pelo processo de estampagem e de obtenção da forma pretendida.

O punção se movimenta em direção a superfície da chapa e a obriga a se deformar, sendo um componente mecânico ativo. Por sua vez, a matriz é um componente mecânico passivo, ou seja, estático, contra qual a chapa será pressionada e obrigada a deformar-se. A soma das geometrias do punção e da matriz resulta na forma do componente final. Outro elemento importante é o prensa-chapas. A Figura 12 mostra esses elementos em um sistema de estampagem profunda.

Figura 12 – Esquema de ferramenta de estampagem profunda.



Fonte: SCHAEFFER, 2004.

3.5.1 Estampagem profunda

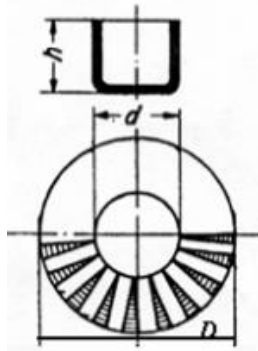
O processo de estampagem profunda ou embutimento profundo é um processo em que uma chapa, inicialmente plana, é transformada em um copo oco sem que haja aparecimento de rugas e trincas. As ferramentas que permitem a obtenção da forma desejada são chamadas de estramos e estão representadas na Figura 12.

Durante o processo, o punção obriga a chapa a penetrar na matriz, movido pela ação de uma força denominada força de repuxo (F_r). O material da chapa flui para dentro da matriz, configurando gradativamente as paredes laterais da peça (MESQUITA *et al.*, 2005).

O processo de estampagem profunda implica simultaneamente em deformações de tração e compressão. A pressão do prensa-chapas deve ser regulada de forma a permitir a alimentação constante do material para dentro da matriz. Porém, a pressão ajustada deve ser suficiente para impedir o enrugamento do flange (GUIDA, 2006).

Com a simples fabricação de um componente em forma de copo, pode-se observar o principal fenômeno que ocorre no processo de estampagem profunda, Figura 13. São triângulos e retângulos existentes na geratriz transformados em retângulos no copo após a conformação. O excesso do material (triângulos) é passado para o corpo do produto estampado graças à função do prensa-chapas, que evita a formação de rugas na região da flange (SCHAEFFER, 2004).

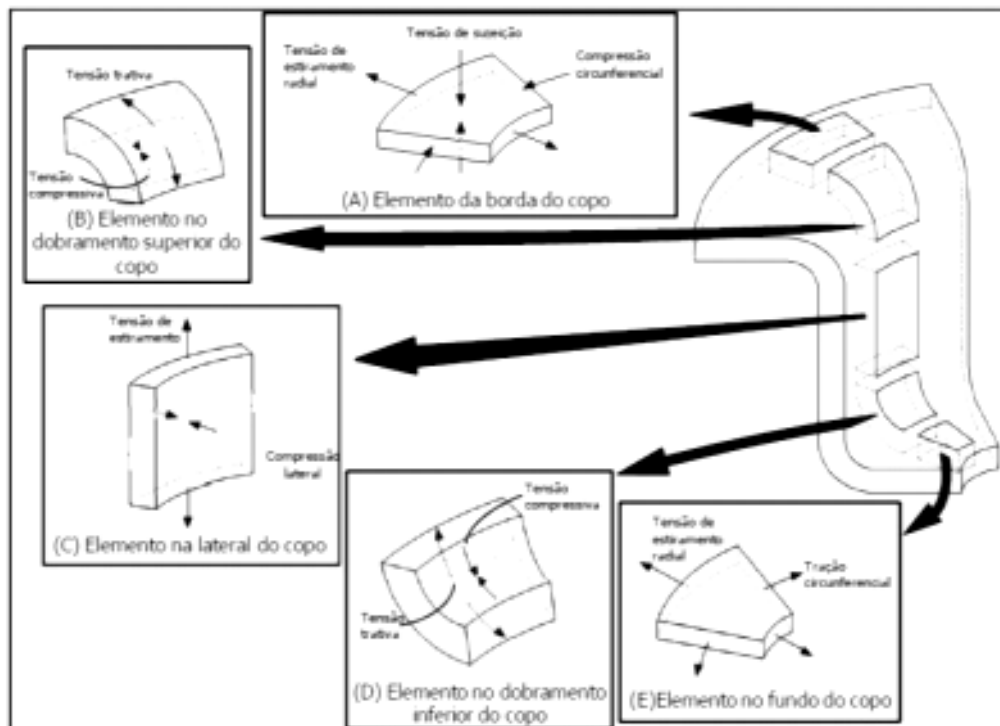
Figura 13 – Transformações ocorrentes da estampagem profunda em copo.



Fonte: SCHAEFFER, 2004.

O processo de estampagem profunda submete a chapa plana a um estado complexo de tensões e deformações que alteram sua espessura durante o processo. O estado típico de tensão varia conforme a posição retirada do elemento de análise na peça que está sendo conformada. Para peças cilíndricas existem três estados de tensão: um na flange, um na lateral e outro no fundo do copo, como pode ser visto na Figura 14.

Figura 14 – Tensões atuantes na estampagem profunda.



Fonte: FOLLE, 2008.

A capacidade de alongamento de um material é importante para operações de estampagem profunda, e depende diretamente do coeficiente de anisotropia normal. Em materiais onde esse coeficiente é elevado, a deformação localizada causa um incremento rápido da resistência mecânica e o material se torna capacitado a resistir cada vez mais à deformação. Porém, em materiais com baixo coeficiente de anisotropia, ocorre normalmente a estricção e também uma perda da resistência mecânica (MORO; AURAS, 2006).

3.5.2 Estampagem: Processo de dobra

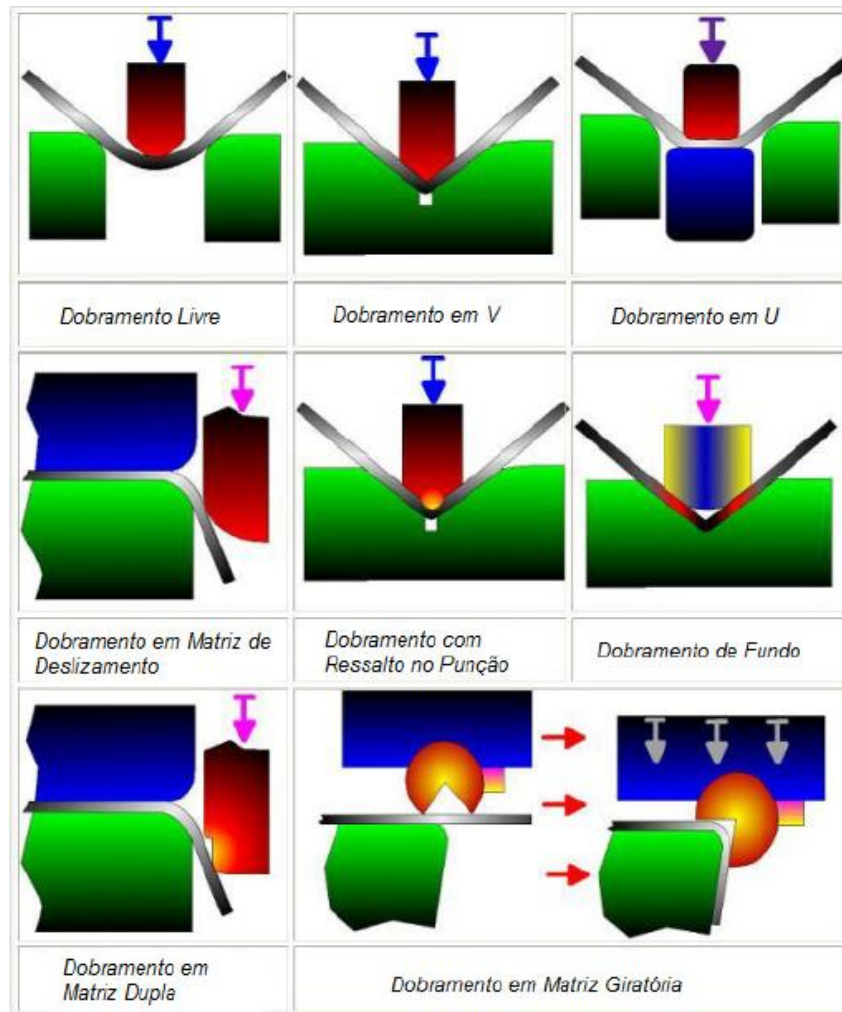
O dobramento é usualmente definido como uma deformação plástica ao longo de uma linha reta. Normalmente ocorre uma deformação plástica localizada no canto da dobra. Outra forma de aplicação da conformação é a operação para obter curvatura cilíndrica ou cônica em rolos (calandras). Outras variedades de dobramento são o enrolamento (*curling*), o recravamento e agrafamento (*hemming*) e o repuxamento (*spinning*). Existe, ainda, o dobramento por giro, caso do dobramento contínuo em rolos de vários estágios (*rollforming*) para produzir calhas, tubos e perfis (MARCONDES, 2009).

