

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

GLAYDSON STENER PINHEIRO DE OLIVEIRA

ESTUDO DO EFEITO DA CONDIÇÃO INICIAL DO AÇO AISI 430 PARA
POSTERIOR TRABALHO A FRIO

BELO HORIZONTE

2015

GLAYDSON STENER PINHEIRO DE OLIVEIRA

**ESTUDO DO EFEITO DA CONDIÇÃO INICIAL DO AÇO AISI 430 PARA
POSTERIOR TRABALHO A FRIO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de graduação em Engenharia de Materiais no 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

2015

GLAYDSON STENER PINHEIRO DE OLIVEIRA

**ESTUDO DO EFEITO DA CONDIÇÃO INICIAL DO AÇO AISI 430 PARA
POSTERIOR TRABALHO A FRIO**

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

Aprovado em 09/07/2015

BANCA EXAMINADORA

Prof. Wellington Lopes

Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Frederico de Castro Magalhães

Leonardo Neves

AGRADECIMENTOS

Seria difícil citar nomes, uma vez que eles seriam muitos e alguns poderiam ser esquecidos.

Não me restrinjo aqui a agradecer somente àqueles pertencentes ao âmbito acadêmico. Agradeço aqui à todos que, de uma maneira acadêmica, profissional ou pessoal, sabem que participaram deste trabalho juntamente comigo.

Agradeço pelos momentos proporcionados à mim durante todo o curso e agradeço aos que estiveram presentes neles.

Assim, agradeço por todos os meus amigos que me ajudaram de maneira direta ou indireta nesta jornada, uma dentre muitas outras que virão.

“Se você é a pessoa mais inteligente da sala,
você está na sala errada.”

(Anônimo)

RESUMO

A utilização de chapas de aço inoxidável tem tido um enorme crescimento no cenário mundial. Segundo dados divulgados pelo Fórum Internacional de Aço Inox (ISSF: International Stainless Steel Fórum), a produção mundial de aço inoxidável foi de 32,1 milhões de toneladas. Diante deste fato, verifica-se necessário estudar mais a fundo o processo de conformação mecânica dos aços inoxidáveis. Neste trabalho, são impostas três diferentes condições iniciais para o aço inoxidável AISI 430 e são realizados ensaios de cisalhamento no aço sob cada uma dessas condições, com o intuito de verificar as diferenças entre as três condições e como elas influenciam num posterior trabalho a frio realizado neste aço.

A partir deste trabalho, percebeu-se que o aço AISI 430, após recozimento a 900°C por 1 hora, endurece após tensões de cisalhamento monotônicas e cíclicas, em comparação a amostras desse aço como recebido de fábrica e calandrado. Verifica-se que o encruamento foi o principal responsável por este endurecimento.

Palavras-chaves: AISI 430A, trabalho a frio, cisalhamento

ABSTRACT

The use of stainless steel has had a huge growth on the world scenario. According to data released by the International Stainless Steel Forum, global stainless steel production was 32.1 million tons. Given this fact, there is need of further studies in the area of mechanical forming process of stainless steel. In the present work, it was imposed three different initial conditions for a stainless steel AISI 430 and shear tests are performed on the steel under each of these conditions, in order to verify the differences between the three conditions and how they influence a later cold work done in this steel.

From this work, it was noticed that the AISI 430 steel after annealing at 900 ° C for 1 hour, hardens after monotonic and cyclic shear stresses, compared to that steel samples as received from factory and calendering. It was found that the work hardening was responsible for the hardening that the steel have suffered.

Keywords: AISI 430, cold work, shear stress.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Família dos aços inoxidáveis ferríticos	16
Figura 2 - Família dos aços inoxidáveis austeníticos	17
Figura 3 - Família dos aços inoxidáveis martensíticos	19
Figura 4 - Representação esquemática da transformação para o recozimento pleno	21
Figura 5 – Processos de conformação mecânica	23
Figura 6 – Representação das faixas de temperatura (TF – trabalho a frio; TM – trabalho a morno e TQ – trabalho a quente) e da escala homóloga	24
Figura 7 – Curva tensão-deformação e o efeito do encruamento	25
Figura 8 - Variação da curva tensão-deformação para o ferro puro em função da temperatura	26
Figura 9 - Variação da tensão de fluxo com a taxa de deformação para a liga de alumínio 6063-O em diferentes valores de temperatura	27
Figura 10 – Aumento do limite de escoamento e de resistência e diminuição do alongamento devido ao encruamento produzido pelo trabalho a frio	27
Figura 11 – Variação da tensão de compressão com a deformação em função da temperatura	29
Figura 12 - Curvas tensão-deformação que caracterizam o encruamento de um material submetido a um carregamento com inversão no sentido de deformação: (1) encruamento isotrópico, (2) encruamento cinemático	33
Figura 13 – Micrografia via microscopia eletrônica de transmissão num grão de uma amostra pré-deformada em tração de 0,20 na direção de laminação, vista no plano longitudinal (1); representação esquemática da microestrutura: contornos de blocos de células paralelos ao plano {110} e blocos de células com orientação aleatória (2)	35
Figura 14 – Sequência ortogonal (tração/tração90°) para o aço inoxidável SAF 2304	38
Figura 15 - Rota tração/compressão para a liga de alumínio AA6022-T4	40
Figura 16 - Curvas tensão verdadeira em função da deformação plástica: (1) sequência tração / fadiga; (2) sequência fadiga / tração	41
Figura 17 - Estrutura de saturação de discordâncias para a rota tração / fadiga após: (1) a pré-deformação em tração de 0,02 seguida por fadiga e (2) a pré-deformação em tração de 0,10 seguida por fadiga	42
Figura 18 - Estrutura de saturação de discordâncias para a rota fadiga / tração após: (1) recozimento da amostra e deformação em fadiga, (2) a pré-deformação em fadiga	

seguida por deformação em tração até 0,05; (3) a pré- deformação em fadiga com amplitude deformação plástica de 3.10^{-3} seguidas por deformação em tração até 0,10 e (4) o recozimento da amostra e deformação em tração até a ruptura	43
Figura 19 - Microbandas desenvolvidas na sequência laminação 0,20 / tração 0,5, sendo a tração feita a 90° em relação à laminação prévia	45
Figura 20 - Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a rota tração / torção cíclica: (1) aço e (2) latão e curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a sequência torção cíclica / tração: (3) aço e (4) latão, (CORRÊA et al. 2003).	46
Figura 21 - Ilustrações esquemáticas do dispositivo desenvolvido para a realização do teste cíclico em chapas metálicas (tração / compressão)	47
Figura 22 – Guilhotina usada no corte das amostras a partir da chapa	49
Figura 23 - Forno no qual os tratamentos térmicos foram realizados	50
Figura 24 - Máquina na qual a calandragem das amostras foi realizada	51
Figura 25 - Microdurômetro utilizado para medir a dureza do aço AISI 430 como recebido	53
Figura 26 - Máquina universal de ensaios Instron 5582 com o dispositivo para ensaio de cisalhamento montado	54
Figura 27 - Extensômetro utilizado no ensaio de cisalhamento	55
Figura 28 – Difratorômetro utilizado para a realização do ensaio de difração de raio-x	56
Figura 29 – Microscópio ótico Fortel utilizado no ensaio	57
Figura 30 – Comparação dos ensaios de cisalhamento monotônico para cada uma das condições	58
Figura 31 - Curvas cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para as amostras calandradas	59
Figura 32 - Curvas cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para as amostras recozidas	59
Figura 33 - Curvas cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para as amostras como recebido	60
Figura 34 – Carregamentos cíclicos com 10% de deformação cisalhante para as três condições analisadas	61
Figura 35 - Carregamentos cíclicos com 50% de deformação cisalhante para as três condições analisadas	61
Figura 36 – Carregamento combinado para a amostra calandrada com 10% de deformação cisalhante	62

Figura 37 - Carregamento combinado para a amostra calandrada com 50% de deformação cisalhante	63
Figura 38 - Carregamento combinado para a amostra de aço como recebido com 10% de deformação cisalhante	63
Figura 39 - Carregamento combinado para a amostra de aço como recebido com 50% de deformação cisalhante	64
Figura 40 - Carregamento combinado para a amostra recozida com 10% de deformação cisalhante	64
Figura 41 - Carregamento combinado para a amostra recozida com 50% de deformação cisalhante	65
Figura 42 – Gráfico de $\Delta\tau$ para cada uma das condições em relação a quantidade de deformação cisalhante.	66
Figura 43 – Difratoograma do aço AISI 430 recozido	67
Figura 44 – Micrografia do aço como recebido	68
Figura 45 – Micrografia do aço no estado recozido	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço AISI 430 utilizado	48
Tabela 2 - Dimensões das amostras de aço AISI 430 como recebido (Re)	49
Tabela 3 - Dimensões das amostras de aço AISI 430 após realização de tratamento térmico (O)	51
Tabela 4 – Dimensões das amostras de aço AISI 430 após calandragem (Calan)	52
Tabela 5 - Valores para τ máximo para os carregamentos direto e reverso e a diferença entre os mesmos para cada condição e cada deformação cisalhante	65
Tabela 6 – Valores obtidos a partir do ensaio de microdureza realizado na amostra do aço AISI 430	69

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	12
2.	OBJETIVO	14
2.1.	Objetivo geral	14
2.2.	Objetivos Específicos	14
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1.	Aços Inoxidáveis	15
3.1.1.	<i>Aços Inoxidáveis Ferríticos</i>	15
3.1.2.	<i>Aços Inoxidáveis Austeníticos</i>	17
3.1.3.	<i>Aços Inoxidáveis Martensíticos</i>	18
3.1.4.	<i>Aços Inoxidáveis Duplex</i>	19
3.2.	Tratamentos Térmicos	20
3.2.1.	<i>Recozimento total ou pleno</i>	20
3.2.2.	<i>Recozimento isotérmico ou cíclico</i>	22
3.2.3.	<i>Recozimento para alívio de tensões</i>	22
3.2.4.	<i>Recozimento em caixa</i>	22
3.2.5.	<i>Esferoidização</i>	22
3.3.	Conformação mecânica	23
3.3.1.	<i>Encruamento</i>	25
3.3.2.	<i>Trabalho a Frio</i>	27
3.3.3.	<i>Trabalho a Quente</i>	28
3.3.4.	<i>Trabalho a Morno</i>	30
3.4.	Comportamento Mecânico versus Trajetória de Deformação	32
3.4.1.	<i>Rotas de carregamentos monotônicos combinados</i>	37
3.4.2.	<i>Rotas de carregamentos cíclicos</i>	40
3.4.3.	<i>Métodos de ensaios</i>	47
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	48
4.1.	Descrição Geral do Trabalho Realizado	48
4.1.1.	<i>Tratamento Térmico</i>	49
4.1.2.	<i>Calandragem</i>	51
4.1.3.	<i>Caracterização Mecânica</i>	52
4.1.4.	<i>Ensaio de Cisalhamento</i>	53

5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
6.	CONCLUSÃO	70
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	71

1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável é uma liga de ferro e cromo que também pode conter níquel, molibdênio e outros elementos. Este tipo de aço apresenta propriedades físico-químicas superiores aos aços comuns e a alta resistência à oxidação atmosférica é a sua principal característica. As principais famílias de aços inoxidáveis são os ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex, que são classificados deste modo de acordo com sua estrutura cristalina.

Os aços inoxidáveis são empregados nos seguintes segmentos de mercado:

- Eletrodomésticos: grandes e pequenos;
- Automóveis: produção de peças para veículos;
- Construção: edifícios, plataformas, casas, entre outros;
- Indústria: alimentação, petróleo, produtos químicos, entre outros;
- Setor de Serviços: fachadas e placas de sinalização visual.

A resistência à corrosão, as propriedades higiênicas e estéticas e a resistência mecânica fazem do aço inoxidável um material muito atrativo para satisfazer diversos tipos de aplicação.

Dados divulgados em 2011 pelo Fórum Internacional de Aço Inox (*ISSF: International Stainless Steel Fórum*) mostraram que a produção mundial de aço inoxidável foi de 32,1 milhões de toneladas, representando um crescimento de 3,3% em relação a 2010. A Ásia (excluindo a China) registrou queda na sua produção de aço inoxidável de 2,7%, o que equivale a 8,8 milhões de toneladas em 2011 e os países que registraram aumento foram a Coreia do Sul (5,3%) e a Índia (7,0%). A China teve uma produção de 12,6 milhões de toneladas, o que significa um aumento de 11,9% em relação a 2010. Na Europa Ocidental e África, a produção permaneceu estável, sem grandes variações, com 7,9 milhões de toneladas. No entanto, apesar do aumento de 14,1%, a Europa Central e Oriental registrou uma produção de 387 mil toneladas, quantidade não muito expressiva a nível mundial. Nas Américas houve alta de 4,7% em relação a 2010, com 2,5 milhões de toneladas.

Diante destes dados percebe-se que a utilização de aço inoxidável tende a crescer, e a utilização do mesmo se mostra cada vez mais corriqueira. Para tal, o processo de conformação

mecânica do mesmo deve ser otimizado, e, para isso, devemos entender como o aço em questão se comporta quando ele é conformado mecanicamente.

Dentre as diversas variáveis que afetam a conformação mecânica de um aço, estipulou-se três condições iniciais para a sua conformação, como recebido de fábrica, recozido e calandrado, e realizou-se ensaios que possibilitam retirar dados para entendermos melhor o processo de conformação do aço.

A técnica escolhida para simular as condições de conformação mecânica do aço inoxidável foi pela realização de ensaios mecânicos por cisalhamento, uma vez que o teste de cisalhamento, dentre vários outros métodos de ensaios mecânicos, se mostrou o mais adequado para permitir a reprodução das condições de deformação presentes em processos reais de conformação de chapas.

2. OBJETIVO

O presente trabalho possui os objetivos abaixo citados.

2.1. Objetivo geral

Este trabalho tem o objetivo geral de investigar como as condições iniciais do aço AISI 430 influenciam no trabalho a frio posteriormente realizado no mesmo.

2.2. Objetivos Específicos

- Preparação de amostras de aço AISI 430 em três condições – como recebido, recozido e calandrado.
- Deformação das amostras por meio de ensaios de cisalhamento para verificar como as mesmas se comportam diante de cisalhamentos monotônicos e cisalhamentos cíclicos;
- Caracterização mecânica das amostras do material nas três condições estipuladas, antes e após a execução dos ensaios nas mesmas;
- Análise sobre potenciais endurecimentos ou amaciamentos nas amostras, de acordo com a condição inicial de cada uma delas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Inoxidáveis

Aço inoxidável é o termo empregado para identificar famílias de aços contendo, no mínimo, 11% de cromo. Esta porcentagem de cromo garante a estes aços a propriedade de elevada resistência a corrosão. O cromo, disperso no aço de forma homogênea, quando entra em contato com o oxigênio do ar forma uma camada fina, contínua e resistente de óxido de cromo (Cr_2O_3) por toda a superfície do aço, chamada de camada apassivadora. Esta superfície é estável e, portanto, protege o aço contra ataques corrosivos do meio ambiente (MESQUITA & Rugani, 1997).

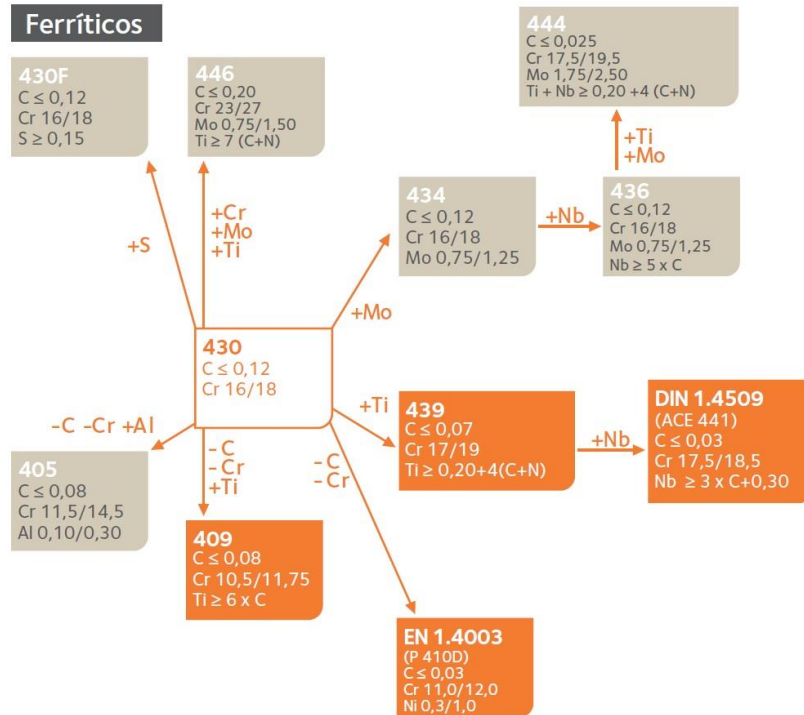
Com o objetivo de elevar a sua resistência a corrosão e melhorar as suas propriedades físicas e mecânicas, outros elementos podem ser adicionados ao aço inoxidável, como o níquel, molibdênio, titânio, nióbio, entre outros.

A classificação destes aços é baseada na microestrutura usual dos mesmos, resultante do balanço de elementos de liga e dos tratamentos térmicos e mecânicos aplicados (MODENESI, 2011).

