Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais





Dissertação de Mestrado

Frederick Louis Dias de Morais

ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DO AÇO AISI 409 APÓS A IMPOSIÇÃO DE ROTAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO

Belo Horizonte Fevereiro de 2020

Frederick Louis Dias de Morais

Estudo da conformabilidade do aço AISI 409 após a imposição de rotas complexas de deformação

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Wellington Lopes

Coorientadora: Prof^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Belo Horizonte Fevereiro de 2020

Morais, Frederick Louis Dias de.

M827e Estudo da conformabilidade do aço AISI 409 após a imposição de rotas complexas de deformação / Frederick Louis Dias de Morais. – 2020.

139 f.: il.

Orientador: Wellington Lopes

Coorientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2020. Bibliografia.

Deformações (Mecânica).
 Aço inoxidável ferrítico Conformação.
 Resistência dos Materiais.
 Lopes, Wellington.
 Corrêa, Elaine Carballo Siqueira.
 Título.

CDD: 620.1123



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO "ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DO AÇO AISI 409 APÓS A IMPOSIÇÃO DE ROTAS COMPLEXAS DE DEFORMAÇÃO"

Autor: Frederick Louis Dias de Morais Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Wellington Lopes (ORIENTADOR) (/ Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

EpaniCarball@Scorner

Prof. aDr.a Elaine Carballo Siqueira Corrêa (COORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. *Br. * Aline Silva Magalhaes

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Teodoro Gauzzi Rodrigues de Araújo Centro Universitário de Belo Horizonte - UNIBH

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus que me abençoou diariamente e renovou minha fé em todos os instantes de desânimo. Menção honrosa aos meus pais (Sebastião e Cleunice), ao meu irmão (Thalles) e à minha esposa (Jéssica de Morais) por todo o apoio psicológico, financeiro e momentos de carinho e distração proporcionados. Agradeço também a oportunidade concedida, as orientações e o apoio dos professores Wellington Lopes e Elaine Corrêa, além de todos os demais profissionais que estiveram, mesmo que indiretamente, envolvidos e foram primordiais para o desenvolvimento desse estudo que desde o primeiro momento foi planejado e estruturado visando uma contribuição científica satisfatória. Juntamente com meus professores orientadores, um agradecimento especial à CAPES e ao CNPq pelo auxílio quanto ao uso dos equipamentos do departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

RESUMO

Nas diversas operações de conformação de chapas envolvendo a estampagem de materiais metálicos existe a combinação de diferentes tipos de esforços mecânicos, tais como, cisalhamento, tração e compressão até que seja possível alcançar as dimensões e o formato de uma peça. A severidade dessa combinação de solicitações mecânicas pode acarretar respostas inesperadas no comportamento mecânico de um material (amaciamento, endurecimento, transientes na taxa de encruamento), ocasionando, deste modo, limitações no processamento e uso de um material. O reconhecimento e o controle das condições de processo e das características estruturais dos diferentes tipos de materiais podem melhorar a conformabilidade, além de evitar a falha prematura dos materiais, contribuindo assim quanto à utilização e à fabricação de diversos componentes mecânicos. Considerando essa abordagem, este trabalho apresenta estudo conformabilidade do aço inoxidável ferrítico AISI 409 mediante a adoção de diferentes rotas de processamento mecânico (tração/cisalhamento, laminação/cisalhamento, cisalhamento direto/cisalhamento reverso/cisalhamento direto ou do tipo Bauschinger), avaliando a evolução da resistência mecânica e da ductilidade do mesmo. Chapas desse material foram submetidas à combinação de esforços compressivo-cisalhantes (laminação) de tração e de cisalhamento (direto e reverso) de modo a proporcionar mudanças severas no modo de solicitação mecânica com posterior análise a partir da interpretação das curvas de tensãodeformação efetiva, da dureza Vickers e da evolução da taxa de encruamento. Além disso, realizou-se uma análise química por espectroscopia de emissão óptica (EEO) e investigações estruturais com a adoção de técnicas de microscopia óptica (MO) e difração de raios X (DRX). Os resultados indicaram a tendência de queda da tensão de fluxo durante o recarregamento em cisalhamento para as rotas compostas pelos esforços de tração/cisalhamento e do tipo Bauschinger, enquanto endurecimento para as rotas que envolveram a aplicação de pré-deformação em laminação a frio. percebidos Transientes de encruamento foram na taxa para laminação/cisalhamento, sugerindo maior desestruturação da subestrutura de discordâncias, além do provável estabelecimento de uma orientação cristalográfica preferencial (textura).

Palavras chaves: Trajetória de deformação, aço AISI 409 e conformabilidade.

ABSTRACT

In the different ways of a sheet forming operation, there is a combination of several types of mechanical efforts, such as shearing, tension and compression up to the final shape and dimensions of a specific part. The severity of these changes in the mode of mechanical efforts can lead to unexpected responses in the mechanical behavior of a material (softening, hardening, transients in the hardening rate), causing limitations in the industrial process. The study and the control of the process conditions and formability characteristics of the materials prevent premature failure and improve the formability during a forming process. Considering this approach, this work presents the study of the formability of AISI 409, ferritic stainless steel under different mechanical processing routes, analyzing the evolution of mechanical strength and ductility. Sheets of AISI 409 steel were subjected to a combination of compressive-shear stresses (rolling), tension and shear (direct and reverse modes) to provide severe changes in the mechanical stresses mode that were analyzed from macroscopic aspects by effective stress and strain curves, Vickers microhardness, chemical analysis by optical emission spectroscopy (OES) and microstructural aspects by optical microscopy (OM) and X rays diffraction (XRD). The results indicated the tendency for reduction of flow stress during shear reloading for routes composed by tensile/shear and Bauschinger loading (direct shear/reverse shear/direct shear) while hardening for the routes that involved the application of prestrain by cold rolling. Transients in the work-hardening rate were observed for the rolling/shear route, indicating greater substructural disruption, as well as the establishment of a preferential crystallographic orientation (texture).

Keywords: Strain path, AISI 409 steel and formability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Passividade dos aços-cromo expostos, durante uma década, em uma
atmosfera industrial21
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr e suas fases22
Figura 3 - Operações típicas de conformação25
Figura 4 - Tensões e deformação presentes em uma seção de um copo embutido. 26
Figura 5 - Curvas de tensão-deformação tangencial para metais com estrutura CCC
(Fe), CFC (Cu) e HC (Mg)28
Figura 6 - Estrutura celular de um metal trabalhado a frio29
Figura 7 - Subestruturas observadas na liga AA1050-O antes e após o
recarregamento30
Figura 8 - Subestruturas observadas na liga AA6022-T4 antes e após o
recarregamento31
Figura 9 - Representação esquemática da curva tensão-deformação transiente (linha
tracejada) do tipo 1 (latão 70/30) e tipo 2 (aço A-K)33
Figura 10 - Campo de deformação e chapa estampada no formato de T35
Figura 11 - Comportamento plástico de um aço inoxidável 310 pré-deformado em
tração uniaxial36
Figura 12 - $(d\sigma/d\epsilon)$ & σ como uma função da deformação efetiva total para o aço AK
pré-deformado em tração na direção de laminação (DL)
Figura 13 - Formas transientes do encruamento para o alumínio A2 e o aço
inoxidável austenítico 304
Figura 14 - Curvas tensão efetiva versus deformação efetiva de um aço de baixo
teor de carbono submetido a distintas rotas de processamento39
Figura 15 - Testes de tração-tração do DP780 com θ 2=0°, θ 2=45° e θ 2=90° e pré-
deformações de 4% e 7%, em relação à direção de laminação (DL) (θ 1=0°)40
Figura 16 - Curva de tensão verdadeira em função da deformação plástica
acumulada da sequência tração-fadiga42
Figura 17 - Estrutura de saturação de discordâncias da sequência tração-fadiga43
Figura 18 - Curvas de tração-deformação verdadeira de amostras pré-deformadas
em fadiga44
Figura 19 - Estrutura de saturação de discordâncias da seguência fadiga-tração45

Figura 20 - Curvas tensão-deformação verdadeira em tração, na direção de
laminação (0°DL), pré-deformadas em laminação e curva monotônica
correspondente46
Figura 21 - Curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira em tração uniaxial a
cada 30° da DL (todas as curvas plotadas até o empescoçamento)47
Figura 22 - Taxa de tensão versus pré-deformação em laminação, em uma
deformação plástica total de 0,2, revelando o grau de amaciamento permanente48
Figura 23 - Curva representativa de tensão-deformação de engenharia para
amostras laminadas
Figura 24 - Efeito de Bauschinger e circuito de histerese
Figura 25 - Gráfico de tensão-deformação cisalhante de uma chapa de Cu de
espessura de 0,1mm51
Figura 26 - Geometria das amostras de cisalhamento51
Figura 27 - Resultados dos ensaios de cisalhamento cíclico e microscopia eletrônica
de transmissão da liga Al-3004 no estado recebido54
Figura 28 - Resultados dos ensaios de cisalhamento cíclico e microscopia eletrônica
de transmissão de line AL 2004 recordo
de transmissão da liga Al-3004 recozida55
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura.
,
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura.
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura
Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura

Figura 38 - Dimensões do CP de tração uniaxial69
Figura 39 - Dimensões do CP de cisalhamento71
Figura 40 - Medição de tamanho de grão com o auxílio do Image-J73
Figura 41 - Corpos de prova de tração para análise da anisotropia plástica77
Figura 42 - Máquina de ensaios Instron 5582 com a garra de cisalhamento
adaptada80
Figura 43 - Medição de Δy e Δx com o auxílio do Image-J81
Figura 44 - Comparação entre curvas de tração e dados de cisalhamento de um aço
baixo carbono82
Figura 45 - Fluxograma rota 0186
Figura 46 - Fluxograma rota 0288
Figura 47 - Fluxograma rota 0391
Figura 48 - Esquema curva deformação residual versus pré-deformação para
avaliação da rota de processamento na ductilidade do aço AISI 40993
Figura 49 - Micrografias do aço AISI 40995
Figura 50 - Difratogramas do aço AISI 40998
Figura 51 - Junção dos difratogramas do aço AISI 40999
Figura 52 - Imagens da marcação após ensaio de microdureza Vickers no aço AISI
409
Figura 53 - Curvas monotônicas em cisalhamento do aço AISI 409 a 0°DL nos
estados como recebido e recozido
Figura 54 - Curvas tensão-deformação efetiva em tração do aço AISI 409 recozido.
103
Figura 55 - Variação do fator de anisotropia plástica com a direção da chapa do aço
AISI 409 recozido105
Figura 56 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 recozido após
carregamentos monotônicos de tração e de cisalhamento106
Figura 57 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 na Rota 01 e curva
monotônica de referência107
Figura 58 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação
efetiva para a Rota 01108
Figura 59 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência
de carregamentos da Rota 01 e curva teórica111

Figura 60 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 na Rota 02 e curva
monotônica a 0°DL112
Figura 61 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus deformação efetiva
para a Rota 02 e a curva monotônica a 0°DL114
Figura 62 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência
de carregamentos da Rota 02 e curva teórica115
Figura 63 - Curvas tensão-deformação efetiva e curvas da taxa de encruamento
normalizada versus a deformação efetiva do aço AISI 409, na Rota 02, e curvas
monotônicas de referência117
Figura 64 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03
e curva monotônica de referência120
Figura 65 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação
efetiva do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 (carregamentos Bauschinger com pré-
deformação em cisalhamento direto de 8,15%) e monotônico121
Figura 66 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação
efetiva do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 (carregamentos Bauschinger com pré-
deformação em cisalhamento direto de 13,40%) e monotônico122
Figura 67 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência
de carregamentos do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 e curva teórica124
Figura 68 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido/laminado)
na Rota 03 e curva monotônica de referência125
Figura 69 - Curvas da taxa de encruamento pelo inverso da tensão versus a
deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 (carregamentos
Bauschinger com pré-deformação em cisalhamento direto de 3,88%) e monotônico.
129
Figura 70 - Curvas da taxa de encruamento pelo inverso da tensão versus a
deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 (carregamentos
Bauschinger com pré-deformação em cisalhamento direto de 7,58%) e monotônico.
130
Figura 71 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência
de carregamentos do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 e curva teórica.
132

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 409 (% em peso)94
Tabela 2 - Composição química típica de um aço AISI 409 (% em peso)94
Tabela 3 - Diâmetro médio de grãos do aço AISI 40997
Tabela 4 - Dureza Vickers do aço AISI 409100
Tabela 5 - Propriedades mecânicas do aço AISI 409 recozido104
Tabela 6 - Fatores de anisotropia plástica do aço AISI 409 recozido104
Tabela 7 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos da
Rota 01 e monotônico108
Tabela 8 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos da
Rota 02 e monotônico115
Tabela 9 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos da
Rota 02 e monotônicos (0°DL, 45°DL e 90°DL)119
Tabela 10 - Deformação de Bauschinger e variação nos valores de tensão do aço
AISI 409 (recozido) na Rota 03 de processamento123
Tabela 11 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos do
aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 e monotônico124
Tabela 12 - Deformação de Bauschinger e variação nos valores de tensão do aço
AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 de processamento127
Tabela 13 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos do
aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 e monotônico131

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI=American Iron and Steel Institute

CCC=Estrutura cúbica de corpo centrado

CFC=Estrutura cúbica de faces centradas

CP=Corpo de prova

DDW=Dense Dislocation Walls

DP=Dual Phase

EBSD=Difração de elétrons retroespalhados

EDE=Energia de falha de empilhamento

EDS=Espectroscopia por energia dispersiva

EEO=Espectroscopia de emissão óptica

HC=Estrutura hexagonal compacta

ICDD=International Council for Diffraction Data

MET=Microscopia eletrônica de transmissão

MO=Microscopia óptica

PC=Deformação aplicada

TRIP=Transformation Induced Plasticity

LISTA DE SÍMBOLOS

Fe=ferro
C=carbono
Cr=cromo
Ni=níquel
Mo=molibdênio
α=estrutura ferrítica
γ=austenita
σ=fase sigma
Si=silício
Mn=manganês
V=vanádio
Nb=nióbio
Al=alumínio
Cu=cobre
ϵ_p =pré-deformação
ε=deformação
α=amplitude da mudança da trajetória de deformação
e _u =alongamento uniforme
σ _f =tensão de fluxo inicial
θ_2 =ângulo de recarregamento
θ=ângulo entre carregamentos
ε _{pl} =deformação plástica acumulada
Al ₂ O ₃ =alumina
έ=taxa de deformação
ϵ_e =deformação efetiva

 $\epsilon_{\text{laminação}}\text{--deformação}$ efetiva em laminação

ε=níveis de deformação total

n=expoente de encruamento

w_{efetiva}=largura efetiva

t=espessura da amostra de cisalhamento

I=comprimento efetivo

TiC=carbonetos de titânio

TiN=nitretos de titânio

TiCN=carbo-nitretos de titânio

R=anisotropia normal

ΔR=anisotropia planar

 \bar{R} =anisotropia normal média

β=deformação de Bauschinger

T=variação de tensão de fluxo

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
2. OBJETIVOS	19
2.1 Objetivo Geral	19
2.2 Objetivos Específicos	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Aços Inoxidáveis	20
3.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos	21
3.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos	23
3.1.3 Aços inoxidáveis martensíticos	23
3.1.4 Aços inoxidáveis Duplex (Austeno-Ferríticos)	
3.1.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação	
3.2 Conformação mecânica	
3.3 Encruamento dos materiais metálicos	27
3.4 Trajetória de Deformação	32
3.4.1 Definições	32
3.4.2 Trajetória de deformação e Comportamento mecânico	34
3.4.2.1 Efeito do tipo e da quantidade de pré-deformação	e da direção
de solicitação	41
3.4.2.2 Efeito do encruamento	49
3.4.2.3 Efeito da textura cristalográfica	56
3.4.2.4 Efeito das condições de solicitação mecânica	63
4. MATERIAIS E MÉTODOS	67
4.1 Material	67
4.2 Procedimento experimental	67
4.3 Corpos de prova	69
4.3.1 Corpos de prova para ensaio de tração uniaxial	69
4.3.2 Corpos de prova para ensaio de cisalhamento	69
4.4 Tratamento térmico	72
4.5 Medida de Tamanho de Grão	72

4.6 Caracterizações do material	73
4.6.1 Caracterização estrutural	73
4.6.2 Caracterização mecânica	74
4.6.3 Caracterização Química	78
4.7 Métodos de Deformação Plástica	78
4.7.1 Laminação a frio	78
4.7.2 Tração uniaxial	79
4.7.3 Esforço de cisalhamento	79
4.8 Métodos de cálculo do Efeito de Bauschinger	82
4.8.1 Deformação de Bauschinger (β)	82
4.8.2 Variação entre os valores de tensão (T)	84
4.9 Rotas de processamento	84
4.9.1 Rota 01: Tração _{º(DL)} + Cisalhamento _{º(DL)}	85
4.9.2 Rota 02: Laminação + Cisalhamento _{0°, 45° e 90°(DL)}	
4.9.3 Rota 03: Sequências de Cisalhamento do Tipo I	
Cisalhamento direto _{0°(DL)} + Cisalhamento reverso _{0°(DL)} + C	Sisalhamento
direto 2 _{0°(DL)}	89
4.10 Ductilidade e mudanças na trajetória de deformação	92
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	94
5.1 Caracterização do material	94
5.1.1 Caracterização química	94
5.1.2 Caracterização estrutural	94
5.1.3 Caracterização Mecânica	99
5.1.3.1 Anisotropia	103
5.2 Comportamento mecânico versus mudanças na trajetória de	deformação
	106
5.2.1 Rota 01: Tração _{0°(DL)} + Cisalhamento _{0°(DL)}	106
5.2.2 Rota 02: Laminação + Cisalhamento _{0°, 45° e 90°(DL)}	111
5.2.3 Rota 03: Cisalhamento direto _{0°(DL)} + Cisalhamento re	everso _{0°(DL)} +
Cisalhamento direto 2 _{0°(DL)}	119
5.2.3.1 Rota 03: Recozimento + Cisalhamento direto _{0°(DL)} + C	Sisalhamento
reverso _{0°(DL)} + Cisalhamento direto 2 _{0°(DL)}	119

5.2.3.2 Rota 03: Recozimento + Laminação + Cisalhamento direto _{0℃}	
Cisalhamento reverso _{0°(DL)} + Cisalhamento direto 2 _{0°(DL)}	125
6. CONCLUSÕES	135
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	137

1. INTRODUÇÃO

Os metais representam o mais importante grupo de materiais em razão das inúmeras aplicações na engenharia. A utilização crescente desses materiais pode ser associada, dentre outros fatores, ao contínuo conhecimento que se tem adquirido de suas propriedades e do seu comportamento em serviço, como também, devido ao constante aperfeiçoamento dos métodos de fabricação e desenvolvimento de novas ligas.

O metal mais empregado ainda é o ferro. As ligas de ferro incluem os ferros fundidos, aços-carbono, aços-ferramenta e aços inoxidáveis. Esses são os materiais mais utilizados no mundo há bastante tempo. Devido à versatilidade de aplicações das ligas ferrosas, tais ligas podem ser expostas a condições que requeiram características específicas para suportar as solicitações externas e, além disso, atender às especificações de um projeto, como, por exemplo, ter a capacidade de resistir à corrosão.

Os aços inoxidáveis são um grupo de ligas especiais desenvolvidas para suportar a corrosão. Outras características desejáveis podem incluir excelente conformabilidade, elevada tenacidade à temperatura ambiente e boa resistência à oxidação. O cromo é o elemento de liga que torna o aço inoxidável. Contudo, existem outros elementos que podem ser adicionados para estabilizar fases, promovendo uma resistência à corrosão adicional ou produzindo uma melhoria nas propriedades mecânicas (PRASAD, 2013).

Considerando esse aspecto, existem diversos tipos de aços inoxidáveis baseados na estrutura e no mecanismo de endurecimento, dentre eles os aços inoxidáveis ferríticos (PRAMANIK, 2015).

Tais ligas inoxidáveis ferríticas têm estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e possuem boa resistência mecânica devido ao endurecimento por encruamento. A excelente resistência à corrosão e boa conformabilidade, além do baixo custo relativo, são características que tornam essas ligas atrativas e comumente aplicáveis em diversos processos industriais de conformação mecânica (CHIAVERINI, 2008; BOCK, 2015).

Em geral, o processamento mecânico dessas ligas envolve a combinação de diversos tipos de esforços como tração, compressão, torção, flexão e cisalhamento.

Essa junção de modos distintos de carregamentos mecânicos é conhecida como trajetória de deformação (MEYERS e CHAWLA, 1982; LOPES, 2009).

Em decorrência dessa variação nos modos de carregamento, essas ligas podem experimentar modificações em suas características de encruamento. Dessa forma, a compreensão da relação entre as variáveis do processo e o comportamento mecânico de um aço inoxidável, constitui uma vantagem econômica à medida que se pode reduzir o desperdício de matéria prima e o retrabalho, gerando assim, respostas mais adequadas quanto à seleção de um aço inoxidável ferrítico mais apropriado para uma determinada aplicação, além de auxiliar no aprimoramento das técnicas de produção (DIETER 1981, MEYERS e CHAWLA, 1982).

Dentro desse contexto, pretendeu-se avaliar a influência da severidade de esforços mecânicos combinados na conformabilidade de chapas do aço inoxidável ferrítico AISI 409, o qual exibe boas condições de estampabilidade, sendo utilizados, por exemplo, em sistemas de escapamento de gases de combustão de veículos como também em outras aplicações (APERAM, 2017).

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é investigar a resposta mecânica apresentada pelo aço AISI 409 após mudanças sucessivas na trajetória de deformação, envolvendo a aplicação de diferentes modos de deformação plástica.

2.2 Objetivos Específicos

- Analisar o comportamento mecânico do aço AISI 409 após a aplicação dos esforços compressivo-cisalhantes (laminação a frio), de tração e de cisalhamento de modo isolado e combinado;
- Estudar a influência da quantidade de pré-deformação e do modo de deformação plástica no comportamento mecânico do aço AISI 409;
- Investigar o efeito do estado inicial e da imposição de rotas de carregamento com a inversão da direção de solicitação mecânica (carregamentos Bauschinger), no comportamento mecânico do aço AISI 409;
- Promover alterações na trajetória de deformação do aço AISI 409 mediante o ensaio de cisalhamento planar simples;
- Avaliar a anisotropia do aço AISI 409 com uso do ensaio de tração;
- Investigar a evolução da taxa e do expoente de encruamento ao longo das rotas de processamento.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção serão abordados inicialmente os tipos de aços inoxidáveis mais comuns dando ênfase ao aço inoxidável ferrítico. Em seguida será apresentado o conceito de trajetória de deformação além da análise do efeito de algumas variáveis, no comportamento mecânico de materiais metálicos submetidos a mudanças nas trajetórias de deformação. Por fim, será abordado o aço inoxidável AISI 409 e destacada a relevância da proposta do estudo em questão.

3.1 Aços Inoxidáveis

O aço inoxidável, denominado "metal milagroso", faz-se presente em inúmeras aplicações diárias desde itens domésticos a aplicações biomédicas sofisticadas (PRAMANIKI, 2015). Um considerável número de classes desse material foi desenvolvido baseado em requisitos de vida útil de projeto, desde alguns poucos segundos, em motores de foguetes de veículos satélites, a mais de três décadas, em reatores de componentes nucleares (PRASAD, 2013).

"Partindo da ferrugem, homens produziram algo que parece platina e resiste ao ataque químico como o ouro, e ainda uma polegada quadrada pode suportar um quarto de milhão de libras...isso representa a maior conquista da metalurgia" (ZAPFFE, 1960).

A seleção dos aços inoxidáveis geralmente ocorre, segundo Prasad (2013), devido às características de resistência à corrosão e aos valores de propriedades mecânicas vinculadas.

Carbó (2008) definiu os aços inoxidáveis como sendo ligas de Ferro (Fe), carbono (C) e um teor mínimo de 10,5% de Cromo (Cr), porcentagem essa diretamente relacionada com a elevada resistência à corrosão e à oxidação reveladas, além de outros elementos de liga como Níquel (Ni) e Molibdênio (Mo).

A proteção contra a corrosão está relaciona com a formação de uma película protetora sobre a superfície do aço, separando-o do meio corrosivo, sendo a propriedade típica de alguns metais de permanecerem inalterados no meio circunvizinho denominada "passividade" (PRAMANIKI, 2015).

A função do Cr como elemento protetor do metal-base está ilustrada na Figura 1, onde se observa em uma atmosfera industrial, uma mudança de comportamento do

aço em relação à corrosão, à medida que o teor desse elemento de liga ultrapassa a porcentagem típica dos aços inoxidáveis (CHIAVERINI, 2008).

0,0250
0,0225
0,0250
0,075
0,0150
0,0150
0,0150
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005
0,0005

Cromo, %

Figura 1 - Passividade dos aços-cromo expostos, durante uma década, em uma atmosfera industrial.

Fonte: CHIAVERINI, 2008.

Segundo Colpaert (2008), diferentes microestruturas podem ser produzidas nos aços inoxidáveis como resultado da composição química e do tratamento térmico adotado, possuindo a microestrutura efeito dominante nas propriedades destes materiais. São geralmente subdivididas de acordo com o arranjo cristalino, a microestrutura e os mecanismos de endurecimento em cinco grandes categorias: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex (austeno-ferríticos) e endurecíveis por precipitação (PRAMANIK, 2015).

3.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos

Como destacado por Chiaverini (2008), essa classe de aços inoxidáveis apresenta estrutura ferrítica (α) cúbica de corpo centrado (CCC) em todas as temperaturas, e sua composição ocupa grande faixa do diagrama Fe-Cr como pode ser observado na Figura 2.

Nesse grupo o elemento Cr pode atingir valores superiores a 25% e com baixos teores de C (≈0,2%) o campo de fase austenita (γ) permanece ausente, resultando em ligas tenazes, dúcteis, não endurecíveis pela têmpera e que mantém a microestrutura ferrítica à temperatura ambiente (CHIAVERINI, 2008).