O processo de dobramento (*bending*) é simples e há muitos anos utilizado na indústria. Ele é importante para a obtenção de componentes geometricamente simples. Quando o material é deformado abaixo de sua temperatura de recristalização, o mesmo é submetido, inicialmente, à deformações elásticas para depois ocorrerem deformações plásticas até que ocorra sua ruptura. Fenômenos indesejados que podem vir a ocorrer são a variação de seção ou a alteração da espessura, além do retorno elástico (SCHAEFFER, 2004).

Além da produção das diversas geometrias, o dobramento é utilizado também para aumentar a rigidez das peças aumentando o momento seccional transversal de inércia (MARCONDES, 2009; SCHAEFFER, 2004).

O ferramental é bastante similar ao utilizado na estampagem profunda: prensa (mecânica ou hidráulica), matriz e punção. Na prensa mecânica, o cabeçote móvel é acionado por manivela ou excêntrico por meio do trem de engrenagens, permitindo seu rápido deslocamento. Na prensa hidráulica, o cabeçote é deslocado pelo movimento de atuadores hidráulicos de dupla ação. Matrizes e punções podem ter diferentes formas, que variam de acordo com o formato desejado e da operação executada, e alguns tipos estão ilustrados na Figura 15.

Figura 15 – Tipos de dobramentos em diferentes matrizes.

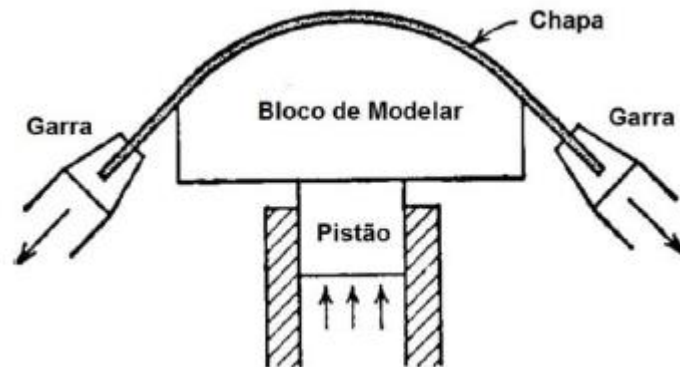


Fonte: MARCONDES, 2009.

3.5.3 Estampagem: Processo de estiramento

A conformação por estiramento (*Stretchforming*), Figura 16, consiste na aplicação de forças de tração, esticando o material sobre a uma matriz que define o contorno da peça. O processo é uma consequência do nivelamento do esticador de chapas laminadas. O retorno elástico é amplamente eliminado devido ao maior percentual de deformação plástica causado pela força trativa; ressalta-se que apenas materiais com boa ductilidade podem ser conformados por esse processo devido às grandes deformações a que podem ser submetidos (DIETER; BACON, 1988; BRAGA, 2009).

Figura 16 – Conformação por estiramento.



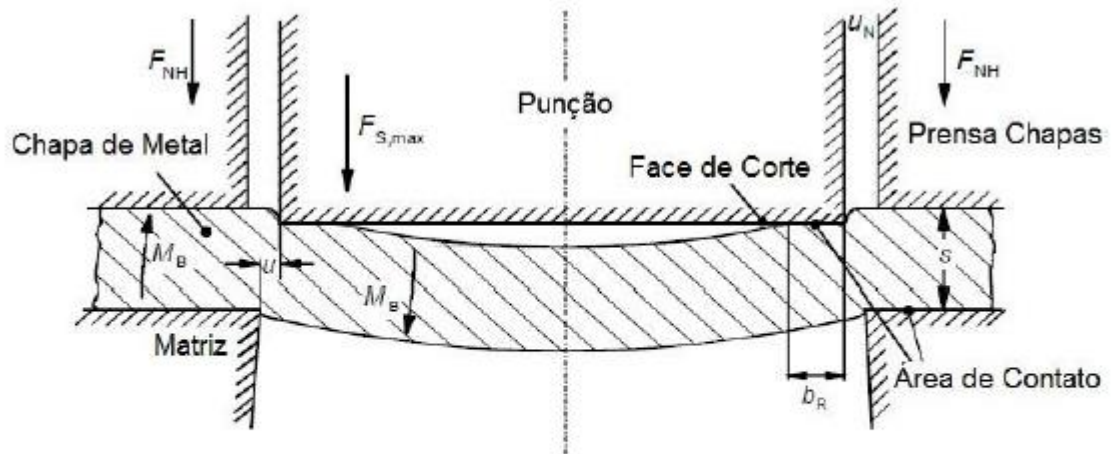
Fonte: DIETER; BACON, 1988.

Em comparação a outros processos convencionais, essa técnica apresenta certas vantagens. Algumas delas são a pouca probabilidade de existência de fivelas e rugas na peça, devido a ocorrência de estiramento em toda a superfície da peça e o aumento da resistência à tração de modo uniforme, aproximadamente 10%. Também é notório o aumento da dureza da peça estirada, em torno de 2%. Além de possuírem benefícios mecânicos, os moldes usados no processo de estiramento são feitos geralmente de materiais de baixo custo, como madeira, plástico, ferro fundido ou aço de baixo carbono, e são cerca de um terço do custo de estampagem convencional (ASM, 1993).

Porém, também podem ser observadas restrições como a sua capacidade limitada de formar ângulos reentrantes, sendo, dessa forma, raramente utilizado para operações progressivas. Em algumas operações, especialmente embalagens, o processo é mais lento do que os de estampagem convencional. Além destes detalhes técnicos do processo e das características das peças, os metais com elasticidade e resistência à tração muito próxima, como o titânio, exigem a utilização de equipamentos automáticos para a determinação da quantidade de tensão para obter resultados uniformes (ASM, 1993).

O processo corresponde à obtenção de formas geométricas determinadas, a partir de chapas submetidas à ação de uma ferramenta ou punção de corte aplicada por intermédio de uma prensa que exerce pressão sobre a chapa apoiada numa matriz, conforme exemplificado na Figura 17. No instante em que o punção penetra na matriz, o esforço de compressão converte-se em esforço de cisalhamento, ocorrendo o desprendimento brusco de uma parte da chapa (CHIAVERINI, 1977).