3.1.1. Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas Fe-Cr, com teor de cromo variando de 11 a 30% e um teor de carbono relativamente baixo (geralmente inferior a 0,12%). Estes aços não são temperáveis devido a sua baixa porcentagem de carbono, e a sua granulação só pode ser refinada combinando-se adequadamente trabalho mecânico e recozimento no material. Eles podem ser fragilizados pela precipitação de compostos intermetálicos quando expostos à temperaturas em torno de 500°C. Quando recozidos, possuem valores de tenacidade e ductilidade satisfatórios à temperatura ambiente (MODENESI, 2011). Os aços dessa família são aços magnéticos e com estrutura cúbica de corpo centrado (CARBÓ, 2008). A Figura 1 mostra a família dos aços inoxidáveis ferríticos e as composições gerais para cada um dos tipos dos aços dessa família

Figura 1 - Família dos aços inoxidáveis ferríticos



Fonte: CARBÓ, 2008

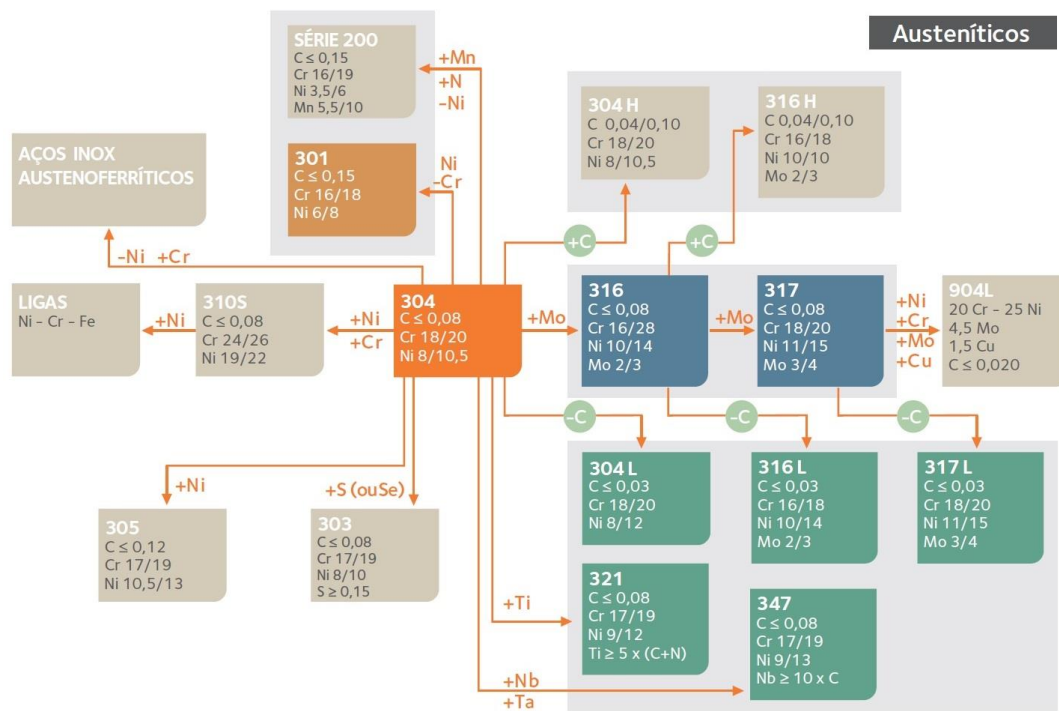
O tipo mais popular da família dos aços inoxidáveis ferríticos é o AISI 430. Como possui teor de cromo entre 16 a 18%, é um material que apresenta ótima resistência à corrosão. Possui também boa capacidade de estampagem, embora nas estampagens profundas não podem ser conseguidas com este tipo de aço. A maior limitação para a utilização deste aço é a sua soldabilidade, uma vez que soldas realizadas nele são frágeis e de menor resistência a corrosão. Isso se deve a formação parcial de martensita (mesmo tendo baixo teor de carbono), a precipitação de carbonitretos de cromo e o excessivo crescimento do tamanho do grão nas regiões soldadas, levando ao mal desempenho do aço AISI 430 na soldagem. Portanto, soldas de alta responsabilidade não devem ser realizadas com esse material (CARBÓ, 2008).

Os aços inoxidáveis ferríticos são usados em aplicações envolvendo o ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas, utensílios para cozinha e laboratórios, em aplicações à alta temperatura, baixelas, fogões, geladeiras, pias, sistemas de exaustão de gases em motores de combustão interna, moedas, entre outros (MESQUITA & Rugani, 1997; MODENESI, 2011).

3.1.2. Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são aços não magnéticos com estrutura cúbica de faces centradas. Esta classe de aços inclui as ligas de Fe-Cr-Ni, que formam o grupo mais numeroso dos aços inoxidáveis. As ligas geralmente contêm cerca de 16 a 30% de Cr, 6 a 26% de Ni e menos de 0,3% de carbono. (MODENESI, 2011). A adição de níquel como elemento de liga permite transformar a estrutura ferrítica do aço em austenítica (devido as propriedades gamanogênicas do níquel), e isso tem como consequência a mudança de muitas propriedades no aço. Essa família de aços possui excelente resistência à corrosão (melhorada devido à adição do níquel), excelente ductilidade, excelente soldabilidade, são facilmente conformados à frio, possuem baixo limite de escoamento à temperatura ambiente e limite de resistência elevado. (CARBÓ, 2008; MESQUITA & Rugani, 1997; MODENESI, 2011). O aço AISI 304 (18% de cromo e 8% de níquel) é mais popular da família dos aços inoxidáveis austeníticos. A Figura 2 mostra a família dos aços inoxidáveis austeníticos e as composições gerais para cada um dos tipos dos aços dessa família.

Figura 2 - Família dos aços inoxidáveis austeníticos



Fonte: CARBÓ, 2008

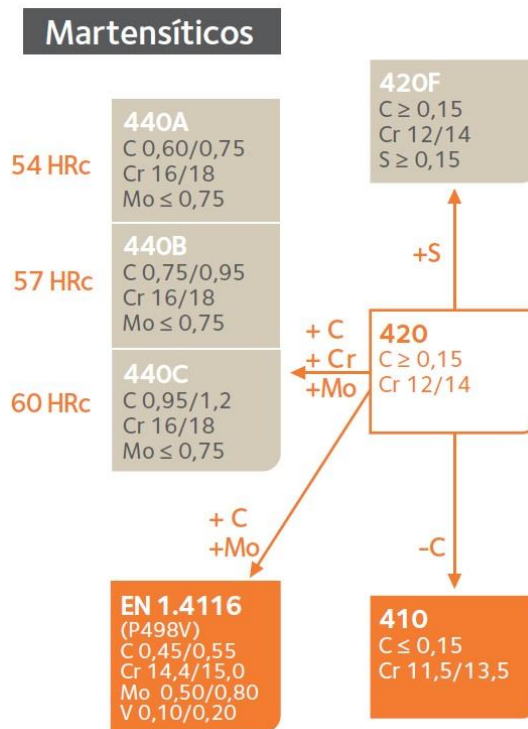
Estes aços são utilizados em temperatura ambiente, em altas temperaturas (até 1150°C) e em baixas temperaturas (condições criogênicas) e, por possuírem grandes possibilidades de aplicação, encontram aplicações na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo e muitas outras. (MODENESI, 2011).

3.1.3. Aços *Inoxidáveis Martensíticos*

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas magnéticas de Fe-Cr-C, com teores de cromo entre 11 e 18% e entre 0,1 e 0,5% (podendo chegar, em alguns casos, a 1%) de carbono (MODENESI, 2011). Nestes aços, o carbono está em uma determinada concentração que permite a transformação da ferrita em austenita em altas temperaturas. Durante o resfriamento deste material, a austenita se transforma em martensita, que é uma fase rica em carbono, é frágil e muito dura. Como são fabricados e vendidos pela indústria siderúrgica no estado recozido, com estrutura ferrítica, eles só terão uma estrutura martensítica (muito duros e pouco dúcteis) após um tratamento térmico de têmpera, e é neste estado que eles possuem boa resistência à corrosão (CARBÓ, 2008). O tipo mais comumente usado deste aço é o AISI 420 (com um pouco mais de 12% de cromo e aproximadamente 0,35% de carbono). A Figura 3 mostra a família dos aços inoxidáveis austeníticos e as composições gerais para cada um dos tipos dos aços dessa família.

A resistência a corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos é inferior à dos outros aços inoxidáveis, porém, são satisfatórias para meios mais fracamente corrosivos. Eles são adequados para aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência a abrasão ou erosão, porém a alta dureza do material temperado faz com que esses materiais sejam muito caros. Eles são usados em componentes de turbinas a gás ou vapor, mancais, peças de cutelaria, instrumentos de medidas, lâminas de corte, correntes para máquinas, discos de freio entre outros (MESQUITA & Rugani, 1997; MODENESI, 2011).

Figura 3 - Família dos aços inoxidáveis martensíticos



Fonte: CARBÓ, 2008

3.1.4. Aços Inoxidáveis Duplex

Os Aços inoxidáveis duplex são ligas de Fe-Cr-Ni-Mo-Ni, que podem conter adições de Cu e outros elementos de liga. Apresentam uma estrutura austeno-ferrítica, com aproximadamente 50% de cada fase. Estes materiais são caracterizados por uma elevada resistência mecânica e resistência à corrosão, particularmente em ambientes contendo cloretos (os quais os aços inoxidáveis austeníticos possuem um pior desempenho) (MODENESI, 2011).

3.2. Tratamentos Térmicos

Tratamento térmico é o nome dado ao conjunto de operações de aquecimento e resfriamento ao qual diversos aços são submetidos, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento. O objetivo principal dos tratamentos térmicos é alterar as propriedades dos aços ou conferir a eles características determinadas (CHIAVERINI, 1986). Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes:

- Aumentar ou diminuir a dureza;
- Aumentar a resistência mecânica;
- Remoção de tensões internas (muitas vezes oriundas de resfriamento não-uniforme ou trabalho mecânico);
- Melhorar a ductilidade do material;
- Melhorar a usinabilidade do material;
- Melhorar a resistência ao calor e a resistência à corrosão;
- Melhorar as propriedades de corte de uma ferramenta;
- Modificar as propriedades elétricas e magnéticas.

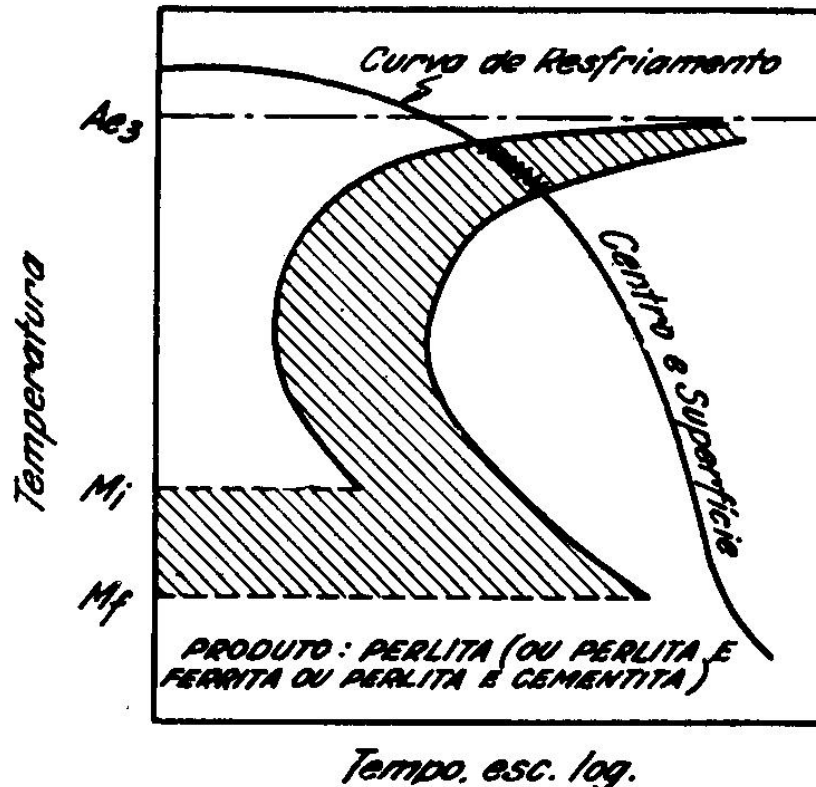
Tratamento térmico de recozimento é realizado com o intuito de remover tensões devidas aos processamentos mecânicos a frio ou a quente realizados em um material, diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade do aço, alterar as propriedades mecânicas como resistência, ductilidade etc., modificar as características elétricas e magnéticas, ajustar o tamanho de grão, regularizar a textura bruta de fusão, remover gases, produzir uma microestrutura definida ou eliminar os efeitos de quaisquer tratamentos mecânicos ou térmicos que o aço tenha sido previamente submetido (CHIAVERINI, 1986).

3.2.1. *Recozimento total ou pleno*

É tipo de tratamento térmico que consiste no aquecimento do aço acima da zona crítica, durante o tempo necessário e suficiente para se ter solução do carbono ou dos elementos de liga no estado ferro gama. A seguir, realiza-se um resfriamento muito lento, mediante o controle da velocidade de resfriamento do forno ou desligando-se o mesmo e

deixando que o aço esfrie ao mesmo tempo que ele. A Figura 4 representa esquematicamente o recozimento pleno (CHIAVERINI, 1986).

Figura 4 - Representação esquemática da transformação para o recozimento pleno



Fonte: CHIAVERINI, 1986

Nas condições mostradas, obtém-se perlita grosseira que é a estrutura ideal para melhorar a usinabilidade dos aços de baixo e médio carbono.

A temperatura ideal para se realizar o recozimento pleno é de aproximadamente 50°C acima do limite superior da zona crítica (linha A₃ do diagrama Fe – Fe₃C) para aços hipoeutetóides e acima do limite inferior (linha A₁ do diagrama Fe – Fe₃C) para os aços hipereutetóides. Para os aços, não se deve ultrapassar a linha superior A_{cm} pois, no caso de ultrapassar essa linha, haveria uma formação de um invólucro contínuo de carbonetos frágeis nos contornos de grão da austenita, fragilizando o material tratado termicamente (CHIAVERINI, 1986).

Esse tratamento térmico requer um tempo muito longo, de modo que as vezes é conveniente substituí-lo por outros tratamentos térmicos.

3.2.2. *Recozimento isotérmico ou cíclico*

Este tratamento térmico consiste no aquecimento do aço nas mesmas condições que as utilizadas para o recozimento total, porém seguido de um resfriamento rápido até uma temperatura situada dentro da porção superior do diagrama de transformação isotérmico. O material é, então, mantido durante o tempo necessário a se produzir a transformação completa. Em seguida, pode-se apressar o resfriamento do material até temperatura ambiente (CHIAVERINI, 2012).

3.2.3. *Recozimento para alívio de tensões*

O tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões consiste no aquecimento do aço a temperaturas abaixo do limite inferior da zona crítica. Este tratamento térmico tem como objetivo aliviar as tensões oriundas da solidificação do material ou produzidas em operações de conformação mecânica a frio, como estampagem profunda, ou em operações de endireitamento, corte por chama, usinagem ou soldagem. As tensões no material começam a ser aliviadas quando temperaturas acima da temperatura ambiente são atingidas. No entanto, é aconselhável que se utilize aquecimento lento até 500°C para garantir resultados satisfatórios (CHIAVERINI, 1986).

3.2.4. *Recozimento em caixa*

É o tratamento térmico utilizado para a proteção de grandes massas ou um número de peças de aço grande, de modo que a superfície acabada das peças seja impedida de ser afetada por oxidação ou outro efeito típico de tratamento térmico. As peças são colocadas no interior do forno, em recipientes previamente vedados. O aquecimento é lento e as temperaturas atingidas encontram-se abaixo da zona crítica, variando entre 600 e 700°C (CHIAVERINI, 1986).

3.2.5. *Esferoidização*

Este tratamento térmico consiste num aquecimento e resfriamento subsequente para se produzir uma estrutura de forma globular ou esferoidal de carboneto no aço. Tem como

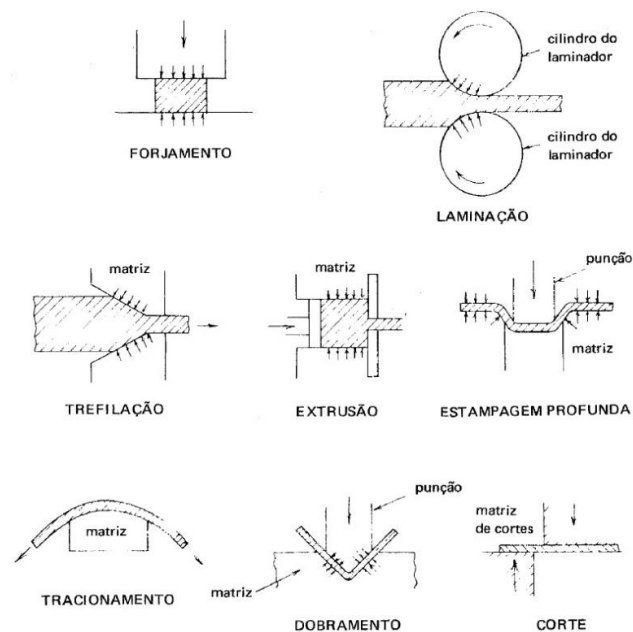
objetivo melhorar a usinabilidade de aços com alto teor de carbono. As maneiras de se produzir tal estrutura são (CHIAVERINI, 1986).

- Aquecer o material a uma temperatura logo acima da linha inferior de transformação e resfriar lentamente a peça;
- Aquecer por um tempo prolongado à uma temperatura logo abaixo da linha inferior da zona crítica;
- Aquecer e resfriar alternadamente entre temperaturas que estão logo acima e logo abaixo da linha de transformação inferior.

3.3. Conformação mecânica

A conformação mecânica para a produção de peças metálicas inclui um grande número de processos como o tracionamento de chapas (esforços de tração), o dobramento (esforços de cisalhamento, tração e compressão), laminação e forjamento (conformação mecânica direta), trefilação de fios e tubos, extrusão e estampagem profunda (conformação mecânica indireta), entre outros. A Figura 5 mostra alguns desses processos de conformação mecânica (CHIAVERINI, 1986).

Figura 5 – Processos de conformação mecânica

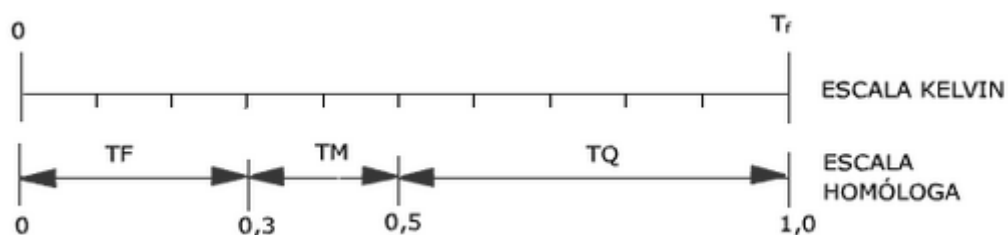


Fonte: CHIAVERINI, 1986

Os processos de deformação plástica nas operações de conformação mecânica dos metais podem ser classificados em trabalho a frio, trabalho a morno e trabalho a quente, em função de uma temperatura específica, chamada temperatura de recristalização (HELMAN, CETLIN, 2005).

Em termos de conformação mecânica, antigamente, definia-se as faixas de temperatura baseadas na temperatura homóloga, permitindo uma normalização do comportamento do metal. Para os metais puros que não sofrem transformação no estado sólido, têm-se como pontos de referência o zero absoluto e a temperatura de fusão, que podem ser traduzidos em graus Kelvin, estabelecendo os limites da escala homóloga, como mostrado na Figura 6 abaixo.

Figura 6 – Representação das faixas de temperatura (TF – trabalho a frio; TM – trabalho a morno e TQ – trabalho a quente) e da escala homóloga



FONTE: Centro de Informação Metal Mecânica – CIMM

Chama-se de trabalho a quente aquele que é executado em temperaturas acima de 0,5 da temperatura de fusão, trabalho a morno, executado na faixa compreendida (grosseiramente) entre 0,3 e 0,5 da temperatura de fusão e trabalho a frio aquele que é executado entre 0 e 0,3 da temperatura de fusão (BRESCIANI FILHO, 1997).