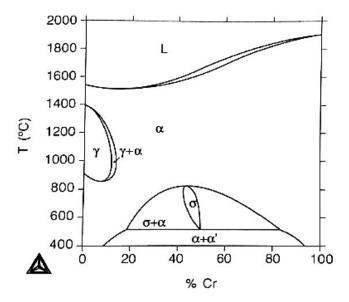


Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr e suas fases.

Fonte: SILVA e MEI, 2010.

Por apresentarem baixas concentrações de Ni, as ligas ferríticas caracterizam-se por menor custo quando comparadas com a classe mais comum dos aços inoxidáveis (classe austenítica), dessa forma, tornaram-se uma opção economicamente atrativa em uma vasta gama de aplicações (BOCK, 2015).

As ligas ferríticas apresentam melhor capacidade de estampagem profunda do que a classe austenítica devido ao componente de textura {111}, inerente à microestrutura CCC. São aplicáveis em processos de conformação de chapas para fabricação de partes do sistema de exaustão automotiva, dentre outras aplicações (NOONING, 2002; CHIAVERINI, 2008).

Nesses aços o tratamento térmico usual é um recozimento para alívio das tensões originadas na conformação a frio, buscando assim, a obtenção de máxima ductilidade no material (CHIAVERINI, 2008).

Os aços inoxidáveis ferríticos estão sujeitos a adquirirem fragilidade devido à presença de uma fase sigma (σ) que aparece principalmente nos aços com teor de Cr de 25% a 30% e na presença de elementos como Ni, Silício (Si) e Manganês (Mn). Segundo Chiaverini (2008), um aquecimento de aproximadamente 30 minutos a 850°C transforma a fase σ em ferrita, provocando um desaparecimento dessa fragilidade.

3.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos

São ligas que contém entre 16% a 26% de Cr e uma composição máxima de 35% em Ni, possuindo denominação austenítica devido à capacidade de reter, à temperatura ambiente, uma estrutura completamente austenítica. Não apresentam endurecimento por tratamento térmico e são consideradas ligas não magnéticas (COLPAERT, 2008).

Segundo Carbó (2008), os aços inoxidáveis austeníticos podem ser aplicados tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas elevadas (até 1150°C). Além disso, podem ser utilizados em aplicações criogênicas devido ao fato de apresentarem elevada tenacidade, em relação à classe duplex (BRYTAN, 2017).

3.1.3 Aços inoxidáveis martensíticos

Essa classe de aço inoxidável apresenta normalmente uma constituição com 12% a 17% de Cr, 0,4% de níquel e 0,1% a 1,0% de C. Alguns elementos de liga como Mo, Vanádio (V), Nióbio (Nb), Alumínio (Al) e Cobre (Cu) são adicionados para melhorar propriedades específicas como resistência à corrosão e usinabilidade (LAI et al., 2012).

Esses aços são materiais ferro-magnéticos que podem ser facilmente trabalhados, tanto a quente como a frio, sobretudo em baixas concentrações de carbono (CHIAVERINI, 2008). Por apresentarem excelentes propriedades mecânicas, elevada resistência ao desgaste e moderada resistência à corrosão, os aços inoxidáveis martensíticos são utilizados em uma vasta gama de aplicações industriais tais como geradores e turbinas a vapor, lâminas de compressores, vasos de pressão e ferramentas de corte (CHANDRA, 2013).

3.1.4 Aços inoxidáveis Duplex (Austeno-Ferríticos)

São ligas, nas quais, duas fases constituintes se encontram presentes em frações volumétricas substanciais e distintas (LAI et al., 2012), sendo que a classe mais utilizada apresenta uma microestrutura composta de austenita e ferrita em proporções iguais. Mais resistentes mecanicamente quando comparados com as suas fases separadamente, esse aços apresentam valores de limites de escoamento

duas vezes maior do que o observado na classe austenítica comum além de boa ductilidade (PRAMANIK, 2015).

As ligas duplex apresentam uma combinação atrativa de excelente resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade, sendo utilizadas em uma vasta gama de aplicações especialmente nas indústrias do óleo e gás, petroquímicas e de processamentos químicos (PRASAD, 2013).

3.1.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação caracterizam-se por apresentarem uma melhora em suas propriedades mecânicas, em relação aos aços inoxidáveis comuns, devido ao tratamento térmico de envelhecimento, sendo desenvolvidos com o intuito de obter uma liga com elevados valores de resistência mecânica e tenacidade com a manutenção da resistência à corrosão característica desses aços (KRAUSS, 2015).

Embora sejam mais caros que os aços inoxidáveis comuns, os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, limitados por um período de tempo ao campo militar, têm sido utilizados em outras áreas industriais tais como a indústria aeronáutica além de componentes como molas especiais e aplicações equivalentes (CHIAVERINI, 2008).

3.2 Conformação mecânica

A importância dos metais na tecnologia moderna deve-se em grande parte à facilidade com que podem ser conformados em formas úteis tais como tubos, barras e chapas finas. Tais transformações são promovidas por processos de usinagem e por processos de deformação plástica sendo que, nesta última, o volume e a massa do metal são conservados (DIETER, 1981).

A deformação dos metais e, em particular dos aços, conduz a alterações em suas propriedades. A conformação mecânica tem, portanto, dois efeitos principais: modificar a forma e alterar as propriedades ou características do material (SILVA e MEI, 2010).

Têm-se desenvolvido centenas de processos para aplicações específicas da conformação mecânica, entretanto, tais processos podem ser classificados em

apenas algumas categorias baseadas nos tipos de forças aplicadas ao material à medida que este é conformado até a forma final desejada. Conforme destacado por Dieter (1981) essas categorias de processos de conformação mecânica são: processos de compressão direta/indireta, de tração, de dobramento e de cisalhamento.

Na Figura 3 são exibidas algumas operações que representam estes processos de conformação mecânica de modo simplificado.

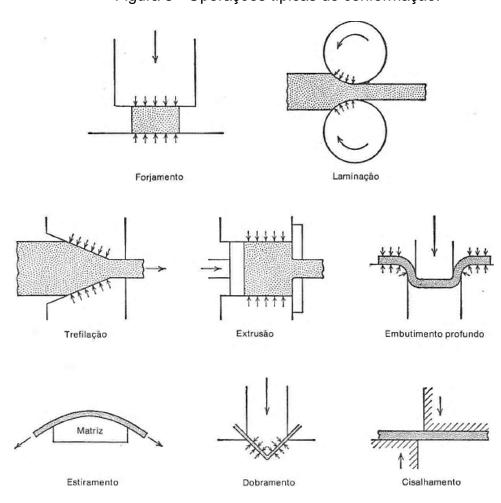


Figura 3 - Operações típicas de conformação.

Fonte: DIETER, 1981.

Nos processos de conformação direta, a força é aplicada na superfície do material e este escoa (deforma plasticamente) perpendicularmente em relação à direção de compressão, tendo a laminação como um dos seus principais exemplos (DIETER, 1981).

A laminação a frio de metais tem posição de destaque na indústria de transformação mecânica e representa, juntamente com o forjamento, um dos processos de fabricação que melhor exemplifica as operações de conformação mecânica (SILVA e MEI, 2010). Tal processo produz, dentre outros produtos, chapas finas, fitas e folhas finas de apurado acabamento superficial com propriedades mecânicas melhoradas e, ao mesmo tempo, mantendo um controle dimensional do produto final bastante rigoroso. Deve-se destacar que tais chapas provenientes da laminação são consideradas matérias-primas para a estampagem (DIETER, 1981).

A estampagem é um processo de conformação mecânica que compreende um conjunto de operações nas quais submete-se uma chapa plana a transformações de modo a adquirir uma nova forma geométrica (CHIAVERINI, 1986). Tal processo envolve a combinação ou a sequência de execução de operações para promover a forma final desejada. As principais operações de estampagem são o estiramento, o dobramento e corte por cisalhamento e o embutimento ou estampagem profunda (DIETER, 1981).

Durante as etapas da estampagem profunda, os materiais metálicos são submetidos a vários tipos de esforços capazes de promover a deformação plástica de um metal (Figura 4), vale destacar que essa deformação será sempre decorrente de um esforço cisalhante (MEYERS e CHAWLA, 1982).

(A) Elemento da flangue B) Elemento na entrada Tração (C) Elemento na Lateral (D) Elemento no (E) Elemento do fundo

dobramento inferior

Figura 4 - Tensões e deformação presentes em uma seção de um copo embutido.

Fonte: DIETER, 1981.

Tal esforço cisalhante promoverá o deslizamento de planos atômicos, sendo considerado o principal mecanismo segundo o qual os materiais metálicos se deformam plasticamente. Nesse mecanismo a deformação é promovida por meio da movimentação das linhas de discordâncias em sistemas de deslizamento favoráveis (DIETER, 1981).

Um método bem versátil de se obter alta resistência mecânica nos metais é a partir da restrição do movimento das linhas de discordâncias (MEYERS e CHAWLA, 1982). Virtualmente, todas as técnicas de aumento de resistência mecânica dependem desse princípio, ou seja, restringir ou impedir o movimento das linhas de discordâncias, conferindo, por exemplo, maior dureza a um material (CALLISTER, 2002).

O endurecimento por trabalho a frio, observado em operações de laminação e de trefilação, é um método comum de promover o aumento da resistência mecânica aos materiais metálicos (DIETER, 1981; MEYERS e CHAWLA, 1982), sendo aplicado a diversos materiais tais como os aços inoxidáveis ferríticos, uma vez que estes últimos, não são sensíveis ao endurecimento por meio de tratamentos térmicos (CHIAVERINI, 2008).

3.3 Encruamento dos materiais metálicos

Uma das principais características da deformação plástica dos metais é o fato de a tensão cisalhante necessária para produzir deslizamento aumentar continuamente com o acréscimo da quantidade de deformação cisalhante (DIETER, 1981).

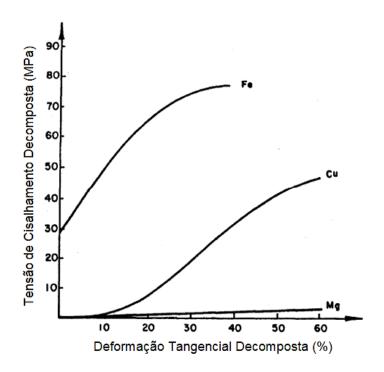
Tal aumento de tensão é chamado de encruamento e é devido à diminuição na mobilidade média das discordâncias, que se multiplicam e interagem com outras discordâncias, com campos de tensões de médio ou longo alcance e/ou com outras barreiras à movimentação (MEYERS e CHAWLA, 1982; CORRÊA, 2004). Esse fenômeno também é descrito como endurecimento por trabalho a frio, pelo fato de ocorrer em temperaturas consideradas baixas em relação à temperatura de recristalização do material (CALLISTER, 2002).

O encruamento pode ser representado numa curva tensão-deformação cisalhante (tangencial), onde nota-se a elevação da tensão com o acréscimo da deformação e, a inclinação dessa curva representa a taxa de encruamento, isto é, estabelece o

aumento da tensão para uma determinada variação da deformação (BRESCIANI FILHO et al., 2011).

Na Figura 5 é possível observar curvas representativas do encruamento de materiais com estruturas cristalinas distintas sendo: cúbica de corpo centrado (CCC), cúbica de faces centradas (CFC) e hexagonal compacta (HC). Os cristais de estrutura CCC e CFC apresentam uma diminuição gradual da declividade da curva, enquanto que, os cristais de estrutura HC apresentam uma pequena inclinação da curva ao longo do processo de deformação (BRESCIANI FILHO et al., 2011).

Figura 5 - Curvas de tensão-deformação tangencial para metais com estrutura CCC (Fe), CFC (Cu) e HC (Mg).



Fonte: BRESCIANI FILHO et al., 2011 (modificada).

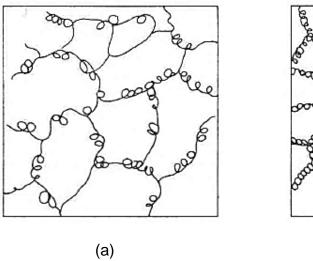
Dieter (1981) relata que uma taxa de encruamento alta implica em uma mútua obstrução de discordâncias deslizantes nos sistemas de deslizamento que se interceptam. Isso pode ocorrer mediante interações que produzem discordâncias bloqueadas, a partir da interação de campos de discordâncias, ou devido à formação de degraus de discordâncias como resultado de interpenetração de sistemas de deslizamento.

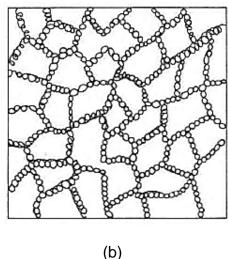
O número de discordâncias aumenta durante a deformação plástica e, devido às suas interações, provocam um estado de elevadas tensões internas. Com o

prosseguimento da deformação começa a ocorrer o deslizamento cruzado e os processos de multiplicação de discordâncias começam a ser ativados (REED-HILL, 1982).

A estrutura trabalhada a frio forma regiões de elevada densidade de discordâncias tendo uma estrutura celular característica, na qual, as paredes das células formadas, são regiões de alta densidade de discordâncias ou emaranhados de linhas de discordâncias (Figura 6) (DIETER, 1981). Vale ressaltar que a obtenção de tal estrutura celular se dá para baixos valores de deformação enquanto que para valores maiores de deformação plástica, subgrãos podem ser observados no material (BAY et al., 1992).

Figura 6 - Estrutura celular de um metal trabalhado a frio.





(a) Deformado a 10% de deformação. Início da formação de células com emaranhado de discordâncias e (b) deformado a 50% de deformação. Tamanho de célula em equilíbrio com elevada densidade de discordância nas paredes da célula (esquemático).

Fonte: DIETER, 1981.

Ainda em relação à estrutura celular nos metais, acredita-se haver uma relação entre a mesma e os fenômenos de deslizamento cruzado. Logo, os metais com estrutura CCC e CFC de alta energia de falha de empilhamento (EDE) devem apresentar essa distribuição não uniforme de discordâncias (DIETER, 1981;

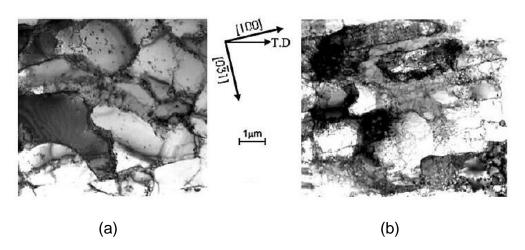
CORRÊA, 2004). Entretanto, a aparência final da estrutura trabalhada a frio dependerá do material, da taxa e da temperatura de deformação além do modo de deformação (MEYERS e CHAWLA, 1982).

Rauch et al. (2002) ao realizarem testes de carga reversa (tração-cisalhamento) para duas ligas de alumínio (1050-O e 6022-T4) observaram na primeira delas (Al comercialmente puro) que, após a introdução do segundo modo de deformação, foi percebida uma aniquilação da subestrutura de discordâncias previamente desenvolvida e uma diminuição do transiente da taxa de encruamento.

Em relação à segunda liga (classe Al-Mg-Si), uma preservação da subestrutura de discordâncias ocorreu após a reversão da carga e, segundo os autores, o movimento relativo das discordâncias não conseguiu superar a barreira constituída pelos solutos e pelas partículas de segunda fase, logo, uma pequena mudança na subestrutura dessa liga foi promovida.

Pode-se verificar na Figura 7(a) e Figura 7(b) que a subestrutura da liga AA1050-O foi dissolvida, enquanto que, para a liga AA6022-T4, Figura 8(a) e Figura 8(b), a subestrutura de discordâncias permaneceu aparentemente estável.

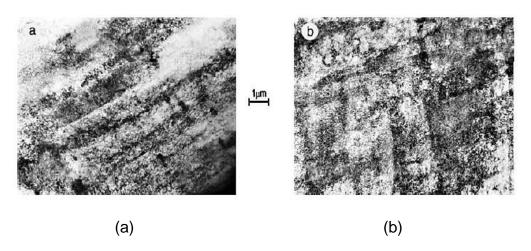
Figura 7 - Subestruturas observadas na liga AA1050-O antes e após o recarregamento.



(a) Estrutura de células típicas após 14% de pré-deformação em tração (onde T.D é a direção de tração) e (b) Dissolução da estrutura de células após recarregamento por cisalhamento.

Fonte: RAUCH et al., 2002.

Figura 8 - Subestruturas observadas na liga AA6022-T4 antes e após o recarregamento.



(a) Distribuição homogênea das discordâncias após 15% de deformação em tração e (b) Subestrutura aparentemente estável após o cisalhamento.

Fonte: RAUCH et al., 2002.

Chung e Wagoner (1986) relataram que a subestrutura das linhas de discordâncias desenvolvida durante os processos de deformação plástica depende da distribuição dos sistemas de deslizamento ativos que se alteram com a estrutura cristalina, com a orientação dos grãos, com a presença de solutos e fases secundárias e com as condições de carregamento. Tais condições podem afetar o comportamento dos materiais em relação ao fenômeno do encruamento (MEYERS e CHAWLA, 1982).

Os empilhamentos de discordâncias provenientes do encruamento produzem uma tensão de reação (ou tensão de recuo) que se opõe à tensão aplicada no plano de deslizamento. Com uma inversão na direção de carregamento, o material escoa para um valor de tensão cisalhante inferior ao necessário para o escoamento do primeiro carregamento. Isso ocorre porque a tensão de recuo irá auxiliar na movimentação das linhas de discordâncias quando a reversão da direção de carregamento for promovida (REED-HILL, 1982).

Além disso, discordâncias de sinais opostos se atraem e anulam mutuamente. O efeito resultante é um amolecimento da rede cristalina, sendo conhecido como efeito Bauschinger. Entretanto, vale ressaltar, que nem todos os metais apresentam, após reversão da direção de deslizamento, curvas plásticas inferiores às curvas do deslizamento original (DIETER, 1981).

Qin et al. (2019) realizaram uma caracterização experimental e modelagem de uma liga de alumínio AA3103 com variações nos modos de carregamento aplicados. O programa experimental incluiu testes de compressão, de tração-tração, de laminação-tração e de tração-laminação-tração. Um endurecimento cruzado foi observado após variações nas formas de deformação da liga durante os testes de tração-tração. Por outro lado, um amaciamento cruzado foi observado com as mesmas variações, porém, em testes de laminação-tração. Ficou concluído que as respostas que seguiram as mudanças na maneira de deformar o material foram governadas pelos modos de deformação em laminação e tração envolvidos e pela variação dos tipos de solicitação mecânica aplicados.

Os estudos realizados por Rauch et al. (2002) e Qin et al. (2019) estão em concordância com as observações de Armstrong et al. (1982), Meyers e Chawla (1982) e Lopes (2006). Estes autores relataram que dependendo do tipo de esforço ao qual um material é submetido, este poderá apresentar respostas diferentes em relação ao fenômeno de encruamento, tais como, transientes na taxa de encruamento, endurecimento e até mesmo amaciamento durante as etapas do trabalho a frio. Tal conjunto de análises revela que a conformabilidade dos materiais metálicos apresenta forte relação com a trajetória ou "histórico" de deformação.

3.4 Trajetória de Deformação

3.4.1 Definições

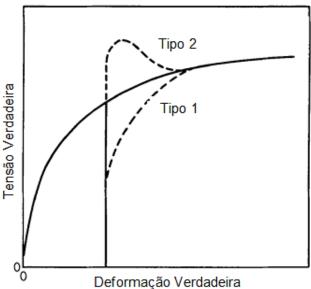
A trajetória de deformação pode ser compreendida como uma combinação de modos distintos de carregamento utilizados para deformar plasticamente um material quando em operações complexas de conformação (CORRÊA, 2004; LOPES, 2009). Diversos tipos de esforços mecânicos como tração, compressão, torção, flexão e cisalhamento podem ser adotados para o alcance das dimensões finais de projeto de uma peça. Como destacado, em decorrência da variação nos modos de carregamento, um material pode experimentar modificações em suas características de encruamento (MEYERS e CHAWLA, 1982; LOPES, 2009).

Na Figura 9 é mostrado o comportamento/encruamento incomum revelado por um material metálico quando submetido a alterações na trajetória de deformação. Chung e Wagoner (1986) relataram dois comportamentos distintos, o tipo 1, com

uma tensão de fluxo inicial (σ_f) inferior e uma taxa de encruamento superior e, o tipo 2, com uma σ_f superior e uma taxa de encruamento negativa, sendo a curva de referência conduzida sob deformação monotônica, ou seja, sob esforço único e contínuo como o observado durante a realização de um ensaio de tração.

Corrêa (2004) ressalta que em relação às condições de processamento, o primeiro comportamento seria referente à deformação em dois (ou mais) estágios sem aplicação de esforços repetitivos e, o outro, abrangeria experimentos relativos à deformação cíclica observada separadamente ou relacionada com a deformação monotônica.

Figura 9 - Representação esquemática da curva tensão-deformação transiente (linha tracejada) do tipo 1 (latão 70/30) e tipo 2 (aço AK).



Fonte: CHUNG e WAGONER, 1986 (adaptado).

Lopes (2006) salienta que embora seja muito utilizada tal concepção não é aplicável a muitos materiais, sendo necessário identificar a influência de diversas variáveis na magnitude de tais fenômenos; como o observado por Zandrahimi et al. (1989) ao relatar a importância de se considerar o efeito de aspectos estruturais, além do tamanho do grão e da textura cristalográfica, no respectivo comportamento mecânico ao se analisar um material metálico após uma mudança na trajetória de deformação.

A curva tensão-deformação tem relação com a evolução e particularmente com a amplitude da mudança da trajetória de deformação, sendo a severidade dessa

alteração caracterizada, segundo Schmitt et al. (1994), por um parâmetro (α) segundo a equação (1):

$$\alpha = \frac{\varepsilon p * \varepsilon}{\|\varepsilon p\| \|\varepsilon\|} \tag{1}$$

Tal parâmetro identifica a amplitude da mudança na trajetória de deformação, sendo um produto escalar do tensor de deformação imposto durante uma pré-deformação (ϵ_p) e a subsequente deformação (ϵ) (RAUCH et al., 2011).

Os maiores e menores valores desse parâmetro (α =1 e α =-1) são representações de testes de carregamento monotônico e reverso respectivamente, nos quais, os sistemas de escorregamento são reativados em direções similares e opostas. Um valor de parâmetro nulo (α =0) corresponde a uma condição de carregamento cruzado no qual os sistemas de deslizamento ativos tornam-se ocultos durante o recarregamento (CORRÊA, 2004).

3.4.2 Trajetória de deformação e Comportamento mecânico

Em muitos casos componentes metálicos são produzidos mediante processos de conformação de chapas metálicas. Nessas operações são observadas deformações intensas e padrões de carregamentos complexos que podem interferir no comportamento de um material. Tal resposta aos estímulos externos está relacionada com o tipo de material empregado e com a forma pela qual a trajetória de deformação se altera, ou seja, qual (is) o tipo (s) e modo (s) de carregamento que o material foi submetido (RAUCH, 1992).

A influência de distintas trajetórias de deformação no comportamento mecânico de um painel de automóvel fabricado a partir de um aço TRIP (*transformation induced plasticity*) foi analisada por Wu et al. (2018) com utilização de simulação numérica. Na Figura 10(a) é apresentado um mapa de contorno de deformação no qual as intensidades de solicitação mecânica locais aumentam desde a tonalidade azul ao vermelho, sendo destacadas dez dessas áreas como sendo representativas de todos os modos e trajetórias de deformação adotados com essa chapa de aço.

É possível observar regiões de maior solicitação mecânica nas extremidades da peça estampada devido a uma maior severidade de mudança na trajetória de deformação local e, consequentemente, elevada probabilidade de escoamento descontínuo com subsequente fratura da peça. Três desses pontos críticos estão ilustrados na Figura 10(b).

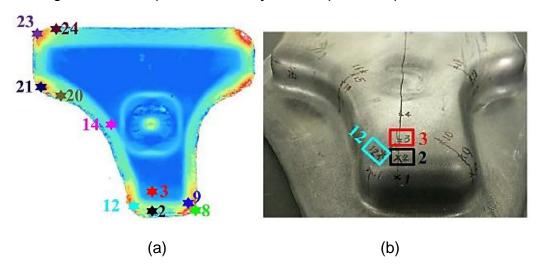


Figura 10 - Campo de deformação e chapa estampada no formato de T.

(a) Campo de deformação verdadeira da amostra em T e (b) amostra com os pontos críticos 2, 3 e 12.

Fonte: WU et al., 2018.

Os resultados deste estudo proporcionaram um controle mais eficiente de variáveis do processo (conformabilidade, resistência mecânica e ductilidade da chapa estampada). Os autores destacaram que um maior controle dos modos e trajetórias de deformação aplicados pode ser adquirido mediante uma modificação da geometria da matriz de estampagem, como também, por uma seleção do material mais apropriado aos modos e trajetórias de deformação predominantes (WU et al., 2018).

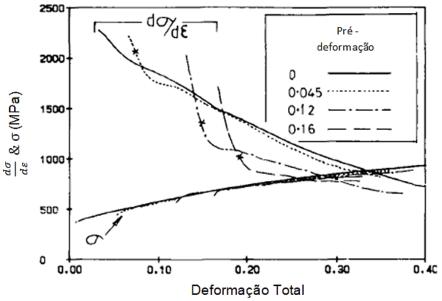
Zandrahimi et al. (1989) destacaram que quando a trajetória de deformação sofre alterações, o limite de escoamento e a taxa de encruamento de um metal divergem daqueles característicos de uma condição monotônica. Os autores observaram uma redução do transiente da taxa de encruamento de alguns materiais metálicos sob variações abruptas nas trajetórias de deformação.

Os testes realizados compreenderam um estágio inicial composto por tração uniaxial e biaxial e uma segunda etapa em tração uniaxial. Dentre os materiais analisados, os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 310, classificados como do tipo 1 (Figura 7) e de baixa EDE (45 mJm² e 20mJm² respectivamente), além do aço de baixo teor de carbono ferrítico AK e da liga AA 1200, classificados como do tipo 2 (Figura 7) e de alta EDE (200 mJm² para o alumínio) (ZANDRAHIMI et al., 1989).