Figura 17 – Operação de corte em chapa



$F_{S,max}$: Força de Corte u : Folga de Corte F_{NH} : Força do Prensa Chapas
 M_B : Momento Fletor s : Espessura da Chapa
 b_R : Largura da Zona Anular u_N : Folga Punção x Prensa Chapas

Fonte: DOEGE; BEHRENS, 2010.

O processo de corte é tratado juntamente com o processo de estampagem por ambos terem muito em comum. O processo de corte é classificado pela norma DIN 8588. O corte é efetuado por dois cantos afiados que passam um em frente do outro com uma folga entre eles. Essa folga é determinada pelo material e espessura da chapa a ser cortada. Para projetar uma ferramenta de corte é necessário conhecer as forças atuantes nela.

4 METODOLOGIA

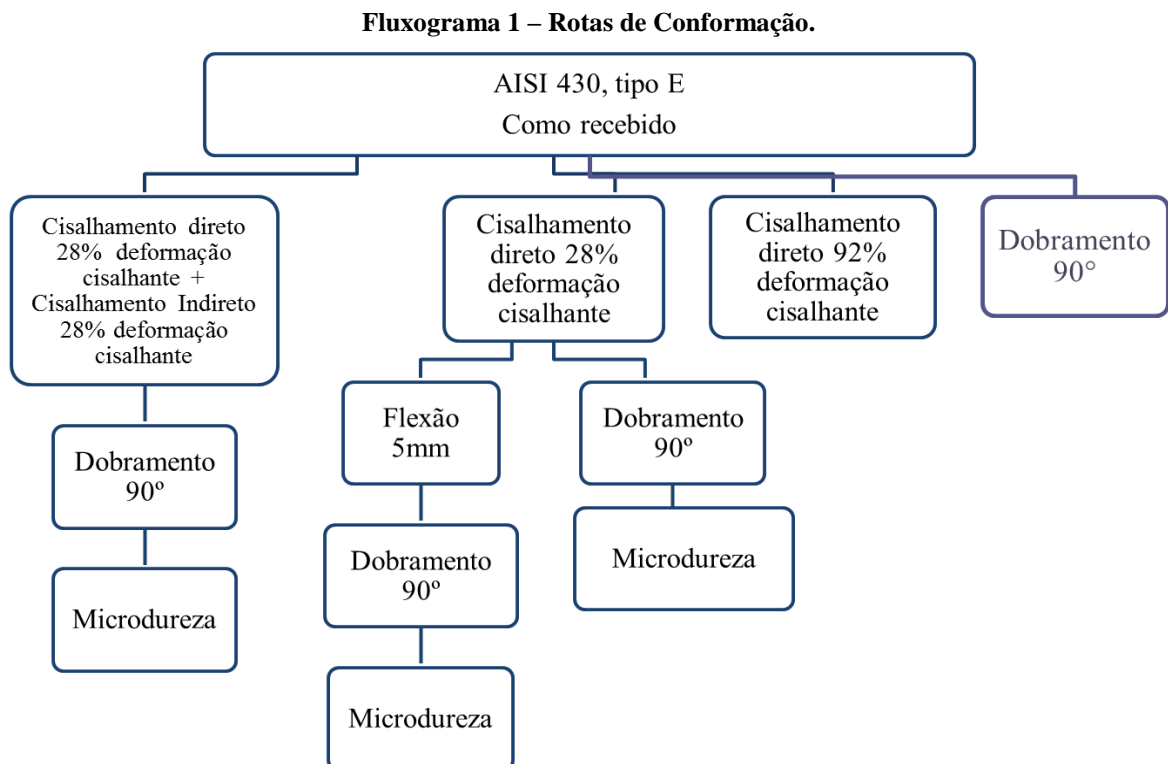
Com o objetivo de obter as diferentes respostas dadas pelo aço inoxidável ferrítico, com a mudança no caminho e modo de deformação, ele foi submetido à diferentes rotas.

A primeira rota empregada foi a submissão do material a carregamento cíclico em cisalhamento com 28% de deformação cisalhante, tanto em carregamento direto quanto reverso, e depois disso foi dobrado em 90°, seguido de flexão de 5 mm.

A segunda rota consistiu no emprego de cisalhamento direto com 28% de deformação cisalhante seguido de flexão.

Na terceira rota foi empregado os mesmos 28% de deformação cisalhante, mas posteriormente o material foi dobrado em 90°.

O modo de mensuração e comparação do efeito estudado foi obtido com medidas de dureza, a fim de determinar o que as mudanças na estrutura do material acarretaram para essa resposta mecânica. O Fluxograma 1 dá uma maior noção sobre as rotas pelas quais cada corpo de prova foi submetido.



Fonte: Próprio autor.

A cada passo do processo foram retirados corpos de prova, que são classificados de acordo com a Tabela 3.

Tabela 3 – Diferentes rotas de deformação.

Corpo de prova	Cisalhamento Direto	Cisalhamento Reverso	Dobramento 90°	Flexão 5mm	Microdureza
A	92% deformação cisalhante	-	-	-	Sim
B	28% deformação cisalhante	28% deformação cisalhante	-	-	Sim
C	28% deformação cisalhante	-	-	-	Sim
D	28% deformação cisalhante	-	-	Sim	Sim
E	28% deformação cisalhante	-	Sim	-	Sim
F	28% deformação cisalhante	28% deformação cisalhante	Sim	Sim	Sim
G	-	-	Sim	-	Sim
H	-	-	-	Sim	Sim
I	-	-	-	-	Sim

Todas as rotas foram realizadas em duplicata, garantindo a segurança dos valores obtidos.

4.1 Material

Para o estudo foram utilizadas chapas de aço inoxidável ferrítico AISI 430, tipo E, laminadas a frio, sem nenhum tratamento térmico (estado como recebido). Foram confeccionadas amostras com geometria especificada por norma, espessura de 1,12mm, e comprimento variando de 51,29 a 50,61 mm. Sua composição química está presente na Tabela 4.

Tabela 4: Composição Química do aço AISI 430 tipo E

Tipo de aço APERAM	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	P (%)	S (%)	Mo (%)	Al (%)	Ti (%)	Nb (%)
430 tipo E	0,02	0,25	0,27	16,09	0,24	0,04	0,01	0,05	0,01	0,01	0,34

Fonte: APERAM, 2015.

4.2 Ensaio de Cisalhamento

Foram realizados ensaios de cisalhamento direto e reverso com o uso de um dispositivo montado na máquina universal de ensaios, marca Instron, modelo 5582, como especificado na Figura 18, e extensômetro também de marca Instron, modelo 2630-100, com sistema de aquisição de dados Blue Hill 2. Em todos os corpos de prova, a velocidade de deslocamento foi de 1,932 mm/min. Os resultados fornecidos foram de força em relação ao deslocamento que, com o devido tratamento dos dados, foram transformados em gráficos de tensão cisalhante (MPa) em deformação cisalhante, como mostra os gráficos presentes nos resultados.

Figura 18 – Garra de cisalhamento da máquina universal Instron 5582.



Fonte: Próprio autor.

3.2.1 Cálculo do Efeito Bauschinger e variação na Tensão Máxima de Fluxo.

O efeito Bauschinger e a variação da tensão de fluxo podem ser quantificados usando equações que dimensionam essas propriedades dos materiais. O Efeito Bauschinger pode ser quantificado utilizando a Equação 2.

$$EB = \sigma_f - \sigma_i \quad (2)$$

Com:

- σ_f sendo igual o valor máximo durante o cisalhamento direto.