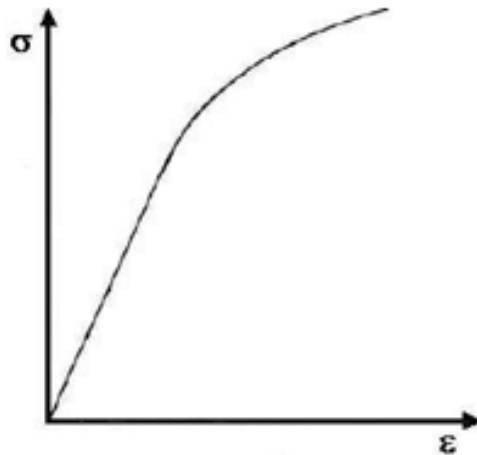
Hoje, é usual definir-se temperatura de trabalho de acordo com a temperatura na qual os processos de trabalho a quente ocorrem, como por exemplo a recristalização e a recuperação. Quando estes fenômenos acontecem, diz-se que o trabalho realizado no material é a quente, e, quando não acontecem, o trabalho é a frio.

Deve-se tomar cuidado ao realizar operações de trabalho mecânico, pois, além do efeito do encruamento, quando o trabalho é realizado a frio, certas anomalias podem ser produzidas como defeitos de casca de laranja (caracterizado por uma superfície extremamente grossa nas regiões que sofreram maior deformação) ou defeitos de linha de distensão (depressões que aparecem ao longo dos planos de máxima tensão de cisalhamento e se espalham se a deformação continuar) (CHIAVERINI, 1986).

3.3.1. Encruamento

O encruamento de um metal consiste no endurecimento por deformação plástica a frio do mesmo. Essa condição de endurecimento do material é representada através do aumento do valor da tensão (σ) em função do aumento da quantidade de deformação plástica (ϵ) que é aplicada no mesmo. O traçado de uma curva tensão-deformação obtida após a realização de um ensaio de tração uniaxial, como mostrado na Figura 7, representa este fenômeno (LOPES, 2009).

Figura 7 – Curva tensão-deformação e o efeito do encruamento



Fonte: LOPES, 2009

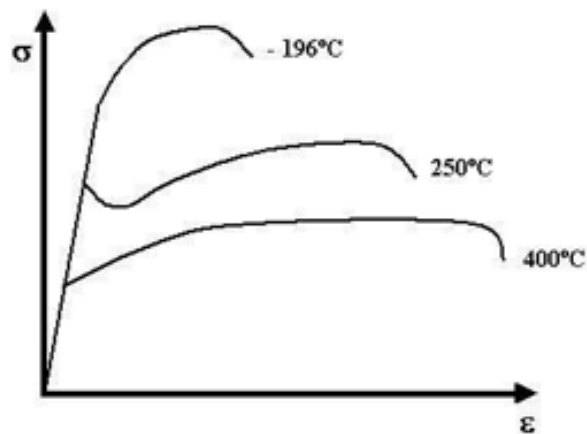
Esse aumento da tensão ocorre uma vez que os metais se deformam plasticamente através do movimento de discordâncias e elas interagem diretamente entre si ou com outras imperfeições, ou indiretamente com o campo de tensões internas de imperfeições e obstáculos. Desse modo, haverá uma redução na mobilidade das discordâncias, que é acompanhada pela necessidade de uma tensão maior para provocar deformação plástica (DIETER, 1981).

Vários fatores afetam o encruamento de um material como a temperatura, a taxa de deformação e como um metal é deformado, ou seja, qual é a sua trajetória de deformação. Um metal deformado plasticamente a frio apresentará uma multiplicação do número de discordâncias e uma maior probabilidade dessas discordâncias encontrarem obstáculos à sua movimentação, o que torna o material mais resistente à deformação plástica. Quando a deformação é feita em altas temperaturas, a estrutura do material é alterada através da produção de novos cristais do metal no estado sólido, processo chamado de recristalização.

Desta maneira, os efeitos do encruamento serão parcial ou completamente revertidos (LOPES, 2009).

De um modo geral, há um aumento da resistência mecânica e perda da ductilidade em temperaturas baixas e um acréscimo da capacidade de deformação plástica em temperaturas altas. No entanto, fenômenos metalúrgicos como o endurecimento por precipitação de carbonetos em temperaturas maiores pode reduzir a ductilidade do material (DIETER 1981). A Figura 8 abaixo mostra a variação da curva tensão-deformação em função da temperatura.

Figura 8 - Variação da curva tensão-deformação para o ferro puro em função da temperatura

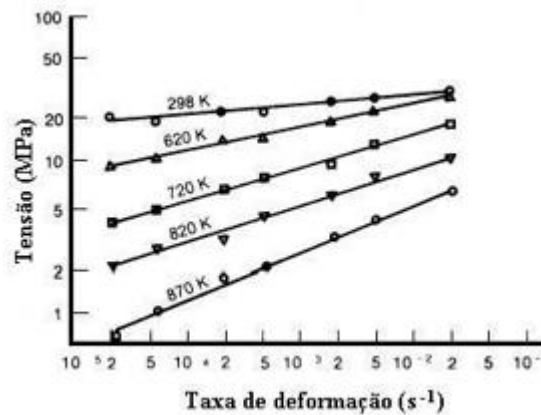


Fonte: DIETER, 1981

Um aumento na variação da deformação por unidade de tempo, ou seja, um aumento na taxa de deformação deixará o material mais resistente e menos dúctil. Entretanto, materiais como o alumínio e suas ligas são menos sensíveis à variação da taxa de deformação que os aços. Essa sensibilidade varia com a temperatura e com a deformação. A dependência da taxa de deformação com as propriedades mecânicas tende a ser maior sob elevadas temperaturas (LOPES, 2009).

A Figura 9 mostra que para uma mesma temperatura, quanto maior a taxa de deformação, maior é o valor da tensão. Esse efeito é intensificado em temperaturas maiores DIETER (1981).

Figura 9 - Variação da tensão de fluxo com a taxa de deformação para a liga de alumínio 6063-O em diferentes valores de temperatura



Fonte: DIETER, 1981

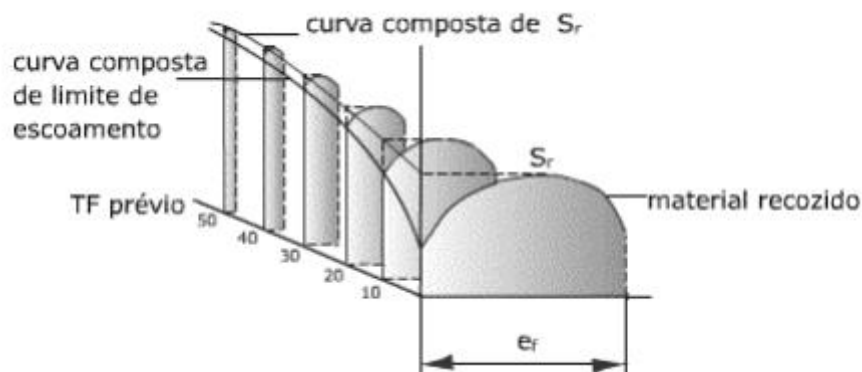
3.3.2. Trabalho a Frio

O trabalho a frio é sempre acompanhado por um encruamento do material, ocasionado pela interação das discordâncias entre si e com outras barreiras, como por exemplo contornos de grão, na rede cristalina, impedindo o movimento das mesmas.

A deformação plástica consequente do trabalho a frio realizado também produz um aumento no número de discordâncias, resultando num elevado estado de tensão interna na rede cristalina devido a interação de todas as discordâncias (BRESCIANI FILHO, 1997).

A Figura 10 abaixo mostra como o trabalho a frio influencia na resistência mecânica do material.

Figura 10 – Aumento do limite de escoamento e de resistência e diminuição do alongamento devido ao encruamento produzido pelo trabalho a frio



FONTE: Centro de Informação Metal Mecânica – CIMM

Ela mostra que o limite de escoamento cresce rapidamente e aproxima-se do limite de resistência S_r , enquanto a ductilidade e_f cai de modo abrupto após uma determinada quantidade de trabalho realizado a frio.

A microestrutura do material trabalhado a frio também é modificada, uma vez que os grãos se alongam na direção de maior deformação (como por exemplo, a direção de laminação, na qual os grãos adquirem formas alongadas), o que ao desenvolvimento de propriedades anisotrópicas pelo material, uma vez que as propriedades dependerão da direção na qual os grãos foram deformados (HELMAN, CETLIN, 2005).

Este trabalho mecânico a frio pode também modificar propriedades mecânicas como a dureza do material, além de produzir melhor acabamento superficial e é um método mais eficiente para se obter produtos com dimensões mais específicas (CHIAVERINI, 1986).

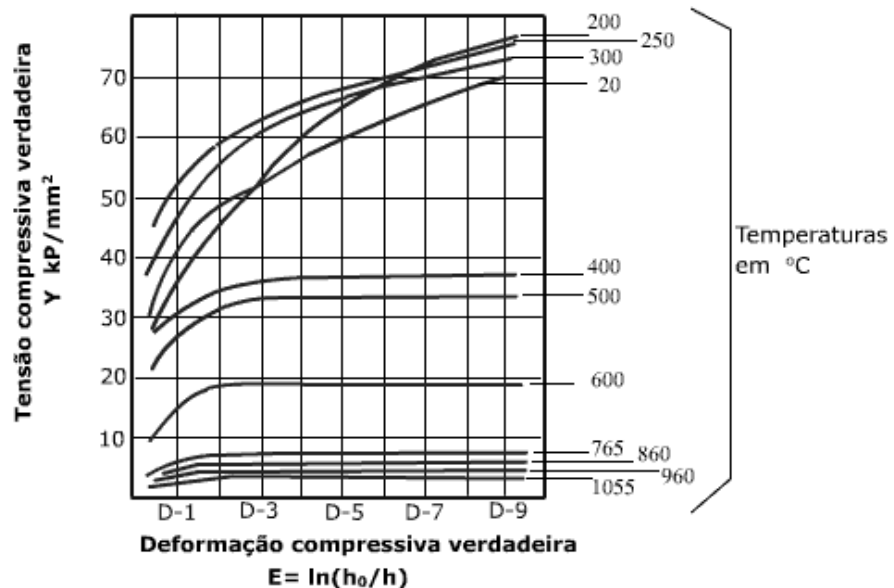
3.3.3. Trabalho a Quente

O trabalho a quente é a primeira etapa da conformação mecânica de diversos metais e ligas. Através do trabalho a quente, menos energia para deformar o material é requerida e uma maior habilidade para escoar plasticamente o material sem o surgimento de trincas é proporcionada. Este tipo de conformação também ajuda a diminuir as heterogeneidades da estrutura dos lingotes fundidos uma vez que as taxas de difusão presentes no trabalho a quente são muito rápidas.

No trabalho a quente há uma intensa vibração térmica, o que facilita a difusão dos átomos no material, o que ajuda na mobilidade das discordâncias, como no aniquilamento das mesmas. É possível, portanto, conseguir grandes níveis de deformação com o trabalho a quente, dado que os processos de recuperação e recristalização no material acontecem juntamente com a deformação (BRESCIANI FILHO, 1997).

Como no trabalho a quente a tensão de escoamento plástico decresce com o aumento da temperatura, necessita-se de muito menos energia para deformar um material, comparando-se ao trabalho a frio ou a morno. A Figura 11 abaixo mostra como a tensão de escoamento varia com a deformação em função da temperatura para um aço baixo carbono.

Figura 11 – Variação da tensão de compressão com a deformação em função da temperatura



FONTE: Centro de Informação Metal Mecânica – CIMM

As operações de trabalho a quente são executadas em múltiplos passes. No geral, os passes intermediários são mantidos com uma temperatura bem acima do limite inferior de trabalho a quente, uma vez que deve-se tirar vantagem da redução na tensão de escoamento nesta fase, apesar do risco de o grão do material sofrer um crescimento. Porém, como geralmente deseja-se um produto de pequeno tamanho de grão, a temperatura dos últimos passes é bem próxima do limite inferior e a quantidade de deformação é elevada (HELMAN, CETLIN, 2005).

Como o encruamento não é aliviado no trabalho a frio, a tensão no material aumenta com a deformação. Assim a deformação que é possível de ser obtida antes que ocorra uma fratura no material é menor no trabalho a frio do que no trabalho a quente. Para que se possa deformar mais o material no trabalho a frio, tratamentos térmicos são realizados a fim de se aliviar os efeitos do encruamento.

Em síntese, as vantagens do trabalho a quente são (CHIAVERINI, 1986):

- Menor energia requerida para deformar o material em comparação ao trabalho a frio;
- Aumento da ductilidade do material trabalhado em relação ao material bruto;
- O trabalho a quente melhora a tenacidade pois refina a estrutura do material;

- Eliminação da granulação grosseira e colunar do material fundido, levando a formação de grãos menores, equiaxiais e recristalizados;
- Aumento da capacidade do material de se deformar sem fraturar.

As desvantagens desse método são:

- O trabalho a quente exige ferramental de material de boa resistência ao calor, aumentando o custo da operação;
- O trabalho a quente não permite a obtenção de dimensões dentro de estreitas tolerâncias;
- Necessidade de um ferramental maior (fornos, manipuladores, entre outros) e um maior gasto de energia para aquecer o material antes da sua conformação mecânica;
- Formação de óxidos na estrutura do material;
- Maior desgaste nas ferramentas;
- Dificuldade na lubrificação;
- Reações entre o metal e a atmosfera do forno, ocasionando perdas de material como descarbonetação e fragilização;

3.3.4. Trabalho a Morno

No trabalho a morno o material recupera parcialmente a sua ductilidade e a tensão de conformação está situada em uma faixa intermediária a do trabalho a frio e a do trabalho a quente.

Os processos de deformação a morno foram desenvolvidos a fim de se aliar as vantagens da conformação a quente e da conformação a frio. O processo de forjamento é o processo mais difundido quando trata-se de trabalho a morno.

Este tipo de conformação mecânica consiste no trabalho de peças em uma faixa de temperatura onde a recuperação ocorre. Portanto, o grau de endurecimento por deformação plástica é menor do que o que se verifica no trabalho a frio (BRESCIANI FILHO, 1997).

O trabalho a morno, comparando-o ao trabalho a quente, apresenta melhor acabamento superficial e melhores dimensões nos produtos acabados, uma vez que menores temperaturas levam a uma diminuição da oxidação e da dilatação do material. Estas vantagens em relação

ao trabalho a quente permitem que menores ângulos de saída sejam utilizados, e, conseqüentemente, maiores cargas para a retirada das peças das matrizes podem ser utilizadas sem deformar o produto (HELMAN, CETLIN, 2005).

Em relação ao trabalho a frio, o processo a morno tem uma redução nos esforços de deformação, o que permite uma melhor conformabilidade de peças mais complexas e de materiais com resistência alta. O trabalho a morno melhora também a ductilidade do material, uma vez que as temperaturas utilizadas são maiores que as do trabalho a frio e a necessidade de recozimentos intermediários são eliminadas, ganhando-se tempo e consumindo mais energia.

A maior desvantagem do trabalho a morno é o aumento do limite de escoamento devido a redução da temperatura de deformação. Um aumento na carga de conformação implica na necessidade de utilizar-se prensas mais potentes e um ferramental mais resistente. Os tarugos utilizados no trabalho a quente podem requerer decapagem para retirar-se carepas e lubrificantes são necessários no processo.

3.4. Comportamento Mecânico em função da Trajetória de Deformação

Tensão de escoamento e encruamento resultam da interação do movimento das discordâncias com os obstáculos existentes na estrutura cristalina. As características mecânicas de um material são dependentes das condições de deformação, uma vez que as interações citadas são anisotrópicas e podem ser parcialmente ativadas termicamente. Assim, testes com variação na taxa de deformação e testes com resfriamento ou aquecimento realizados de maneira brusca são métodos muito comumente usados para descrever o comportamento mecânico apresentado pelos metais. No entanto, quando se trata de trabalho a frio a sensibilidade da taxa de deformação ou da dependência da temperatura em relação a tensão é pequena (RAUCH 1998).

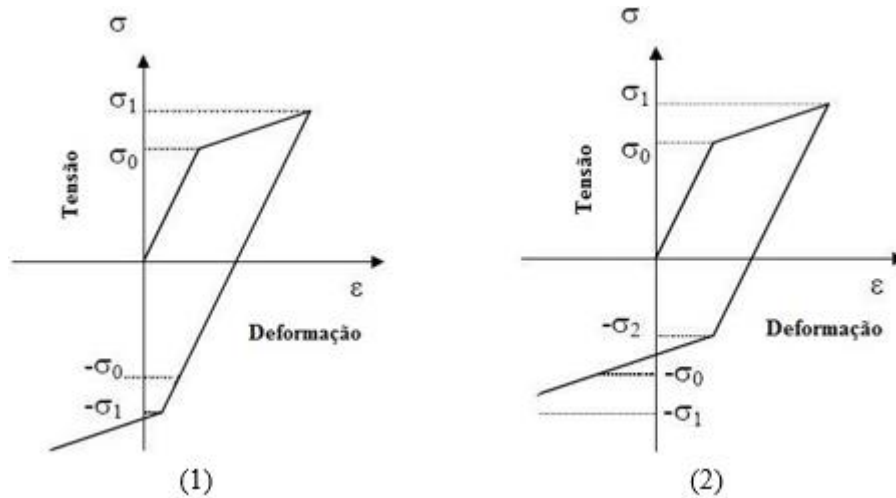
Por outro lado, o efeito do modo de deformação (trajetória de deformação) precisa ser considerado para que o comportamento plástico dos materiais possa ser descrito corretamente (RAUCH 2000; THUILLIER et al., 2010).

Definindo-se trajetória de deformação, será considerado inicialmente um processo de conformação de chapas, onde um material é submetido a uma sequência complexa de deformação que envolve vários tipos de esforços mecânicos como compressão, tração, torção, flexão e cisalhamento em prol de atingir a forma e as dimensões requeridas na conformação (LOPES, 2009).

Essa combinação de diferentes modos de carregamento usados para deformar plasticamente o material é o que define a chamada trajetória ou caminho de deformação (*strain path*) (LOPES, 2009).

Um ensaio com deformação reversa (com inversão no sentido de deformação) é um exemplo no qual o encruamento de um material é alterado após a mudança na trajetória de deformação. A Figura 12 a seguir mostra dois tipos de comportamento relacionados à resistência ao escoamento de um material após realizar um carregamento com reversão no sentido da deformação. Nos dois casos o material apresenta aumento da tensão com o aumento da deformação durante o carregamento inicial, o que caracteriza a existência de encruamento.

Figura 12 - Curvas tensão-deformação que caracterizam o encruamento de um material submetido a um carregamento com inversão no sentido de deformação



(1) encruamento isotrópico, (2) encruamento cinemático

Fonte: FOLTRAN, 1999

Testes laboratoriais com imposição de tipos diferentes de esforços mecânicos são considerados a melhor e mais eficaz maneira para se estudar o comportamento plástico atípico dos metais após uma mudança na trajetória de deformação. No entanto, este tipo de análise requer o conhecimento da magnitude da mudança no modo de deformação do material. Assim, foi proposto por SCHMITT et al. (1985) o uso de um parâmetro denominado “ α ” para avaliar o quão severa é a mudança na trajetória de deformação.

Esse valor de “ α ” nada mais é que o cosseno do ângulo entre os vetores representativos da pré-deformação e a deformação que o material sofre após a pré-deformação (LOPES, 2009).