Nas ligas de baixa EDE, após uma variação da trajetória de deformação, componentes direcionais do sistema de tensões internas da pré-deformação foram modificados progressivamente até ocorrer uma reorientação do sistema. Esse processo contribuiu positivamente com a taxa de encruamento durante os primeiros estágios do segundo modo de deformação (ZANDRAHIMI et al., 1989).

Em relação ao aço inoxidável austenítico AISI 310, após uma mudança de 45° na direção de aplicação da deformação plástica (Figura 11), reduções significativas na taxa de encruamento foram observadas quando o nível de pré-deformação excedeu ~0,1. Maiores níveis de pré-deformação foram necessários para promover transientes de encruamento de elevada magnitude (ZANDRAHIMI et al., 1989).

Figura 11 - Comportamento plástico de um aço inoxidável 310 pré-deformado em tração uniaxial.

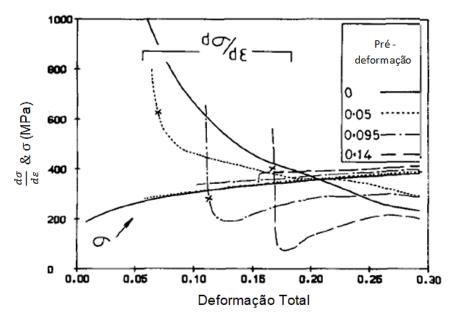


Fonte: ZANDRAHIMI et al., 1989 (adaptado).

Nos materiais de alta EDE foi observado que as variações na trajetória de deformação promoveram reduções na taxa de encruamento até os primeiros estágios do segundo modo de deformação. Essas reduções na taxa estavam associadas à dissolução parcial da subestrutura de discordâncias geradas durante a pré-deformação e, com o prosseguimento da deformação plástica, uma nova subestrutura de discordâncias de aspecto celular foi criada. A primeira fase das mudanças estruturais coincidiu com a redução na taxa de encruamento e a geração da nova estrutura celular com a recuperação da mesma (ZANDRAHIMI et al., 1989).

A Figura 12 refere-se aos testes com o aço AK feitos após uma mudança de 45° na trajetória de deformação. Observa-se que em níveis de pré-deformação acima de ~0,1, tal variação na trajetória adotada foi acompanhada por variações substanciais na tensão de fluxo. Reduções transientes na taxa de encruamento foram desenvolvidas com pré-deformações de 0,05, todavia, em tais valores, a recuperação do encruamento foi suficiente para prevenir qualquer redução no alongamento uniforme (e_u). A amplitude máxima do transiente aumentou com a pré-deformação e reduções severas no e_u ocorreram (ZANDRAHIMI et al., 1989).

Figura 12 - (dσ/dε) & σ como uma função da deformação efetiva total para o aço AK pré-deformado em tração na direção de laminação (DL).

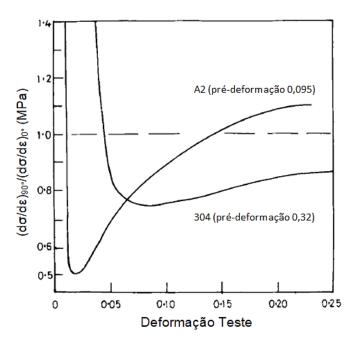


Fonte: ZANDRAHIMI et al., 1989 (adaptado).

A taxa com que ocorre a recuperação do encruamento referente a um carregamento monotônico pode variar entre os materiais (LOPES, 2006). Na Figura 13 pode-se observar que a taxa é maior para a liga AA 1200 do que para o aço austenítico 304.

Zandrahimi et al. (1989) concluíram que a localização da deformação plástica ocorre quando $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}*\frac{1}{\sigma}<1$, e que o valor da deformação efetiva relacionada pode ser identificado como o limite de alongamento uniforme de um material.

Figura 13 - Formas transientes do encruamento para o alumínio A2 e o aço inoxidável austenítico 304.



Formas transientes do encruamento da liga A2 (prédeformada em 0,095) e do aço inoxidável austenítico 304 (pré-deformado em 0,32), após uma mudança de 90° na direção de deformação. Mudanças relativas nas taxas de encruamento são apresentadas em termos da variação $(d\sigma/d\epsilon)_{90^\circ}/(d\sigma/d\epsilon)_{0^\circ}$, onde os índices 90° e 0°, representam a relação entre as direções do primeiro e segundo estágios de deformação.

Fonte: ZANDRAHIMI et al., 1989 (adaptado).

Corrêa et al. (2003) avaliaram o efeito da mudança da trajetória de deformação no comportamento mecânico de um aço de baixo teor de carbono submetido à

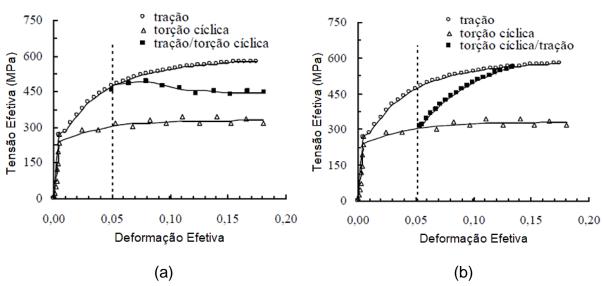
sequência de carregamentos: tração/torção cíclica e torção cíclica/tração. Foi observado que o material submetido à torção cíclica apresentou menores valores de tensão, para uma mesma quantidade de deformação, quando comparado com o material tracionado (Figura 14).

Na primeira sequência adotada (Figura 14(a)), o material apresentou uma tensão de fluxo inicial superior à do carregamento monotônico em torção cíclica seguida por uma redução na taxa de encruamento. O material apresentou um amaciamento por deformação devido à sua característica estrutural de favorecimento da nucleação e propagação de microbandas (CORRÊA et al., 2003).

Por outro lado, para a sequência torção cíclica/tração (Figura 14(b)), a tensão de escoamento no recarregamento em tração foi menor que a desenvolvida em tração pura, seguida por um aumento da taxa de encruamento e sem a ocorrência de amaciamento (CORRÊA et al., 2003).

Ficou comprovado que em tais condições a tensão de fluxo estava em função da sequência de carregamentos adotada. A influência do tipo de esforço mecânico (tração e torção) na conformabilidade do aço de baixo teor de carbono ficou evidente (CORRÊA et al., 2003).

Figura 14 - Curvas tensão efetiva versus deformação efetiva de um aço de baixo teor de carbono submetido a distintas rotas de processamento.

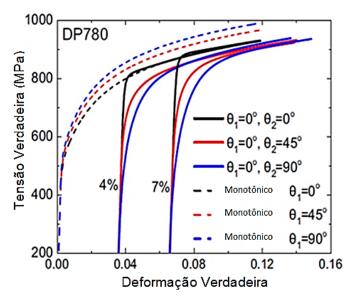


(a) tração/torção cíclica e (b) torção cíclica/tração.

Fonte: CORRÊA et al., 2003.

Liao et al. (2017) em estudos com o aço *Dual Phase* (DP) 780, em testes monotônicos e testes com variações na trajetória de deformação, verificaram nestes últimos uma mudança de comportamento mecânico do material (Figura 15). Durante os testes com θ_2 =0° (α =1) os autores relataram que a atividade dos sistemas de deslizamento e a orientação dos grãos permaneceram similares às de um carregamento monotônico. Sendo assim, as curvas de ambos os testes se sobrepuseram.

Figura 15 - Testes de tração-tração do DP780 com θ 2=0°, θ 2=45° e θ 2=90° e pré-deformações de 4% e 7%, em relação à direção de laminação (DL) (θ 1=0°).



Fonte: LIAO et al., 2017 (adaptado).

Para valores de θ_2 =45° (α ≈0,2) novos sistemas de deslizamento foram ativados, sendo observado um endurecimento transiente no início do recarregamento com uma tensão de fluxo abaixo do valor de carregamento monotônico (LIAO et al., 2017).

Segundo esses autores este último fato representou um amaciamento permanente do material, afirmação ratificada pelos menores valores de tensão da curva de recarregamento após o estágio transiente, em relação à curva de referência (LIAO et al., 2017).

Na condição do teste ortogonal (θ₂=90° e α≈0,5) um endurecimento anisotrópico qualitativamente similar à da condição anterior foi notado. Entretanto, com características mais pronunciadas tais como um estágio de encruamento transiente

maior e um aumento do amaciamento permanente (LIAO et al., 2017). O comportamento mecânico diferenciado do aço teve relação com a subestrutura assumida pelo material, com modo de deformação e com a severidade da mudança da trajetória de deformação ou α (LIAO et al., 2017).

Os autores indicaram que a optimização dos processos de conformação mecânica pressupõe o conhecimento da conformabilidade do material selecionado, sendo uma condição importante na previsão da eficiência durante a conformação de um produto.

Nas subseções seguintes, algumas variáveis que influenciam o comportamento mecânico de alguns materiais em função de variações nas trajetórias de deformação serão abordadas.

3.4.2.1 Efeito do tipo e da quantidade de pré-deformação e da direção de solicitação

Durante os passes de laminação de chapas ou entre as etapas de processamento de uma peça, os metais são constantemente submetidos a deformações iniciais ou pré-deformações que podem afetar as respostas dos mesmos durante as etapas subsequentes. Logo, essa variável tem influência relevante em um processo de conformação mecânica.

A influência do tipo de pré-deformação e a evolução da subestrutura de discordâncias de uma liga de cobre (Cu) solicitada em trajetórias de deformação de tração-fadiga e fadiga-tração foram avaliadas por Jia e Fernandes (2003). Duas situações foram estudadas variando-se o ângulo (θ) entre os carregamentos sucessivos de tração e de fadiga.

Na Figura 16(a) e Figura 16(b) pode-se observar as curvas de tensão verdadeira em função da deformação plástica acumulada (ϵ_{pl}) para o material pré-deformado em tração. Nenhuma diferença significativa foi encontrada na tensão de saturação entre os dois grupos de testes (θ =0° e θ =45°), fato este relacionado com a pequena quantidade de pré-deformação em tração (JIA e FERNANDES, 2003).

Em relação à taxa de encruamento inicial, quando θ=45°, a maioria dos sistemas de deslizamento ativados em fadiga estava inativa durante a pré-deformação,

consequentemente, uma menor quantidade de discordâncias móveis encontravamse disponíveis em relação ao outro grupo, logo, maior o limite de escoamento.

Por outro lado, quando θ=0° a maioria dos sistemas de deslizamento das duas trajetórias de deformação eram os mesmos e o efeito de recuperação dinâmica estava sob a deformação reversa em fadiga (JIA e FERNANDES, 2003).

A quantidade de pré-deformação em tração (2% e 10%) afetou a tensão de fluxo inicial entretanto pouco efeito teve em relação à tensão de saturação para os dois casos (θ =0° e θ =45°) (JIA e FERNANDES, 2003).

120 200 100 Tensão Verdadeira (MPa) Fensão Verdadeira (MPa) 160 80 120 60 80 40 40 20 0 0 1 3 5 0 6 8 Deformação Plástica Acumulada Deformação Plástica Acumulada (a) (b)

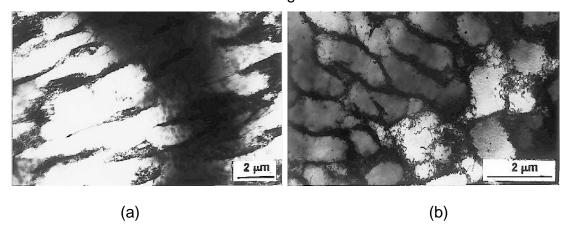
Figura 16 - Curva de tensão verdadeira em função da deformação plástica acumulada da sequência tração-fadiga.

(a) fadiga após tração de 2%, ε_{pl} =6,0.10⁻⁴ e (b) fadiga após tração de 10%, ε_{pl} =3,0.10⁻³.

Fonte: JIA e FERNANDES, 2003 (traduzido).

Observações feitas com microscópio eletrônico de transmissão nas amostras a 0° permitiram dizer que pequenas quantidades de pré-deformação em tração (menor que 5%) não afetaram a microestrutura de saturação de discordâncias formadas em fadiga (Figura 17(a)). Por outro lado, em maiores níveis de pré-deformação (≈10%) em tração, a estrutura celular de discordâncias característica foi retida em alguns grãos ao longo do carregamento subsequente (Figura 17(b)). Ao contrário do observado anteriormente, agora com as amostras a 45°, tal estrutura celular foi encontrada em todos os níveis de pré-deformação analisados (JIA e FERNANDES, 2003).

Figura 17 - Estrutura de saturação de discordâncias da sequência traçãofadiga.



(a) tração de 2%, ϵ_{pl} =6,0.10⁻⁴ e (b) tração de 10%, ϵ_{pl} =6,0.10⁻⁴.

Fonte: JIA e FERNANDES, 2003.

Em relação à rota de processamento fadiga-tração a quantidade de pré-deformação afetou de modo relevante o valor da tensão de escoamento e o comportamento de fluxo no carregamento posterior. Um maior valor de tensão de escoamento foi observado para θ =45° (Figura 18(b)), em relação à θ =0° (Figura 18(a)), devido ao efeito de endurecimento latente dos sistemas de deslizamento ativados durante a primeira trajetória de deformação, nos novos sistemas de deslizamento ativos (JIA e FERNANDES, 2003).

350 300 300 Tensão Verdadeira (MPa) Tensão Verdadeira (MPa) 250 250 200 200 150 150 recozido recozido 6,0.10⁻⁴ pré-deformado em fadiga 100 100 6,0.10-4 pré-deformado em fadiga 1,5.10⁻³ pré-deformado em fadiga 1,5.10⁻³ pré-deformado em fadiga 50 3,0.10⁻³ pré-deformado em fadiga θ=45° 3,0.10⁻³ pré-deformado em fadiga 0.0 0.2 0.3 0.4 Deformação Verdadeira Deformação Verdadeira (a) (b)

Figura 18 - Curvas de tração-deformação verdadeira de amostras prédeformadas em fadiga.

(a) θ =45° e (b) θ =0°.

Fonte: JIA e FERNANDES, 2003 (traduzido).

Com o acréscimo de deformação no recarregamento, os arranjos de discordâncias evoluíram de modo a assumirem um arranjo subestrutural típico das amostras deformadas em tração sem pré-deformação. Praticamente nenhuma diferença pôde ser detectada entre os casos onde θ =0° (Figura 19(a) e Figura 19(b)) e θ =45° (Figura 19(c) e Figura 19(d)) (JIA e FERNANDES, 2003).

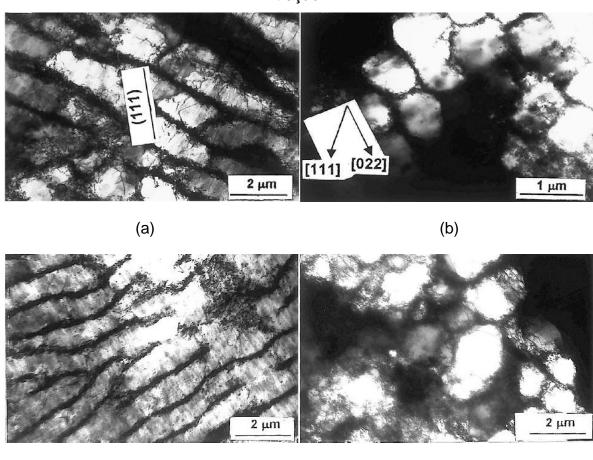


Figura 19 - Estrutura de saturação de discordâncias da sequência fadigatração.

(a) 5% de tração após ϵ_{pl} =1,5.10⁻³ (θ =0°), (b) tração até a ruptura após ϵ_{pl} =3,0.10⁻³ (θ =0°), (c) 5% de tração após ϵ_{pl} =1,5.10⁻³ (θ =45°) e (d) tração até a ruptura após ϵ_{pl} =1,5.10⁻³ (θ =45°).

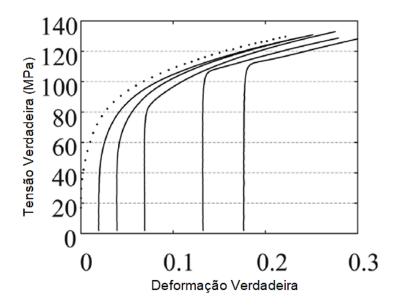
(d)

Fonte: JIA e FERNANDES, 2003.

(c)

Qin et al. (2019) promoveram a caracterização experimental da liga AA3103 utilizando testes com variações simples e duplas nas trajetórias de deformação. Nos testes de laminação-tração (Figura 20), a tensão de escoamento no recarregamento aumentou com a pré-deformação, por outro lado, a taxa de encruamento convergiu em direção à do carregamento monotônico (pontilhada) e a tensão de fluxo apresentou valores menores do que a da curva de referência. Pode-se notar uma estagnação do encruamento para os dois maiores níveis de pré-deformação em laminação.

Figura 20 - Curvas tensão-deformação verdadeira em tração, na direção de laminação (0°DL), pré-deformadas em laminação e curva monotônica correspondente.



Fonte: QIN et al., 2019.

Nas Figuras 21 ((a), (b), (c) e (d)) estão ilustradas as curvas referentes aos ensaios compostos pela sequência tração-tração e tração-laminação-tração, todas elas referentes ao último passo de tração, além das curvas monotônicas (linha pontilhada) (QIN et al., 2019).

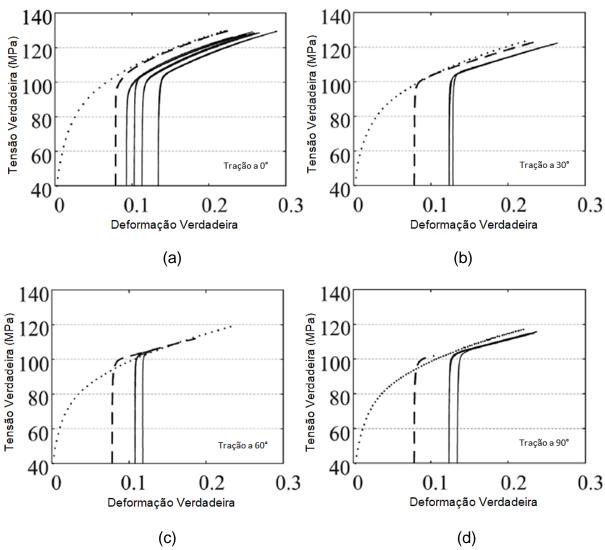
Para a sequência tração-tração (linha tracejada) com 8% de pré-deformação em tração na DL, um comportamento distinto ocorreu, revelando maiores valores de tensão de escoamento e características de amaciamento permanente. Além disso, a quantidade de deformação no empescoçamento dos corpos de prova (CP's) apresentou relação direta com a direção de solicitação (QIN et al., 2019).

Em relação à sequência com variação dupla na trajetória de deformação (curvas contínuas), a tensão de fluxo foi menor do que a da curva de referência em todas as situações. Porém essa diferença foi menos pronunciada quando a última etapa de tração foi realizada a 60° e 90° em relação à etapa anterior.

Em tais direções, as curvas da sequência tração-laminação-tração coalesceram com as curvas da sequência tração-tração, ou seja, a deformação plástica acumulada, durante a laminação intermediária, parece não ter afetado o comportamento subsequente. Observa-se também que na direção de tração a 0° o

amaciamento permanente induzido pela laminação intermediária aumentou com a pré-deformação (QIN et al., 2019).

Figura 21 - Curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira em tração uniaxial a cada 30° da DL (todas as curvas plotadas até o empescoçamento).

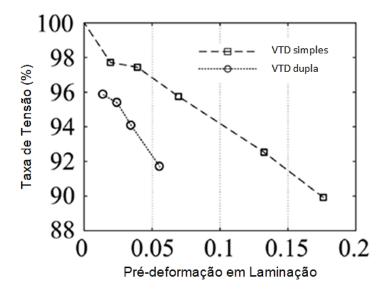


Fonte: QIN et al., 2019 (traduzido).

O amaciamento permanente causado pela pré-deformação em laminação foi quantificado (Figura 22) pela razão entre as tensões de fluxo, conforme variações nas trajetórias de deformação, para uma mesma deformação plástica verdadeira. Nota-se que o amaciamento permanente aumentou linearmente com a pré-deformação em laminação, entretanto, tal efeito foi mais pronunciado na sequência dupla (tração-laminação-tração) do que na simples (tração-laminação). Naquela, duas variações ortogonais segundo o fator de Schmitt (equação 1) foram

promovidas. Sendo assim é razoável assumir que as duas variações nas trajetórias de deformação envolvidas na sequência dupla contribuíram para o subsequente amaciamento permanente da liga AA3103 (QIN et al., 2019).

Figura 22 - Taxa de tensão versus pré-deformação em laminação, em uma deformação plástica total de 0,2, revelando o grau de amaciamento permanente.



VTD: variação na trajetória de deformação.

Fonte: QIN et al., 2019 (traduzido).

Rodigues et al. (2019) investigaram o efeito da pré-deformação em laminação a frio (4% a 22%) nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável duplex 2304. Os autores observaram um aumento do limite de escoamento e da resistência à tração do material quando em maiores valores de pré-deformação em laminação a frio (Figura 23). Os testes de tração revelaram uma diminuição no alongamento uniforme da liga em condições de maior deformação inicial. Foi destacado que uma redução de 33% e, aproximadamente 73%, ocorreu no alongamento total desse aço inoxidável referente à menor e à maior quantidade de deformação em laminação aplicadas respectivamente.

Esse comportamento mecânico foi atribuído ao número de discordâncias uma vez que aumentando a densidade destas com a laminação a frio, elevou-se o encruamento do aço e, um aumento da resistência mecânica do material foi verificado (RODRIGUES et al., 2019).

1200 Fensão de Engenharia (MPa) 1000 800 600 12% 400 recebido 200 0 10 20 30 40 50 60 0 Deformação de Engenharia (%)

Figura 23 - Curva representativa de tensão-deformação de engenharia para amostras laminadas.

Fonte: RODRIGUES et al., 2019.

Outro fator relacionado a essa mudança de comportamento do material foram as interações entre discordâncias e *twins* (maclações) mecânicos que atuaram como barreiras à movimentação das mesmas e, com isso, o endurecimento por deformação plástica foi observado. Estes resultados ratificaram o observado por outros autores (DIETER, 1981; MEYERS e CHAWLA, 1982; CALLISTER, 2002; SILVA e MEI, 2010; QIN et al., 2019) a respeito da influência da pré-deformação no encruamento e no comportamento mecânico de um material metálico.

3.4.2.2 Efeito do encruamento

No encruamento de monocristais geralmente a tensão necessária para reverter a direção de escorregamento, num certo plano de deslizamento, é menor do que a necessária para continuar o deslizamento na direção original. Essa direcionalidade ou Efeito de Bauschinger é um fenômeno geral em materiais policristalinos (DIETER, 1981).

Segundo exposto por Dieter (1981) e ilustrado na Figura 24, assumindo que a tensão de escoamento de um material em tração seja A. Caso o mesmo material dúctil fosse comprimido, a tensão de escoamento teria valor aproximado como indicado no ponto B da curva pontilhada. Todavia, considerando que um outro corpo

de prova é tracionado ao longo do caminho O-A-C, quando descarregado seguirá o caminho C-D. Se nesse momento uma tensão compressiva for aplicada, a tensão de escoamento ocorrerá no ponto E. Este é o Efeito de Bauschinger no qual a tensão de escoamento em tração aumentou devido ao encruamento de A até C, e a tensão de escoamento em compressão foi diminuída.

A deformação de Bauschinger (β) (Figura 24) descreve a quantidade do Efeito de Bauschinger, sendo a diferença na deformação entre as curvas de tração e compressão para um mesmo valor de tensão (DIETER, 1981; WEISS et al., 2015).

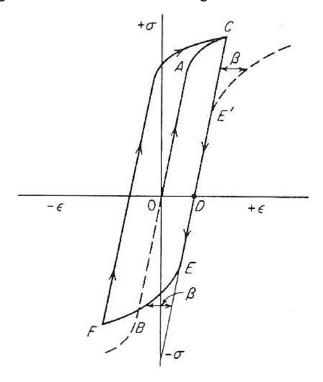


Figura 24 - Efeito de Bauschinger e circuito de histerese.

Fonte: DIETER, 1981.

A reversão do sentido de deformação é considerada a forma mais elementar de se alterar a trajetória de deformação de uma componente ou corpo de prova. Para prédeformações de baixo percentual, a curva de encruamento após a reversão do sentido de deformação, apresentará uma tensão de escoamento inferior porém uma taxa de encruamento inicial superior à observada na curva do carregamento monotônico (LOPES, 2006).

Pham et al. (2017), desenvolveram um estudo com chapas de Cu sob grandes e reversas trajetórias de deformação (carregamento Bauschinger) com o intuito de

avaliar seu encruamento cinemático (Figura 25). Um efeito transiente apareceu durante recarregamento, sendo caracterizado por uma estagnação da taxa de encruamento. Tal efeito transiente não ocorreu para valores reduzidos de prédeformação e, em todos os casos, as curvas convergiram para a curva monotônica, ou seja, o material não apresentou um amaciamento permanente.

Com o fim de ressaltar as diferenças entre as trajetórias de deformação, as curvas foram também plotadas no quadrante positivo (linhas tracejadas), sendo a deformação cisalhante acumulada e a tensão cisalhante um valor absoluto.

200 150 100 Tensão Cisalhante (MPa) 50 0 -50 -100 -150 $\gamma = 0.10$ -200 -0.05 0 0.05 0.1 0.15 0.2 0.25 0.3 -0.1γ

Figura 25 - Gráfico de tensão-deformação cisalhante de uma chapa de Cu de espessura de 0,1mm.

As linhas tracejadas correspondem às curvas reversas dos testes de cisalhamento plotadas na deformação cisalhante acumulada. M=monotônico e R=reverso.

Fonte: PHAM et al., 2017 (adaptado).

Essa estagnação da taxa de encruamento está associada principalmente a dois mecanismos, como destacado pelos autores. Em um primeiro momento, após a deformação reversa, o movimento das discordâncias é facilitado pela subestrutura de discordâncias desenvolvida durante o carregamento. No segundo mecanismo,

durante o recarregamento, o material exibe uma intensa aniquilação das discordâncias resultando em uma dissolução da subestrutura pré-existente. Em todos os casos tal comportamento transiente desaparece quando a densidade das novas discordâncias ativadas é elevada o suficiente para possibilitar a retomada do encruamento (PHAM et al., 2017).