- σ_i sendo igual o valor de início de deformação plástica mostrado quando se rebate os valores.

Os valores de variação da tensão de fluxo consiste na diferença entre a tensão máxima apresentada no carregamento direto em relação à tensão máxima do carregamento, igual ao que está expresso na Equação 3.

$$\Delta\sigma = \sigma_d - |\sigma_r| \quad (3)$$

Com:

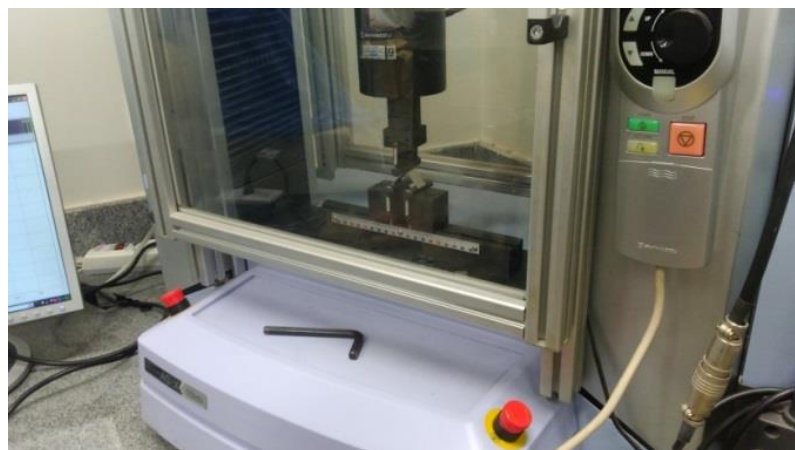
- σ_d valor máximo da tensão durante o cisalhamento direto.
- σ_r valor máximo de tensão cisalhante durante o cisalhamento reverso.

Para valores de $\Delta\sigma$ maiores que 0 (zero) indica-se que ocorreu amaciamento devido o Efeito Bauscinger, para valores maiores que 0 indica-se que ocorreu endurecimento.

3.3 Ensaio de Flexão

Alguns dos corpos de prova foram submetidos a ensaio de flexão. O equipamento utilizado foi a máquina universal de ensaios de marca Shimadzu, modelo AG-X, com célula de carga de 10 kN (Figura 18). A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 4,5 mm/min, e flexão máxima de 5 mm.

Figura 18 – Máquina universal de ensaios Shimadzu AG-X.



Fonte: Próprio autor.

4.4 Dobramento

As amostras foram dobradas em uma prensa viradeira manual WPM. Foram realizadas dobras de 90°, seguindo indicação do próprio equipamento, mas como o material apresenta retorno elástico, os valores de dobramento variaram entre 87° e 89°, conforme medição com goniômetro. A Figura 19 mostra o equipamento utilizado para dobrar a amostra.

Figura 19 – Prensa viradeira usada na dobragem das chapas



Fonte: Próprio autor.

4.5 Ensaio de Microdureza

Todos os corpos de prova foram submetidos a testes de microdureza para quantificar a influência das diferentes rotas de conformação na resposta mecânica dada pelo material. Esses testes foram realizados em um microdurômetro de marca Shimadzu, modelo HMV, e exposto na Figura 20. A carga utilizada nas indentações foi de 300 gf com tempo de quinze segundos. O equipamento apresenta medida direta de microdureza através da medição das diagonais de indentação.

Para a realização da microdureza, as amostras usadas na realização dos outros ensaios foram cortadas, embutidas e lixadas. Esse procedimento é necessário para que a medição seja realmente do material ensaiado, excluindo o efeito de óxidos e sujeiras que estão adsorvidos no material. Devido às menores cargas utilizadas no ensaio, é importante que haja um bom acabamento metalográfico e um instrumento de medição que possua boa precisão, além de cuidados por parte do operador.

Figura 20 – Microdurômetro Shimadzu HMV.

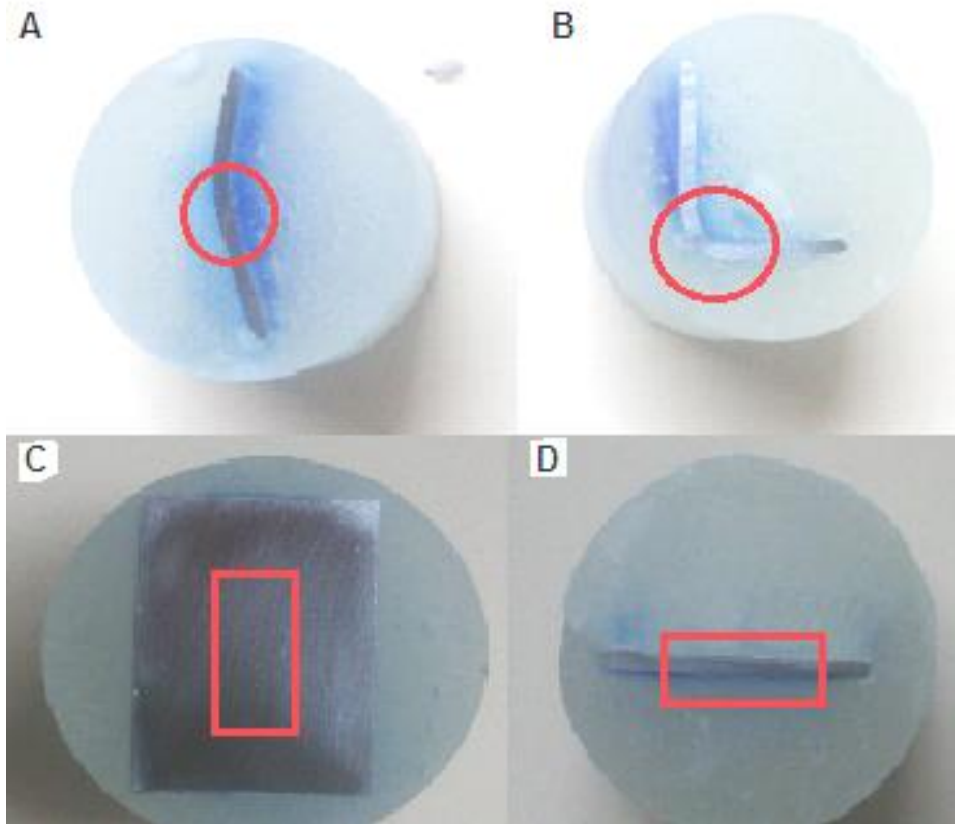


Fonte: Próprio autor.

Em amostras que foram dobradas ou fletidas, foi tomado o cuidado de realizar todas as indentações na região em que o corpo de prova sofreu a deformação, obtendo, assim, o real efeito do esforço na estrutura do aço inoxidável.

A região onde os dados foram colhidos, dentro da área das amostras embutidas, também variou. A região onde a indentação foi feita está presente na Figura 21, e basicamente mostra que, para corpos de prova fletidos ou dobrados, a região de obtenção dos valores foi lateral à superfície de maior área da amostra, pois foi a região que sofreu a maior deformação. Em amostras que foram somente cisalhadas, optou-se pela obtenção de amostragem no centro da superfície de maior área, visto que ela concentra os esforços cisalhantes em um carregamento do tipo Bauschinger.

Figura 21 – Zonas onde foram realizadas as indentações em amostras flexionadas (a), dobradas (b) apenas cisalhadas (c) e sem nenhum tipo de deformação que serviram pra comparação (d).



Fonte: Próprio autor.