O valor de “ α ” é igual a 1 para testes monotônicos, quando não há mudança no modo de deformação. uma análise microestrutural mostra que os mesmos sistemas de escorregamento são ativados antes e após o recarregamento. Para “ α ” = -1, os testes Bauschinger são os mais apropriados, no qual os sistemas de escorregamento presentes durante a pré-deformação são reativados na direção oposta durante o recarregamento do material. A situação “ α ” = 0, é denominada de carregamento do tipo ortogonal e abrange todas as sequências de carregamento nas quais o segundo modo de deformação é inteiramente diferente da pré-deformação (RAUCH 1992).

Quando há uma mudança abrupta no modo de carregamento ou na direção de sollicitação mecânica, o encruamento de um material é consideravelmente afetado (LAUKONIS e GHOSH, 1978). Assim, as respostas apresentadas pelos materiais aos esforços

aplicados irão variar. O limite de conformação de um metal (o seu valor da deformação plástica no início da instabilidade plástica) diminui quando a tração segue o estiramento equibiaxial. Contrariamente, uma pré-deformação em tração aumenta a ductilidade do material que é posteriormente estirado biaxialmente (HIWATASHI et al. 1998).

CORRÊA et al. (2003) mostraram que o encruamento típico do carregamento monotônico é restaurado pela deformação monotônica após pré-deformação em torção cíclica e o contrário, deformação em torção cíclica após processamento monotônico não consegue trazer o material a uma condição similar à da deformação cíclica pura. Nessas situações, a presença de transientes na taxa de encruamento o fenômeno ocorrido (RAUCH, 2000).

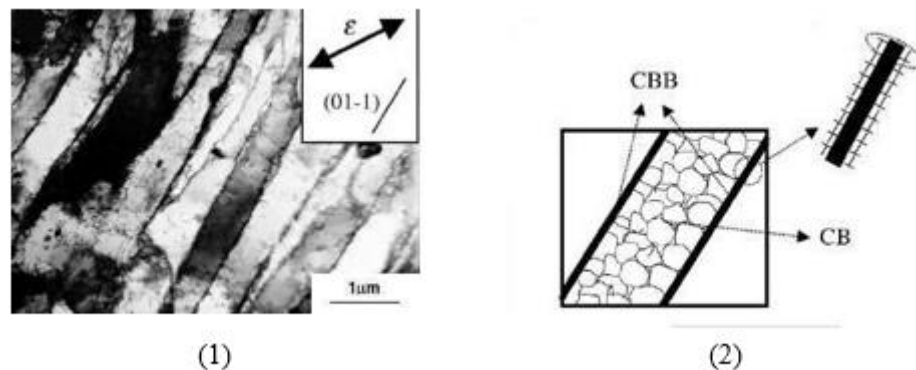
A caracterização do encruamento pela evolução da estrutura leva em conta que a subestrutura de discordâncias está relacionada com as propriedades mecânicas de um metal. A dificuldade consiste em saber se o comportamento mecânico e o encruamento dependem diretamente da subestrutura de discordâncias (RAUCH, 2000).

Investigações feitas com uso de microscopia eletrônica de transmissão consideraram que os metais, de uma maneira geral, desenvolvem subestruturas de discordâncias organizadas sob deformação monotônica que são desestruturadas após uma mudança na trajetória de deformação. Assim, deve-se estabelecer uma relação entre os arranjos das subestruturas de discordâncias presentes antes e após a aplicação de modos diferentes de deformação com o comportamento mecânico macroscópico apresentado pelo material (LOPES, 2009).

O arranjo da subestrutura de discordâncias resultante é função do modo de deformação imposto ao material e da orientação cristalográfica desenvolvida. Deste modo, após mudanças na trajetória de deformação, reforço, dissolução ou rearranjo das paredes de discordâncias previamente formadas parecem ser os motivos responsáveis ou associados ao comportamento transitório do encruamento nos estágios iniciais do segundo modo de carregamento, (RAUCH e SCHMITT 1989).

A Figura 13 abaixo retrata um exemplo de um arranjo das discordâncias em uma amostra pré- deformada em tração.

Figura 13 – Micrografia via microscopia eletrônica de transmissão num grão de uma amostra pré-deformada em tração de 0,20 na direção de laminação



Vista no plano longitudinal (1); representação esquemática da microestrutura: contornos de blocos de células paralelos ao plano {110} e blocos de células com orientação aleatória (2)

FONTE: (PEETERS et al. 2002).

Neste caso, considerando uma microestrutura inicial livre de padrões organizados (monotônica), as discordâncias gradualmente se arranjam em contornos com alta densidade de discordâncias os quais são aproximadamente paralelos aos planos de escorregamento. Essa estrutura é conhecida como contornos de blocos de células – *Cell-Block Boundaries* - (CBBs) que são contornos planares de discordâncias. Esses CBBs dividem os grãos em pequenas células, ou seja, os blocos de células – *Cell Blocks* - (CBs) que consistem em um arranjo mais aleatório das discordâncias entre os contornos de blocos de células (LOPES, 2009).

A densidade de discordâncias no interior dessas células é pequena e isso aumenta a polaridade das paredes. Assim, o termo polaridade refere-se ao fato de que em cada lado dos contornos de blocos de células existe um excesso de discordâncias com mesmo sinal, sendo este sinal diferente nos dois lados opostos dos CBBs. As paredes de discordâncias polarizadas irão, então, introduzir encruamento direcional ao material de modo que o encruamento subsequente do material pré-deformado irá depender da orientação entre o primeiro e o segundo eixo de carregamento (PEETERS et al., 2002).

Para uma situação com deformação monotônica, sistemas de escorregamento são ativados simultaneamente em muitos dos grãos. Estudos sugerem que a subestrutura resultante afeta a evolução da tensão de fluxo após mudanças na trajetória de deformação, o que ocasiona o aparecimento do Efeito Bauschinger e de um tipo de endurecimento comum aos materiais submetidos à sequências ortogonal, chamado de endurecimento cruzado. A

orientação e o tamanho das paredes de discordâncias formadas dependem tanto da trajetória de carregamento adotada quanto da quantidade de deformação (STRAUVEN e AERNOUDT 1987; RAUCH e SCHMITT 1989 e WILSON e BATE 1994).

Considerando a evolução do encruamento após uma mudança na trajetória de deformação, pode-se afirmar que as principais fontes de anisotropia são a atividade dos sistemas de escorregamento e a evolução das subestruturas de discordâncias e da textura cristalográfica durante a deformação plástica, (PEETERS et al. 2002 e VAN HOUTTE et al. 2005).

Considere que um metal seja constituído por um agregado de cristais que são formados durante a sua solidificação. Esses cristais são conhecidos como grãos e eles têm como principais diferenças em relação a outros grãos adjacentes a forma, que é função do processo de solidificação e a orientação, que é função tanto do processo de solidificação quanto do processamento dado ao material. Textura é, então, a orientação de todos os grãos diferentes de um metal, sendo isso função das condições de solidificação e do esforço mecânico aplicados ao material. A textura desenvolvida por um material após a solidificação deveria ser aleatória numa situação ideal. Porém, nem sempre isso acontece uma vez que o material tende a desenvolver uma textura predominante e preferencial. Após um processamento termo-mecânico como o que ocorre numa operação de laminação por exemplo, o material adquire uma orientação preferencial. Assim, a textura desenvolvida é sensível à mudança na trajetória de deformação (DAVENPORT e HIGGINSON, 2000).

A evolução da textura com a deformação está relacionada com o movimento das discordâncias ao longo dos planos de escorregamento ativos. No entanto, nem todos os sistemas de escorregamento estarão ativos durante a deformação. Mesmo se os sistemas de escorregamento produzirem a mesma deformação microscópica em todas as direções, estes sistemas irão promover texturas diferentes, (KOCKS 1970).

Deste modo é importante considerar a textura inicial do material e a textura desenvolvida após uma mudança na trajetória de deformação de modo a avaliar a resposta de um metal à solicitação mecânica imposta. Esse tipo de consideração é importante e necessária uma vez que no caso de haver o desenvolvimento de uma textura forte, as propriedades mecânicas dependerão da orientação pois a estrutura cristalográfica dos grãos é anisotrópica. Deste modo, em operações de conformação mecânica que utilizam chapas de aço laminadas, as quais podem ser consideradas muito anisotrópicas, o estudo da anisotropia inicial e sua evolução durante a deformação é necessário para a previsão das instabilidades plásticas e as propriedades finais da peça (LOPES, 2009)

3.4.1. Rotas de carregamentos monotônicos combinados

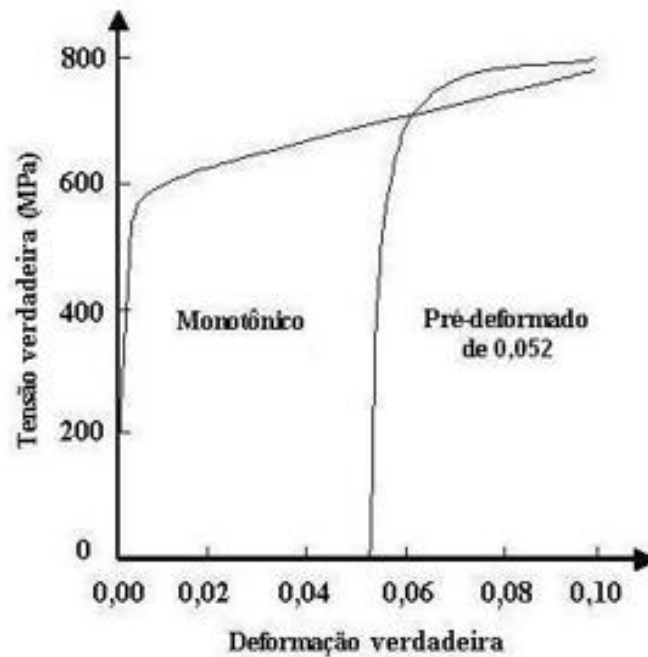
O parâmetro “ α ” pode ser usado para expressar a influência da combinação de diferentes modos de deformação no comportamento mecânico de um material. Quanto mais severa é a alteração na trajetória de deformação, mais próximo de zero é o valor desse parâmetro. O termo severo indica, dentre outros aspectos, uma desestruturação maior da microestrutura do material. A sequência ortogonal ou *cross test* apresenta um valor de “ α ” igual a zero em que os sistemas de escorregamento que estavam latentes durante a pré-deformação são ativados no recarregamento, RAUCH (1992).

Muitas combinações de carregamento permitem a obtenção dessa rota de carregamento, como tração / cisalhamento, laminação / cisalhamento, cisalhamento / cisalhamento, tração / tração e laminação / tração. O que varia é a direção em que é feito o segundo modo de deformação em relação ao primeiro. Assim, nas sequências do tipo tração/cisalhamento e laminação/cisalhamento, se o cisalhamento subsequente for feito a 0° ou a 90° em relação à direção do primeiro modo de deformação (tração ou laminação) o valor de “ α ” será igual a zero em todas essas situações (RAUCH 1992).

Materiais como o aço de baixo teor de carbono e o cobre, quando submetidos à sequência ortogonal, mostram uma tensão inicial de fluxo maior em relação ao carregamento monotônico e um período com encruamento transiente, que é caracterizado por um encruamento relativamente alto logo após o escoamento no recarregamento e seguido por um amaciamento com posterior recuperação da taxa de encruamento (LOPES, 2009).

A Figura 14 a seguir mostra essa sequência para o aço inoxidável duplex SAF 2304 que foi pré-deformado em tração de 0,052 (deformação verdadeira) e em seguida, realizado outro ensaio de tração a 90° em relação à direção de pré-deformação, (MOVERARE e ODÉN 2002).

Figura 14 – Sequência ortogonal (tração/tração90°) para o aço inoxidável SAF 2304



Fonte: MOVERARE e ODÉN, 2002

O comportamento mecânico para o cobre após a pré-deformação, ela em tração ou em laminação, depende principalmente da relação de orientação entre as trajetórias de deformação prévias e subsequentes e menos da ordem em que elas são feitas. Quanto mais severa for a mudança na trajetória de deformação, maior será a tendência de a mesma influenciar no comportamento mecânico do material (VIEIRA e FERNANDES, 1995).

Essas constatações são coerentes com o trabalho feito por LLOYD e SANG (1979) que afirmaram que em situações nas quais ocorre um aumento da resistência ao escoamento após a mudança na trajetória de deformação é observado uma queda da taxa de encruamento e redução da deformação plástica homogênea total.

No entanto, comportamento mecânico macroscópico de dois materiais quando submetidos a uma mesma sequência de carregamento pode variar em decorrência da evolução estrutural assumida por cada um. Esta evolução depende do próprio modo de deformação e da quantidade de pré-deformação, dentre outros fatores.

Considerando a influência do modo de deformação imposto a um material, pode-se afirmar que materiais pré-deformados em compressão e posteriormente tracionados, podem apresentar o desenvolvimento da fratura dúctil ou fratura por clivagem (fratura frágil) (ENAMI, 2005).

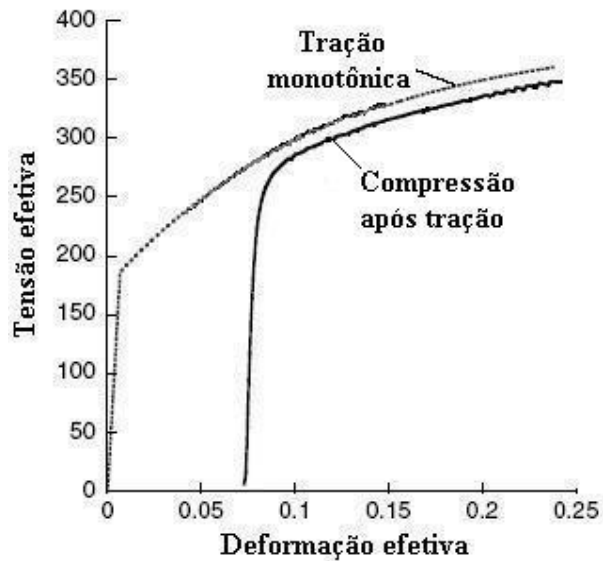
Nos carregamentos com inversão do sentido de deformação plástica, ou seja, nos carregamentos Bauschinger, com um valor de pré-deformação de pequeno percentual, os materiais exibem comumente uma tensão de fluxo no início do recarregamento inferior à registrada para o carregamento monotônico, para a mesma quantidade de deformação, o chamado Efeito Bauschinger. (ROLLETT et al., 1988).

Em situações nas quais se observa uma diminuição da tensão de fluxo em condições de carregamento com inversão do sentido da deformação plástica, percebe-se que a magnitude desse fenômeno depende do material e da quantidade de pré-deformação, dentre outros aspectos (RAUCH e SCHMITT 1989). Entretanto, o efeito Bauschinger é mais complexo que somente uma diminuição da tensão de escoamento na direção reversa, pois toda a forma da curva de fluxo do segundo carregamento é modificada (CHOTEAU et al. 2005).

A tensão no recarregamento é menor que a observada durante o carregamento monotônico porque a tensão resultante do empilhamento de discordâncias em barreiras, durante o primeiro carregamento, ajuda na movimentação das discordâncias quando a direção do carregamento é invertida. Quando o carregamento é feito na direção oposta, geram-se discordâncias de sinais contrários àquelas responsáveis pela deformação na primeira direção do carregamento. Como discordâncias de sinais opostos se atraem e se anulam umas a umas, o efeito resultante é um amaciamento ainda maior da rede cristalina, (CHRISTODOULOU et al. 1986; HASEGAWA et al. 1986; GARDEY et al. 2005 e BOUVIER et al. 2005).

A Figura 15 a seguir mostra a curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para a liga de alumínio AA6022-T4 quando submetida a um carregamento com inversão no sentido de deformação. No caso, os carregamentos foram de tração e compressão (BOGER et al. 2005).

Figura 15 - Rota tração/compressão para a liga de alumínio AA6022-T4



Fonte: BOGER et al. 2005

Para muitos metais o efeito Bauschinger apresenta um transiente na taxa de encruamento, com uma estagnação e posterior recuperação com o aumento da deformação no sentido inverso (BACROIX et al. 1994). A flutuação da taxa de encruamento já é observada para valores de pré- deformação pequenos, acima de alguns décimos de porcentual (RAUCH et al. 2002). Em operações de dobramento de chapas de aço quando metais severamente trabalhados a frio são submetidos a cargas de sinal contrário, haverá um amaciamento dos mesmos (ROLFE et al. 1968). O desempenho de barras estiradas ou folhas laminadas pela passagem através de rolos que aplicam ao material tensões de dobramento alternadas é um ótimo modelo que demonstra esse fato. Operações de aplainamento com rolos podem reduzir a tensão de escoamento e aumentar o alongamento quando comparado com o seu valor no estado trabalhado a frio, (DIETER 1981).

3.4.2. Rotas de carregamentos cíclicos

A deformação cíclica é aquela em que um material é sujeito à aplicação repetitiva de esforços em sentidos alternados, como, por exemplo, em operações de conformação com múltiplos estágios de deformação. O estudo dos materiais quando submetidos a esse tipo de sequência de carregamento é necessário para descrever o comportamento atípico do encruamento em operações de conformação (CORRÊA et al. 2006).

Tal tipo de sequência de carregamento tem como característica o desenvolvimento de tensões de fluxo de saturação em níveis de deformação relativamente baixos (RICHERT et al. 2001 e PEETERS et al. 2001) e o endurecimento ou amaciamento em materiais pré-deformados (CORRÊA et al. 2003 e BARLAT et al. 2003).

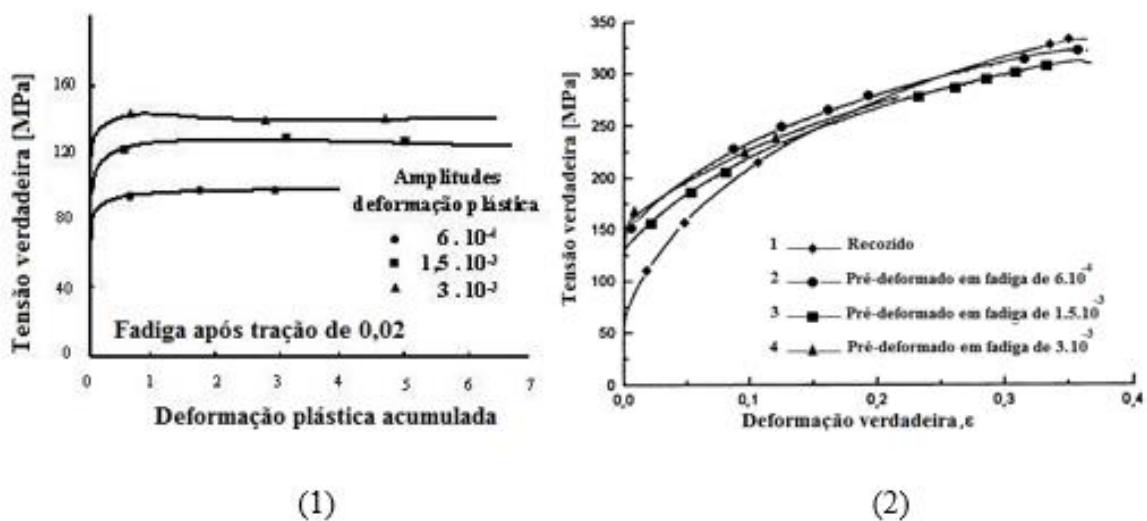
O endurecimento ou amaciamento de um metal deformado ciclicamente depende do tipo de mudança na trajetória de deformação, do estado do material e da amplitude de deformação cíclica, dentre outras variáveis (COLAK 2004).