A relação entre o comportamento macroscópico de um material e a evolução e o desenvolvimento microestrutural estão diretamente relacionados. Dirras et al. (1998) estudaram tal relação durante ciclos de deformação cisalhante de chapas da liga Al-3004 com duas estruturas iniciais distintas (recebido e recozido).

O estado como recebido é a liga após 95% de laminação a frio contendo uma elevada densidade de discordâncias e forte orientação preferencial. No estado recozido, a densidade de discordâncias foi drasticamente reduzida pelo tratamento térmico adotado (90h a 190°C), mas a orientação preferencial dos grãos permaneceu a mesma do estado anterior (DIRRAS et al., 1998).

Na Figura 26 pode-se observar a geometria das amostras para os testes de cisalhamento.

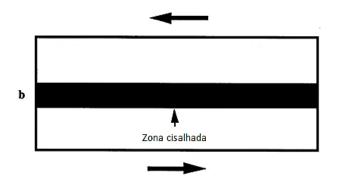


Figura 26 - Geometria das amostras de cisalhamento.

b: largura da zona cisalhada.

Fonte: DIRRAS et al., 1998 (traduzido).

No estado recebido observa-se na curva de tensão cisalhante cíclica (Figura 27(a)) que o material escoa para um valor de tensão superior ao do material recozido (vide Figura 28(a)) e que a tensão de fluxo satura com 15% de pré-deformação (parte A). A tensão de saturação diminui regularmente, ciclo após ciclo, sem atingir um valor limite. Um amaciamento da liga foi observado (DIRRAS et al., 1998).

A subestrutura inicial do estado recebido (Figura 27(b)) é composta por dois conjuntos de paredes de discordâncias (PL1 e PL2). Sendo paralelos PL1 com a direção transversa e PL2 com a direção de laminação. Na Figura 27(c), com material em deformação cíclica, a zona <112> é dominada pela coexistência de características do material não deformado (paredes de discordâncias PL1) e do processo de recuperação. Na zona <011> paredes de discordâncias peculiares da deformação aplicada (PC) ocorreram (DIRRAS et al., 1998).

Com o prosseguimento do ciclo de deformação (Figura 27(d)), domínios alongados delimitados por paredes de células e denominados microbandas (MB's) surgiram e estão relacionados com o ciclo de amaciamento da liga (DIRRAS et al., 1998).

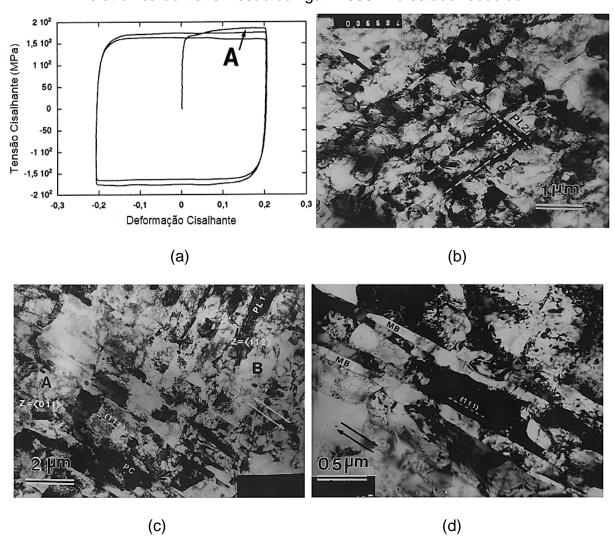


Figura 27 - Resultados dos ensaios de cisalhamento cíclico e microscopia eletrônica de transmissão da liga Al-3004 no estado recebido.

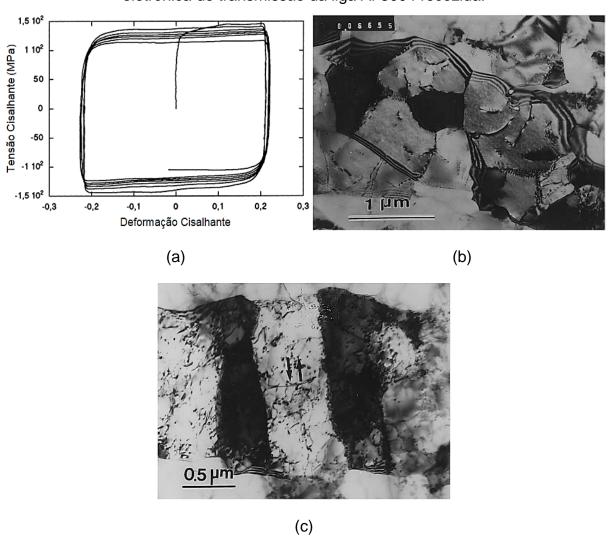
(a) curva tensão cisalhante crítica com 20% de amplitude de cisalhamento, (b) subestrutura composta por dois conjuntos de paredes de discordâncias (material não solicitado), (c) superimposição de PL1 e PC e (d) aparecimento de microbandas.

Fonte: DIRRAS et al., 1998.

Com as curvas de cisalhamento cíclico referente ao estado recozido (Figura 28(a)) observa-se que a tensão de fluxo satura com 10% de deformação na prédeformação. Sob-reversão a tensão de fluxo atinge um nível de saturação. De forma geral a tensão experimenta uma estagnação durante a primeira metade do ciclo de deformação e, posteriormente, aumenta durante a segunda parte do ciclo. O valor da tensão de fluxo diminui ao final de cada ciclo levando a um ciclo de amaciamento da liga (DIRRAS et al., 1998).

Uma microestrutura típica do estado recozido, com uma densidade relativa de discordâncias individuais dentro dos grãos, pode ser observada na Figura 28(b). Após cinco ciclos e meio de amplitude de deformação de 20% (Figura 28(c)) nota-se que o interior dos grãos está subdividido por paredes de discordâncias alinhadas com a direção de cisalhamento (setas duplas). Um processo de recuperação ocorreu envolvendo deslizamento cruzado de discordâncias individuais. Da mesma maneira que para o material recebido, um amaciamento da liga ocorreu (DIRRAS et al., 1998).

Figura 28 - Resultados dos ensaios de cisalhamento cíclico e microscopia eletrônica de transmissão da liga Al-3004 recozida.



(a) curva tensão cisalhante crítica com 20% de amplitude de cisalhamento, (b) contornos de subgrãos característicos da liga recozida, e (c) 5,5 ciclos de 20% de amplitude de deformação.

Fonte: DIRRAS et al., 1998.

3.4.2.3 Efeito da textura cristalográfica

Em geral, a resposta mecânica de materiais deformados intensamente está fortemente relacionada com o desenvolvimento e a evolução da microestrutura e da textura de um material. Dieter (1981) salienta que um material metálico que tenha sofrido uma quantidade considerável de deformação plástica desenvolve uma orientação preferencial (textura), na qual, certos planos cristalográficos tendem a se orientar com relação à orientação de máxima deformação. Além disso, a evolução da textura com a deformação tem relação com o movimento das discordâncias através dos planos atômicos ativos.

A textura cristalográfica deve ser considerada fator de projeto pois uma anisotropia das propriedades mecânicas na peça, devido a uma orientação fortemente preferencial, pode acarretar em respostas desiguais do material em operações de fabricação e conformação (DIETER, 1981).

Tang Tao et al. (2018) simularam o efeito de uma trajetória de deformação nãouniforme no desenvolvimento da textura e microestrutura de uma barra circular de uma liga de magnésio (Mg). Observações por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foram adotadas para analisar a microestrutura e a textura da liga em diferentes áreas extrudadas.

Um modelo paramétrico de linhas de fluxo foi estabelecido na caracterização do fluxo do material na extrusora. As análises metalográficas foram conduzidas nas seções longitudinais das amostras extrudadas, e cinco posições de observação, alinhadas na direção radial, foram selecionadas (Figura (29)) (TANG TAO et al., 2018).

Figura 29 - Áreas na barra extrudada para observações da textura e microestrutura.

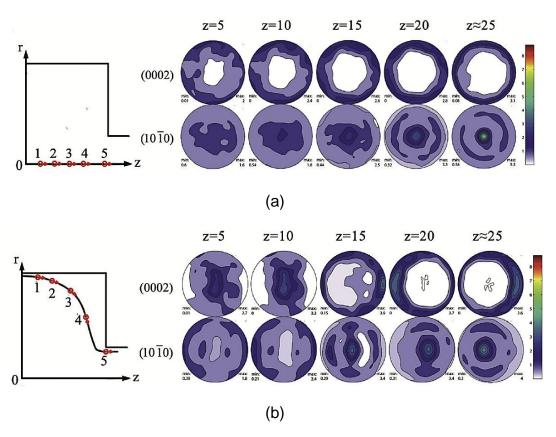
Fonte: TANG TAO et al., 2018 (unidades em milímetros).

Os autores observaram que a deformação por cisalhamento revelou, como previsto, uma maior variação nas regiões próximas à superfície se comparadas com a região central, e a diferença na evolução da deformação por cisalhamento foi a principal razão para a heterogeneidade da textura em regiões radiais da barra.

Na Figura 30 observa-se a evolução da textura em cincos posições (nomeadas 5mm, 10mm, 15mm, 20mm e 25mm) de uma linha de fluxo representando diferentes estágios da deformação durante a extrusão. Para o material fluindo através da posição A (Figura 30(a)), os componentes de cisalhamento são praticamente nulos e, a textura inicial aleatória, forma gradualmente uma textura de extrusão no polo (0002) (TANG TAO et al., 2018).

Próximo à saída da câmara de extrusão (posição 5) a deformação pode ser compreendida como sendo uma combinação de compressão biaxial e deformação por cisalhamento, sendo a estrutura do material rotacionada devido à influência combinada de ambos os modos de deformação (TANG TAO et al., 2018). Na posição D (Figura 30(b)) a textura apresentou mudanças significativas nas regiões próximas à saída da câmara de extrusão devido às maiores taxas de cisalhamento locais (TANG TAO et al., 2018).

Figura 30 - Evolução da textura de diferentes partículas de fluxo do material em pontos distintos na câmara da extrusora.



(a) Posição A e (b) Posição D.

Fonte: TANG TAO et al., 2018.

A deformação cisalhante exerceu grande influência na textura e na evolução da microestrutura da barra extrudada. A variação da textura do centro para a superfície (direção radial) ocasionou uma heterogeneidade das propriedades mecânicas na peça, sendo o material superficialmente mais isotrópico (TANG TAO et al., 2018).

Em uma comparação das trajetórias de deformação das posições A e D, observouse uma variação maior na textura do material em regiões próximas à saída da câmara de extrusão, e a operação dos sistemas de deslizamento variou ao longo do processo devido à diferença entre as trajetórias de deformação de A e D (TANG TAO et al., 2018).

Gracio et al. (2000) realizaram análises da instabilidade plástica da liga Al 1050 utilizando carregamentos compostos por laminação e cisalhamento com variações nas trajetórias de deformação aplicadas. As amostras foram pré-deformadas em

laminação e posteriormente cisalhadas em direções distintas: 0°DL, 45°DL e 135°DL.

Na Figura 31 estão reveladas as curvas de tensão-deformação cisalhante obtidas após um valor de pré-deformação de ε_p=0,40.

Figura 31 - Curvas tensão cisalhante - deformação cisalhante de amostras de Al 1050 com e sem pré-deformação em laminação.

Fonte: GRACIO et al., 2000 (traduzido).

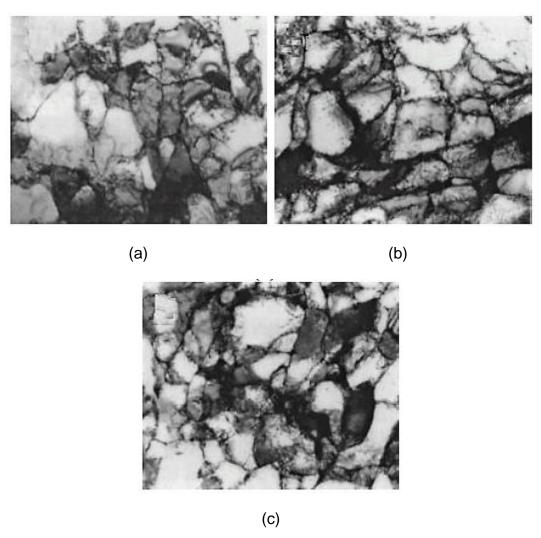
Quando α assumiu valores de 0,5 e -0,5, o material exibiu a mesma tensão de escoamento no recarregamento. Entretanto, após um período inicial transiente, tal valor de tensão aumentou e manteve-se até valores de deformação (ϵ) de 1,15 para α positivo, enquanto que um amaciamento da liga ocorreu logo após o recarregamento para α negativo. Por outro lado um menor valor de tensão de fluxo foi observado quando α =0, com um endurecimento da liga até ϵ =0,89 e com posterior decaimento do valor da tensão de escoamento (GRACIO et al., 2000).

Com a análise da subestrutura resultante da liga Al 1050 após as variações nas trajetórias de deformação (Figura 32(a), Figura 32(b) e Figura 32(c)), os autores observam uma manutenção de uma estrutura celular de células fechadas, independentemente do valor assumido pelo parâmetro α (GRACIO et al., 2000).

O comportamento macroscópico teria relação direta com a textura de deformação, ou seja, a subestrutura de discordâncias não dependeu da severidade da mudança

da trajetória de deformação. Os autores constataram a importância da textura cristalográfica no encruamento posterior do metal pré-deformado (GRACIO et al., 2000).

Figura 32 - Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão das subestruturas de discordâncias das amostras de Al 1050 com α distintos.



(a) ângulo de 45° (α =0,5), (b) ângulo de 0° (α =0) e (c) ângulo de 135° (α =-0,5).

Fonte: GRACIO et al, 2000.

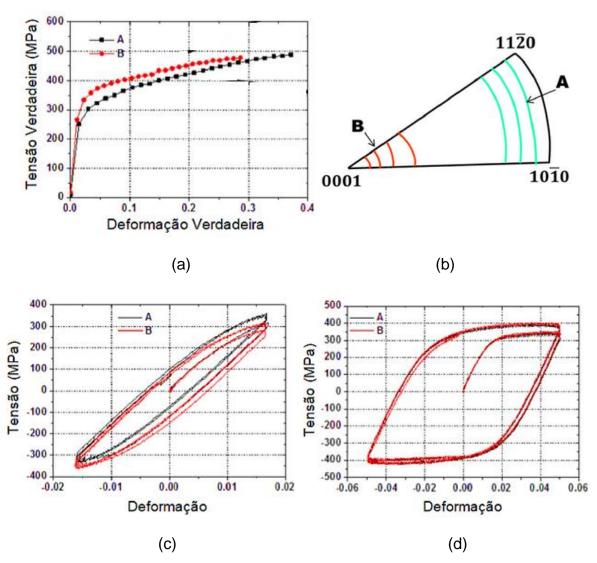
Por outro lado, Davenport e Higginson (2000) destacaram que a orientação preferencial desenvolvida após um processamento termo-mecânico pode ser sensível à mudança na trajetória de deformação. Além disso, mesmo se os planos de escorregamento atômicos produzirem uma mesma deformação microscópica em todas as direções, texturas distintas podem ser geradas no material (KOCKS, 1970).

Sinha e Gurao (2017) investigaram o efeito da textura cristalográfica de um titânio puro comercial sob carregamentos monotônico e reverso (efeito Bauschinger). Testes de tração uniaxial em uma amostra a 0°DL (amostra A) revelaram uma menor resistência ao escoamento, porém, uma maior ductilidade quando comparados com outra amostra solicitada a 90°DL (amostra B) (Figura 33(a)).

Amostra A (cristalitos orientados ao longo de $< 10\overline{10} > - < 11\overline{20} >$) apresentou menor limite de escoamento, porém maiores taxas de encruamento, ductilidade e limite de resistência à tração do que a amostra B (cristalitos orientados ao longo de < 0001 >) (Figura 33(b)) (SINHA e GURAO, 2017).

Na Figura 33(c) e Figura 33(d) estão expostas as curvas de tensão-deformação em carregamentos reversos das amostras A e B sob amplitudes de deformação de 1,67% e 5% respectivamente. Os autores observaram que em baixas amplitudes de deformação (1,67%) as curvas de tensão-deformação mostram algumas diferenças, enquanto que em altas amplitudes de deformação (5%) as curvas se sobrepõem. O endurecimento da amostra A é superior ao da amostra B (SINHA e GURAO, 2017).

Figura 33 - Curvas tensão-deformação e figura de polo de um titânio puro comercial sob carregamentos monotônicos e reversos.



(a) Curvas de tensão-deformação verdadeira das amostras A e B em carregamentos monotônicos, (b) esquema de figura de polo inversa mostrando a diferença na textura das amostras, curvas tensão-deformação em carregamentos reversos de amplitudes de (c) 1,67% e (d) 5%.

Fonte: SINHA e GURAO, 2017 (adaptado).

Foram observados coeficientes de Bauschinger (KOLBASNIKOV et al., 2012) distintos para as amostras, em diferentes níveis de deformação, indicando uma variação na ductilidade do material. A textura inicial das amostras influenciou os mecanismos de deformação locais incluindo a atividade de escorregamento e influenciando a resposta mecânica do material (SINHA e GURAO, 2017).

Com a amostra B os autores notaram um acréscimo no coeficiente de Bauschinger com um aumento na amplitude de deformação. Por outro lado, a amostra A respondeu com uma diminuição de tal coeficiente em maiores níveis de deformação. Os autores concluíram que o coeficiente Bauschinger do material teve relação com a textura inicial dos CP's (SINHA e GURAO, 2017).

3.4.2.4 Efeito das condições de solicitação mecânica

Testes laboratoriais compostos por esforços mecânicos combinados constituem uma maneira eficiente para o estudo do comportamento plástico atípico de metais submetidos a variações nas trajetórias de deformação (LOPES, 2006). Dessa forma, a associação da técnica de cisalhamento planar simples a outros testes tem se mostrado capaz de retratar de maneira mais aproximada um processo de conformação mecânica (RAUCH, 1998).

Lopes et al. (2007), realizaram um estudo com o aço inoxidável AISI 430 tipo E mediante duas sequências de carregamento: um ensaio do tipo Bauschinger e uma sequência ortogonal.

Na primeira delas, observou-se uma queda da tensão de fluxo com a reversão do sentido de deformação e um amaciamento permanente desse material, além de transientes na taxa de encruamento (LOPES et al., 2007).

Na Figura 34(a) pode-se observar a curva referente ao carregamento do tipo Bauschinger após 30% de deformação cisalhante. Na Figura 34(b) está confrontada essa sequência de carregamento com o carregamento monotônico, obtidos a partir da inversão do eixo de cisalhamento reverso (LOPES et al., 2007).

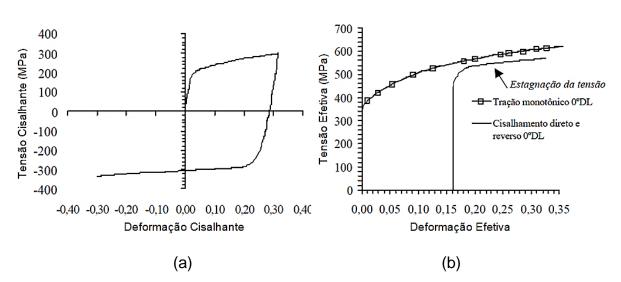


Figura 34 - Curvas de carregamento do tipo Bauschinger para amostra de aço AISI 430.

(a) curva tensão cisalhante versus deformação cisalhante e (b) curva tensão efetiva versus deformação efetiva com inversão do eixo do cisalhamento.

Fonte: LOPES et al., 2007.

Em uma comparação entre os carregamentos monotônico, Bauschinger e ortogonal (Figura 35(a)) observa-se uma queda no valor da tensão de fluxo quando o material foi solicitado por deformação reversa, e uma tendência de aumento da tensão para o carregamento do tipo ortogonal.

Dieter (1981) explica que em carregamentos do tipo Bauschinger algumas discordâncias podem mover-se por uma distância apreciável sob a ação de baixas tensões cisalhantes. As barreiras atrás das discordâncias não se apresentaram muito densas e próximas quanto àquelas imediatamente a sua frente.

Ainda em relação ao estudo de Lopes et al. (2007), na sequência ortogonal o pequeno aumento de resistência mecânica observado indicou que o valor de prédeformação adotado não foi suficiente para promover o desenvolvimento de uma quantidade apreciável de paredes de alta densidade de discordâncias (*Dense Dislocation Walls* - DDWs) (LOPES et al., 2007).

Em relação à evolução da taxa de encruamento (Figura 35(b)) nota-se que os transientes dessa taxa foram mais desenvolvidos na amostra submetida ao carregamento Bauschinger. Tal fato ocorreu porque essa solicitação mecânica

possibilitou um maior desenvolvimento da subestrutura do material responsável por esse estado transiente no valor da taxa de encruamento (LOPES et al., 2007).

700 600 Tensão Efetiva (MPa) 500 (MPa) Tração monotônico 0°DL 400 Pré-def. 6% 0°DL e cisalhado 300 na mesma direção 200 Cisalhamento direto e reverso 100 0.00 0.05 0.10 0.15 0.20 0.25 0.30 0.35 0,00 0,05 0,10 0,15 0,20 0,25 0,30 0,35 Deformação Efetiva Deformação Efetiva (a) (b)

Figura 35 - Curvas para a sequência ortogonal e de Bauschinger do aço AISI 430E.

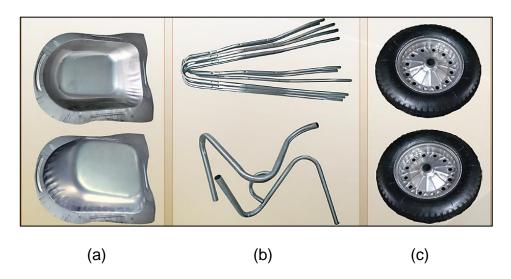
(a) curva tensão efetiva versus deformação efetiva e (b) curva taxa de encruamento multiplicada pelo inverso da tensão efetiva versus deformação efetiva.

Fonte: LOPES et al., 2007.

O aço inoxidável ferritico AISI 409, caracteristicamente com C (≈0,08%) e Cr (≈10,5-11,75%), é comumente adotado em sistemas de exaustão automotiva sendo uma alternativa de baixo custo para essa aplicação (SCALISE, 2014). Conforme catálogo técnico da Aperam (2017), dos aços inoxidáveis ferríticos a classe 409 apresenta as melhores características de estampabilidade.

Ao considerar o processo de estampagem, processo fundamental para a fabricação de diversas peças e componentes, tais como de carrinhos de mão (Figura 36(a), Figura 36(b) e Figura 36(c)), é possível observar um comportamento extremamente versátil do aço AISI 409 com um valor de alongamento típico de 40% (APERAM, 2017), além do fato dessa liga absorver muitas das variações que o processo pode gerar. Chiaverini (2008) destaca a facilidade em trabalhar com essa liga a frio.

Figura 36 - Componentes estruturais de um carrinho de mão de aço inoxidável AISI 409.



Peças em aço inoxidável 409: (a) caçamba com profundidade rasa e profunda, (b) tubos estruturais (varal e travessão) e (c) calotas.

Fonte: APERAM, 2017.

Sob o ponto de vista prático não existem métodos exatos para análise dos efeitos de tensões combinadas. Entretanto tem-se tentado submeter os materiais metálicos a ensaios nos quais procura-se simular tensões multiaxiais e dessa forma, transferir os resultados para as condições reais (CHIAVERINI, 1986).

Com base nisso e sabendo que o ensaio de cisalhamento planar simples permite a obtenção de sequências de carregamento (monotônico, Bauschinger e ortogonal) eficientes para avaliação da influência da trajetória de deformação, aliado à facilidade de produção dos respectivos CP's (LOPES, 2006), as três rotas de processamento desse projeto foram pensadas e executadas.

Devido aos fatores citados, somado ao fato da disponibilidade de chapas do aço inoxidável AISI 409 para desenvolvimento dessa pesquisa, esse material foi utilizado nas rotas de processamento executadas e em todas as análises posteriores feitas.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção serão apresentados os corpos de prova (CP's) confeccionados, o tratamento térmico e os métodos de caracterização microestrutural, mecânica e química adotados. Posteriormente serão expostos os métodos utilizados nas diferentes rotas de carregamento.

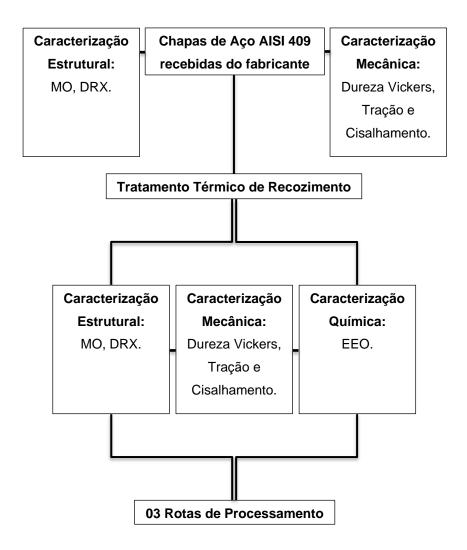
4.1 Material

Neste trabalho foram utilizadas chapas do aço AISI 409 com espessura de 1,0mm. O material inicialmente no estado como recebido consistia na condição de laminado a frio e recozido. Um segundo recozimento foi realizado em laboratório com o objetivo de eliminar os efeitos de processamentos termomecânicos anteriores que pudessem influenciar na investigação da conformabilidade desse material.

4.2 Procedimento experimental

Os procedimentos executados durante o estudo do comportamento mecânico do aço AISI 409 estão resumidos no fluxograma exibido na Figura 37 contemplando: microscopia óptica (MO), difração de Raios X (DRX), espectroscopia de emissão óptica (EEO), dentre outras técnicas de caracterização.

Figura 37 - Fluxograma Geral dos Experimentos.



Fonte: Próprio autor.