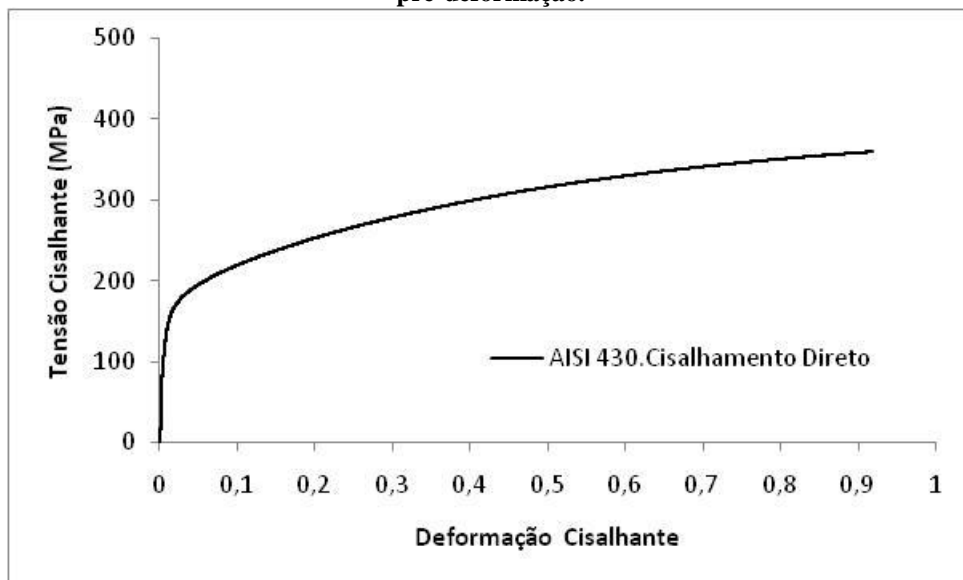
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Rotas de Carregamento

5.1.1 Cisalhamentos monotônico e cíclico

A Figura 22 apresenta a curva de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para o aço AISI 430, tipo E, submetido ao carregamento monotônico em cisalhamento direto.

Figura 22 – Comportamento do aço inoxidável sob deformação cisalhante máxima de 92% sem nenhuma pré-deformação.



Fonte: Próprio autor.

Este material foi deformado monotonicamente até 0,92 de deformação cisalhante (92%), registrando um valor de tensão cisalhante associado a este valor de deformação igual a 360 MPa.

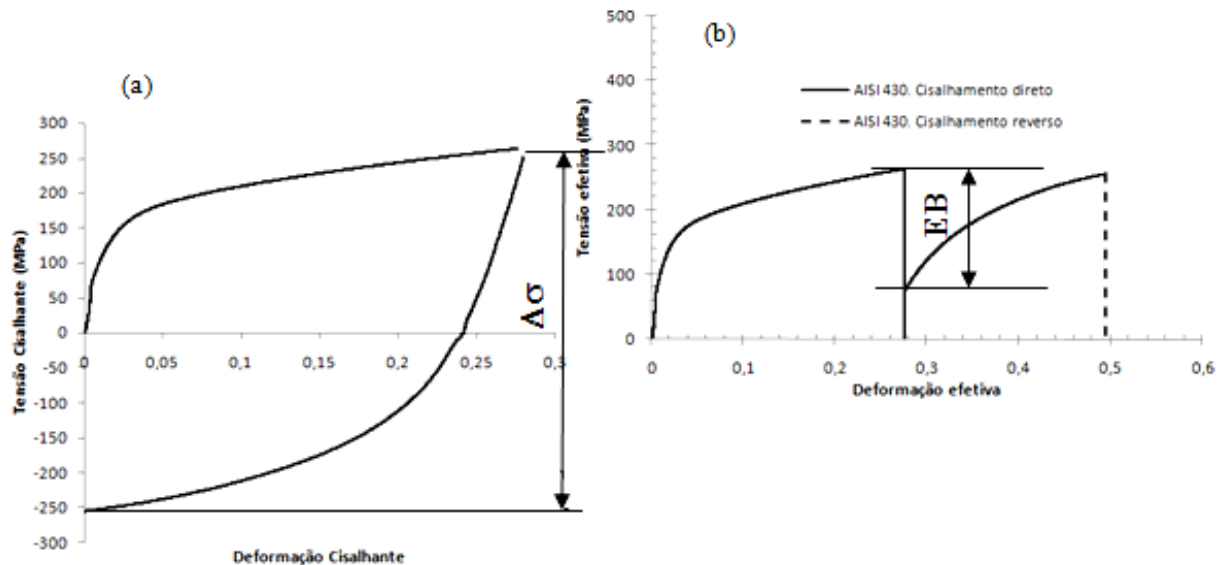
O gráfico da Figura 4.1 revela ainda que o aço AISI 430 possui habilidade de sofrer maior quantidade de deformação cisalhante, pois o limite de deformação neste modo de deformação não foi alcançado, ou seja, o mesmo não foi cortado ou cisalhado inteiramente.

Após o cisalhamento monotônico, essa amostra foi submetida ainda ao ensaio de microdureza Vickers, como será apresentado no item 4.1.3.

O aço AISI 430 foi também submetido ao cisalhamento cíclico com amplitude de deformação cíclica igual a 28% como mostrado na Figura 4.2 que apresenta as curvas de

deformação cisalhante em função da deformação cisalhante com e sem rebatimento, ou seja, inversão dos valores de tensão e de deformação cisalhantes do cisalhamento reverso.

Figura 23 – Curvas tensão cisalhante em função de deformação cisalhante para o carregamento cíclico do aço AISI 430 com amplitude de 28%: curva típica (a) curva rebatida (b).



Fonte: Próprio autor.

É possível perceber, pela análise da Figura 23, que o aço AISI 430 amaciou sob deformação cíclica, sendo isso indicado pela redução da tensão de fluxo durante o escoamento sob cisalhamento direto quando comparado ao último valor de tensão no cisalhamento reverso, Figura 23 (a), assinalada com o símbolo $\Delta\sigma$.

Esse amaciamento pode ser relacionado com a inversão do modo de deformação plástica e com a provável alteração da subestrutura de linhas de discordâncias desenvolvida durante a pré-deformação em cisalhamento direto acompanhada pelo estabelecimento de outra quando ocorre a inversão do modo de deformação (MAHATO *et al.*, 2016).

O efeito Bauschinger também pode ser observado e quantificado pela análise da Figura 23 (b), sendo o mesmo indicado pelo valor de EB que refere-se à diferença do valor de tensão de fluxo entre o cisalhamento direto pelo valor de tensão cisalhante no início do recarregamento em cisalhamento reverso.

Os valores de $\Delta\sigma$ e de EB estão registrados na Tabela 5.

Tabela 5 – Valores de Efeito Bauschinger EB e da diferença na tensão.