Foi constatado que devido à aplicação de esforços cíclicos, o material pode tanto endurecer quanto amaciar, o que depende principalmente da condição inicial do material (pré-deformado ou recozido). Quando o metal for pré-deformado, houve amaciamento, já quando recozido, ocorreu endurecimento. A ocorrência desses fenômenos está intimamente relacionada com a amplitude de deformação cíclica (COFFIN e TAVERNELLI, 1959).

No entanto, experimentos feitos em aço de baixo teor de carbono mostraram que ocorria estagnação na taxa de encruamento, independentemente da amplitude de deformação cíclica. Já discretos amaciamento e endurecimento foram correlacionados com a amplitude de deformação cíclica (SARMA e PADMANABHAN, 1997).

A Figura 16 mostra as curvas tensão verdadeira em função da deformação plástica acumulada para o material pré-deformado em tração e em fadiga.

Figura 16 - Curvas tensão verdadeira em função da deformação plástica:



(1) sequência tração / fadiga; (2) sequência fadiga / tração

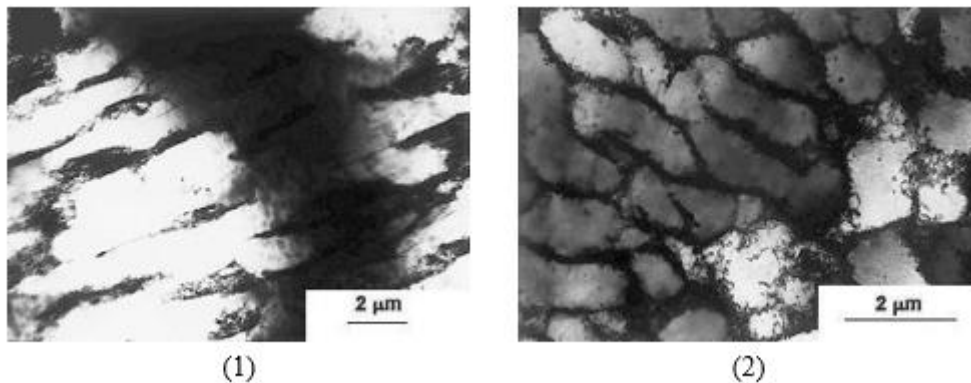
Fonte: JIA e FERNANDES, 2003

Quando pré-deformado em tração de 0,02, a resistência ao escoamento do cobre no recarregamento aumenta com o valor da amplitude de deformação plástica em fadiga.

Para a sequência tração / fadiga, valores de pré-deformação em tração menores ou iguais a 0,05 não afetaram a subestrutura de discordâncias formada no processo de fadiga subsequente (LOPES, 2009)

A Figura 17 mostra a subestrutura de discordâncias desenvolvida na sequência tração / fadiga. A subestrutura celular de discordâncias existente durante a pré-deformação foi rapidamente destruída no recarregamento em (1). Para valores iguais a 0,10, a estrutura celular de discordâncias presente durante a pré-deformação é mantida em alguns grãos após o carregamento em fadiga, em (2).

Figura 17 - Estrutura de saturação de discordâncias para a rota tração / fadiga após

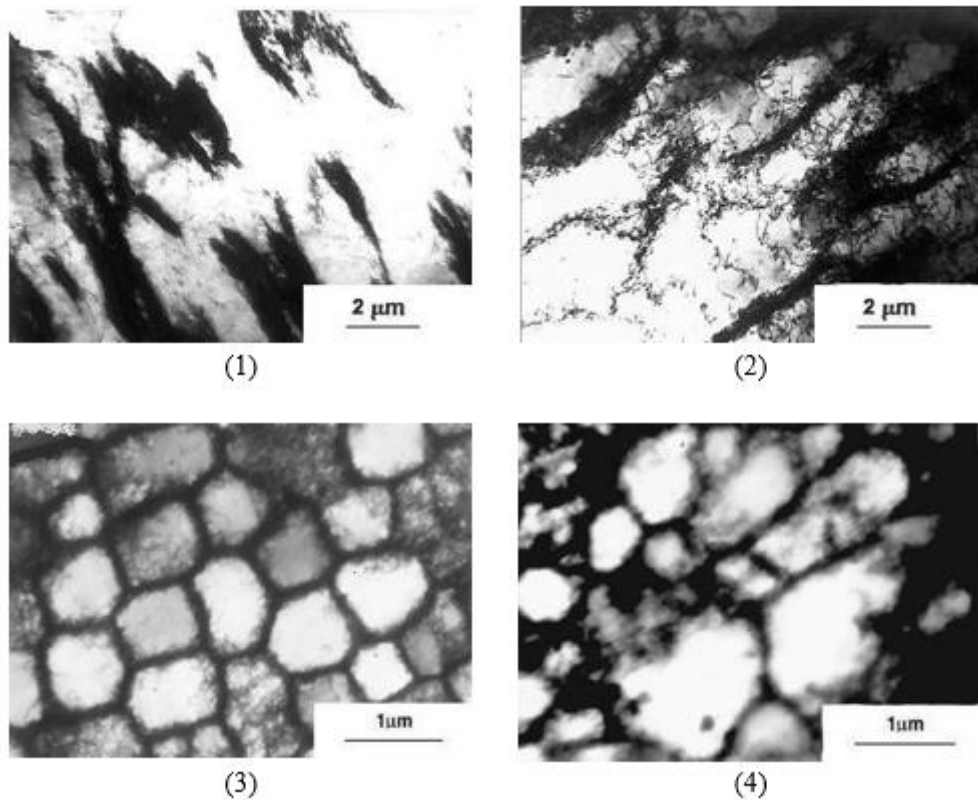


(1) a pré-deformação em tração de 0,02 seguida por fadiga e (2) a pré-deformação em tração de 0,10 seguida por fadiga

Fonte: JIA e FERNANDES, 2003

A subestrutura de discordâncias para a sequência fadiga / tração é mostrada na Figura 18.

Figura 18 - Estrutura de saturação de discordâncias para a rota fadiga / tração após



(1) recozimento da amostra e deformação em fadiga, (2) a pré-deformação em fadiga seguida por deformação em tração até 0,05; (3) a pré- deformação em fadiga com amplitude de deformação plástica de 3.10^{-3} seguidas por deformação em tração até 0,10 e (4) o recozimento da amostra e deformação em tração até a ruptura

Fonte: JIA e FERNANDES, 2003

Observa-se que a manutenção da organização das discordâncias presente durante o pré-carregamento em fadiga em (1) dependeu da quantidade de deformação no segundo modo de deformação. A subestrutura de discordâncias só foi preservada para valores de deformação em tração de até 0,05, como mostrado em (2). Para valores maiores, como em (3) as subestruturas de discordâncias são quase iguais às das amostras recozidas e deformadas em tração até a ruptura, sem pré- deformação, mostrado em (4).

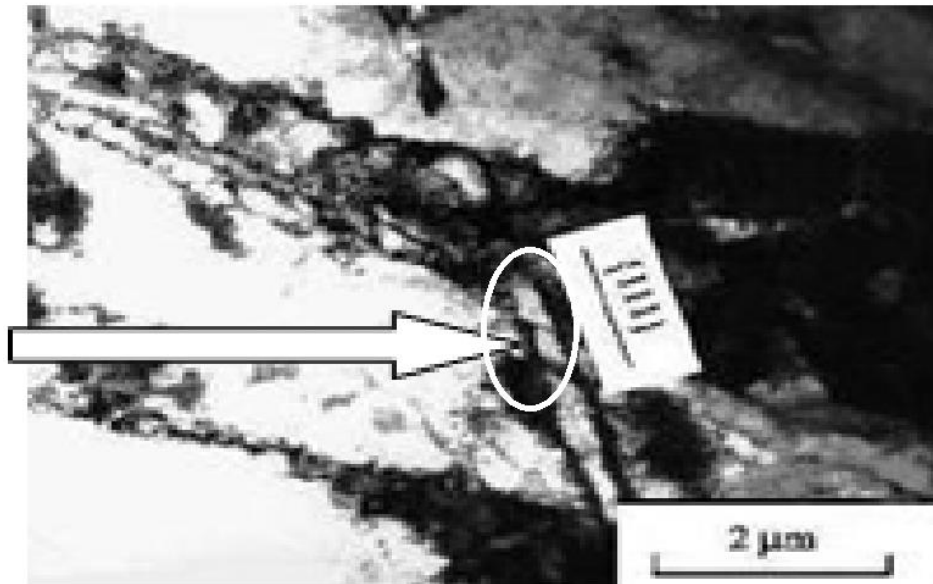
O segundo modo de carregamento, tração e fadiga, influenciou o comportamento mecânico resultante do cobre. A sequência tração/fadiga permitiu maior desenvolvimento das microbandas, responsáveis pelo amaciamento detectado (JIA e FERNANDES, 2003).

As microbandas consistem numa localização microscópica da deformação que se desenvolvem após um determinado valor de deformação ao qual o material é submetido. Elas têm o aspecto de paredes longas e finas de discordâncias, separadas por distâncias que variam entre 0,1 μ m a 0,3 μ m, orientadas segundo os traços dos planos de escorregamento ativos. As microbandas têm intensa deformação de cisalhamento no seu interior, o que é evidenciado por cortes na subestrutura formada previamente ou nas fronteiras de grão, que mostram a ocorrência de um intenso escorregamento localizado de discordâncias (GRACIO, 1995). Essa localização da deformação está associada a amaciamentos observados em macroescala e com o aspecto de rugosidade superficial (FERNANDES et al., 1993).

As microbandas aparecem somente nos grãos que possuem uma subestrutura de parede de discordâncias bem desenvolvida após a pré-deformação. Isso significa que a formação das microbandas e o amaciamento correspondente dependerão da quantidade de pré-deformação. Quanto maior for a pré-deformação, mais desenvolvida será a parede de discordâncias dentro de todos os grãos e maior a quantidade de microbandas presentes (NESTEROVA et al., 2001b). De maneira análoga, quanto maior o valor de pré- deformação, maior tende a ser o número de grãos contendo microbandas (LEWANDOWSKA, 2003).

A Figura 19 mostra microbandas finas alinhadas com o traço dos planos (111) que foram desenvolvidas no cobre com elevada pureza após uma sequência compreendida por pré-deformação em laminação de 0,20 de deformação seguida por tração de 0,05 de deformação, sendo que a tração foi realizada à 90° em relação à direção de laminação prévia (SAKHAROVA e FERNANDES, 2006).

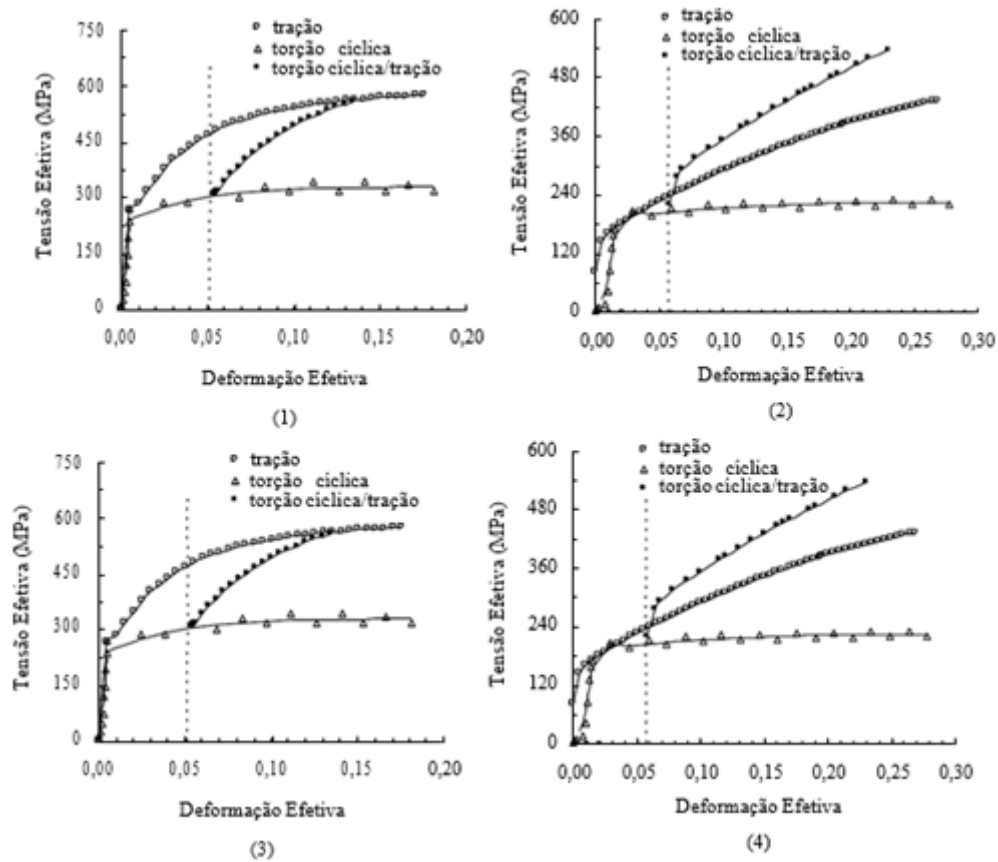
Figura 19 - Microbandas desenvolvidas na sequência laminação 0,20 / tração 0,5, sendo a tração feita a 90° em relação à laminação prévia



Fonte: SAKHAROVA e FERNANDES, 2006

A influência das características estruturais dos materiais pesquisados, do tipo de esforço mecânico (torção e tração) no encruamento do aço de baixo teor de carbono e do latão quando deformado ciclicamente é mostrada por CORRÊA et al. (2003). Esses materiais foram submetidos às sequências de carregamento do tipo tração / torção cíclica e torção cíclica / tração, como exibido na Figura 19.

Figura 20 - Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a rota tração / torção cíclica:



(1) aço e (2) latão e curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a sequência torção cíclica / tração: (3) aço e (4) latão.

Fonte: CORRÊA et al., 2003

Foi comprovado que a tensão de fluxo é função do tipo de material e da sequência de carregamento escolhida. Para a sequência tração / torção cíclica, tanto o aço de baixo teor de carbono mostrado em (1) quanto o latão mostrado em (2) apresentaram tensão de fluxo inicial maior que no carregamento monotônico em torção cíclica seguida de uma redução na taxa de encruamento. Somente o aço teve amaciamento por deformação devido à característica estrutural desse material em propiciar a nucleação e a propagação de microbandas. Já a sequência torção cíclica / tração apresentou comportamento oposto ao observado para a sequência tração / torção cíclica. A tensão de escoamento no recarregamento em tração foi menor que a desenvolvida em tração pura. Em seguida, houve um aumento da taxa de encruamento, para ambos os materiais, sem ocorrência de amaciamento, como mostrado em (3) e em (4) (CORRÊA et al., 2003).

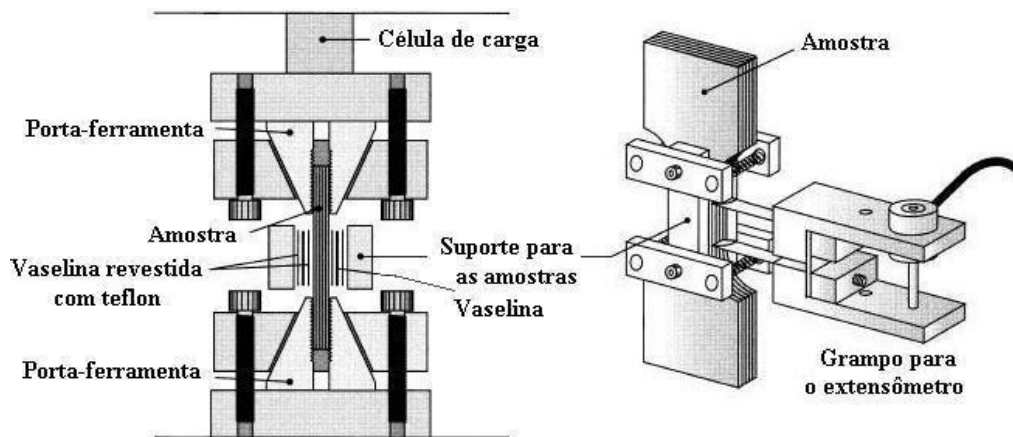
3.4.3. Métodos de ensaios

Com relação aos métodos de ensaios usados para a realização dos ensaios de carregamentos monotônicos e cíclicos, os testes combinados de tração e de tração e compressão são os mais usados, respectivamente. Porém, esses testes são válidos para valores relativamente pequenos de deformação plástica dado que para deformações maiores podem ocorrer problemas, como a flambagem nos corpos de prova (GENG e WAGONER, 2002; LI et al. 2002 e LEE et al. 2005).

A maioria das técnicas de ensaios cíclicos sofreu adaptações para evitar o surgimento de flambagem nas amostras, como feito por BOGER et al. (2005) e YOSHIDA et al. (2002) quando utilizaram a técnica de tração uniaxial.

YOSHIDA et al. (2002) criaram um dispositivo para a fixação de corpos de prova para tração uniaxial de um aço Dual Phase de alta resistência mecânica para a realização de ensaios do tipo tração / compressão. A Figura 21 mostra este dispositivo criado.

Figura 21 - Ilustrações esquemáticas do dispositivo desenvolvido para a realização do teste cíclico em chapas metálicas (tração / compressão)



Fonte: YOSHIDA et al., 2002

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Descrição Geral do Trabalho Realizado

O trabalho experimental realizado envolve a análise de como a condição inicial do aço AISI 430 influencia no posterior trabalho a frio realizado no mesmo. Para tal, o material foi submetido à ensaios de cisalhamento com as seguintes condições iniciais: material como recebido, calandrado e recozido. Para cada condição foram testados 6 corpos de prova de modo que dois desses corpos de prova foram submetidos à um carregamento cisalhante monotônico com deformação de 100%, e os outros quatro foram submetidos à um carregamento cíclico, sendo que dois deles sofreram 10% de deformação e os outros dois sofreram 50% de deformação.

O material usado no experimento foi o aço inoxidável ferrítico AISI 430, tipo A, recebido num formato de folha A4, com dimensões de 210 mm por 297 mm e 1 mm de espessura, da indústria Aperam. O material recebido foi recozido e laminado a frio na siderúrgica. Uma análise química foi realizada pela própria siderúrgica Aperam e ela é mostrada na Tabela 1 a seguir. A corrida do aço utilizado é a 403770A.