4.3 Corpos de prova

4.3.1 Corpos de prova para ensaio de tração uniaxial

Na execução da primeira rota de processamento foram utilizados CP's de tração possuindo dimensões convencionais (Figura 38), conforme norma ABNT NBR ISO 6892 (2018).

Neste caso, foram feitos CP's para as três direções pesquisadas (0°, 45° e 90°) em relação a DL.

135 75 17,5

Figura 38 - Dimensões do CP de tração uniaxial.

Todos os valores estão expressos em milímetros.

Fonte: ABNT NBR ISO 6892 (2018), modificado.

Os CP's em questão foram produzidos utilizando o equipamento *Maxiem waterjets* a partir do corte com jatos d'água com pressão de trabalho igual a 48kPsi mediante uso de um abrasivo composto por pó de Al₂O₃, além de diamante industrial com saída mediante bico com diâmetro de 0,68mm. A operação foi realizada com vazão de trabalho de 3l/min e utilização de três (03) pistões de cerâmica com bicos injetores com diâmetro de 1,5mm por 3mm de comprimento.

4.3.2 Corpos de prova para ensaio de cisalhamento

Os CP's para o ensaio de cisalhamento consistiram em amostras no formato retangular com espessura variando de 1,0mm (estado apenas recozido) até a condição prévia de processamento: em tração (rota 01), em laminação (rota 02 e rota 03) e em cisalhamento (rota 03).

Para a execução desse ensaio foi adotada uma dimensão de 5mm para a largura efetiva cisalhada (w_{efetiva}) e de 60mm para o comprimento (I) dos CP's (Figura 39(a)).

Segundo Rauch (1992) e Barlat et al. (2003) a restrição geométrica, l/w_{efetiva}>10, deve ocorrer. Como l=60mm e w_{efetiva}=5mm, tem-se que 60/5=12, logo, atendendo às restrições dimensionais impostas pelos autores de modo a garantir a maior homogeneidade na distribuição da deformação cisalhante.

Da mesma maneira, outra restrição geométrica agora entre w_{efetiva} e a espessura (t), w_{efetiva} /t<10, também ocorreu. Como w_{efetiva}=5mm e t=1mm (estado apenas recozido), tem-se que 5/1=5, desta forma, adequada ao estabelecido por Barlat et al. (2003). No caso das amostras laminadas onde t≈0,88mm, substituindo em w_{efetiva} /t temos 5/0,88=5,68, logo, atendendo novamente ao estabelecido pelos autores (RAUCH, 2002; BARLAT et al., 2003).

As dimensões dos CP's de cisalhamento obedeceram à exigência de se ter uma distribuição homogênea da deformação plástica ao longo de toda sua extensão, segundo os mesmos autores citados (RAUCH, 2002; BARLAT et al., 2003).

Esses CP's foram obtidos mediante corte com uso de uma guilhotina Newton modelo TM. Na Figura 39(b) está exposta a forma com a qual foram obtidos os CP's de cisalhamento a partir do corte do CP de tração, referente à rota 01 de processamento. Nas demais rotas, os CP's de cisalhamento foram extraídos mediante corte das chapas do material.

Na Figura 39(c) está exposto um CP de cisalhamento solicitado mecanicamente com carregamento do tipo Bauschinger referente à rota 03 de processamento sendo que: cisalhamento direto (CP à esquerda), cisalhamento reverso (CP ao centro) e cisalhamento direto 2 (CP à direita). Os CP's na Figura 39(c) estão representados da mesma maneira que foram posicionados na máquina de ensaios.

60 15 15 (a)

Figura 39 - Dimensões do CP de cisalhamento.





(a) CP de cisalhamento com dimensões e demarcação (linha pontilhada) da w_{efetiva}. Todos os valores estão expressos em milímetros, (b) corte do CP de tração para obtenção do CP de cisalhamento (indicado pela seta) e (c) CP's de cisalhamento com sequência de carregamentos tipo Bauschinger composta por cisalhamento direto/cisalhamento reverso/ cisalhamento direto 2 (da esquerda para à direita).

Fonte: Próprio autor.

4.4 Tratamento térmico

O recozimento foi o tratamento térmico adotado, sendo realizado em forno do tipo mufla Analógica modelo AN1222 com temperatura de 850°C e tempo de encharque de 30 minutos (CHIAVERINI, 2008) e posterior resfriamento em seu interior.

A temperatura e tempo adotados neste tratamento térmico foram escolhidos de modo a promover o aquecimento sem permitir durante esse a formação da fase austenita, além de inibir a formação da fase frágil σ conforme destacado na subseção 3.1.1.

4.5 Medida de Tamanho de Grão

O tamanho dos grãos das amostras foi analisado e medido a partir da medição das áreas de 200 grãos e calculada a média das medidas obtidas para, posteriormente, determinar o tamanho de grão médio do material nos estados como recebido e recozido.

Em um primeiro momento, selecionou-se uma imagem de microestrutura obtida por meio de preparação metalográfica e fez-se a marcação do contorno de cada grão individualmente (linhas amarelas como indicado na Figura 40).

Uma vez medidos todos os grãos possíveis em uma mesma imagem, os valores foram exportados para uma planilha de dados sendo cada um dos valores calculados referentes à área do polígono traçado sobre o contorno de grão. Dessa forma, para determinação do tamanho do grão, fez-se o cálculo considerando grãos equiaxiais com seção transversal aproximadamente circular e, então, obteve-se o diâmetro do respectivo grão.

Tal procedimento descrito foi realizado em diversas micrografias até a obtenção de um número de 200 grãos analisados. De posse dos diâmetros dos grãos calculou-se a média e foi estipulado o tamanho de grão.

In the property of the proper

Figura 40 - Medição de tamanho de grão com o auxílio do Image ProPlus 7.0.

Fonte: Próprio autor.

4.6 Caracterizações do material

4.6.1 Caracterização estrutural

A caracterização microestrutural do aço AISI 409 nos estados como recebido (recozido industrialmente) e recozido (recozido em laboratório) foi realizada antes da imposição das rotas de processamento mecânico mediante MO com a utilização do microscópio de marca Kontrol.

A preparação metalográfica foi executada com lixamento e polimento mecânicos a partir do uso de lixas de #220, #300, #400, #600 e posterior polimento em panos com pasta de diamante de 3µm e 9µm. Para o ataque ao aço AISI 409 utilizou-se o reativo Vilella (1g ácido pícrico, 5ml ácido clorídrico concentrado e 100ml álcool etílico PA).

Análises de DRX foram efetuadas buscando a identificação das fases presentes no material, antes e após o recozimento do material, de modo a investigar a presença de algum tipo de precipitado ou mesmo uma segunda fase após a execução do referido tratamento térmico. As fases foram identificadas mediante a análise de difratogramas com uso do software PCPDFWIN versão 2.2 do ICDD (International Council for Diffraction Data). A análise foi conduzida com a utilização do difratômetro

Shimadzu XRD-7000 com ângulo de varredura de 30° a 130°, passo de 0,02°, velocidade de 2°/min e alvo metálico de Cu.

4.6.2 Caracterização mecânica

A caracterização mecânica do aço AISI 409 foi conduzida mediante a realização de ensaios de microdureza Vickers, tração uniaxial e cisalhamento antes (apenas para caracterização do material) e após o recozimento das respectivas amostras.

Os ensaios de microdureza Vickers foram conduzidos em um microdurômetro digital da marca Shimadzu de modelo HMV2T com uso de carga de 200gf, tempo de aplicação de 15s e um número total de doze (12) indentações espaçadas de 0,2mm. Sendo seis (6) ao longo do eixo longitudinal da chapa e outras seis (6) medições ao longo do eixo transversal em relação à linha de centro da amostra.

Os ensaios de tração uniaxial realizados permitiram a determinação de parâmetros de resistência como a tensão limite de resistência (LRT) e a tensão limite de escoamento (LE) e de ductilidade, nesse caso, expressa pelo valor do alongamento uniforme (e_u), tanto para a caracterização mecânica assim como pelo modo de deformação nas diferentes rotas de processamento mecânico aplicadas.

Tais parâmetros foram obtidos a partir do gráfico de tensão-deformação convencional. O LRT foi obtido dividindo-se o valor da carga máxima, P, [N], pela área inicial do CP, Ao, [mm²]. O LE foi calculado considerando-se o valor da tensão na qual uma reta de mesma inclinação a da região elástica do gráfico, afastada da curva por uma quantidade correspondente a 0,2%, tocou o mesmo gráfico, sendo o valor de LE identificado ao longo do eixo das tensões.

Em relação ao e_u, no ponto de tensão máxima fez-se o traçado de uma reta com a mesma inclinação observada no regime elástico até o eixo da abscissa (deformação convencional). O respectivo valor de deformação convencional encontrado indicou o valor do e_u do aço.

O expoente de encruamento (n) foi obtido mediante o critério estabelecido por Zandrahimi et al. (1989) (seção 3.3.2) segundo o qual a instabilidade plástica terá início quando $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} * \frac{1}{\sigma} < 1$. Logo, em um primeiro momento foi calculada a taxa de encruamento, segundo a equação (2), nos gráficos de tensão-deformação

verdadeira (tração) e nos gráficos de tensão-deformação efetiva (cisalhamento e rotas compostas pela combinação dos esforços de tração e de cisalhamento):

$$(\sigma_{n+1} - \sigma_n)/(\varepsilon_{n+1} - \varepsilon_n) \tag{2}$$

Para o cálculo da taxa de encruamento normalizada fez-se a multiplicação da taxa de encruamento pelo inverso do respectivo valor de tensão verdadeira ou efetiva $(1/\sigma)$. Deste modo, a magnitude de n consistiu no primeiro valor de deformação verdadeira ou efetiva onde foi observado o início da instabilidade plástica. A curva de dados gerada foi suavizada adotando a correção de Savitzky-Golay para um total de sete correções de ordem polinomial 2.

Outro importante parâmetro observado foi a anisotropia plástica. Segundo Dieter (1981), a resistência à deformação plástica ao longo da espessura de uma chapa pode ser medida por um fator de anisotropia chamado de fator R (anisotropia normal) que representa a razão da deformação verdadeira identificada na largura, pela deformação verdadeira detectada na espessura (equação (3)):

$$R = \ln\left(w_0/w\right)/\ln\left(h_0/h\right) \tag{3}$$

Onde w_0 e w representam as larguras inicial e final, e h_0 e h as espessuras inicial e final respectivamente.

Considerando a dificuldade para a medição da deformação verdadeira ao longo da espessura da chapa, pode-se reescrever a equação (3) conforme a equação (4) usando-se a relação de volume constante (DIETER, 1981):

$$R = \varepsilon_w / (\varepsilon_L - \varepsilon_w) \tag{4}$$

Durante a análise da anisotropia plástica do aço AISI 409 foram produzidos nove (09) CP's, sendo três (03) para cada uma das condições com variação do ângulo de DL da chapa, ou seja, a 0°DL, 45°DL e 90°DL. Sendo a medição das deformações

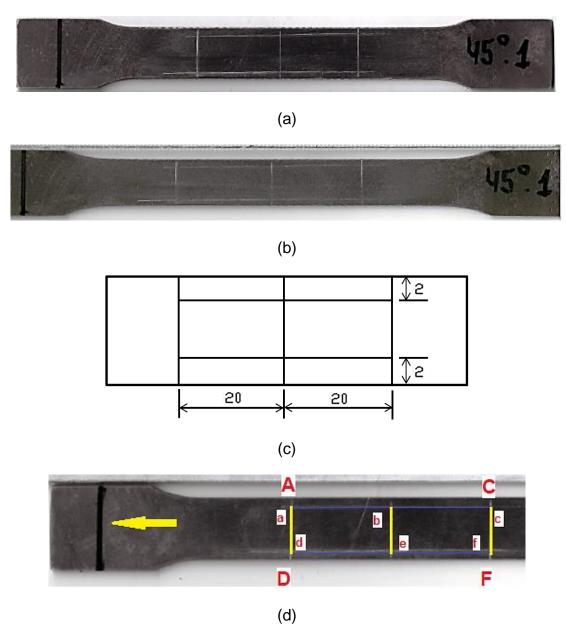
sofridas pelo aço AISI 409, ao longo da largura e do comprimento, realizadas a partir da comparação das imagens dos CP's de tração previamente marcados (Figura 41(a)) e após o ensaio de tração (Figura 41(b)). As marcações foram feitas com uma ponteira em posições pré-estabelecidas e equidistantes (Figura 41(c)), ao longo do comprimento útil dos CP's.

Os valores de w e L foram medidos com o auxílio do Image-Pro Plus. Inicialmente foi feita uma marcação no CP de tração (indicado pela seta Figura 41(d)), antes e após o ensaio de tração, marcação essa adotada como referência para as demais medições uma vez que a largura por ela representada era conhecida.

O valor de w foi obtido mediante a média dos comprimentos dos segmentos de reta \overline{ad} , \overline{be} e \overline{cf} (representados pelos segmentos de reta de coloração amarela na Figura 41(d)).

Em relação ao valor de L, este foi obtido através de uma média dos comprimentos dos segmentos de reta \overline{AC} e \overline{DF} (representados pelos segmentos de reta de coloração azul na Figura 41(d)). Dessa forma, os valores dos fatores de anisotropia foram medidos em CP's retirados a 0°DL, 45°DL e 90°DL sendo: $R_{0^{\circ}}$, $R_{45^{\circ}}$ e $R_{90^{\circ}}$ respectivamente.

Figura 41 - Corpos de prova de tração para análise da anisotropia plástica.



(a) amostra 45°.1 representativa do CP de tração, antes do ensaio, para cálculo da anisotropia do aço AISI 409 com as marcações, (b) amostra 45°.1 representativa do CP de tração, após o ensaio, para cálculo da anisotropia do aço AISI 409 com as marcações, (c) esquema do espaçamento (em milímetros) entre as marcações na região de comprimento útil do CP de tração e (d) esquema para mensuração de w e L e linhas de referência para cálculos.

Fonte: Próprio autor.

Ainda segundo Dieter (1981), como a maioria das chapas laminadas apresenta variação das propriedades elásticas e plásticas com a orientação no plano da chapa, é comum expressar esta anisotropia plana por \bar{R} que é a média dos parâmetros R

tomados em diferentes ângulos em relação à DL da chapa, e ΔR que é uma medida da variação de R no plano da chapa.

Dieter (1981) e Lopes (2009) destacam que ΔR está relacionado com o fenômeno de orelhamento (*earing*) enquanto que \bar{R} influencia a profundidade média possível de ser obtida em uma operação de estampagem profunda (*deep drawing*). Tais parâmetros foram obtidos de acordo com as equações (5) e (6) (DIETER, 1981; ASM METALS HANDBOOK-1, 1990):

$$\bar{R} = (R_0 + 2R_{45} + R_{90})/4 \tag{5}$$

$$\Delta R = (R_0 - 2R_{45} + R_{90})/2 \tag{6}$$

4.6.3 Caracterização Química

A análise química das chapas do aço AISI 409 foi realizada por meio da técnica de EEO com utilização do espectrômetro da marca *Spectrolab* da *AMETEK Materials Analysis Division*.

4.7 Métodos de Deformação Plástica

4.7.1 Laminação a frio

A laminação a frio das amostras do aço AISI 409 foi conduzida em um laminador Fröhling com o uso de cilindros de laminação com 250mm de diâmetro e velocidade tangencial de 10mm/min sendo a magnitude de deformação efetiva calculada de acordo com o critério de *von Mises*, conforme equação (7), sendo igual a 0,165 (16,5%):

$$\varepsilon_{lamina\tilde{\varsigma}ao} = 1,15 * ln \frac{t_0}{t_f} \tag{7}$$

Onde a deformação efetiva em laminação é representada por $(\varepsilon_{laminação})$ e as espessuras inicial e final, medidas em mm, são (t_0) e (t_f) respectivamente.

O valor da ε_{laminação} de 0,165 foi escolhido por ser considerado um valor suficiente para provocar mudanças subestrutural e de orientação cristalográfica do aço AISI 409, em relação à condição inicial do mesmo (LOPES, 2009).

4.7.2 Tração uniaxial

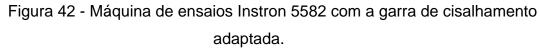
O esforço de tração uniaxial foi aplicado aos CP's do aço AISI 409 com o auxílio de uma máquina de ensaios universais Instron 5982 com sistema de captação de dados *Blue Hill* 3 e extensômetro mecânico com abertura máxima de 25mm.

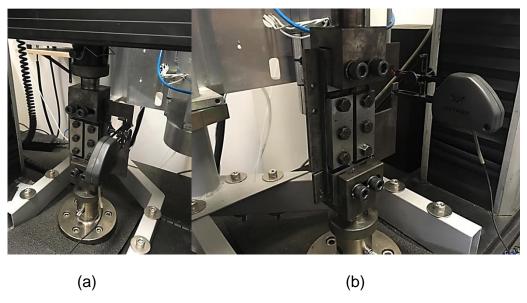
Para todos os ensaios de tração, padronizou-se uma velocidade de 4,50mm/min no deslocamento do travessão da máquina de ensaios universais e comprimento útil do CP de 75mm (vide Figura 36) de modo a obter um valor de ἐ inicial igual a 0,001/s (LOPES, 2009).

4.7.3 Esforço de cisalhamento

O esforço de cisalhamento foi aplicado ao aço AISI 409 a partir da utilização de um dispositivo (garra de cisalhamento) adaptado à máquina de ensaios universal Instron 5582 (Figura 42). Neste caso utilizou-se um sistema de aquisição de dados *Blue Hill* 2 e extensômetro mecânico Instron (modelo 2630-100) com abertura máxima de 25mm.

Para todos os ensaios de cisalhamento padronizou-se uma velocidade de 2,77mm/min no deslocamento do travessão da máquina de ensaios universais e ἐ inicial igual a 0,001/s (LOPES, 2009).





(a) vista lateral à direita e (b) vista lateral à esquerda.

Fonte: Próprio autor.

Nos ensaios de cisalhamento, imagens escaneadas dos CP's ensaiados foram obtidas, em seguida, uma linha foi tomada como base (L1 na Figura 43) para o cálculo da deformação no eixo y, Δ y, (L2 na Figura 43). Em relação à deformação no eixo x, Δ x, três (03) linhas foram traçadas (L3, L4 e L5 na Figura 43) e a média entre elas considerada. Antes das aferições citadas, uma escala individual para cada um dos CP's foi criada em *software* para a mensuração das deformações locais.

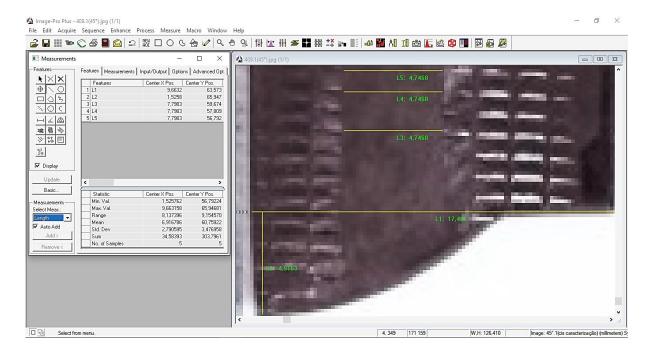


Figura 43 - Medição de Δy e Δx com o auxílio do Image ProPlus 7.0.

Fonte: Próprio autor.

Os valores de tensão-deformação cisalhantes foram corrigidos com um fator de correção de 1,84 para os valores de tensão-deformação efetivas.

A opção por um fator de correção de valor 1,84 segue tanto o observado por Rauch (1992), através dos resultados obtidos anteriormente com aços de baixo teor de carbono (Figura 44), como também pela adoção desse mesmo fator nas pesquisas de Lopes (2006) e Lopes (2009) com aços inoxidáveis.

Cisalhamento a 90°

Cisalhamento a 90°

Cisalhamento a 135°

Cisalhamento a 135°

Curvas de tração reduzidas pelo fator:

√3 (Von-Mises)

1,84 (curva intermediária)

2,05 (curva inferior)

Deformação

Figura 44 - Comparação entre curvas de tração e dados de cisalhamento de um aço baixo carbono.

Fonte: RAUCH, 1992 (traduzido).

A opção pelo ensaio de cisalhamento neste trabalho se explica porque o limite de deformação plástica deste modo de deformação não ocasiona um ponto de estricção como observado no ensaio de tração (RAUCH, 1992). Desta forma, as amostras foram deformadas até o início da ruptura da chapa por rasgamento (cisalhamento cortante).

4.8 Métodos de cálculo do Efeito de Bauschinger

4.8.1 Deformação de Bauschinger (β)

Para analisar a quantidade do efeito de Bauschinger, em processos de conformação mecânica, Dieter (1981) e Weiss et al. (2015) indicaram que uma maneira de mensurar esse efeito é a partir do valor da deformação de Baschinger (β) (vide Figura 22). Essa deformação é representada pela diferença na deformação entre as curvas (tensão-deformação efetiva) referentes a duas etapas consecutivas do processamento tomadas em um determinado valor de tensão.

Tendo como base esse parâmetro de mensuração do efeito de Bauschinger, foi feita a subtração de valores de deformação efetiva entre duas etapas consecutivas para obter esses valores. Ou seja, o valor de deformação efetiva da etapa posterior menos o valor da deformação efetiva da etapa prévia referente ao último valor de tensão aplicado. Todos tomados para um mesmo valor de tensão (WEISS et al., 2015).

Sendo (01) cisalhamento direto, (02) cisalhamento reverso e (03) cisalhamento direto 2. Dessa forma pôde-se explicitar numericamente esse cálculo por aproximação através das equações (8) e (9):

$$\beta = D_{cis\ reverso} - D_{cis\ direto} \tag{8}$$

$$\beta = D_{cis\ direto\ 2} - D_{cis\ reverso} \tag{9}$$

Onde:

β=deformação de Bauschinger,

D_{cis reverso}=deformação efetiva da etapa cisalhamento reverso,

D_{cis direto}=deformação efetiva da etapa cisalhamento direto,

D_{cis direto 2}=deformação efetiva da etapa cisalhamento direto 2.

Tais equações podem ser reescritas, de acordo com a ordem das etapas do processamento mecânico abordadas anteriormente, conforme demostram as equações (10) e (11):

$$\beta_{12} = D_2 - D_{1M} \tag{10}$$

$$\beta_{23} = D_3 - D_{2M} \tag{11}$$

Onde:

β₁₂=deformação de Bauschinger entre as etapas 1 e 2,

D₂=deformação efetiva da etapa 2,

D_{1M}=deformação efetiva da etapa 1, referente ao último valor de tensão aplicado,

 β_{23} =deformação de Bauschinger entre as etapas 2 e 3,

D₃=deformação efetiva da etapa 3,

D_{2M}=deformação efetiva da etapa 2, referente ao último valor de tensão aplicado.

4.8.2 Variação entre os valores de tensão (T)

Outro parâmetro utilizado para mensurar o efeito de Bauschinger foi a diferença nos valores de tensão (T) entre duas etapas consecutivas de um carregamento Bauschinger conforme Kolbasnikov et al. (2012). Logo, conforme demostram as equações (12) e (13), tem-se que:

$$T_{12} = (T_{1M} - T_2)/T_{1M} (12)$$

$$T_{23} = (T_{2M} - T_3)/T_{2M} (13)$$

Onde:

 $T_{12}=\Delta T$ entre as etapas 1 e 2,

T_{1M}=tensão efetiva da etapa 1, referente ao último valor de tensão aplicado,

T₂=tensão de fluxo inicial da etapa 2,

 T_{23} = ΔT entre as etapas 2 e 3,

T_{2M}=tensão efetiva da etapa 2 referente ao último valor de tensão aplicado,

 T_3 = tensão de fluxo inicial da etapa 3.

4.9 Rotas de processamento

Para analisar a severidade da combinação dos esforços na subsequente resposta mecânica do aço AISI 409 submetido a diferentes mudanças nas trajetórias de deformação, foram adotadas três (03) rotas de carregamento distintas envolvendo a aplicação dos esforços de laminação a frio (compressivo-cisalhantes), tração, cisalhamento ou a combinação destes.

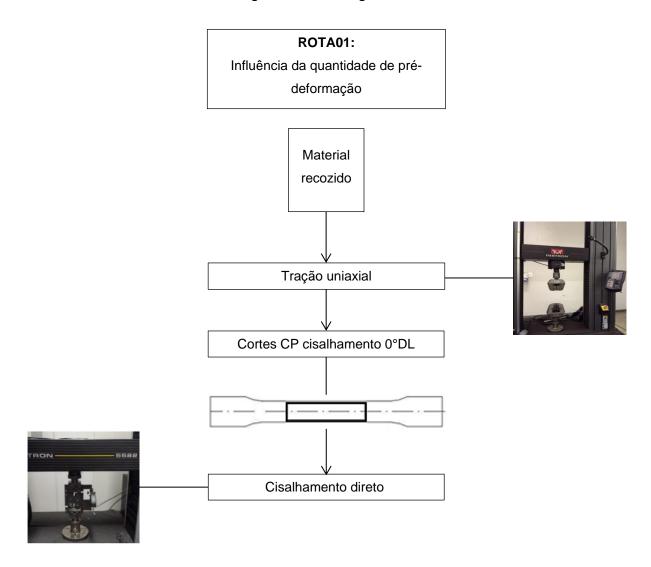
4.9.1 Rota 01: Tração_{0(DL)} + Cisalhamento_{0(DL)}

Na primeira rota de processamento, o aço AISI 409 foi pré-deformado em tração e, em seguida, deformado monotonicamente em cisalhamento mantendo-se a direção de aplicação dos esforços mecânicos da deformação prévia, ou seja, na DL original das chapas (0°DL). Nessa rota, buscou-se avaliar o efeito da quantidade de prédeformação (em tração) no comportamento mecânico do material.

Deste modo o aço AISI 409 foi deformado de dois valores de deformação efetiva (ϵ_e) (deformação verdadeira em tração) igual a 6,14% e 11,93%. Em seguida foi feita a retirada de CP's de cisalhamento ao longo do comprimento útil dos CP's de tração (Figura 38(b)) mediante corte. Os valores da largura e da espessura foram os que o CP apresentou ao término da pré-deformação.