EB	189,22 MPa
$\Delta\sigma$	8,14 MPa

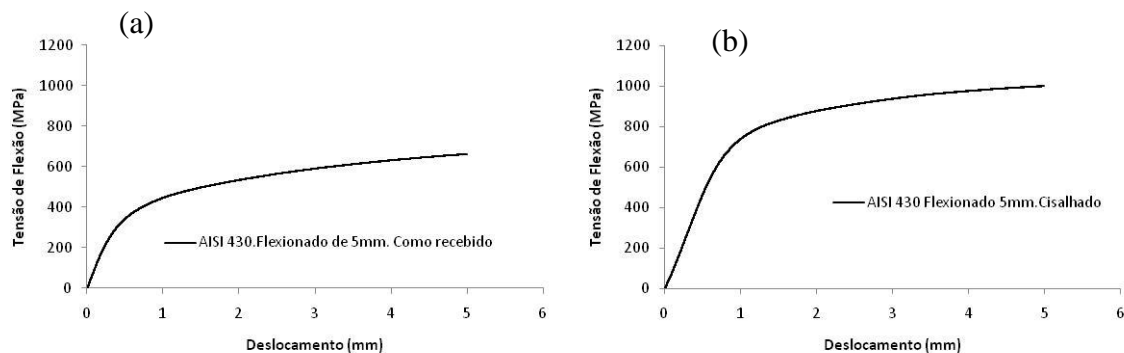
Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Cisalhamento direto e flexão

Outro tipo de alteração no caminho de deformação testada foi a partir do cisalhamento direto acompanhado pelo ensaio de flexão. Neste caso, o material foi pré-deformado em cisalhamento até 28% de deformação cisalhante para, em seguida, ser flexionado até um valor de flecha (avanço do cutelo) igual a 5mm.

A Figura 4.3 mostra o gráfico de tensão em flexão em função do deslocamento do cutelo do material no estado como recebido, Figura 4.3 (a), ou seja, sem nenhum tipo de deformação prévia praticada em laboratório com a respectiva curva do material pré-deformado em cisalhamento direto acompanhado pelo ensaio de flexão, Figura 4.3 (b).

Figura 24 – Comparação das tensões obtidas com (a) e sem (b) pré-deformação em cisalhamento.

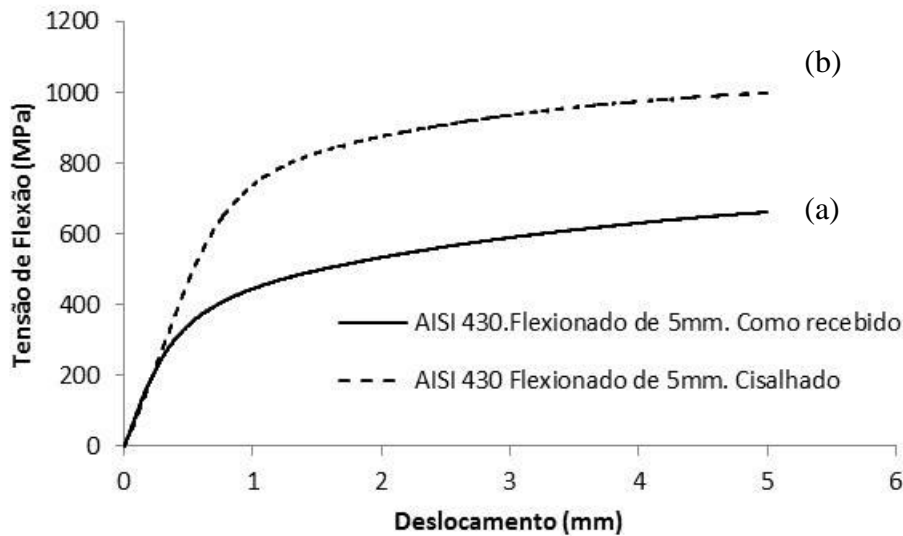


Fonte: Próprio autor.

A amostra pré-deformada em cisalhamento endureceu como resultado do encruamento prévio decorrente do cisalhamento direto quando comparado com a amostra que foi apenas flexionada.

De modo a facilitar a visualização desse endurecimento causado pelo cisalhamento prévio, a Figura 25 apresenta as duas curvas de tensão em flexão, em função do deslocamento combinadas para o aço AISI 430.

Figura 25 - curvas tensão em flexão em função do deslocamento para o aço AISI 430: material no estado como recebido (a) e material pré-cisalhado (b).



Fonte: Próprio autor.

5.1.3 Cisalhamentos direto e cíclico acompanhados por dobramento

O aço AISI 430, no estado como recebido, foi cisalhado monotonicamente de 28% de deformação cisalhante, assim como deformado ciclicamente em cisalhamento direto e reverso com amplitude também igual a 28% de deformação cisalhante para, em seguida, ser dobrado de 90°.

Como modo de mensurar a influência do modo de solicitação na resistência mecânica do aço AISI 430, a Tabela 6 apresenta os valores de média amostral da dureza Vickers dos materiais cisalhados e dobrados.

Tabela 6 – Valores da média de dureza Vickers da amostras cisalhadas e dobradas

Modo de Deformação	Valor de Microdureza (HV)
Cisalhamento Direto + Dobramento 90°	198,67
Cisalhamento cíclico + Dobramento 90°	210,00
Dobrado 90°	211,67

Fonte: Próprio autor.

Nota-se que o material mais macio foi aquele que foi dobrado depois de ter sido cisalhado monotonicamente de 28% de deformação cisalhante, acompanhado pelo material deformado ciclicamente e, em seguida, dobrado. Por fim, o material mais duro foi aquele no estado como recebido, que foi apenas dobrado.

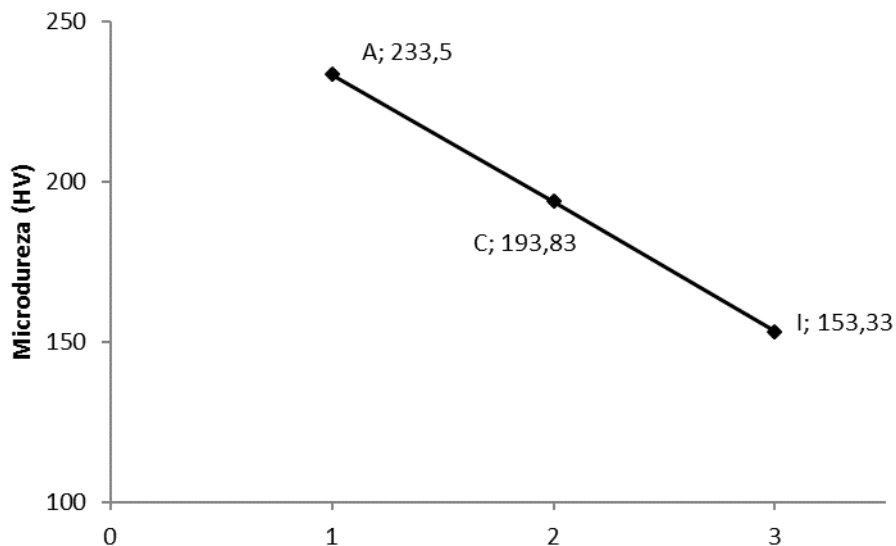
Os resultados sugerem que o dobramento amaciou o material pré-deformado em cisalhamento quando comparado com o material sem cisalhamento prévio. Contudo, o material que foi submetido a algum tipo de processamento mecânico exibiu dureza Vickers sempre maior que a do material no estado como recebido.

5.2 Resistência mecânica avaliada pela dureza Vickers

Como já mencionado neste texto, todas as amostras passaram por testes de microdureza vickers (HV). Esses valores representam uma medida da resistência mecânica do aço AISI 430. O aumento no valor significa o endurecimento da amostra e pode ser altamente desejado em determinadas aplicações, como por exemplo, para aumentar a resistência ao desgaste, ainda que pudesse gerar transtorno pela piora da condição de formabilidade do material devido à diminuição da ductilidade.

A Figura 26 mostra os valores de microdureza Vickers das amostras A, C e I após o fim de suas rotas de conformação. O intuito dessa comparação é determinar o efeito da quantidade de deformação, na microdureza do AISI 430.

Figura 26 – Valores de microdureza pra amostras com diferentes deformações.