Tabela 1 – Composição química do aço AISI 430 utilizado (% em peso)

Elementos	Valores
C	0,0427
Mn	0,2993
Si	0,3679
P	0,0331
S	0,0011
Cr	0,1615
Ni	0,1495
Mo	0,0121
Al	0,0022
Cu	0,0158
Co	0,0174
V	0,0405
Nb	0,0034
Ti	0,0028
Sn	0,0039
W	0,0084

Para realização dos ensaios presentes neste trabalho, as amostras foram retiradas da chapa de material recebido com dimensões de aproximadamente 50 mm de comprimento e 15 mm de largura. O corte da chapa para retirada das amostras foi realizado na guilhotina U-136-D da Peck, Stow & Wilcox Co, mostrada na Figura 22 a seguir.

Figura 22 – Guilhotina usada no corte das amostras a partir da chapa



Fonte: Próprio autor

As dimensões das amostras do material como recebido (Re) são mostradas na Tabela 2 a seguir.

Tabela 2 - Dimensões das amostras de aço AISI 430 como recebido (Re)

Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)
Re.1	50,4	1,00
Re.2	52,18	1,00
Re.3	49,62	1,00
Re.4	52,25	1,00
Re.5	49,91	1,00
Re.6	50,57	1,00

Fonte: Próprio autor

4.1.1. Tratamento Térmico

Foi realizado um tratamento térmico de recozimento para estudar o efeito deste num posterior trabalho a frio. Seis amostras de aproximadamente 50 cm de comprimento, 15 cm de largura e 1 mm de espessura foram colocadas no forno mostrado na Figura 23 a seguir. O forno utilizado foi o Magnus, tipo mufla.

Figura 23 - Forno no qual os tratamentos térmicos foram realizados



Fonte: Próprio autor

A temperatura do tratamento térmico foi de 900°C. O tempo de encharque foi de 1 hora. Após essa 1 hora, o forno foi desligado e o resfriamento das amostras foi realizado dentro do forno por 24 horas. Após o resfriamento, as amostras foram retiradas do forno e guardadas para posteriores ensaios. Os comprimentos e espessuras das amostras recozidas (O) são mostrados na Tabela 3 abaixo.

Tabela 3 - Dimensões das amostras de aço AISI 430 após realização de tratamento térmico

Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)
O.1	52,09	1,00
O.2	51,4	1,00
O.3	52,35	1,00
O.4	50,09	1,00
O.5	50,3	1,00
O.6	49,77	1,00

Fonte: Próprio autor

4.1.2. Calandragem

Um outro efeito inicial estudado neste trabalho foi o da calandragem das chapas metálicas. Seis amostras de dimensões de aproximadamente 50 cm de comprimento, 15 cm de largura e 1 mm de espessura foram submetidos à uma calandragem passando 10 vezes por cilindros de 100 mm de diâmetro. A máquina utilizada para realizar a calandragem é um modelo da IMAG, mostrada na Figura 24 a seguir.

Figura 24 - Máquina na qual a calandragem das amostras foi realizada



Fonte: Próprio autor

A Tabela 4 a seguir mostra as dimensões de comprimento (L) e espessura (t) das amostras submetidas à calandragem.

Tabela 4 – Dimensões das amostras de aço AISI 430 após calandragem (Calan)

Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)
Calan.1	52,72	0,98
Calan.2	53,49	0,94
Calan.3	53,49	0,94
Calan.4	53,12	0,98
Calan.5	53,19	0,98
Calan.6	54,99	0,98

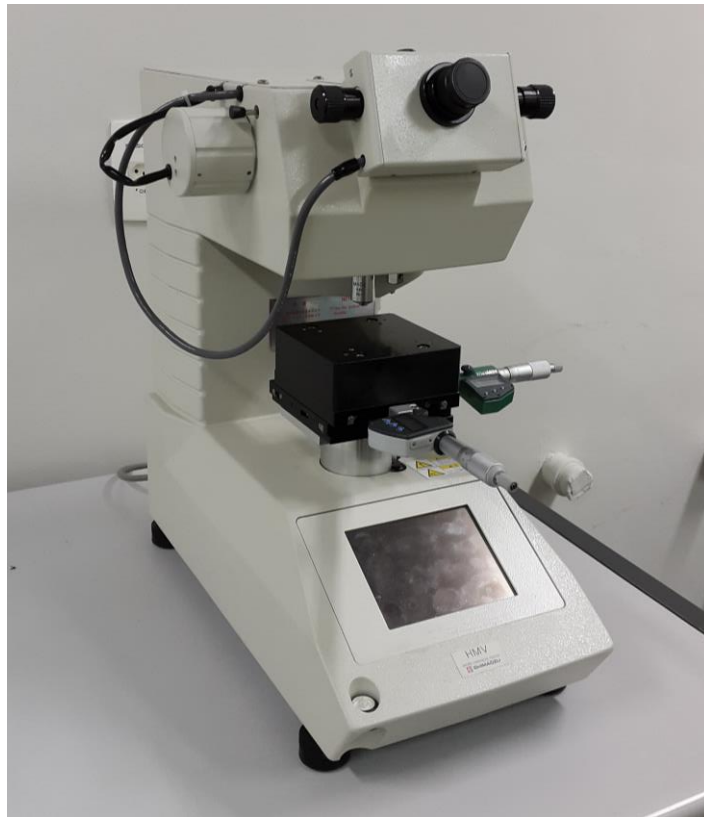
Fonte: Próprio autor

4.1.3. Caracterização Mecânica

Foi realizada uma caracterização mecânica do material como recebido e recozido. Uma amostra da chapa como recebida, de dimensões de aproximadamente 15 mm de comprimento e 15 mm de largura, foi utilizada para ensaios de microdureza do material. A amostra foi embutida e submetida ao ensaio, que foi realizado num microdurômetro HMV-2T Micro Hardness Tester da Shimadzu, mostrado na Figura 25 a seguir.

A carga utilizada no ensaio foi de 300g/F e o tempo de indentação foi de 15 segundos. Foram feitas 12 indentações e o valor da dureza Vickers do material foi obtido excluindo-se o menor e o maior valor e fazendo a média aritmética dos dez valores restantes.

Figura 25 - Microdurômetro utilizado para medir a dureza do aço AISI 430 como recebido



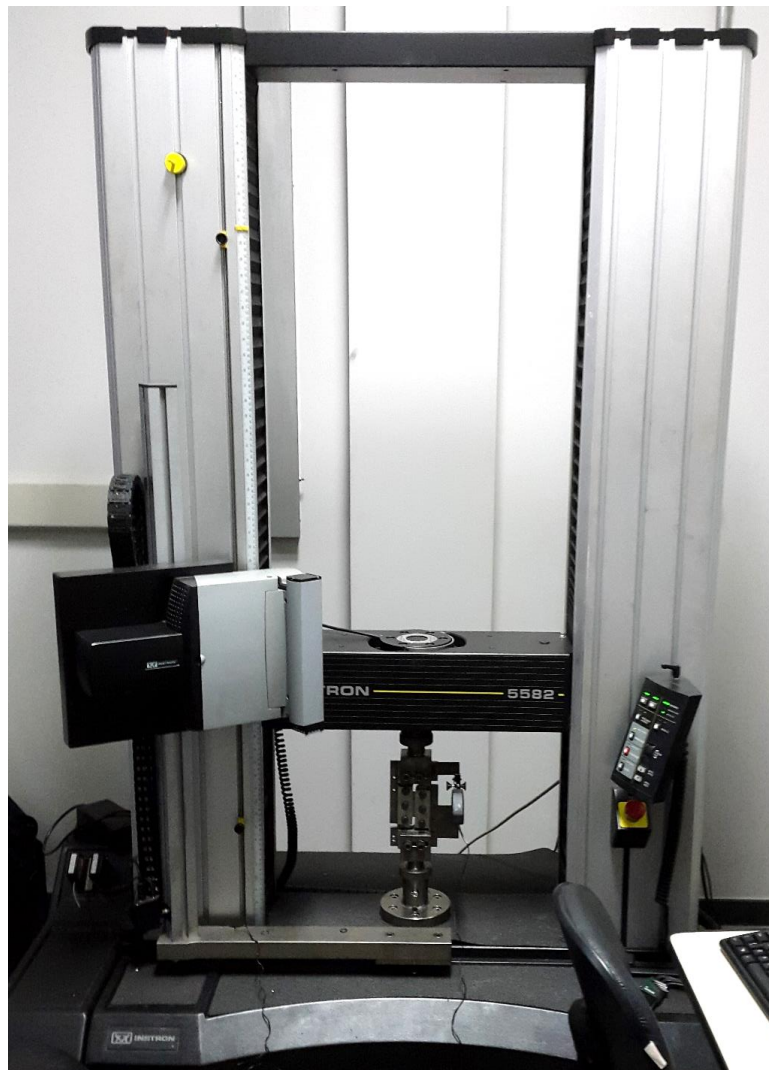
Fonte: Próprio autor

4.1.4. Ensaio de Cisalhamento

Após todas as condições iniciais estabelecidas, as amostras foram submetidas à ensaios de cisalhamento. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaios Especiais do Departamento de Engenharia de Materiais e de Construção da UFMG.

Para realização dos testes, o dispositivo foi montado na máquina universal de ensaios Instron 5582, conforme mostrado na Figura 26 a seguir.

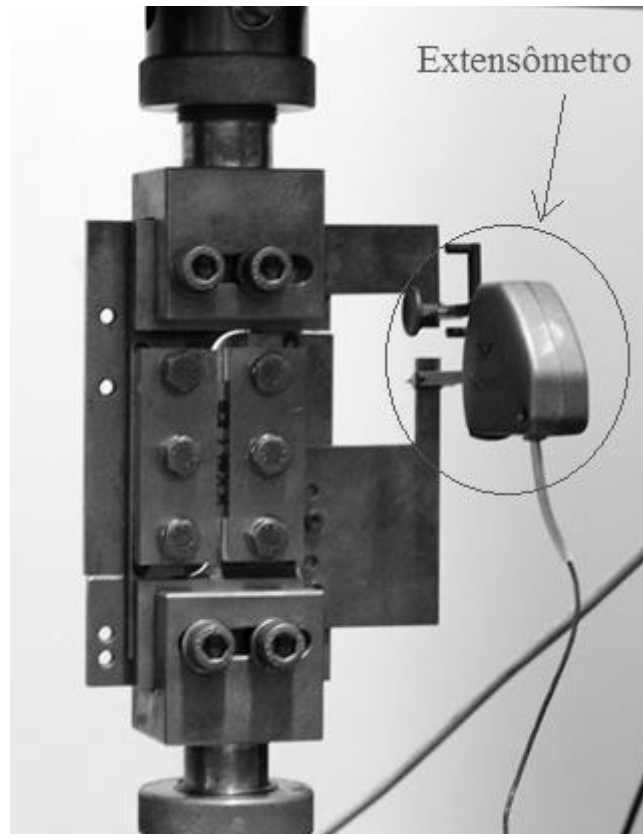
Figura 26 - Máquina universal de ensaios Instron 5582 com o dispositivo para ensaio de cisalhamento montado



Fonte: Próprio autor

O sistema de aquisição de dados utilizado foi o BlueHill 2. Foi utilizado um extensômetro mecânico tipo agulhas com abertura de 25 mm, mostrado na Figura 27.

Figura 27 - Extensômetro utilizado no ensaio de cisalhamento



Fonte: Próprio autor

Os ensaios realizados na máquina mostrada anteriormente foram monotônicos, com deformação de 100% e cíclicos com deformação de 10% e 50% para cada condição de material.

Realizou-se uma difração de raios-X na amostra para verificar a existência de outras fases presentes no material. A difração foi realizada no difratômetro de Raios-X XRD-7000 da SHIMADZU difratômetro de Raios-X XRD-7000 da SHIMADZU, com alvo metálico de cobre, sendo escolhido o ângulo de varredura entre 20° e 100° com um passo de $0,02^\circ/\text{min}$. O difratômetro é mostrado na Figura 28 a seguir.

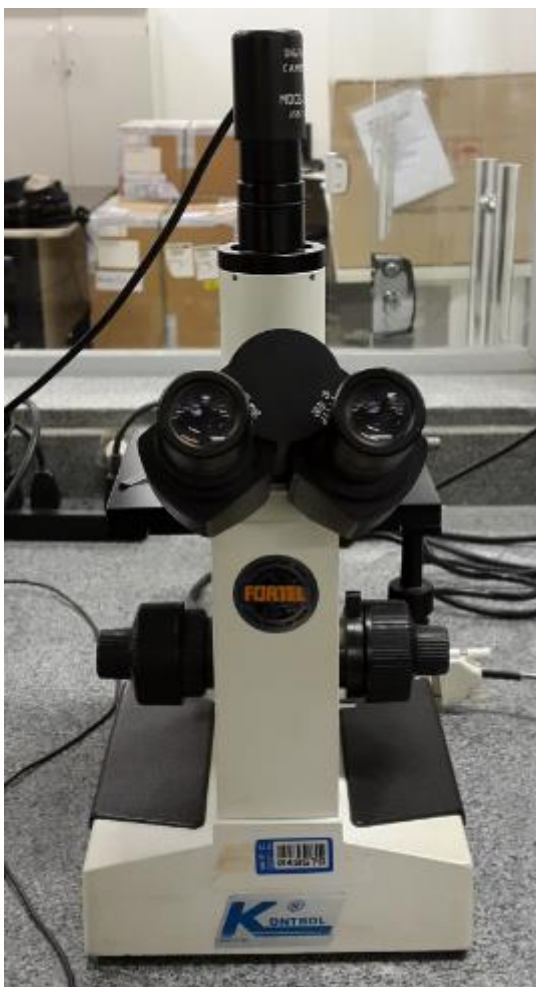
Figura 28 – Difratorômetro utilizado para a realização do ensaio de difração de raio-x



Fonte: Próprio autor

Realizou-se também ensaios de microscopia ótica para o material como recebido e recozido. O ensaio foi realizado com o embutimento das amostras a serem analisadas seguido de um posterior lixamento das mesmas empregando lixas de 120, 240, 320, 400 e 600 mesh, nesta ordem. Em seguida, realizou-se um polimento com pasta de diamante, passando por panos de 9 μ m e 3 μ m. As amostras foram atacadas com o reagente Vilela. Após o ataque, as amostras foram visualizadas no microscópio ótico Fortel. Todas as imagens obtidas na micrografia foram com um aumento de 400 vezes. A Figura 29 a seguir mostra o microscópio utilizado no ensaio de microscopia ótica.

Figura 29 – Microscópio ótico Fortel utilizado no ensaio



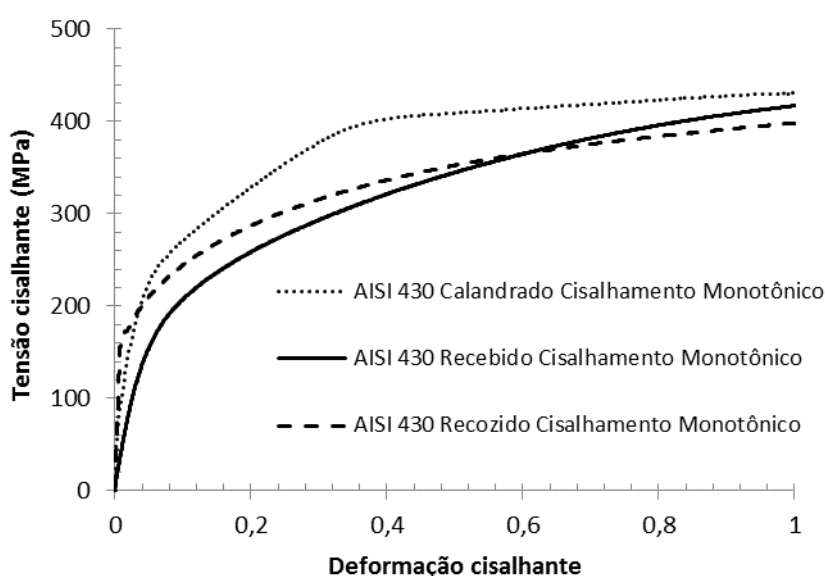
Fonte: Próprio autor

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A partir dos ensaios de cisalhamento monotônicos e cíclicos foram obtidos diversos dados, os quais serão representados nos gráficos a seguir.

Primeiramente, comparou-se os dados dos ensaios de cisalhamento monotônico com deformação de 100%, os quais são mostrados na Figura 30 abaixo.

Figura 30 – Comparação dos ensaios de cisalhamento monotônico para cada uma das condições

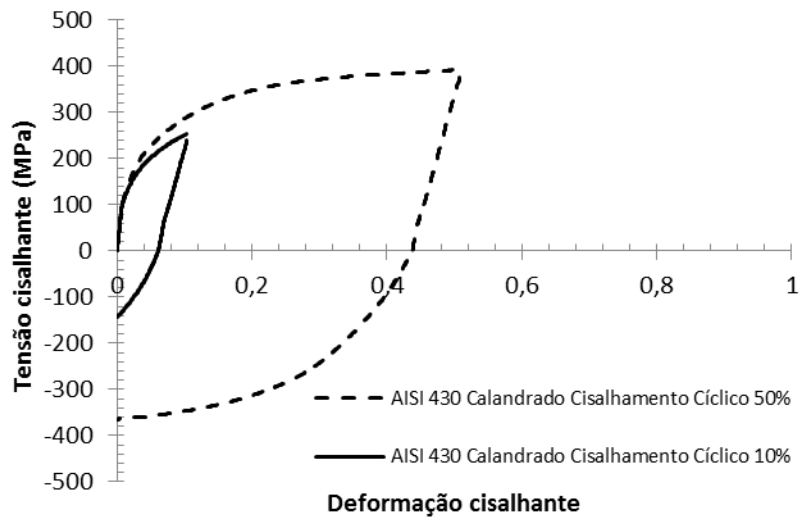


Fonte: Próprio autor

É possível perceber que a curva da amostra do aço recozido se alterna com a curva da amostra do aço como recebido. Isto mostra uma tendência de endurecimento na amostra do aço recozido, sugerindo que tenha ocorrido, por exemplo, uma redução do tamanho de grão.

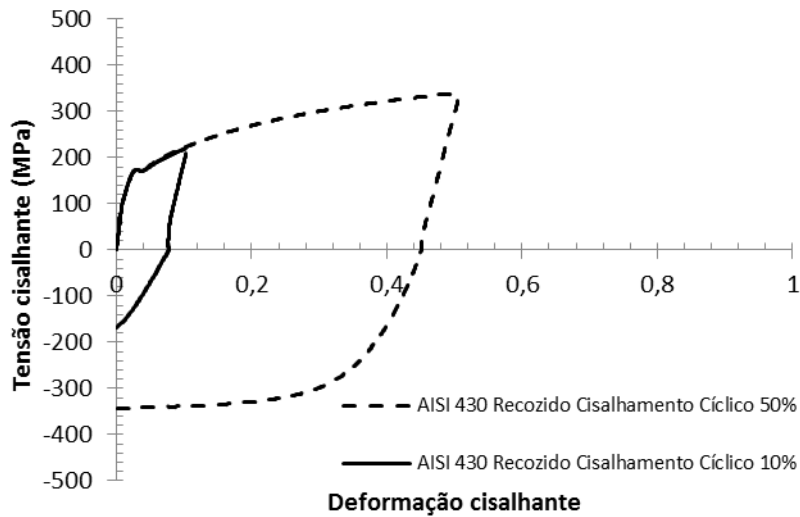
Em seguida, foram comparados os dados dos ensaios de cisalhamento direto e reverso, de 10% e 50% de deformação cisalhante para cada uma das condições. As Figura 31, Figura 32 e Figura 33 retratam, respectivamente, para as amostras calandradas, recozidas e como recebidas, as curvas de cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação cisalhante combinadas num mesmo gráfico.