Seis (06) CP's de tração foram produzidos sendo três (03) para a condição de prédeformação em tração de 6,14% e outras três (03) para a condição de prédeformação em tração de 11,93%. Na Figura 45 está exibido o fluxograma dessa rota de processamento com descrição do objetivo da respectiva rota, além de imagens dos equipamentos utilizados nas respectivas etapas e um esquema dos CP's.

Figura 45 - Fluxograma rota 01.



Fonte: Próprio autor.

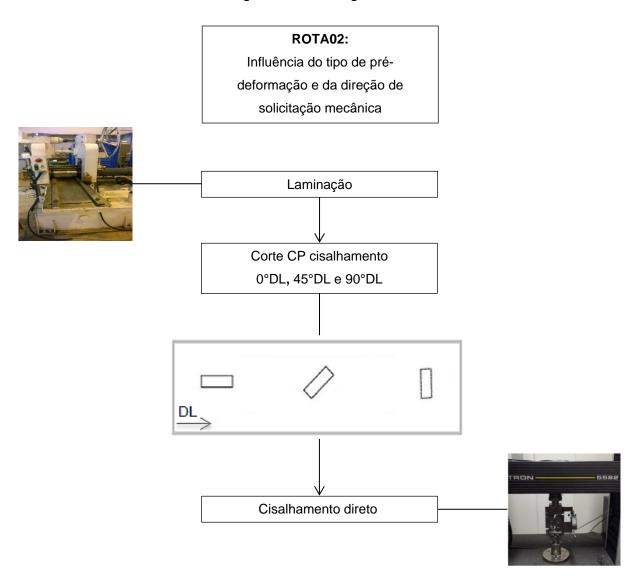
4.9.2 Rota 02: Laminação + Cisalhamento_{00, 450 e 900(DL)}

Na segunda rota de processamento o aço AISI 409 foi pré-deformado em laminação e em seguida foi promovida a retirada dos CP's de cisalhamento para posterior cisalhamento. Nessa rota buscou-se avaliar o efeito do tipo de pré-deformação (em laminação/cisalhamento), além da direção de solicitação mecânica em cisalhamento no posterior comportamento mecânico do material.

Deste modo, inicialmente o material foi deformado efetivamente em laminação em um valor de 16,5%, e então, foi feita a retirada de CP's de cisalhamento ao longo do comprimento da chapa com variações de ângulos para retirada dos mesmos: 0°DL, 45°DL e 90°DL. Neste caso os CP's foram deformados em cisalhamento até o ínicio do rasgamento.

Quinze (15) CP's de cisalhamento foram produzidos sendo cinco (05) para cada uma das condições: 0°DL, 45°DL e 90°DL. Na Figura 46 está exibido o fluxograma dessa rota de processamento com a descrição do objetivo da respectiva rota e imagens dos equipamentos utilizados nas respectivas etapas com um esquema dos CP's.

Figura 46 - Fluxograma rota 02.



DL: Direção de Laminação.

Fonte: Próprio autor.

4.9.3 Rota 03: Sequências de Cisalhamento do Tipo Bauschinger-Cisalhamento direto $_{0^{\circ}(DL)}$ + Cisalhamento reverso $_{0^{\circ}(DL)}$ + Cisalhamento direto $2_{0^{\circ}(DL)}$

Na terceira e última rota de processamento, o aço AISI 409 foi deformado em cisalhamento com a utilização de carregamentos do tipo Bauschinger, ou seja, com reversão da direção de solicitação mecânica conforme apresentado no item 3.4.2.2. Neste caso utilizaram-se dois estados iniciais para as chapas do aço AISI 409:

- a) chapas no estado recozido;
- b) no estado recozido e pré-deformado em laminação a frio de 16,5% de ε_{laminação}.

Para cada um dos estados iniciais do aço AISI 409 os carregamentos do tipo Bauschinger foram compostos pela seguinte sequência de carregamento: cisalhamento direto/cisalhamento reverso/cisalhamento direto 2. Foi adotado, para cada um dos estados iniciais citados, dois valores de pré-deformação em cisalhamento direto e reverso.

A opção de adotar esses valores de pré-deformação foi para permitir o estudo da influência da quantidade de pré-deformação, no posterior comportamento mecânico do aço AISI 409 após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação, sendo neste caso, escolhidos valores que possibilitassem mudanças subestruturais e de orientação cristalográfica, conforme adotado para a etapa de laminação a frio.

Para o estado recozido, o aço AISI 409 foi submetido a uma pré-deformação em cisalhamento direto com dois valores distintos de pré-deformação de $\epsilon_{\rm e}$ =0,0815 (8,15%) e de $\epsilon_{\rm e}$ =0,1340 (13,40%). Sendo posteriormente cisalhado na direção reversa também de dois valores de deformação efetiva em cisalhamento de $\epsilon_{\rm e}$ =0,0851 (8,51%) e de $\epsilon_{\rm e}$ =0,2510 (25,10%) respectivamente. Na terceira e última etapa as amostras foram submetidas ao cisalhamento direto na mesma direção e sentido da primeira etapa.

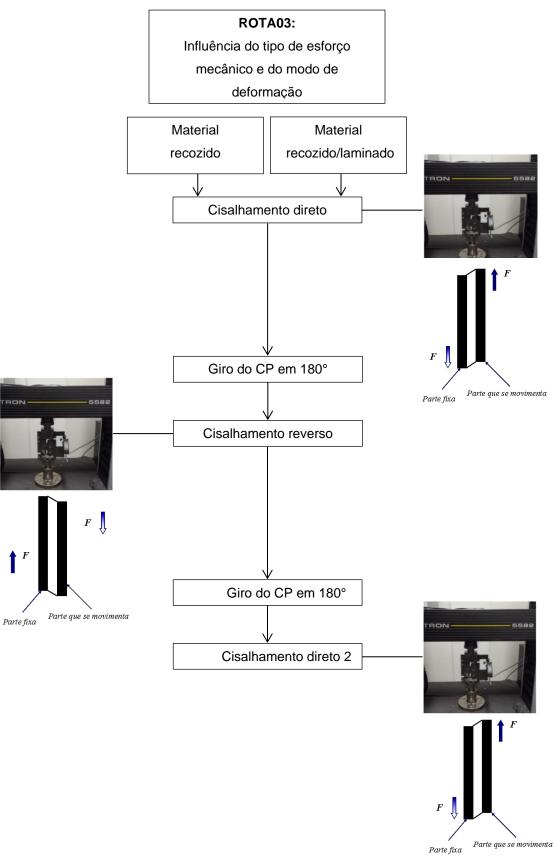
Já para o estado recozido e laminado, o aço AISI 409 foi inicialmente recozido e em seguida submetido à laminação a frio com uma quantidade de pré-deformação de ϵ_e =0,1650 (16,50%). Deste modo foram adotados dois valores de pré-deformação em cisalhamento direto de ϵ_e =0,0388 (3,88%) e de ϵ_e =0,0758 (7,58%). Sendo posteriormente cisalhado na direção reversa também de dois valores de

cisalhamento reverso de ϵ_e =0,0699 (6,99%) e de ϵ_e =0,1109 (11,09%) respectivamente. Na terceira e última etapa as amostras foram, então, submetidas ao cisalhamento direto na mesma direção e sentido da primeira etapa.

O objetivo dessa rota de carregamento foi o de investigar o efeito do estado inicial, da quantidade de deformação efetiva e dos modos de solicitação mecânica, no comportamento mecânico do material após as mudanças na trajetória de deformação.

Um total de doze (12) CP's de cisalhamento foi preparado sendo seis (06) para cada uma das condições iniciais: recozido e recozido/laminado. Na Figura 47 está exibido o fluxograma dessa rota de processamento.

Figura 47 - Fluxograma rota 03.



Fonte: Próprio autor.

4.10 Ductilidade e mudanças na trajetória de deformação

Uma propriedade de fundamental importância no processamento de um material é a ductilidade (CORRÊA, 2004). Lloyd e Sang (1979) utilizaram a deformação residual uniforme (ε_{ur}) de ligas de alumínio para avaliar o efeito das mudanças sucessivas de deformação nessa propriedade.

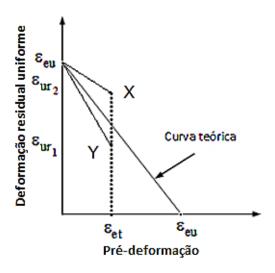
Com base nisso, comparou-se a deformação uniforme (ϵ_u) apresentada pelo aço AISI 409 quando na condição de carregamento monotônico em tração com o valor de ϵ_{ur} (representa o valor equivalente ao início da instabilidade plástica, ou seja, quando $\frac{d\sigma}{d\epsilon}*\frac{1}{\sigma}<1$) subtraído do valor da pré-deformação (ϵ_{et}). Logo, conforme equação (14) (LLOYD e SANG,1979) tem-se que:

$$\varepsilon_{ur} = \varepsilon_u - \varepsilon_{et} \tag{14}$$

A Figura 48 foi utilizada como exemplo para avaliação da influência da rota de processamento na sensibilidade da ductilidade do aço AISI 409. Os pontos Y e X representam trajetórias distintas de deformação com os respectivos valores de deformação residual uniforme (ϵ_{ur1} e ϵ_{ur2}) e pré-deformação (ϵ_{et}).

Nota-se que nesse caso o valor de ε_{ur1} está abaixo da curva teórica, ou seja, a mudança na trajetória de deformação Y reduziu a ductilidade do material. Por outro lado, efeito contrário está representado pela mudança na trajetória de deformação X que, neste caso, promoveu um acréscimo de ductilidade do material por estar acima da curva teórica (LOPES, 2006).

Figura 48 - Esquema curva deformação residual versus pré-deformação para avaliação da rota de processamento na ductilidade do aço AISI 409.



Fonte: LOPES, 2009 (modificado).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção apresenta os resultados obtidos para o aço AISI 409 quanto às suas caracterizações química, estrutural e mecânica além das respostas macroscópicas desse material nas 03 rotas de processamento adotadas, como também, análises do que foi observado ao longo desse estudo.

5.1 Caracterização do material

5.1.1 Caracterização química

A composição química do aço AISI 409 está indicada na Tabela 1, os resultados apresentados indicam que a composição química do aço AISI 409 atendeu os limites estipulados em uma composição química desse aço, conforme Tabela 2.

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 409 (% em massa).

Elemento	Cr	Si	Mn	Ni	С	Ti
Percentual	11,16	0,666	0,153	0,145	0,021	-

Fonte: AMETEK.

Tabela 2 - Composição química típica de um aço AISI 409 (% em massa).

Elemento	Cr	Si	Mn	Ni	C	Ti
Percentual	10,50 -11,70	<1,00	<1,00	0,50	0,03 -0,08	<0,50

Fonte: ASM METALS HANDBOOK -1, 1990; CHIAVERINI, 2008 e APERAM, 2017.

Nota-se que a composição do aço AISI 409 exibe um teor de Cr em uma faixa de valores comuns a de um aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 409 (entre 10,50% a 11,70% em massa) e um teor de C levemente inferior (0,03% a 0,08% em massa) em relação aos valores apresentados por Chiaverini (2008), e que consta no catálogo técnico da Aperam (2017); além de concentrações de Si e Mn dentro do estabelecido (máximo de 1,00%) (ASM METALS HANDBOOK-1, 1990).

5.1.2 Caracterização estrutural

Micrografias obtidas por MO do aço AISI 409 utilizado são apresentadas na Figura 49 no estado como recebido (Figura 49(a)) e recozido (Figura 49(b)). As imagens

apresentadas referem-se à condição mais representativa da estrutura desse aço à temperatura ambiente, ou seja, micrografias compostas basicamente por uma microestrutura ferrítica de grãos aparentemente equiaxiais (BATISTA, 2015).

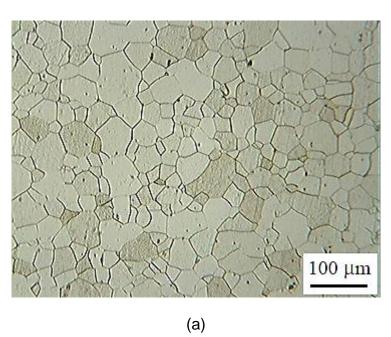
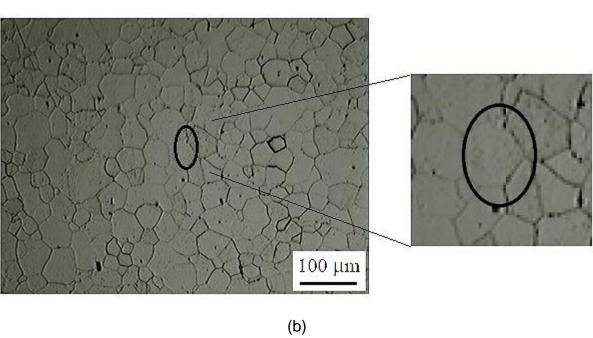


Figura 49 - Micrografias do aço AISI 409.



(a) estado como recebido, (b) após tratamento térmico e zoom (indício de precipitação).

Fonte: Próprio autor.

Foram observados indícios de formação de precipitados, nas amostras tratadas termicamente, representados por pontos pequenos dentro de alguns grãos (Figura 49(b) zoom), fato esse não observado nas amostras no estado como recebido.

Lopes (2009), Van Niekerk e Du Toit (2011), Kim et al. (2011) em estudos com o aço AISI 409 (≈11% Cr em massa) observaram a presença de alguns precipitados altamente estáveis ao longo da matriz do material. Dentre eles, carbonetos de titânio (TiC), nitretos de titânio (TiN) ou carbo-nitretos de titânio (TiCN). Van Niekerk e Du Toit (2011) ressaltaram que tal fato inibe a formação de carbonetos ricos em Cr uma vez que a afinidade do C com o Ti é maior se comparado com o Cr. Logo, promovendo uma estabilização efetiva do aço AISI 409 contra a corrosão intergranular causada por sensitização.

Vale ressaltar que a utilização da técnica de MO visou à aferição do tamanho dos grãos das amostras do aço AISI 409, e que a técnica de EEO durante a caracterização química do material não identificou a presença de Ti (vide Tabela 1).

Uma análise mais apropriada para quantificação e identificação dos precipitados envolveria a adoção de outra técnica de caracterização mais apropriada tal qual a espectroscopia por energia dispersiva (EDS).

Em relação ao tamanho dos grãos (Tabela 3) foi verificado um valor de diâmetro médio (tamanho de grão ASTM 5,6) (ASM METALS HANDBOOK-9, 2004) próximo para as duas condições investigadas. Esses resultados corroboram com o fato de o material recebido ter sido previamente recozido pelo fabricante, além do fato de o recozimento em laboratório não ter promovido mudanças na microestrutura do aço AISI 409.

Batista (2015) observou um refinamento na microestrutura do aço AISI 409 com a adoção de um tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões de 850°C/60 minutos. Portanto, ainda em relação à Figura 58, parece que um recozimento a 850°C/30 minutos não foi suficiente para promover um refinamento da microestrutura do material. Em ambas as situações o resfriamento foi realizado dentro do forno.

Vale destacar que a influência do tamanho de grão no comportamento mecânico do material quando em deformação plástica, após variações da trajetória de deformação, já foi considerado de menor importância quando comparado com outras

variáveis tais como: a textura do material, o tipo e a quantidade de pré-deformação e o modo de deformação plástica (LOPES, 2009).

Tabela 3 - Diâmetro médio de grãos do aço AISI 409.

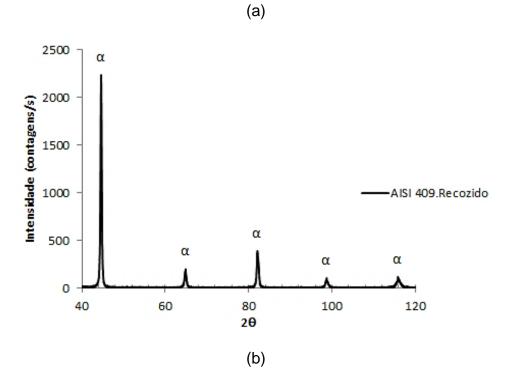
Condição do material	Diâmetro médio (μm)		
Como recebido	45,50 ± 0,22		
Recozido (850°C/30minutos)	44,91 ± 0,18		

Fonte: Próprio autor.

Confirmando o que foi verificado na MO, a identificação de fases por difração de Raios X assinalou reflexões, em função do ângulo de difração, típicas da ferrita. Na Figura 50 são apresentados os difratogramas do aço AISI 409 nos estados como recebido (Figura 50(a)) e recozido (Figura 50(b)) estando em concordância com os resultados expostos por Batista (2015).

α Intensidade (contagens/s) AISI 409.Recebido α α α

Figura 50 - Difratogramas do aço AISI 409.



(a) estado como recebido e (b) após recozimento.

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 51 observa-se uma junção dos difratogramas acima onde os picos de intensidade foram coincidentes em termos do ângulo de difração, ou seja, não se

observou nenhuma outra fase após o tratamento térmico conforme previsto no diagrama de equilíbrio Fe-Cr e suas fases (Figura 2).

Percebe-se apenas uma pequena mudança na intensidade dos picos e também um destaque maior do pico de 100° na amostra recozida, em relação ao material recebido, onde esse pico praticamente não apareceu, fato esse que pode ser um indício de mudança na textura do material.

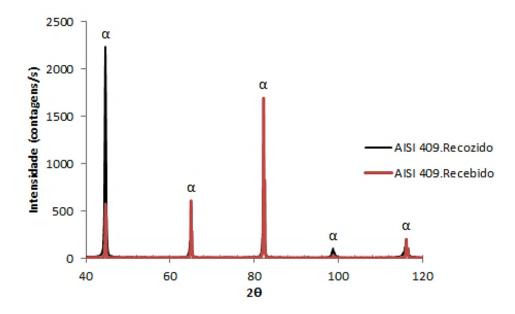


Figura 51 - Junção dos difratogramas do aço AISI 409.

Fonte: Próprio autor.

5.1.3 Caracterização Mecânica

De acordo com a Tabela 4, observa-se o valor médio de microdureza Vickers e do respectivo desvio padrão de amostras do aço AISI 409 nos estados como recebido e recozido. Os valores encontrados estão em concordância com os dados indicados na literatura (ASM METALS HANDBOOK-1, 1990; CHIAVERINI, 2008; BATISTA, 2015; APERAM, 2017). Notam-se valores de dureza aproximados para as duas condições, sendo o material recebido pouco mais resistente à deformação plástica localizada.

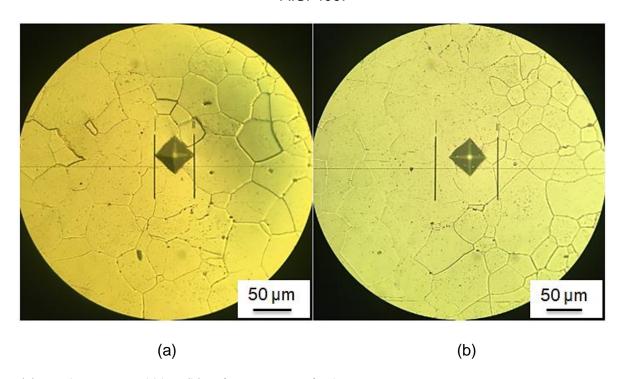
Tabela 4 - Dureza Vickers do aço AISI 409.

Condição do material	Dureza média [HV]	Especificação dureza média em literatura [HV]	
Como recebido	138 ± 4	máxima de 220	
Recozido (850°C/30minutos)	130 ± 3	máxima de 200	

Fonte: Próprio autor.

É possível observar com uma análise da Figura 52 que a indentação no ensaio de microdureza incidiu sobre mais de um grão com a aplicação da carga de 200gf, logo, as amostras do aço AISI 409 no estado como recebido (Figura 52(a)) e recozido (Figura 52(b)) foram solicitadas em igualdade de condições.

Figura 52 - Imagens da marcação após ensaio de microdureza Vickers no aço AISI 409.



(a) estado como recebido e (b) após tratamento térmico.

Fonte: Próprio autor.

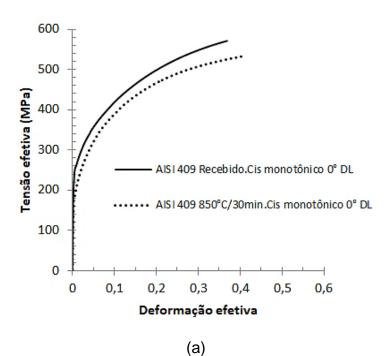
Com a Figura 53 pode-se observar o comportamento do aço AISI 409 (no estado como recebido e recozido) quando solicitado em cisalhamento a 0° DL. A curva referente ao material recebido se encontra acima (≈40MPa) (Figura 53(a)) do material recozido.

Vale ressaltar que para as amostras recozidas foi utilizado um método de identificação que especifica a temperatura e o tempo de encharque (850°C/30min.) aplicados, sendo utilizado nos gráficos ao longo de todo o trabalho.

Em relação ao comportamento do material em encruamento (Figura 53(b)), o início da instabilidade plástica (ZANDRAHIMI et al., 1989) ocorreu em valores aproximados para ambas condições, sendo n=0,24 para o material no estado recebido e n=0,22 para a amostra recozida (Figura 53(b)), ou seja, o material recebido apresentou maior capacidade de encruamento.

Por outro lado, os resultados indicam aumento da ductilidade no aço AISI 409 recozido ao se observar uma maior capacidade de alongamento das amostras tratadas termicamente quando comparado com as amostras no estado como recebido (Figura 53(a) e Figura 53(b)).

Figura 53 - Curvas monotônicas em cisalhamento do aço AISI 409 a 0°DL nos estados como recebido e recozido.



12 11 10 9 (dσ/dε).(1/σ) (MPa) 8 7 AISI 409 Recebido.Cis monotônico 0º DL 6 5 AISI 409 850°C/30min.Cis monotônico 0° DL 4 3 2 1 0 0 0,1 0,2 0,3 0,4 0,5 0,6 Deformação efetiva (b)

(a) tensão-deformação efetiva e (b) taxa de encruamento normalizada versus a deformação efetiva.

Fonte: Próprio autor.

5.1.3.1 Anisotropia

Na Figura 54 são reveladas as curvas tensão-deformação efetiva referentes aos carregamentos monotônicos em tração a 0°DL, 45°DL e 90°DL para o aço AISI 409 recozido. As curvas de fluxo variaram em função da direção de solicitação mecânica, ou seja, o material apresentou comportamento anisotrópico. A curva referente ao carregamento a 45°DL encontra-se ligeiramente acima (≈30MPa) das demais, estando em concordância com os dados de Lopes (2009), indicando ser esta a direção de maior resistência mecânica do aço AISI 409.

500 400 Tensão Efetiva (MPa) 300 AISI 409 850°C/30min. Tra monotônico 0° DL 200 AISI 409 850°C/30min.Tra monotônico 45° DL 100 AISI 409 850°C/30min. Tra monotônico 90° DL 0 0,05 0 0,1 0,15 0,2 0,25 Deformação Efetiva

Figura 54 - Curvas tensão-deformação efetiva em tração do aço AISI 409 recozido.

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 5 observam-se as propriedades mecânicas do aço AISI 409 recozido avaliadas a 0°DL, 45°DL e 90°DL em termos da resistência mecânica (LE e LRT) e da ductilidade (e_u). Os valores referentes ao material solicitado a 0°DL estão em concordância com os dados revelados na literatura (ASM METALS HANDBOOK-1, 1990; CHIAVERINI, 2008).

O alongamento uniforme, e_u, além da tensão limite de escoamento (LE) foram estatisticamente equivalentes para todas as direções.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas do aço AISI 409 recozido.

Direção de Iaminação, DL [°]	Tensão limite de escoamento, LE [MPa]	Tensão limite de resistência à tração, LRT [MPa]	Alongamento uniforme, e _u
0	201 ± 4	461 ± 4	0,20 ± 0,01
45	202 ± 5	475 ± 1	0,19 ± 0,01
90	197 ± 5	473 ± 17	0,21 ± 0,01

Fonte: Próprio autor.

A anisotropia plástica do aço AISI 409 foi avaliada com o cálculo dos fatores de anisotropia $R_{0^{\circ}}$, $R_{45^{\circ}}$ e $R_{90^{\circ}}$, além dos valores de ΔR e \bar{R} (Tabela 6). De acordo com os dados pode-se concluir que o aço AISI 409 apresentou ΔR ($\Delta R \neq 0$), indicando deste modo a tendência à formação do fenômeno de orelhamento, ou seja, uma ondulação lateral das chapas durante uma etapa de repuxamento de copos (DIETER, 1981; LOPES, 2006).

O fato do aço AISI 409 apresentar um valor de ΔR positivo indica que esse material tende a apresentar "orelhas" a 0°DL e a 90°DL, o que pode ser compreendido como uma maior facilidade em deformar plasticamente uma chapa desse material nessas direções (LOPES, 2009).

O fato de um material metálico apresentar boa estampabilidade pode ser correlacionado com um elevado valor de \bar{R} e um valor de ΔR próximo de zero (LOPES, 2006). Sendo assim, com uma análise da Tabela 6, pode-se concluir que o aço AISI 409 apresenta características adequadas a uma operação de estampagem.

Tabela 6 - Fatores de anisotropia plástica do aço AISI 409 recozido.

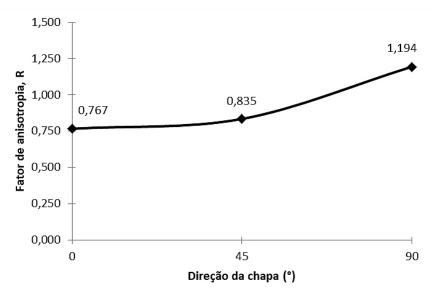
R _{0°}	R _{45°}	R _{90°}	ΔR	$ar{R}$
0,767	0,835	1,194	0,146	0,908

Fonte: Próprio autor.

Dieter (1981) relata que um valor elevado de R pode ser compreendido como uma grande resistência à deformação plástica de uma chapa na direção normal ao seu plano. Considerando isso, a partir da análise da Figura 55, pode-se supor que chapas do aço AISI 409 que posteriormente passarão por processos que envolvam

esforços cisalhantes tais como furação e recorte, deverão ser utilizadas na direção da laminação original, ou seja, a 0°DL.