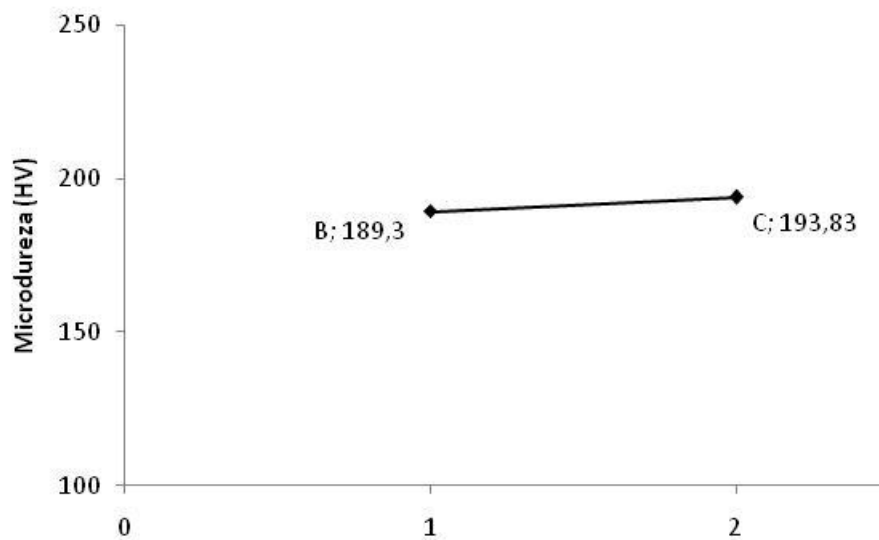
Fonte: Próprio autor.

O valor de I serve como controle, uma vez que ele não sofreu nenhum tipo de deformação. A amostra A recebeu 92% de deformação em cisalhamento, enquanto C apenas 28% em deformação cisalhante. É possível perceber que ocorre um aumento linear na

microdureza com o aumento da deformação, ou seja, em situações de conformação em que se deseja prever essa propriedade final para deformações monotônicas, essa relação pode ser aplicada.

A segunda comparação se refere ao comportamento do AISI 430 quando ele sofre cisalhamento do tipo Bauschinger. A Figura 27 compara o valor de microdureza após ele sofrer apenas carregamento direto com uma amostra do mesmo material que sofreu cisalhamento direto e inverso.

Figura 27 – Microdureza da amostra com e sem carregamento do tipo Bauschinger.

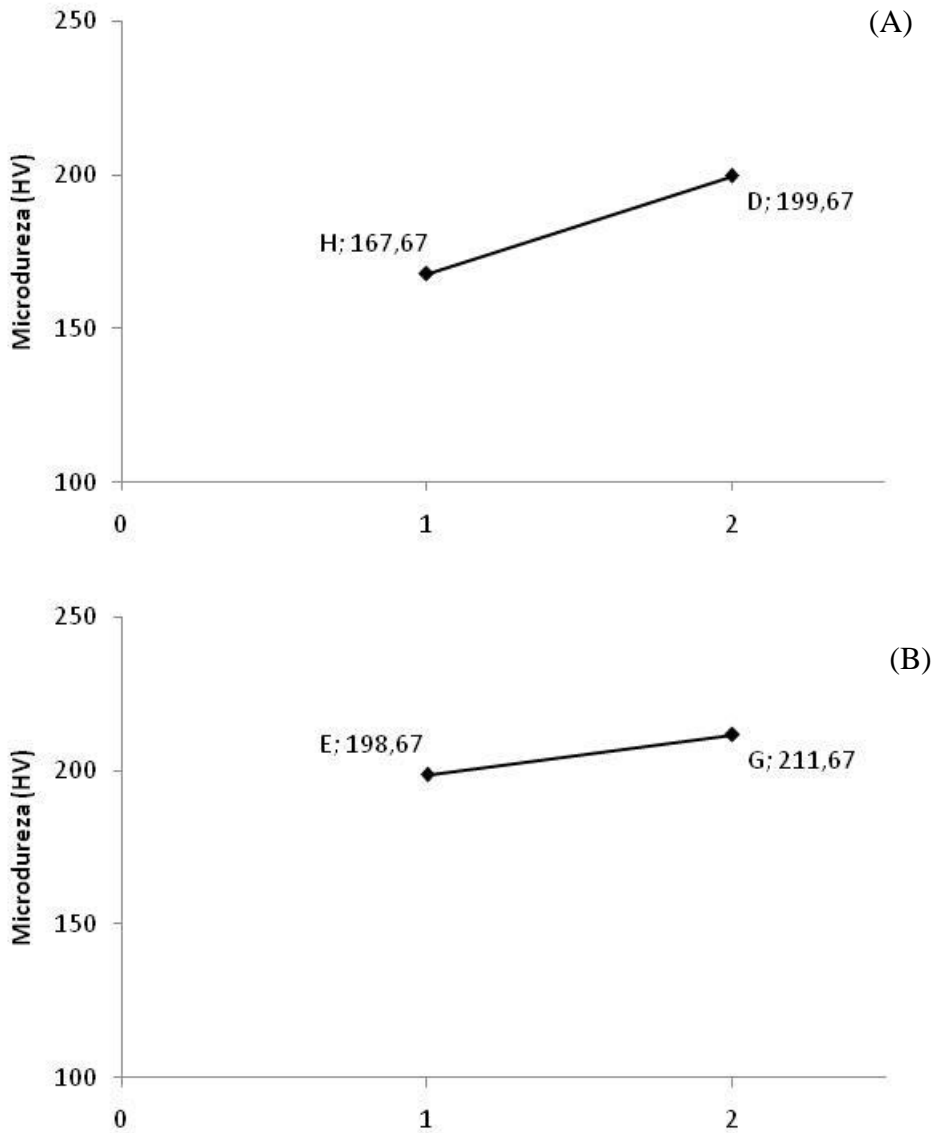


Fonte: Próprio autor.

Os valores praticamente não mostraram diferença quanto ao valor de microdureza. A amostra B que sofreu o carregamento de cisalhamento do tipo Bauschinger, apresentou uma queda em relação a C que sofreu apenas o cisalhamento direto. A pequena diferença não nos dá maiores informações, e pode ser considerada como erro normal do processo de medição.

A Figura 28 apresenta o comportamento do material em estudo, quando dobrado e flexionado, com e sem pré-deformação. Um importante alvo de quem realiza esses processos de conformação é melhorar a ductilidade do material, evitando que ele trinque ou desenvolva defeitos superficiais.

Figura 28 – Microdureza para flexionadas com e sem pré-deformação (A) e amostras dobradas com e sem pré-deformação (B).



Fonte: Próprio autor.

A amostra que sofreu flexão teve aumento de dureza com a presença de pré-deformação (D), enquanto no dobramento o efeito ocorreu de modo inverso, ou seja, a amostra pré-deformada (E) apresentou dureza menor do que aquela que não foi pré-deformada (G). Isso pode ser justificado pela menor deformação em flexão e modo de aplicação mais brando, ou seja, para a estrutura formada em pré-deformação, o encruamento do material é maior com menores velocidades e amplitudes de deformação, portanto o valor final da amostra pré-deformada é maior.