Figura 31 - Curvas cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para as amostras calandradas



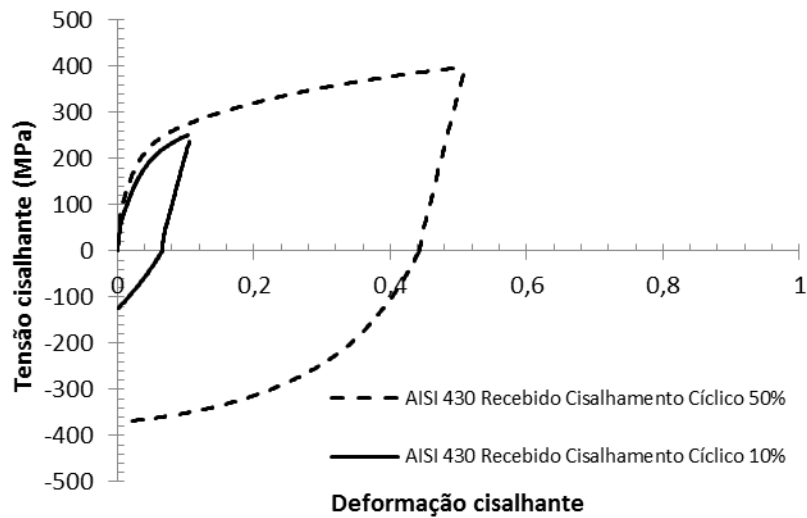
Fonte: Próprio autor

Figura 32 - Curvas cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para as amostras recozidas



Fonte: Próprio autor

Figura 33 - Curvas cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para as amostras como recebido

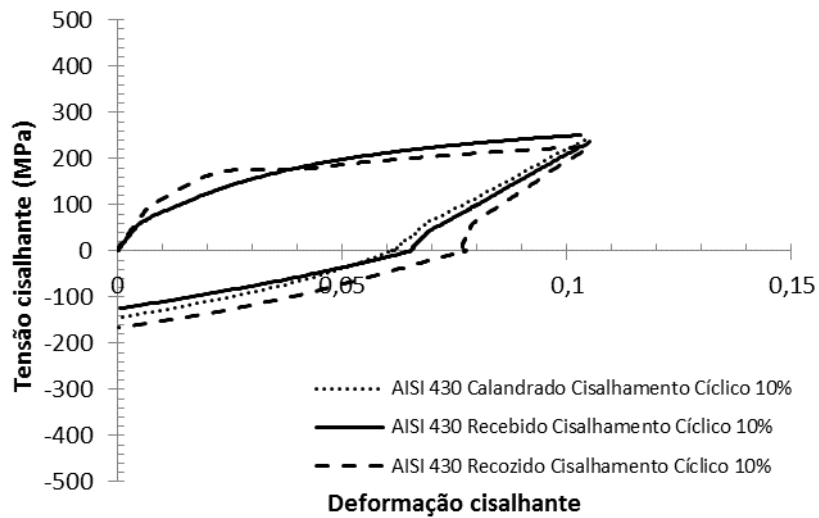


Fonte: Próprio autor

A partir da análise das curvas combinadas de cisalhamento cíclico de 10% e 50% de deformação para cada condição percebe-se que com o aumento da deformação cíclica ocorre um maior endurecimento das amostras. Isso se deve ao fato de uma maior quantidade de discordâncias serem originadas com o aumento da deformação, ocasionando um maior encruamento do material, e, conseqüentemente, endurecendo-o mais.

Foram comparados também os ensaios cíclicos com 10% de deformação para as três condições, conforme mostrado na Figura 34 a seguir.

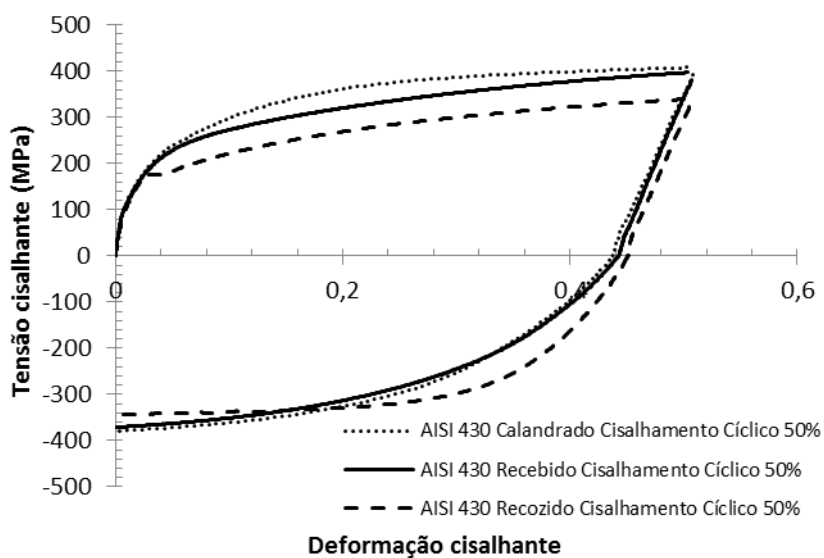
Figura 34 – Carregamentos cíclicos com 10% de deformação cisalhante para as três condições analisadas



Fonte: Próprio autor

Também foram comparados os ensaios cíclicos com 50% de deformação para as três condições, mostrados na Figura 35 a seguir.

Figura 35 - Carregamentos cíclicos com 50% de deformação cisalhante para as três condições analisadas

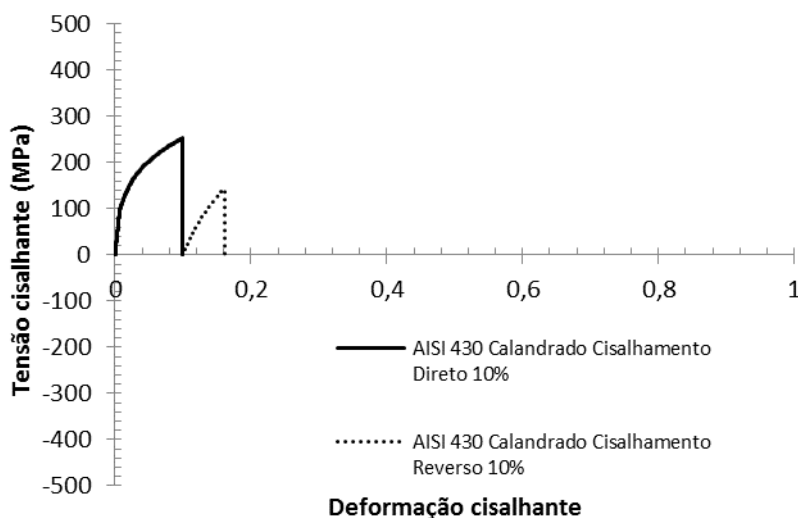


Fonte: Próprio autor

Observa-se que há um maior afastamento entre as curvas com deformação cisalhante de 50% quando compara-se a deformação cisalhante de 10% na figura 34. É possível perceber que na parte da curva relacionada ao cisalhamento direto da amostra recozida há um amaciamento do material em relação as outras condições. Porém na parte da curva relacionada ao cisalhamento reverso, a amostra recozida sugere um endurecimento do material. Esse fato mostra uma tendência de redução parcial ou heterogênea do tamanho de grão na amostra recozida. Caso a redução do tamanho de grão fosse homogênea, o endurecimento ocorreria tanto na curva do cisalhamento direto quanto na curva do cisalhamento reverso. O endurecimento da amostra no cisalhamento reverso também foi acentuado uma vez que o material sofreu deformação plástica previa referente ao cisalhamento direto.

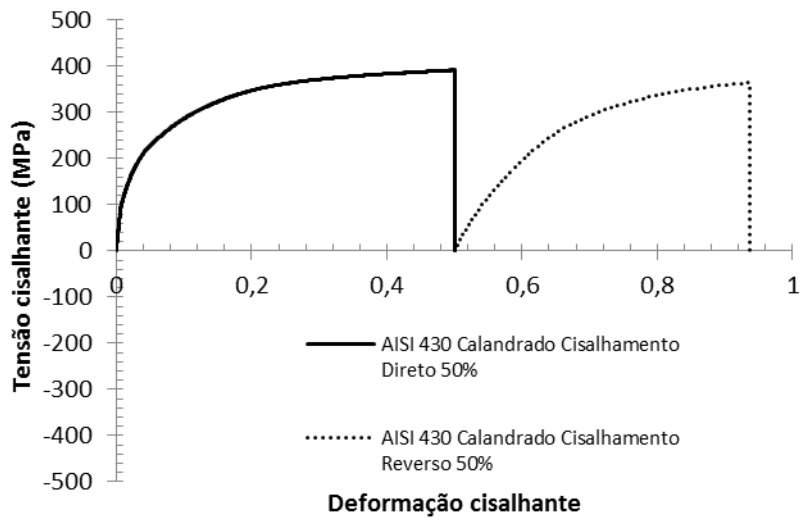
Foi feita uma análise em relação aos carregamentos diretos e reversos de maneira combinada, na qual transformou-se o carregamento reverso numa parte positiva da curva para se comparar a tensão cisalhante máxima entre os dois tipos de carregamento. As Figura 36 a Figura 41 mostram esses carregamentos combinados, para cada tipo de situação e para 10% e 50% de deformação cisalhante.

Figura 36 – Carregamento combinado para a amostra calandrada com 10% de deformação cisalhante



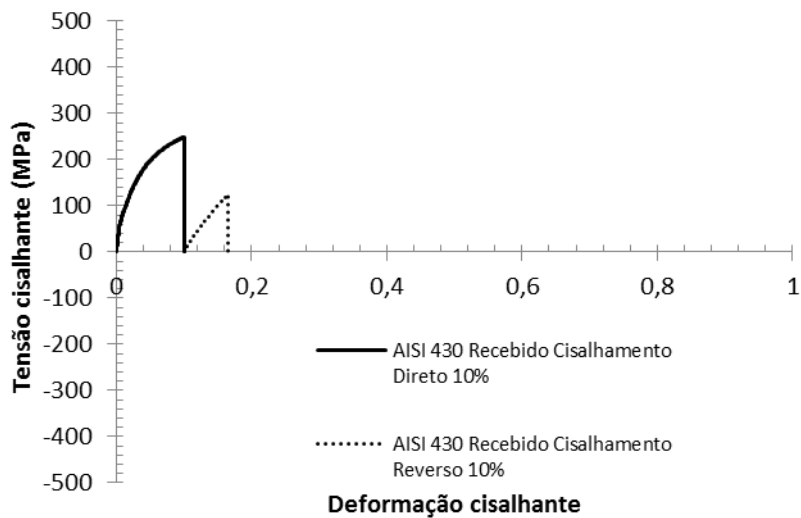
Fonte: Próprio autor

Figura 37 - Carregamento combinado para a amostra calandrada com 50% de deformação cisalhante



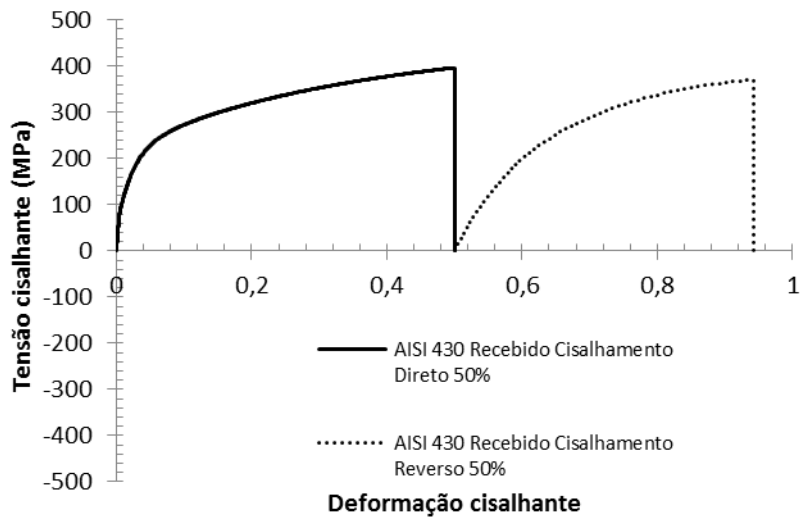
Fonte: Próprio autor

Figura 38 - Carregamento combinado para a amostra de aço como recebido com 10% de deformação cisalhante



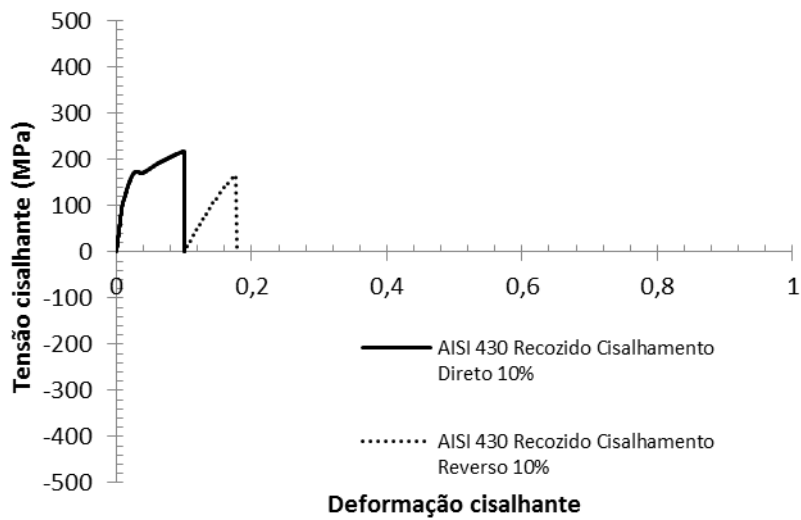
Fonte: Próprio autor

Figura 39 - Carregamento combinado para a amostra de aço como recebido com 50% de deformação cisalhante



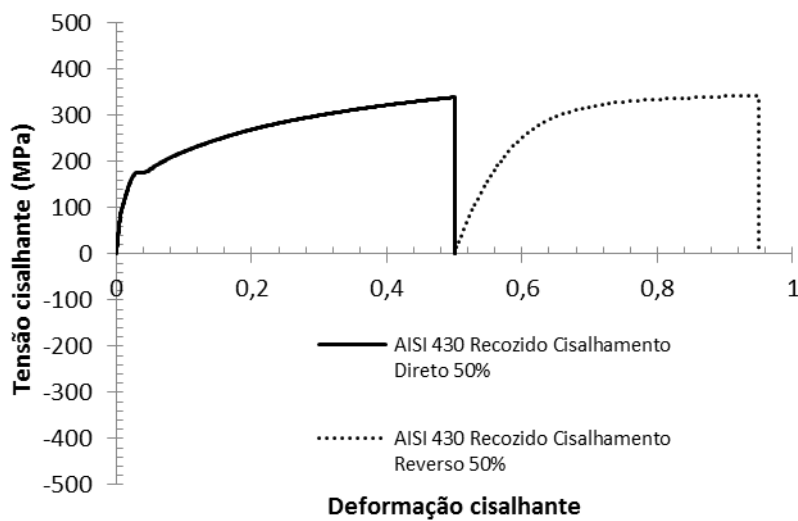
Fonte: Próprio autor

Figura 40 - Carregamento combinado para a amostra recozida com 10% de deformação cisalhante



Fonte: Próprio autor

Figura 41 - Carregamento combinado para a amostra recozida com 50% de deformação cisalhante



Fonte: Próprio autor

Para observar a diferença entre o cisalhamento direto e o reverso, comparou-se os valores máximos da tensão cisalhante (τ), em módulo, para os dois tipos de cisalhamento. Esse tipo de aproximação é feita para verificar se houve um amaciamento ou um endurecimento da amostra com o cisalhamento cíclico da mesma. A Tabela 5 a seguir mostra os valores de tensão cisalhante para cada uma das condições e com deformação cisalhante de 10% e 50%.

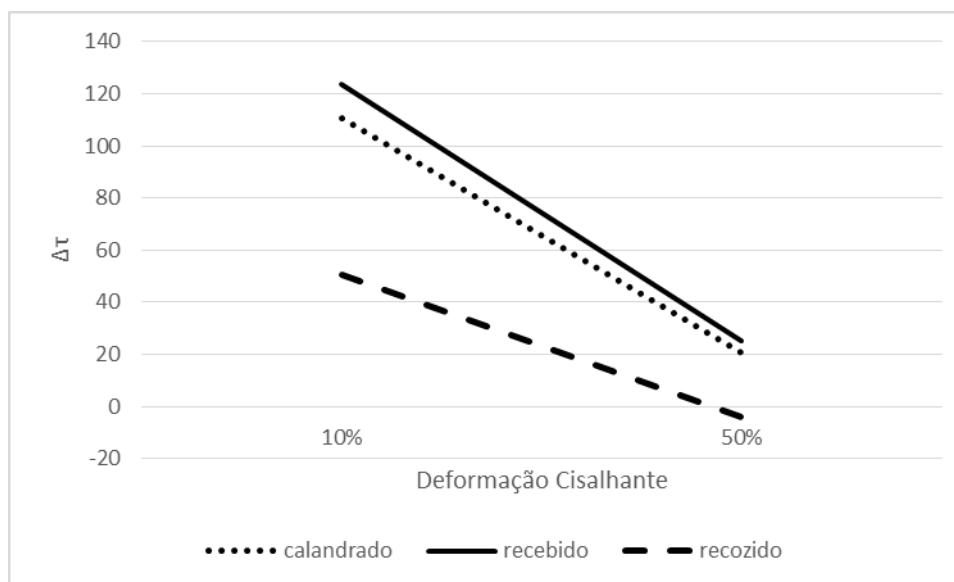
Tabela 5 - Valores para τ máximo para os carregamentos direto e reverso e a diferença entre os mesmos para cada condição e cada deformação cisalhante

Amostra	τ Máximo Direto (Mpa)	τ Máximo Reverso (Mpa)	$\Delta\tau$ (Mpa)
Calandrado 10%	253,9522	143,54	110,412
Calandrado 50%	387,3103	366,992	20,3183
Recebido 10%	249,3141	125,596	123,718
Recebido 50%	396,5445	371,3325	25,212
Recozido 10%	218,1113	167,5871	50,5242
Recozido 50%	339,2916	343,3074	-4,0158

Fonte: Próprio autor

A partir da Tabela 5 foi construído o gráfico mostrado na Figura 42, a qual mostra os valores de $\Delta\tau$ para cada uma das condições e para 10% e 50% de deformação cisalhante.

Figura 42 – Gráfico de $\Delta\tau$ para cada uma das condições em relação a quantidade de deformação cisalhante.



Fonte: Próprio autor

O $\Delta\tau$ é um indicativo de que houve um amaciamento ou um endurecimento da amostra. Caso o $\Delta\tau$ seja positivo, a amostra amaciou, caso o $\Delta\tau$ seja negativo, a amostra sofreu um endurecimento.