Figura 55 - Variação do fator de anisotropia plástica com a direção da chapa do aço AISI 409 recozido.



Fonte: Próprio autor.

Para permitir a montagem de curvas de tensão-deformação efetiva, independente do modo de solicitação mecânica, e assim possibilitar a comparação dos esforços de tração e cisalhamento, fez-se uso do fator de correção de 1,84, como observado por Rauch (1992) (Figura 44).

A adequação desse fator de correção nos dados de tensão-deformação cisalhante em tensão-deformação efetiva foi reconhecida (Figura 56) por uma superposição das curvas de tração e cisalhamento a 0° DL do aço AISI 409 no estado recozido (RAUCH, 1992; LOPES, 2006; LOPES, 2009).

600
500
400
300
AISI 409 850°C/30min. Cis monotônico 0° DL
100
0 0,1 0,2 0,3 0,4 0,5 0,6

Figura 56 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 recozido após carregamentos monotônicos de tração e de cisalhamento.

Fonte: Próprio autor.

5.2 Comportamento mecânico versus mudanças na trajetória de deformação

Deformação efetiva

5.2.1 Rota 01: Tração_{0(DL)} + Cisalhamento_{0(DL)}

O aço AISI 409 recozido foi pré-deformado em tração a frio de ϵ_e =0,0614 (6,14%) e de ϵ_e =0,1193 (11,93%) sendo posteriormente cisalhado monotonicamente a 0°DL. Esse tipo de sequência de carregamentos, tipo ortogonal, é uma das formas mais severas (α =0) de mudança na trajetória de deformação (RAUCH, 1992).

Em uma análise da Figura 57 podem ser observadas as curvas de tensãodeformação efetiva obtidas sendo: pré-deformação em tração de 6,14% (linha tracejada) e de 11,93% (linha contínua) além da curva monotônica de referência (linha pontilhada).

Pode-se observar que o aço AISI 409 exibe, durante o recarregamento em cisalhamento, um valor de fluxo inicial (σ_f) inferior (diferença em relação à curva monotônica de 111MPa, linha tracejada, e de 131MPa, linha contínua) e uma taxa de encruamento superior (transiente negativo (CORRÊA, 2004)) em relação ao carregamento monotônico. Esses dados indicam que para a Rota 01 o aço AISI 409 comportou-se como um material do tipo 1 (CHUNG e WAGONER, 1986).

700 600 Tensão efetiva (MPa) 500 400 AISI 409 850°C/30min. Cis monotônico 0° DL 300 AISI 409 850°C/30 min.Tra 6.14% 0° DL.Cis direto 0° DL 200 AISI 409 850°C/30 min.Tra 11.93% 0° DL.Cisdireto 0° DL 100 0 0 0,1 0,2 0,3 0,4 0,5 0,6 Deformação efetiva

Figura 57 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 na Rota 01 e curva monotônica de referência.

Na condição de menor quantidade de pré-deformação (6,14%), o material encruou mais em relação à situação de maior deformação inicial (11,93%). Além disso, de forma geral ocorreu um aumento da resistência mecânica do aço AISI 409 nas duas condições, como pode ser observado pelo fato das respectivas curvas estarem acima da curva de referência ao término do processamento. Esse aumento da resistência mecânica é um comportamento típico de materiais solicitados em uma sequência ortogonal (α =0) conforme indicado por Rauch (1992).

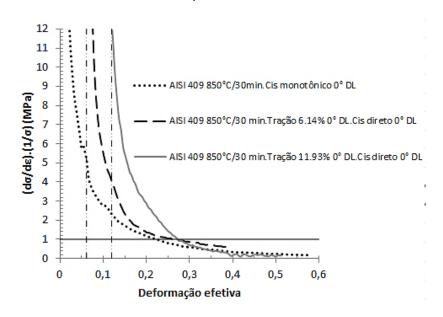
Apesar da queda inicial da tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento ser um fenômeno típico de carregamentos do tipo Bauschinger, sendo tal comportamento associado com a reorganização da subestrutura das linhas de discordâncias (DIETER, 1981; RAUCH, 1992), pode-se afirmar que o posterior aumento da resistência mecânica, observado durante o carregamento em cisalhamento, foi mais intenso que a queda detectada nos estágios iniciais de deformação plástica em cisalhamento.

Paredes com elevada densidade de discordâncias (DDWs) desenvolvidas durante a pré-deformação em tração foram o principal obstáculo para o movimento das discordâncias na etapa posterior, e justificam o aumento de resistência mecânica do

aço AISI 409. Deste modo, a subestrutura criada durante a pré-deformação em tração atuou como um obstáculo à movimentação das discordâncias durante o cisalhamento direto (LOPES et al., 2007).

Na Figura 58 são exibidas as curvas da taxa de encruamento normalizada em função da deformação efetiva para a Rota 01. Nota-se que não houve indícios de transiente na taxa de encruamento em nenhuma das duas condições (tração de 6,14% e de 11,93%) além do aumento do valor de n com a quantidade de prédeformação (Tabela 7).

Figura 58 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação efetiva para a Rota 01.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 7 - Expoente de encruamento para a sequência de carregamentos da Rota 01 e monotônico.

Sequência de carregamentos	Coeficiente de encruamento, n
Monotônico 0°DL	0,223
Tração 6,14% + cis. 0°DL	0,262
Tração 11,93% + cis. 0°DL	0,273

Fonte: Próprio autor.

Os resultados indicam ainda que o amaciamento observado na amostra de maior pré-deformação foi acompanhado por uma recuperação na resistência mecânica do material, retardando assim o início da instabilidade plástica, ou seja, nesse caso ocorreu um aumento na capacidade do aço AISI 409 de deformar até a fratura. Tal fato ocorreu para ambos os casos, porém, foi mais pronunciado na condição de maior pré-deformação (11,93%).

O fato de o aço AISI 409 ter encruado mais em um nível mais baixo de prédeformação (6,14%) pode ser compreendido pelo fato de a quantidade de deformação plástica aplicada não ter sido suficiente para permitir a reorganização das discordâncias em um arranjo subestrutural definido. Dessa maneira, durante o cisalhamento a distância média percorrida pelas discordâncias tende a ser menor, até o momento de interação com outros pontos de ancoragem, favorecendo assim o encruamento do material.

Dieter (1981) relaciona a densidade e proximidade das barreiras à dificuldade de movimentação das discordâncias, após a reversão do carregamento, com a quantidade de deformação plástica imprimida durante a pré-deformação.

Em relação à deformação prévia em tração de 11,93%, uma estrutura celular tende a ser estabelecida (DIETER, 1981) com regiões de baixa densidade de discordâncias no interior das células, apresentando-se como um "caminho livre" maior e favorecendo a existência de uma taxa de encruamento inferior.

Os dados sugerem ainda a ocorrência de uma dissolução parcial da subestrutura de discordâncias criada em tração, de modo que a subestrutura final criada no recarregamento tendeu a do cisalhamento monotônico. Embora não tenha sido observado transiente na taxa de encruamento (Figura 58).

Rauch et al. (2002) observaram em testes de carga reversa (tração-cisalhamento) com a liga AA1050-O, uma aniquilação da subestrutura de discordâncias previamente desenvolvida e uma diminuição do transiente da taxa de encruamento, após a introdução do segundo modo de deformação.

O amaciamento localizado observado nas amostras pré-deformadas de 11,93% pode ser associado à formação de microbandas de cisalhamento que estavam ativas logo após o recarregamento. Essas microbandas atravessam as DDWs (paredes com densidade elevada de discordâncias) geradas durante a pré-

deformação resultando em um amaciamento localizado do material (LOPES et al., 2007).

Dessa forma, com o prosseguimento da deformação, a estrutura estabelecida durante a pré-deformação foi dissolvida e as curvas da sequência ortogonal e monotônica se aproximaram.

Quanto maior for a pré-deformação, mais desenvolvida tende a ser as DDWs e maior a quantidade de microbandas presentes, além disso, na etapa seguinte à formação das microbandas, é comum a ocorrência de um amaciamento do material provocado por um cisalhamento na subestrutura de discordâncias geradas (GRACIO, 1995; NESTEROVA et al., 2001), como observado no caso dessa Rota 01, em tração.

Lloyd e Sang (1979) destacaram que um aumento da ductilidade de um material, com uma mudança na trajetória de deformação, pode ser relacionado com um aumento do valor de deformação residual em relação à curva teórica (carregamento monotônico).

A partir da análise da Figura 59 observa-se que o aço AISI 409 exibiu aumento da ductilidade para os dois valores de pré-deformação quando comparado com o exposto na curva teórica (carregamento monotônico).

Esse aumento da ductilidade, expresso pelo valor de Δy (afastamento em relação à curva teórica), aumentou com o acréscimo da quantidade de pré-deformação sendo $\Delta y1=0,057$ para a curva referente à pré-deformação em tração de 6,14% e $\Delta y2=0,070$ para o segundo valor de pré-deformação (11,93%).

De forma geral, pode-se associar o aumento da ductilidade do aço AISI 409 para a Rota 01 ao acréscimo do endurecimento por encruamento do aço AISI 409, após essa mudança na trajetória de deformação, sendo isso indicado pelos valores do expoente de encruamento (Tabela 7).

0,25

——— AISI 409 0° DL Curva teórica

———— AISI 409 Tra 6.14% 0° DL.Cis direto 0° DL

———— AISI 409 Tra 11.93% 0° DL.Cis direto 0° DL

Δγ1

Δγ2

Δγ2

0,1

0,15

Pré-deformação

0,2

0,25

Figura 59 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência de carregamentos da Rota 01 e curva teórica.

Fonte: Próprio autor.

0,05

Com as análises anteriores pode-se concluir que a adoção da rota de processamento do tipo ortogonal composta pelo esforço de tração (0°DL) e de cisalhamento, mantendo a mesma direção de solicitação, ocasionou a queda inicial da resistência mecânica do aço AISI 409 acompanhada pelo respectivo aumento dessa resistência mecânica e da ductilidade, ambos decorrentes do aumento da capacidade de encruamento desse material. Tais efeitos são dependentes de uma quantidade maior de pré-deformação em tração.

5.2.2 Rota 02: Laminação + Cisalhamento_{00, 450 e 900(DL)}

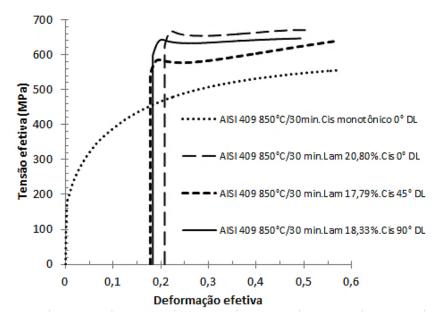
O aço AISI 409 recozido foi pré-deformado em laminação a frio de ϵ_e =0,2080 (20,80%), de ϵ_e =0,1779 (17,79%) e de ϵ_e =0,1833 (18,33%), sendo posteriormente cisalhado monotonicamente, variando-se a direção de realização do cisalhamento (a 0°DL, 45°DL e 90°DL) de modo a investigar possível influência da criação de uma orientação cristalográfica preferencial a ser assumida pelo aço AISI 409 durante o ensaio de cisalhamento.

Cabe ressaltar que o ideal seria que a análise fosse feita para um mesmo valor de pré-deformação em laminação. Entretanto, a variação na quantidade de pré-deformação observada (Figura 60) foi devido à dificuldade de obtenção do mesmo

valor de deformação efetiva em laminação ao término da operação de laminação a frio conduzida em laboratório.

Ao contrário do observado na Rota 01, o recarregamento nas três direções ocorreu em um valor de σ_f superior e uma taxa de encruamento negativa (transiente positivo (CORRÊA, 2004)) em relação à curva de carregamento monotônico (Figura 60). O aço AISI 409 comportou-se como um material do tipo 2 (CHUNG e WAGONER, 1986).

Figura 60 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 na Rota 02 e curva monotônica a 0°DL.



Fonte: Próprio autor.

Observa-se que quanto maior a quantidade de pré-deformação em laminação aplicada, maior foi o acréscimo da resistência mecânica revelada pelo aço AISI 409 durante a deformação em cisalhamento, algo coerente com o observado por Rodrigues et al. (2019) em testes de laminação/tração. Os valores da tensão de fluxo, σ_f , no início do cisalhamento para o aço AISI 409 na Rota 02 nas três condições de pré-deformação em laminação foram de: σ_{f0° =626±3MPa > σ_{f90° =598±1MPa > σ_{f45° =547±3MPa.

Tal comportamento foi diferente do observado quando em uma situação de deformação monotônica em tração, conforme atestado anteriormente, a partir dos resultados obtidos pela análise da anisotropia em que se observou que era mais fácil

a deformação da chapa do aço AISI 409 a 0°DL e a 90°DL. Esses dados indicam, então, o efeito da mudança da trajetória de deformação no comportamento mecânico desse material, sendo isso atribuído ainda à provável orientação cristalográfica preferencial (textura) assumida por esse material, a qual afetou o encruamento do aço AISI 409 a 45°DL.

A subestrutura criada durante a pré-deformação em laminação atuou como um obstáculo à movimentação das discordâncias durante o cisalhamento direto. Vieira e Fernandes (1999) perceberam que um material pré-deformado em laminação desenvolve uma estrutura celular difusa com emaranhados de discordâncias na região interna das células. Quanto maior for a quantidade da deformação em laminação, mais estável é a subestrutura estabelecida, logo, maior tende a ser a resistência do material ao escoamento posterior.

Rauch (1992) destaca que nas sequências de carregamentos do tipo laminação/cisalhamento, caso o cisalhamento subsequente for feito a 0°DL ou a 90°DL, o valor de α é nulo (α=0), identificando assim uma mudança severa na trajetória de deformação. No caso da amostra cisalhada a 45°DL tem-se α=0,5. Logo, a severidade da mudança na trajetória de deformação foi menor a 45°DL, ou seja, a desestruturação da subestrutura de discordâncias tende a ser menor nessa direção em relação às demais.

Qin et al. (2019) perceberam correlação similar em estudos com a liga AA3103 sob variações nas trajetórias de deformação (8% de pré-deformação em tração a 0°DL acompanhada por tração a 0°DL e a 90°DL).

Com relação à evolução do encruamento do aço AISI 409, todas as direções apresentaram pontos de inflexão característicos de oscilações na taxa de encruamento (Figura 61). Essa oscilação parece estar relacionada com a quantidade de pré-deformação em laminação e com a reorganização da subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação e reorganizada durante o recarregamento em cisalhamento.

Foi observado uma intercessão entre as curvas referentes à taxa de encruamento normalizada referente aos carregamentos em cisalhamento conduzidos a 45°DL e monotônico. Segundo Rauch et al. (2007), uma provável explicação para tal comportamento está relacionada com uma redistribuição das linhas de

discordâncias. Tal reorganização subestrutural tende a assumir um aspecto similar ao encontrado na sequência de carregamento monotônico, à medida que a quantidade de deformação em cisalhamento conduzido a 45°DL aumentou, além da evolução da textura cristalográfica para essa condição de deformação plástica.

Zandrahimi et al. (1989) observaram que a amplitude máxima do transiente na taxa de encruamento aumentou com a pré-deformação, acompanhado por reduções significativas no alongamento uniforme de um aço de baixo teor de carbono ferrítico AK.

12 11 AISI 409 850°C/30min. Cis monotônico 0° DL (do/de).(1/o) (MPa) AISI 409 850°C/30 min.Lam 20,80%.Cis 0° DL AISI 409 850°C/30 min.Lam 17,79%.Cis 45° DL - AISI 409 850°C/30 min.Lam 18,33%.Cis 90° DL 0 -1 0,1 0,5 0 0,3 0,4 0,6 Deformação efetiva

Figura 61 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus deformação efetiva para a Rota 02 e a curva monotônica a 0°DL.

Fonte: Próprio autor.

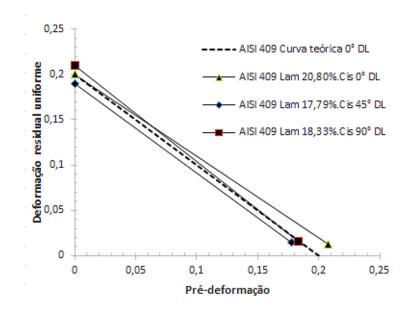
Observa-se que ocorreu um aumento no valor de n (Tabela 8) com o acréscimo da pré-deformação, sendo mantida uma similaridade desses valores para as sequências de carregamento monotônico a 0°DL e a rota composta pela laminação de 20,08%, acompanhada pela realização do cisalhamento a 0°DL. O impacto dos transientes na taxa de encruamento, nos respectivos valores do expoente de encruamento, foi maior a 45°DL e a 90°DL.

Tabela 8 - Expoente de encruamento para a sequência de carregamentos da Rota 02 e monotônico.

Sequência de carregamentos	Coeficiente de encruamento, n
Monotônico 0°DL	0,223
Laminação 20,08% + cis. 0°DL	0,221
Laminação 17,79% + cis. 45°DL	0,192
Laminação 18,33% + cis. 90°DL	0,199

A partir da análise da Figura 62 é possível verificar que as prováveis mudanças subestruturais e de textura desenvolvidas a 45°DL foram prejudiciais à ductilidade do aço AISI 409, pois a reta referente à deformação residual uniforme, nessa direção, se posicionou abaixo da curva teórica de referência, ou seja, o material ficou menos dúctil em relação as outras trajetórias de deformação investigadas (0°DL e 90°DL).

Figura 62 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência de carregamentos da Rota 02 e curva teórica.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 63 pode-se observar o comportamento do aço AISI 409 na Rota 02 de processamento, porém agora tendo como curva de referência as respectivas curvas dos carregamentos monotônicas conduzidos a 0°DL (Figura 63(a)), a 45°DL (Figura

63(b)) e a 90°DL (Figura 63(c)), além das respectivas curvas de taxas de encruamento normalizadas.

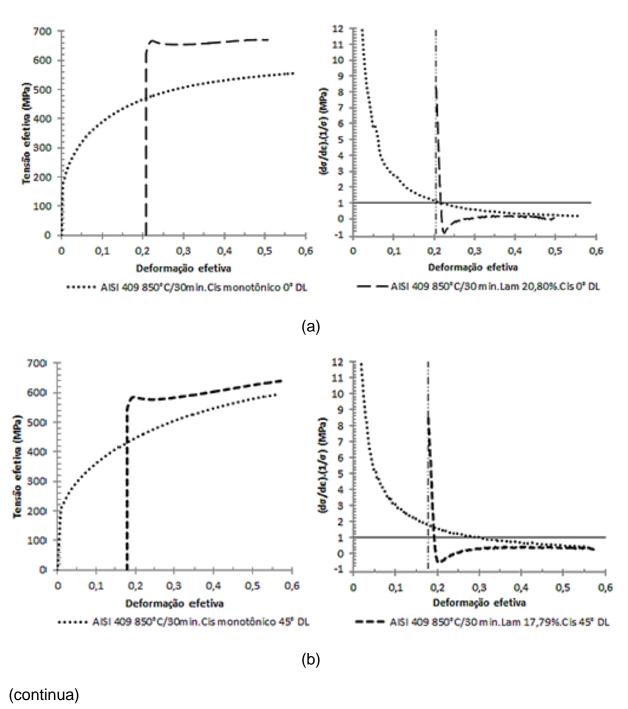
A análise dos gráficos de tensão-deformação efetiva na Figura 63(a), Figura 63(b) e Figura 63(c) indica que o aumento da resistência mecânica decorrente do endurecimento por encruamento do aço AIS 409 quando laminado e cisalhado, devido à recuperação do encruamento após a mudança do modo de deformação plástica, foi mais pronunciado nas amostras cisalhadas a 45°DL. Enquanto que a 0°DL e 90°DL esse aumento da resistência mecânica, devido ao encruamento com o aumento da quantidade de deformação em cisalhamento, foi de menor intensidade.

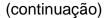
Fenômenos como estagnação e recuperação da taxa de encruamento estão relacionados com a subestrutura de discordâncias desenvolvida após uma mudança na trajetória de deformação (RAUCH et al., 2002).

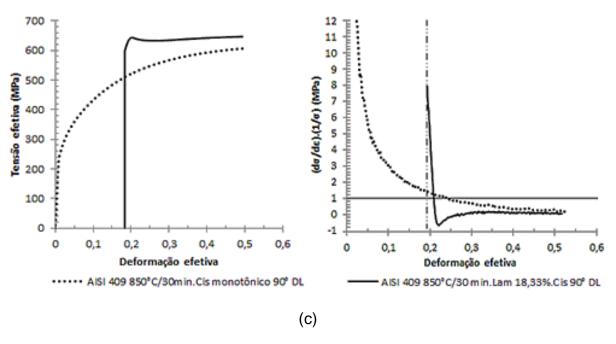
Por outro lado, Gracio et al. (2000) verificaram a preservação da subestrutura de discordâncias da liga Al 1050 laminada e cisalhada a 0°DL, 45°DL e 135°DL, e justificaram que esse fato teria relação direta com a textura de deformação que fora criada nesses carregamentos, independentemente do valor assumido pelo parâmetro α.

Bacroix e Hu (1995) observaram em amostras de aço de baixo teor de carbono que a textura oriunda da laminação não foi completamente eliminada após carregamentos em cisalhamento, com variações na direção em que tal carregamento foi realizado, sendo percebido que tanto a subestrutura de discordâncias quanto a textura tiveram efeito no encruamento do material.

Figura 63 - Curvas tensão-deformação efetiva e curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação efetiva do aço AISI 409, na Rota 02, e curvas monotônicas de referência.







(a) Laminação 20,80%/Cisalhamento 0°DL, (b) Laminação 17,79%/Cisalhamento 45°DL e (c) Laminação 18,33%/Cisalhamento 90°DL.

Conforme citado e agora ratificado com os dados da Tabela 9, é necessário destacar que chapas laminadas do aço AISI 409 que posteriormente passarão por processos que envolvam esforços cisalhantes tais como furação e recorte, devem ser laminadas a 0°DL pelo fato de que, sendo o cisalhamento realizado nessa direção, será possível perceber a manutenção do valor do coeficiente de encruamento da sequência laminação/cisalhamento a 0°DL, em relação ao carregamento monotônico a 0°DL. Similaridade essa que não foi verificada nas outras condições.

Tabela 9 - Expoente de encruamento para a sequência de carregamentos da Rota 02 e monotônicos (0°DL, 45°DL e 90°DL).

Sequência de carregamentos	Expoente de encruamento, n
Monotônico 0°DL	0,223
Laminação 20,08% + cis. 0°DL	0,221
Monotônico 45°DL	0,299
Laminação 17,79% + cis. 45°DL	0,192
Monotônico 90°DL	0,222
Laminação 18,33% + cis. 90°DL	0,199

5.2.3 Rota 03: Cisalhamento direto $_{0^{\circ}(DL)}$ + Cisalhamento reverso $_{0^{\circ}(DL)}$ + Cisalhamento direto $2_{0^{\circ}(DL)}$

5.2.3.1 Rota 03: Recozimento + Cisalhamento direto $_{0^{\circ}(DL)}$ + Cisalhamento reverso $_{0^{\circ}(DL)}$ + Cisalhamento direto $2_{0^{\circ}(DL)}$

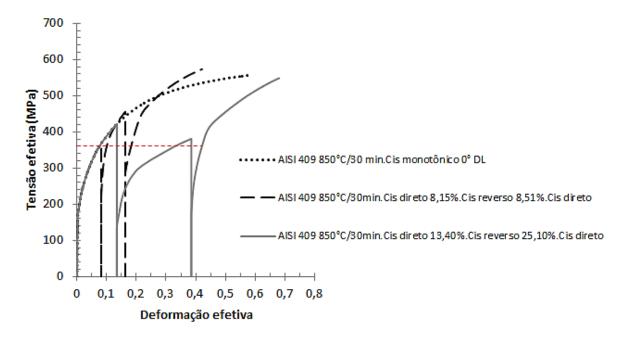
Com uma análise da Figura 64 podem ser observadas as curvas de tensãodeformação efetiva obtidas, sendo sequência Bauschinger com a primeira etapa em cisalhamento direto de dois valores de pré-deformação de 8,15% (linha tracejada) e de 13,40% (linha contínua) acompanhados por deformação reversa em cisalhamento de 8,51% e de 25,10% respectivamente e por fim, novo carregamento em cisalhamento direto. Além da curva referente ao carregamento monotônico (sem mudança na trajetória de deformação).

Em relação ao comportamento do aço AISI 409 representado pela linha tracejada (cisalhamento direto de 8,15%/cisalhamento reverso de 8,51%/cisalhamento direto), observa-se uma queda (\approx 162MPa para a sequência cisalhamento direto/cisalhamento reverso e de \approx 172MPa para a sequência cisalhamento reverso/cisalhamento direto) no valor da tensão de fluxo, σ_f , do material após a reversão do carregamento, uma característica do efeito Bauschinger, ao longo dessa trajetória de deformação (REED-HILL, 1982). Por outro lado, destaca-se a

ocorrência de uma taxa de encruamento maior em relação à curva de referência ao longo das etapas de carregamento.

Lopes et al. (2007) comentaram que esse aumento observado na taxa de encruamento, no estágio inicial do carregamento do tipo Bauschinger, está relacionado com uma reorientação das componentes de tensão interna oriundas da pré-deformação.

Figura 64 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 e curva monotônica de referência.

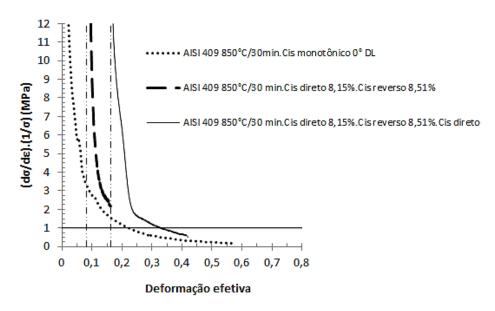


Fonte: Próprio autor.