6 CONCLUSÕES

Após submeter o AISI 430, tipo E, a diferentes modos e rotas de conformação foi possível o mapeamento de suas propriedades mecânicas sob diferentes modos de esforço. Com isso, se pode concluir que:

- O AISI 430 representa grande deformação elástica em cisalhamento, superior a 92%.
- Quando submetido a carregamentos cíclicos o AISI 430 apresenta aumento em sua ductilidade, devido ao Efeito Bauschinger, e o valor desse efeito para carregamentos com 28% de deformação cisalhante é de 189,22MPa, além de variação de tensão igual 8,14MPa.
- O encruamento gerado em pré-deformação faz com que o valor necessário em sua flexão aumente.
- A dureza final do AISI 430 é inversamente proporcional a quantidade de deformação em amostras que passaram por rotas de cisalhamento seguido de dobramento. Amostras sem deformação apresentam dureza superior àquelas pré-deformadas em cisalhamento, e quando ocorre carregamento cíclico a dureza também é maior se comparado àquela que sofreu apenas cisalhamento direto.
- Amostras que sofreram apenas deformação cisalhante direta também tiveram medidas as suas durezas para diferentes magnitudes. E pode-se concluir que quanto maior a deformação em cisalhamento, maior a dureza final.
- Quando ocorre carregamentos cisalhantes cíclicos o material apresenta menor dureza do que quando cisalhado apenas diretamente, porém os valores se mostraram bem próximos.
- Em amostras pré-deformadas em cisalhamento e posteriormente flexionadas o AISI 430 apresentou aumento de dureza comparadas àquelas apenas flexionadas no estado como recebido, devido a menor velocidade de deformação.
- Amostras pré-deformadas em cisalhamento e posteriormente dobradas em 90° apresentaram diminuição na dureza comparadas àquelas apenas dobradas.

REFERÊNCIAS

- ABEL, A; MUIR, H. Bauschinger Effect and Discontinuous Yielding. *Philosophical Magazine*, v. 27, n. 3, p. 585-594, 1973.
- APERAM Catálogo. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações**. Disponível em: <<http://www.acesita.com.br/port/arquivos/Acos-Inoxidaveis-Aplicacoes-e-Especificacoes.pdf>>. Acesso em: 15 setembro 2015.
- ASM, I. **ASM Handbook: forming and forging**. v. 14. USA: ASM International, 1993. 2110p.
- BAUCCIO, M. Properties and applications of structural materials. In: BAUCCIO, M. **ASM Reference Book**. 3a ed. Ohio: ASM, 2007. pp.112-246.
- BAUSCHINGER, J. **Civiling**. N.F. 27, 1881. pp.289–348.
- BHATTACHARJEE, P. P; SAHA, S.; GATTI, J. R. Effect of change in strain path during cold rolling on the evolution of microstructure and texture in Al and Al-2.5%Mg. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v.23 (2), 2014. pp.458-468.
- BRADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMB, R. W. K. **Steels: Microstructure and properties**. 3. ed. Oxford: Elsevier Ltda., 2006.
- BRAGA, M.T. **Análise Comparativa de Recuperação Elástica de Chapas Dobradas pelos Processos Convencional e Não Convencional Utilizando Elastômero**. São José dos Campos-SP, Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA, 2009. 169p. (dissertação).
- CAO, Y.; KARLSON, B.; AHLSTROM, J. **Temperature and strain rate effects on the mechanical behavior of dual phase steel**. Department of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology, SE-412 96 Gothenburg, Sweden, 2015.
- CARVALHO, M. A. N. Módulo Geral: Catálogo de Produtos Inox da Acesita. **Anais do Seminário Inox 2000**. Roças Novas, 2000.
- CASTRO, G. M. **Estudo da oxidação a Quente no Aço Inoxidável Ferrítico ABNT 430**. Belo Horizonte–MG: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2005. 139p. (dissertação em Engenharia de Materiais).
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**. 2ª ed. São Paulo: McGraw-Hill, v. II, 1977. 315p.
- COBB, H. M. **Steel Products Manual: Stainless Steel**. Warrendale: Iron and Steel Society, 1999.
- DAGNESE, J. **Análise do comportamento elasto-plástico de um aço AISI 1045 em baixas deformações**. Porto Alegre-RS: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2012. (dissertação).
- DIETER, G. E.; BACON, D. **Mechanical Metallurgy: SI Metric**. 2ª ed. Londres: McGraw – Hill Book Company, 1988. 751p.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3rd. XXIII, New York: McGraw-Hill, 1986. 751p.

DOEGE; BEHRENS, B. A. **Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen**. 2ed. Hannover: Libniz Universität Hannover, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen, 2010. 916p.

FAKIR, O.; WANG, L.; BALIANT, D.; DEAR, J. P.; JIANGUO, L. **Predicting effect of temperature, strain rate and strain path changes on forming limit of lightweight sheet metal alloys**. UK: Department of Mechanical Engineering, Imperial College London, 2014. pp.736-741.

HEMMERICH, E. *et al.* The effect of pre-strain on the material behavior and the Bauschinger effect in the bending of hot rolled and aged steel. **Materials Science and Engineering a-Structural Material Properties Microstructure and Processing**. [s/d], 2011.

HOSFORD, W. F. **Mechanical Behavior of Materials**. 2nd. Xv, Cambridge; New York: Cambridge University Press, 2010. 419p.

LACOMBE, P.; BAROUX, B.; BERANGER, G., **Stainless Steels**. Les éditions de Physique, 2000. pp.437-462.

LIMA, G. R. **[DADOS DA PUBLICAÇÃO]** Bauru-SP: Universidade Estadual Paulista "Júlio De Mesquita Filho" Faculdade de Engenharia, 2011.

(LOPES, 2011).

MAHATO, J. K.; DE, P.S.; SARKAR, A.; KUNDU, A.; CHAKRABORTI, P.C. Effect of deformation mode and grain size on Bauschinger behavior of annealed copper. **International Journal of fatigue**, West Bengal, India. 2016. pp. 42-52 (prelo).

MARCONDES, P. V. P. Manufatura de chapas metálicas: dobramento Ferramental. **Revista Brasileira da Indústria de Ferramentas**, 01 Agosto 2009. pp.27-32.

MORO, N.; AURAS, A. P. Processos de Fabricação: Conformação Mecânica II. **Extrusão, Trefilação e Conformação de Chapas**. Florianópolis: Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina, 2006.

NESTEROVA, E. V.; BACROIX, C.; TEODOSIU, C. Experimental observation of microstructure evolution under strain-path changes in low-carbon IF steel. **Material Science and Engineering**. Villataneuse-França, 2001. pp.385-389.

PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. **Stainless steels heat treatment**. In: **TOTTEN, G. E. Steel heat treatment: Metallurgy and Technologies**. 2 ed. Portland: CRC Press, 2007. pp.695-735.

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

SCHAEFFER, L. **Conformação de Chapas Metálicas**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004. 193p.

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica**. 1ª ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 1999. 167p.

SCHOLTES, B. *et al.* Die Auswirkungen des Bauschingeffects auf das Verformungsverhalten Stahl Ck 45, **Steel Research** **56**. N°. 3, 1985. pp.157-162.

SILVA, J. M. F. **Melhoria na lingotabilidade do aço inoxidável ferrítico AISI 409 na ArcelorMittal Inox do Brasil**. Belo Horizonte, MG: Escola de engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2009. (dissertação em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

TUSSOLINI, M. *et alii.* Estudo do comportamento eletroquímico do benzotriazol e benzimidazol na oxidação do aço inoxidável tipo ABNT 304. **Revista Escola de Minas (REM)**, v. 60, n. 1, 2007.

TRUMAN, J. E. Stainless Steels. **A comprehensive treatment**. Wurzburg: Wiley-VHC, 2005. pp.529-581.

WANG, Z. Residual Stress in the forming of Materials. TOTTEN, G. E; HOWES, M. A. H; INOUE, T. **Handbook of residual stress and deformation of steel materials Park**, v.II, Ohio: ASM International, 2002. 499p.