A partir da Tabela 5 é possível perceber que os valores de $\Delta\tau$ foram positivos para as amostras calandradas com 10% e 50% de deformação cisalhante, as amostras do aço como recebido com 10% e 50% de deformação cisalhante e a amostra recozida de 10% de deformação cisalhante. A amostra recozida com 50% de deformação cisalhante foi a única com $\Delta\tau$ negativo, mostrando um endurecimento na mesma.

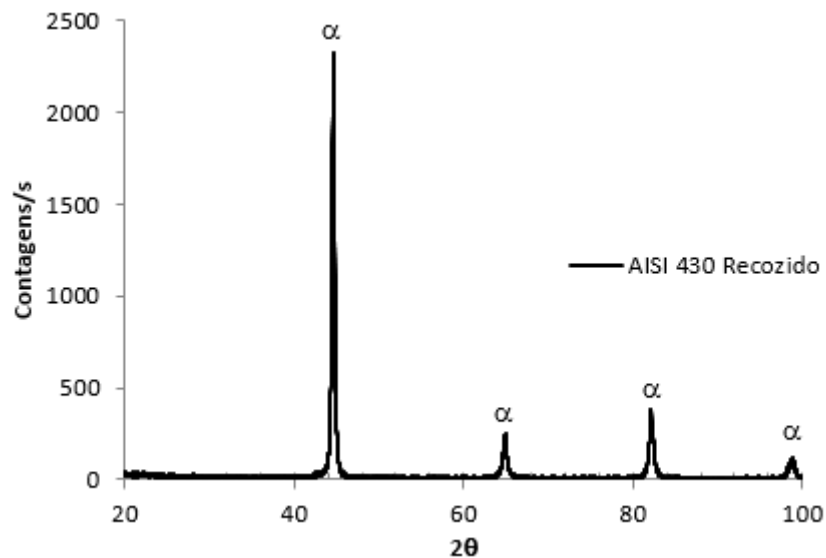
Pode-se perceber que, comparando os valores de $\Delta\tau$ para a deformação cisalhante de 10%, a amostra recozida apresentou o menor amaciamento. Isso se deve à possíveis transformações de fase ocasionadas durante o tratamento térmico da mesma. Normalmente, os estes tipos de aços inoxidáveis passam por tratamentos térmicos a 700°C, com um tempo de encharque de minutos ou até mesmo segundos. O tratamento térmico realizado na amostra recozida foi de 900°C com um tempo de encharque de 1 hora, o que pode ter formado precipitados, diminuído o tamanho de grão na amostra ou pode até mesmo ter originado

martensita como uma nova fase na amostra, que é mais dura que as fases anteriormente presentes. Isso explica também o porquê de a amostra recozida com 50% de deformação cisalhante ter endurecido.

Percebe-se também que a amostra calandrada tem um $\Delta\tau$ menor que o da amostra de aço como recebido, mostrando que a amostra calandrada teve um menor amaciamento. Isso se deve a uma maior encruamento da amostra calandrada antes do ensaio de cisalhamento, uma vez que ela foi mais deformada antes de ser ensaiada em relação a amostra do aço como recebido.

Para saber se houve formação de precipitados ou se alguma outra fase foi originada na amostra recozida, realizou-se uma difração de raio-x na mesma. O difratograma da amostra de aço recozido é mostrado na Figura 43 a seguir.

Figura 43 – Difratograma do aço AISI 430 recozido

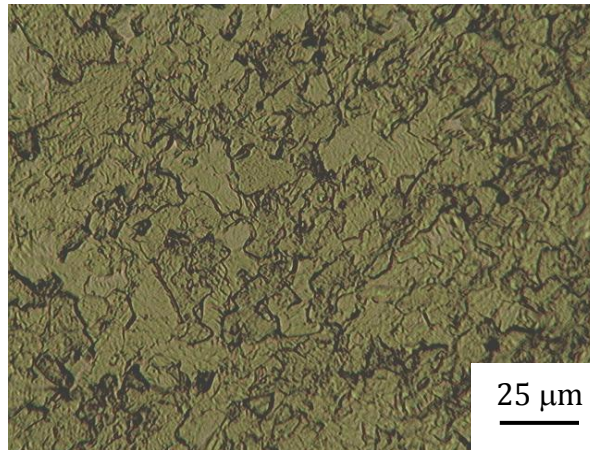


Fonte: Próprio autor

Observando-se o difratograma, percebe-se que há apenas a fase ferrita na amostra, e, portanto, o endurecimento percebido na amostra de aço recozido não se deve ao surgimento de precipitados na amostra ou de uma nova fase, como a martensita.

Realizou-se então uma micrografia ótica nas amostras de aço como recebido e de aço recozido para saber a diferença entre os tamanhos de grão das duas amostras. A Figura 44 abaixo mostra a micrografia da amostra de aço como recebido.

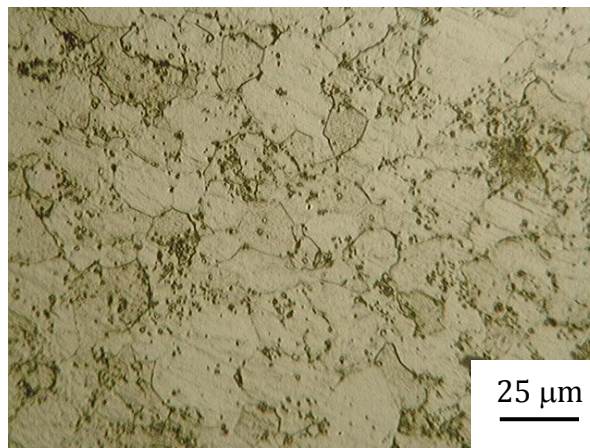
Figura 44 – Micrografia do aço como recebido



Fonte: Próprio autor

A Figura 45 abaixo mostra a micrografia da amostra de aço recozido.

Figura 45 – Micrografia do aço no estado recozido



Fonte: Próprio autor

As imagens das Figura 44 e Figura 45 mostram que houve um aumento do tamanho de grão da amostra de aço como recebido para a amostra de aço recozido, o que poderia contribuir para o amaciamento do material.

Para determinar se o material de fato amaciou com o tratamento térmico, foi realizado um ensaio de microdureza nas amostras de aço como recebido e recozido. A Tabela 6 a seguir mostra os valores obtidos para a microdureza do material ensaiado.

Tabela 6 – Valores obtidos a partir do ensaio de microdureza realizado na amostra do aço AISI 430

Condição	Dureza Vickers (HV)
Recebido	$221,8 \pm 5,01$
Recozido	$172,2 \pm 3,85$

Verificou-se, de acordo com a que de fato o material amaciou do estado como recebido para o estado recozido.

Contudo, verificou-se que houve um pequeno endurecimento do aço recozido quando submetido a um cisalhamento cíclico de 50% de deformação cisalhante, indicando, desta maneira, que o encruamento durante o cisalhamento cíclico foi o responsável por esse fenômeno.

6. CONCLUSÃO

O aço AISI 430 tipo A foi submetido a três condições – Como recebido, recozido e calandrado – e foi deformado monotonicamente e ciclicamente de 10% e 50% de deformação. Os seguintes resultados foram observados:

- a) Os materiais deformado ciclicamente endureceram de 10 pra 50%, para todas as condições ensaiadas - recebido, calandrado e recozido;
- b) O material recozido foi o que mais endureceu dos três, seguido do material calandrado e do material como recebido;
- c) O material calandrado teve um menor amaciamento em relação a amostra de aço como recebido devido ao maior encruamento da amostra calandrada antes do ensaio de cisalhamento;
- d) Após realização de difração de raio-x na amostra recozida, verificou-se que não houve surgimento de uma nova fase nem de precipitados, e, portanto, esses não foram os motivos do endurecimento da amostra recozida;
- e) Após realização de metalografia nas amostras de aço como recebido e recozido, verificou-se que o tamanho de grão aumentou e, portanto, o tamanho de grão não foi o motivo do endurecimento da amostra recozida;
- f) O tratamento térmico levou a um amaciamento da amostra em 22,3%, como mostrado pelas análises de micrografia, mostrando que o endurecimento da amostra recozida se deu após a deformação cíclica;
- g) Concluiu-se que o fator responsável pelo endurecimento do material recozido foi o encruamento originado pelo cisalhamento cíclico.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BACROIX, B., GENEVOIS, P.; TEODOSIU, C. **Plastic Anisotropy in low Carbon Steels Subjected to Simple Shear with Strain Path Changes**. European Journal of Mechanics, A/Solids, v.13, p. 661-675, 1994.
- BARLAT, F., FERREIRA DUARTE, J.M., GRACIO, J.J., LOPES, A.B., RAUCH, E.F. **Plastic Flow for non- Monotonic Loading Conditions of an Aluminum alloy Sheet Sample**. International Journal of Plasticity, v. 19, p 1215-1244, 2003.
- BOGER, R.K., WAGONER, R.H., BARLAT, F.; LEE, M.G. **Continuos, Large Strain, Tension/Compression Testing of Sheet Material**. International Journal of Plasticity, v.21, p. 2319-2343, 2005.
- BOUVIER, S., ALVES, J.L., OLIVEIRA, M.C., MENEZES, L.F. **Modelling of Anisotropic Work- Hardening Behaviour of Metallic Materials Subjected to Strain-Path Changes**. Computational Materials Science, v. 32, p. 301-315, 2005.
- BRESCIANI FILHO, Ettore (Coord.) **Conformação plástica dos metais**. 5ª ed. Campinas: Ed. UNICAMP, 1997. 385 p. (Manuais)
- CARBÓ H. M. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. Publicado pela empresa ArcelorMittal, jan 2008.
- Centro de Informação Metal Mecânica – CIMM**. Disponível em: <http://www.cimm.com.br>
Acessado em: 25 jun, 2015.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica Vol. II – Processos de Fabricação e Tratamento**. 2ed.. Makron Books. São Paulo: 1986.
- CHOTEAU, M., QUAEGBEUR, P.; DEGALLAIX. S. **Modelling of Bauschinger Effect by Various Constitutive Relations Derived from Thermo Dynamical Formulation**. Mechanics of Materials, v.37, p. 1143-1152, 2005.
- CHRISTODOULOU, N., WOO, O.T., MAC EWEN, S.R. **Effect of Stress Reversals on the Work Hardening Behaviour of Polycrystalline Copper**. Acta Metallurgica, v. 34, p. 1553–1562, 1986.

COFFIN, L.F., TAVERNELLI, J.F. **The Cyclic Straining and Fatigue of Metals.** Trans. Metal. Soc. AIME 215, p. 794–807, 1959.

COLAK, O.U. **A Viscoplasticity Theory Applied to Proportional and non-Proportional Cyclic Loading at Small Strains.** International Journal of Plasticity, v. 20, p. 1387-1401, 2004.

CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., MONTEIRO, W.A., CETLIN, P.R. **Substructural Evolution During Cyclic Torsion of Drawn low Carbon Steel Bars.** Materials Science and Engineering, v. 420A, p. 286-290, 2006.

CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., SILVA, E.M.P., CETLIN, P.R. **The Effect of Sequential Tensile and Cyclic Torsion Straining on Work Hardening of Steel and Brass.** Journal of Materials Processing Technology, v.142, p. 282-288, 2003.

DAVENPORT, S. B., HIGGINSON, R. L. **Strain Path Effects under Hot Working: an Introduction.** Journal of Materials Processing Technology, v. 98, p. 267-291, 2000.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy.** 2ed. London, McGraw-Hill, 1981, 751p.

ENAMI, K. **The Effects of Compressive and Tensile Prestrain on Ductile Fracture Initiation in Steels.** Engineering Fracture Mechanics, v. 72, p. 1089-1105, 2005.

GARDEY, B., BOUVIER, B., BACROIX, B. **Correlation Between the Macroscopic Behaviour and the Microstructural Evolutions During Large Plastic Deformation of a Dual Phase Steel.** Metallurgical and Materials Transactions, v. 36A, p. 2937–2945, 2005.

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

GRACIO, J.J. **The Effect of Grain Size on the Microstructural Evolution of Copper Deformed in Rolling.** Materials Science and Engineering, v. 196A (1), p. 97-104, 15 June 1995.FERNANDES et al., 1993.

HASEGAWA, T., YAKOU, T., KOCKS, U.F. **Forward and Reverse Rearrangements of Dislocations in Tangled Walls.** Materials Science and Engineering, v. 81A, p. 189-199, 1986.

HELMAN, Horácio; CETLIN, Paulo Roberto. Fundamentos da conformação mecânica dos metais. 2. ed. São Paulo, SP: Artliber, 2005. 260 p. ISBN 8570300174

HIWATASHI, SHUNJI., VAN BAELE, ALBERT., VAN HOUTTE, PAUL. TEODOSIU, C. **Prediction of Forming Limit Strains under Strain-Path Changes: Application of an Anisotropic Model Based on Texture and Dislocation Structure.** International Journal of Plasticity, v. 14 (7), p. 569 – 647, 1998.

JIA, W.P., FERNANDES, J.P. **Mechanical Behaviour and the Evolution of the Dislocation Structure of Copper Polycrystal Deformed under Fatigue-Tension and Tension-Fatigue Sequential Strain Paths.** Materials Science and Engineering, v. 348A, p. 133-144, 2003.

KOCKS, U.F. **Relation Between Polycrystal Deformation and Single-Crystal Deformation.** Metallurgical and Materials Transactions, p. 1121-1143, 1970.

LAUKONIS, J V; GHOSH, A. K. **Effects of Strain Path Changes on the Formability of Sheet Metals.** Metallurgical Transactions, v. 9A (12), p. 1849-1856, December 1978.

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

LEWANDOWSKA, M. **Dependence of the Deformation Microstructure of Aluminum Alloys on the Strain Path.** Materials Chemistry and Physics, v. 81, p. 555-557, 2003.

LLOYD, D.J., SANG, H. **The Influence of Strain Path on Subsequent Mechanical Properties – Orthogonal Tensile Paths.** Metallurgical and Materials Transactions, v.10A, p. 1767-1772, 1979.

LOPES, W. **Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples.** Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2009. 186p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

MESQUITA, E. L. Alvares; RUGANI, Léo Lucas. **Estampagem dos aços inoxidáveis.** Publicado pela empresa Acesita, 1997.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas.** Belo Horizonte: UFMG – Universidade Federal de Minas Gerais, p.26,2011.

MOVERARE, J.J., ODÉN, M. **Deformation Behaviour of a Prestrained Duplex Stainless Steel.** Materials Science and Engineering, v. 337A, p. 25-38, 2002.

NESTEROVA, E.V., BACROIX, B., TEODOSIU, C. **Experimental Observation of Microstructure Evolution under Strain-Path Changes in low-Carbon IF Steel.** Materials Science and Engineering, v. 309A–310A, p. 495–499, 2001b.

PEETERS, B., KALIDINDI, S. R., TEODOSIU, C., HOUTTE, P.V.; AERNOULDT, E. **A Theoretical Investigation of the Influence of Dislocation Sheets on Evolution of Yield Surfaces in Single-Phase B.C.C. Polycrystals.** Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v.50, p. 783-807, 2002.

PEETERS, B., SEEFELDT, M., TEODOSIU, C., KALIDINDI, S. R., VAN HOUTTE, P., AERNOUDT, E. **Work-Hardening/Softening Behaviour of B.C.C. Polycrystals During Changing Strain Paths: I. an Integrated Model Based on Substructure and Texture Evolution and its Prediction of the Stress–Strain Behaviour of an IF Steel During Two-Stage Strain Paths.** Acta Materialia, v. 49, p. 1607-1619, 2001.

RAUCH, E.F. **Plastic Anisotropy of Sheet Metals Determined by Simple Shear Tests.** Materials Science and Engineering, v. 241A, p. 179-183, 1998.

RAUCH, E.F. **Plasticity of Metals During Cold Working. Multiscale Phenomena in Plasticity.** In: J. Lépinoux et al. (eds.), Multiscale Phenomena in Plasticity, Kluwer Academic Publishers, p. 303–318, 2000.

RAUCH, E.F. **The Flow law of Mild Steel under Monotonic or Complex Strain Path.** Solid State Phenomena, v. 23 - 24, p. 317-334, 1992.

RAUCH, E.F., SCHMITT, J.H. **Dislocation Substructures in Mild Steel Deformed in Simple Shear.** Materials Science and Engineering, v. 113A, p. 441-448, 1989.

RICHERT, M., STÜWE, H.P., RICHERT, J., PIPPAN, R., MOT, C. **Characteristic Features of Microstructure of AlMg5 Deformed to Large Plastic Strains.** Materials Science and Engineering, v. 301A, p. 234-243, 2001.

ROLFE, S.T., HAAK, R.P.; GROSS, J.H. **Effect of Stress and Yield Criterion on the Bauschinger Effect.** Transactions of American Society of Mechanical Engineers, Journal of Basic Engineering, v. 90, p. 403-408, 1968.

ROLLETT, A.D., LOWE, T., KOCKS, U.K., STOUT, M.G. **in: J.S. Kallend, G. Gottstein (Eds.), Eighth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 8), 1988, p. 473 – 478, 1988.**

SAKHAROVA, N.A., FERNANDES, J.V. **Strain Path Change Effect on Dislocation Microstructure of Multicrystalline Copper Sheets.** Materials Chemistry and Physics, v. 98, p. 44-50, 2006.

SCHMITT, J.H., AERNOUDT, E., BAUDELET, B. **Yield Loci for Polycrystalline Metals Without Texture.** Materials Science and Engineering. v. 75, p. 13-20, 1985.

STRAUVEN, Y., AERNOUDT, E. **Directional Strain Softening in Ferritic Steel.** Acta Metallurgica, v. 35, p. 1029–1036, 1987.

SUBRAMANYA SARMA, V., PADMANABHAN, K. A. **Low Cycle Fatigue Behaviour of a Medium Carbon Microalloyed Steel.** International Journal of Fatigue, v. 19 (2), p. 135-140, 1997.

THUILLIER, S., MANACH, P.Y., MENEZES, L.F. **Occurrence of strain path changes in a two-stage deep drawing process.** Journal of Materials Processing Technology, v. 210, p. 226-232, 2010.

VAN HOUTTE, PAUL., LI, SAIYI., SEEFELDT, MARC., DELANNAY, LAURENT. **Deformation Texture Prediction: from the Taylor Model to the Advanced Lamel model.** International Journal of Plasticity, v. 21, p. 589- 624, 2005.

VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V. **Plastic Behaviour of Copper Sheets Subjected to a Double Strain-Path Change.** Journal of Materials Processing Technology, v. 47, p. 261-272, 1995.

WILSON, D.V., BATE, P.S. **Influences of Cell Walls and Grain Boundaries on Transient Responses of an IF Steel to Changes in Strain Path.** Acta Metallurgica Materialia, v. 42 (4), p. 1099-1111, 1994.

YOSHIDA, FUSAHITO., UEMORI, TAKESHI., FUJIWARA, KENJI. Elastic-Plastic Behavior of Steel Sheets under in-Plane Cyclic Tension-Compression at Large Strain.

International Journal of Plasticity, v. 18, p. 633-659, 2002.