Na condição de solicitação mecânica representada pela linha contínua (cisalhamento direto de 13,40%/cisalhamento reverso de 25,10%/cisalhamento direto) é possível perceber a presença do efeito Bauschinger (queda no valor da tensão de fluxo) (≈284MPa para a sequência cisalhamento direto/cisalhamento reverso e de ≈207MPa para a sequência cisalhamento reverso/cisalhamento direto) como observado anteriormente por Reed-Hill (1982). Entretanto, nota-se a ocorrência de um amaciamento permanente do aço AISI 409 caracterizado pelo fato de a curva de fluxo sob carregamento do tipo Bauschinger ter permanecido sempre abaixo da respectiva curva do carregamento monotônico.

Com relação à evolução da taxa de encruamento do aço AISI 409 recozido prédeformação de 8,15%, observa-se na Figura 65 um comportamento estável da mesma sem a presença de transientes. O valor de n referente ao material solicitado foi maior do que o da curva de referência, como esperado, devido ao acréscimo do endurecimento por encruamento impulsionado pela mudança na trajetória de deformação adotada.

Figura 65 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 (carregamentos Bauschinger com prédeformação em cisalhamento direto de 8,15%) e monotônico.



Fonte: Próprio autor.

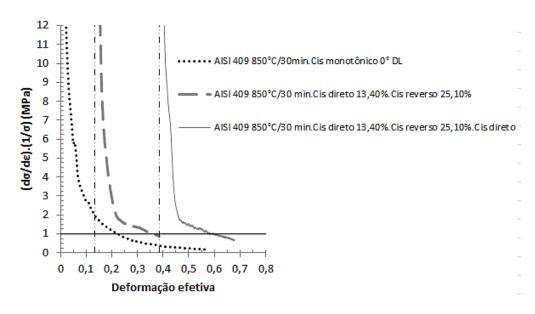
Pham et al. (2017) perceberam, em carregamentos do tipo Bauchinger, que o efeito transiente caracterizado por uma estagnação na taxa de encruamento não apareceu para baixos valores de pré-deformação, sendo isso associado à necessidade de uma quantidade mínima de deformação para promover uma organização subestrutural do material, a qual dependerá não só da quantidade de deformação plástica imposta ao material, mas também do respectivo modo de deformação aplicado.

A respeito da evolução da taxa de encruamento do aço AISI 409 recozido, solicitado em cisalhamento direto de 13,40% (Figura 66), nota-se o início de um transiente na taxa na etapa do carregamento em cisalhamento reverso, coincidindo com o amaciamento revelado nas curvas de tensão-deformação efetiva. Esse fenômeno

pode ser relacionado com o início do processo de desestruturação da subestrutura de discordâncias criada durante a pré-deformação (LOPES, 2009).

Observa-se também, ainda em relação à Figura 66, uma oscilação na taxa de encruamento, durante a última etapa de cisalhamento direto. Lopes (2009) percebeu que tal fenômeno está relacionado com uma reorganização subestrutural decorrente do recarregamento em cisalhamento (considerando que a textura cristalográfica não tenha sido alterada) relativamente mais intensa que a registrada pelo carregamento realizado para o menor valor de pré-deformação (8,15%).

Figura 66 - Curvas da taxa de encruamento normalizada versus a deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 (carregamentos Bauschinger com prédeformação em cisalhamento direto de 13,40%) e monotônico.



Fonte: Próprio autor.

Para mensurar a magnitude do efeito Bauschinger observado (Figura 64), na Tabela 10 estão expostos os respectivos valores de deformação de Baschinger (β) (DIETER, 1981; WEISS et al., 2015) e da variação de tensão de fluxo (Τ) (KOLBASNIKOV et al., 2012) do aço AISI 409 no estado recozido referente à Rota 03. Adotou-se um valor de tensão fixo (DIETER, 1981) equivalente a 360 MPa como valor de referência (linha tracejada vermelha) para permitir o cálculo da deformação de Bauschinger.

É possível perceber pela análise da Tabela 10 que a variação da tensão de fluxo (T) foi maior ((0,440>0,376)MPa e (0,672>0,543)MPa) na primeira etapa do

carregamento do tipo Bauschinger, ou seja, entre os ensaios de cisalhamento direto e cisalhamento reverso, para ambos os valores de pré-deformação em cisalhamento direto. Nota-se ainda um aumento da variação de T com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto.

Com relação aos valores de deformação de Bauschinger nota-se que para o menor valor de pré-deformação em cisalhamento direto (8,15%) que tal parâmetro não foi sensível à mudança dos modos de deformação durante os carregamentos do tipo Bauschinger. Já para o maior valor de pré-deformação, 13,40%, verifica-se como esperado, que a deformação de Bauschinger foi maior (0,195>0,036) durante o primeiro carregamento, assim como detectado pela variação da tensão de fluxo, pois quanto maior o amaciamento, sendo este indicado pela variação da tensão de fluxo, maior tende a ser o acréscimo promovido na capacidade de deformação plástica do material após um carregamento do tipo Bauschinger.

Tabela 10 - Deformação de Bauschinger e variação nos valores de tensão do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 de processamento.

Sequência de carregamentos	β ₁₂	β ₂₃	T ₁₂ [MPa]	T ₂₃ [MPa]
Cis.direto 8,15% + cis.reverso 8,51% + cis.direto	0,019	0,020	0,440	0,376
Cis.direto 13,40% + cis.reverso 25,10% + cis.direto	0,195	0,036	0,672	0,543

Fonte: Próprio autor.

Onde β_{12} =deformação de Bauschinger entre as etapas 1 e 2, β_{23} =deformação de Bauschinger entre as etapas 2 e 3; T_{12} = Δt entre as etapas 2 e 3.

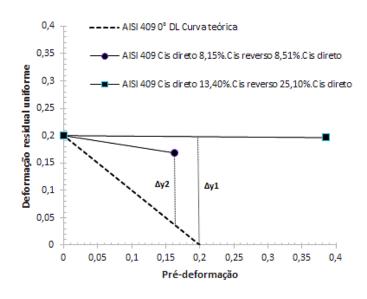
Com os dados da Tabela 11 pode-se inferir que a condição de carregamento Bauschinger realizada sob o maior valor de pré-deformação em cisalhamento direto (13,40%) promoveu um adiamento da instabilidade plástica (maior valor do n) do material e, consequentemente, um aumento da ductilidade do aço AISI 409 recozido, sendo tal resposta associada ao maior valor da deformação de Bauschinger (vide Tabela 10).

Tabela 11 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 e monotônico.

Sequência de carregamentos	Expoente de encruamento, n
Monotônico (Cis. 0°DL)	0,223
Cis.direto 8,15% + cis.reverso 8,51% +cis.direto	0,331
Cis.direto 13,40% + cis.reverso 25,10% + cis.direto	0,581

O aumento da ductilidade do aço AISI 409 após a Rota 03 pode ser mensurado a partir da análise da Figura 67 (LLOYD e SANG, 1979). Para as duas condições de processamento observa-se que os respectivos valores de deformação residual uniforme foram maiores que o registrado na condição de carregamento monotônico (curva teórica). Em uma análise comparativa entre os dois valores de prédeformação em cisalhamento direto (8,15% e 13,40%) nota-se que o material apresentou um comportamento mais dúctil para o maior valor de pré-deformação ($\Delta y1=0,181>\Delta y2=0,121$).

Figura 67 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência de carregamentos do aço AISI 409 (recozido) na Rota 03 e curva teórica.



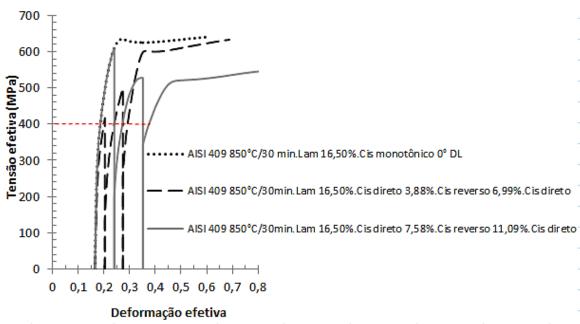
Fonte: Próprio autor.

Logo, de maneira prática, a opção por etapas de processamento prolongadas, em sequências de carregamentos Bauschinger em cisalhamento, apresentou uma maior contribuição na promoção do aumento da ductilidade do aço AISI 409 no estado recozido, preservando-se as condições com as quais as análises foram feitas.

5.2.3.2 Rota 03: Recozimento + Laminação + Cisalhamento direto_{0(DL)} + Cisalhamento reverso_{0(DL)} + Cisalhamento direto 2_{0(DL)}

Para essa condição do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 (Figura 68), podem ser observadas características inerentes às detectadas em um carregamento do tipo Bauschinger, tais como: queda da tensão de fluxo, σ_f, (linha tracejada: ≈279MPa para a sequência cisalhamento direto/cisalhamento reverso e de ≈242MPa para a sequência cisalhamento reverso/cisalhamento direto; linha contínua: ≈407MPa para a sequência cisalhamento direto/cisalhamento reverso e de ≈184MPa para a sequência cisalhamento reverso/cisalhamento direto) após a reversão do carregamento, amaciamento permanente do material e a presença de transientes na taxa de encruamento (LOPES et al., 2007).

Figura 68 - Curvas tensão-deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 e curva monotônica de referência.



Fonte: Próprio autor.

A queda na σ_f , conforme discutido anteriormente, tem relação com a ativação de novos sistemas de escorregamento no sentido oposto ao da deformação prévia, facilitando assim, a movimentação das discordâncias no interior das DDWs.

Em relação à última etapa da sequência dos carregamentos (cisalhamento direto indicado pela linha tracejada) observa-se que ao final do período transiente, a curva de tensão-deformação efetiva tende à curva monotônica. Tal fato pode ser compreendido como uma reestruturação/reorganização da subestrutura típica das linhas de discordâncias durante o cisalhamento, sem a presença de amaciamento permanente do aço AISI 409. Neste caso, considera-se que a densidade das novas linhas de discordâncias tenha sido elevada o suficiente para permitir uma recuperação da taxa de encruamento (PHAM et al., 2017).

Outro destaque para a condição de cisalhamento direto de 3,88% foi o aumento da resistência mecânica do aço AISI 409 ao longo das etapas de processamento, apesar de tal recuperação da capacidade de endurecimento do material não ter sido suficiente para alcançar ou mesmo ultrapassar a curva de tensão-deformação efetiva do carregamento monotônico. Fato que ocorreu quanto o material não sofreu a pré-deformação em laminação a frio (vide Figura 64).

Esse resultado indica que o efeito da pré-deformação em laminação a frio dificultou a criação de uma subestrutura de discordâncias e de uma orientação cristalográfica preferencial que fossem similares às existentes no carregamento monotônico.

Por outro lado, para o outro valor de pré-deformação em cisalhamento direto (7,58%), indicado pela curva de tensão-deformação efetiva com linha contínua, foi observado que a resistência mecânica do aço AISI 409 decaiu continuamente ao longo da execução dos cisalhamentos direto/reverso/direto. Tal fato sinaliza que tanto o esforço de laminação a frio, assim como a quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto afetaram o comportamento mecânico do aço AISI 409 durante a condução da rota de carregamento do tipo Bauschinger.

Qin et al. (2019) observaram que duas variações de trajetórias de deformação, envolvidas em uma sequência dupla do tipo tração-laminação-tração, contribuíram consideravelmente com o subsequente amaciamento permanente da liga AA3103, o qual aumentou com a quantidade de pré-deformação. Um fato em comum para as duas condições de pré-deformação (3,88% e 7,58%), para o aço AISI 409

(recozido/laminado), foi uma estagnação da taxa de encruamento em cisalhamento direto.

Pham et al. (2017) em estudos com ligas de Cu observaram que a existência de uma estagnação na taxa de encruamento está relacionada a dois fenômenos físicos. Em primeiro lugar porque o movimento das discordâncias é facilitado durante os recarregamentos em cisalhamento reverso e em cisalhamento direto pela subestrutura desenvolvida previamente, a qual dificulta a criação de outra que seja típica do modo de deformação praticado durante o recarregamento do material, conforme discutido anteriormente. O segundo fenômeno está relacionado a uma intensa aniquilação de discordâncias e consequente dissolução da subestrutura préexistente.

O efeito Bauschinger da Rota 03 (Figura 68) está quantificado na Tabela 12 na qual estão expostos os respectivos valores de deformação de Bauschinger (β) (DIETER, 1981; WEISS et al., 2015) e da variação da tensão de fluxo (T) (KOLBASNIKOV et al., 2012) para o aço AISI 409 recozido/laminado. Adotou-se um valor de tensão fixo (DIETER, 1981) equivalente a 400MPa como valor de referência (linha tracejada vermelha) para o cálculo da deformação de Bauschinger de modo a permitir a comparação de todas as etapas do carregamento Bauschinger.

Tabela 12 - Deformação de Bauschinger e variação nos valores de tensão do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 de processamento.

Sequência de carregamentos	β ₁₂	β ₂₃	T ₁₂ [MPa]	T ₂₃ [MPa]
Lam. 16,50% + cis.direto 3,88% + cis.reverso 6,99% + cis.direto	0,036	0,018	0,670	0,484
Lam. 16,50% + cis.direto 7,58% + cis.reverso 11,09% + cis.direto	0,031	0,024	0,666	0,348

Fonte: Próprio autor.

Onde β_{12} =deformação de Bauschinger entre as etapas 1 e 2, β_{23} =deformação de Bauschinger entre as etapas 2 e 3; T_{12} = Δt entre as etapas 1 e 2 e T_{23} = Δt entre as etapas 2 e 3.

Os dois parâmetros indicam que o efeito Bauschinger (para ambos os métodos de análise) foi maior entre os carregamentos em cisalhamento direto e reverso, ou seja, entre as etapas 1 e 2 e menor na etapa final, etapa 3, a qual corresponde à etapa de deformação entre os cisalhamentos reverso e direto.

Nota-se ainda que com o aumento da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto (de 3,88% para 7,58%) o parâmetro de deformação de Bauschinger (β) foi praticamente insensível para essa sequência de carregamento, com valores próximos entre os cisalhamentos direto e reverso (β_{12}) e entre os cisalhamentos reverso e direto (β_{23}) para as duas condições de pré-deformação. Logo, a pré-deformação em laminação a frio reduziu o efeito da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto no valor da deformação de Bauschinger.

Por fim, em relação ao método de variação da tensão de fluxo para o aço AISI 409 recozido/laminado, verifica-se que assim como percebido no estado recozido (vide Tabela 10), a queda da tensão de fluxo foi maior na última etapa de deformação plástica, ou seja, entre os cisalhamentos reverso e direto (T₂₃).

No entanto para o estado laminado, ao contrário do observado quando recozido, nota-se que a quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto (de 3,88% e de 7,58%) não afetou a queda da tensão de fluxo do aço AISI 409 durante o recarregamento em cisalhamento reverso (1ª etapa, T₁₂). Entretanto, entre as etapas de cisalhamento reverso e direto (2ª etapa, T₂₃) a quantidade de pré-deformação em cisalhamento reverso (de 6,99% para 11,09%) afetou diretamente o comportamento mecânico do material, reduzindo a diferença da tensão de fluxo. Tal resposta está associada à recuperação do encruamento do aço AISI 409 durante o último esforço aplicado, ou seja, o segundo cisalhamento direto.

Com relação à evolução da taxa de encruamento do aço AISI 409 recozido/laminado, observa-se na Figura 69 um comportamento estável da taxa, além da presença de um transiente de encruamento após a instabilidade plástica do material.

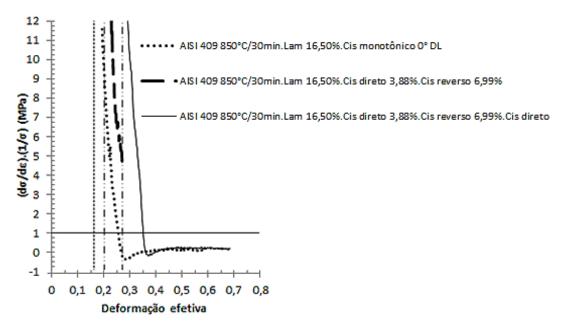
Nota-se a intercessão das curvas de taxa de encruamento normalizada, referente aos carregamentos do menor valor de pré-deformação em cisalhamento direto (laminação 16,50% + cisalhamento direto 3,88% + cisalhamento reverso 6,99 + cisalhamento direto), e a curva do carregamento monotônico.

Esse cruzamento entre as curvas de taxa de encruamento indica que apesar das mudanças da direção de cisalhamento e da quantidade de deformação plástica praticada, nos cisalhamentos direto e reverso, que o encruamento do aço AISI 409

tende a se aproximar ao existente na condição de carregamento monotônico com o acréscimo da quantidade de deformação, na última etapa de cisalhamento direto.

Esse comportamento pode ser associado à mudança contínua da textura cristalográfica do material bem como pelo arranjo subestrutural assumido pelo mesmo com a continuidade da deformação plástica, conforme Rauch et al. (2007).

Figura 69 - Curvas da taxa de encruamento pelo inverso da tensão versus a deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 (carregamentos Bauschinger com pré-deformação em cisalhamento direto de 3,88%) e monotônico.



Fonte: Próprio autor.

Em relação ao carregamento de maior valor de pré-deformação em cisalhamento direto (laminação 16,50% + cisalhamento direto 7,58% + cisalhamento reverso 11,09% + cisalhamento direto), Figura 70, a taxa de encruamento do aço AISI 409 recozido/laminado apresentou um transiente menor quando comparado à condição de menor deformação (Figura 69).

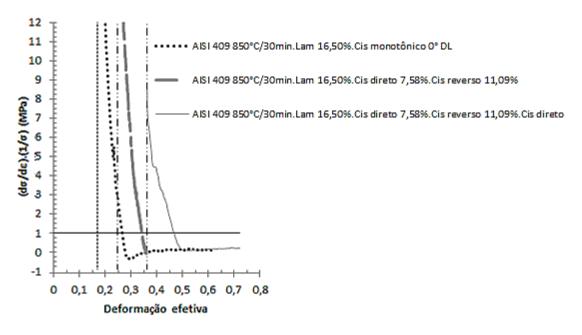
Lopes (2009) percebeu que essa instabilidade na taxa pode estar relacionada com uma reorganização subestrutural decorrente do recarregamento com ou sem o auxílio de uma modificação da textura cristalográfica.

Deste modo, como citado para a situação de menor quantidade de pré-deformação em cisalhamento, pode-se associar a menor oscilação da taxa de encruamento, para o maior valor de pré-deformação em cisalhamento direto, ao fato de que com o

acréscimo da quantidade de pré-deformação, mais estabilizada tende a ser a respectiva subestrutura de linha de discordâncias, assim como, a orientação cristalográfica, de modo a propiciar uma menor variação da taxa de encruamento ao se mudar o modo de deformação plástica.

A queda mais acentuada na taxa de encruamento do material observada, para o menor valor de pré-deformação em cisalhamento direto (3,88%), ao se comparar as Figuras 69 e 70, constitui um indicativo de que o aço AIS 409 terá sua conformabilidade mais afetada em condições similares de processamento. Tal comportamento pode ser associado ainda à maior oscilação da curva da taxa de encruamento normalizada para o material de menor valor de pré-deformação (3,88%).

Figura 70 - Curvas da taxa de encruamento pelo inverso da tensão versus a deformação efetiva do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 (carregamentos Bauschinger com pré-deformação em cisalhamento direto de 7,58%) e monotônico.



Fonte: Próprio autor.

Deve-se destacar ainda que a quantidade de deformação imprimida durante o cisalhamento reverso (11,09%) possibilitou o aparecimento de um ponto de instabilidade plástica (curva da taxa de encruamento normalizada abaixo da unidade). Tal fato influenciou na ocorrência do amaciamento permanente do material conforme indicado na Figura 68.

Os dados do coeficiente de encruamento exibidos na Tabela 13 revelam o aumento do valor desse parâmetro, com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto durante a execução dos carregamentos do tipo Bauschinger.

Esse aumento do coeficiente de encruamento favorece o atraso no aparecimento da instabilidade plástica do material e, consequentemente, o aumento da quantidade de deformação plástica que o material consegue suportar.

Tabela 13 - Coeficientes de encruamento para a sequência de carregamentos do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 e monotônico.

Sequência de carregamento	Expoente de encruamento, n	
Monotônico (lam.16,50% + cis.0°DL)	0,258	
Lam.16,50% + cis.direto 3,88% + cis.reverso 6,99% + cis.direto	0,354	
Lam.16,50% + cis.direto 7,58% + cis.reverso 11,09% + cis.direto	0,453	

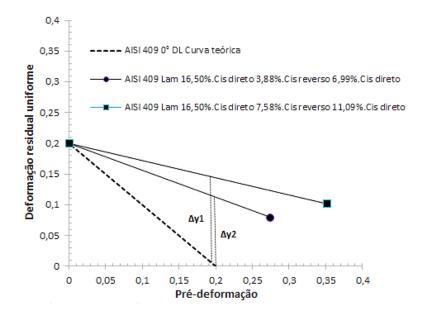
Fonte: Próprio autor.

O aumento da ductilidade do aço AISI 409 pode ser melhor identificado a partir da análise da variação dos valores da deformação residual (LLOYD e SANG, 1979), Figura 71, os quais foram maiores que aqueles detectados durante o carregamento monotônico.

Em uma análise comparativa entre os dois valores de pré-deformação em cisalhamento direto observa-se que o incremento da deformação residual uniforme foi maior para a condição de maior valor de pré-deformação em cisalhamento direto (Δy1=0,138>Δy2=0,111). Resultado similar foi observado por Lopes (2009) em estudos com o aço AISI 409, em carregamentos do tipo Bauschinger, com valores de pré-deformação em cisalhamento direto de 6% e 12% de deformação efetiva.

Contudo, esse último estudo utilizou apenas um único modo de pré-deformação (cisalhamento direto), enquanto o presente estudo utilizou dois modos para a pré-deformação: laminação a frio e cisalhamento direto. Essa diferença contribuiu não só para propiciar mudanças mais severas na orientação cristalográfica do material, as quais dependem não só do modo de deformação, mas também da quantidade e do estado inicial do material (como o tamanho de grão) (ZANDRAHIMI et al., 1989).

Figura 71 - Curvas de deformação residual versus pré-deformação para a sequência de carregamentos do aço AISI 409 (recozido/laminado) na Rota 03 e curva teórica.



Em uma comparação entre o comportamento mecânico apresentado pelo aço AISI 409 na Rota 03 nos estados como recozido (item 5.2.3.1) e recozido/laminado (item 5.2.3.2), destaca-se que a introdução da etapa de pré-deformação em laminação a frio contribuiu para a conformação do aço AISI 409; uma vez que o material exibiu valores de σ_f inferiores ao do carregamento monotônico (recozimento + laminação + cisalhamento), fato este não observado, quando apenas recozido, em comparação com o respectivo carregamento monotônico (recozimento + cisalhamento).

Apesar de o amaciamento do aço AISI 409 no estado recozido/laminado ter ocorrido para os dois valores de pré-deformação em cisalhamento direto (Figura 68), é possível perceber que a quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto afetou a taxa de encruamento, sendo a mesma menor para a condição de menor pré-deformação (linha tracejada) (vide Figuras 69 e 70).

Dieter (1981) relata que durante a deformação plástica as discordâncias se acumulam em barreiras e eventualmente formam células, ou seja, uma estrutura mecanicamente estável pode ser estabelecida. Por outro lado, com a inversão da direção do carregamento, algumas discordâncias podem movimentar por distâncias apreciáveis sob a ação de tensões cisalhantes reduzidas, uma vez que as barreiras

atrás das discordâncias não se apresentam muito densas e próximas quanto as barreiras imediatamente à sua frente. Logo, a tensão de escoamento tende a ser menor após a inversão da direção de carregamento.

Dessa maneira, pode-se admitir que uma subestrutura mais estável e característica da pré-deformação esteja presente no aço AISI 409 quando solicitado em cisalhamento direto de 13,40% para a rota do tipo Bauschinger, sem aplicação da pré-deformação em laminação (item 5.2.3.1) e, por consequência, tensões cisalhantes mais baixas podem movimentar as discordâncias.

Além disso, nessa subestrutura de maior estabilidade criada, em comparação com a do aço AISI 409 solicitado em cisalhamento direto de 8,15% (item 5.2.3.1), a distância média percorrida pelas discordâncias tende a ser maior durante o cisalhamento reverso, justificando o amaciamento observado (linha contínua) no material (vide Figura 64).

O amaciamento permanente do aço AISI 409 recozido ao final das duas sequências de carregamento foi observado apenas para o maior valor de pré-deformação em cisalhamento direto (13,40%) (vide Figura 64); condição essa em que se notou a tendência de intercessão das curvas de tensão-deformação efetiva, do carregamento monotônico e do carregamento do tipo Bauschinger, para esse valor de pré-deformação em cisalhamento direto.

Outro aspecto percebido pela análise das Figuras 65 e 66 é a ausência de transientes na taxa de encruamento, na condição de carregamento do tipo Bauschinger sem a pré-deformação em laminação a frio, ao contrário do observado para o menor valor de pré-deformação em cisalhamento direto quando o esforço de laminação a frio foi aplicado (vide Figura 69).

Pham et al. (2017) destacaram que a ausência de um comportamento transiente na taxa de encruamento acontece quando a densidade das novas discordâncias ativadas no recarregamento é elevada o suficiente para permitir uma recuperação do encruamento do material.

Tal comportamento indica que as mudanças do modo de deformação são mais importantes que a quantidade de deformação plástica aplicada, durante as etapas de um carregamento do tipo Bauschinger, para promover uma subestrutura de

discordâncias que seja típica do respectivo modo de deformação plástica, e assim, facilitar ou dificultar a recuperação do endurecimento do material.

6. CONCLUSÕES

A adoção das três rotas de processamento mecânico compostas pelos carregamentos de tração (0°DL)/cisalhamento (0°DL), laminação/cisalhamento (0°DL, 45°DL e 90°DL) e cisalhamento direto/cisalhamento reverso/cisalhamento direto (carregamento Bauschinger) promoveu alterações no comportamento mecânico típico (monotônico) do aço AISI 409, indicando os seguintes resultados:

- o ensaio de cisalhamento planar simples mostrou ser uma técnica eficiente para estudar o comportamento do aço AISI 409 mediante alterações na trajetória de deformação;
- a chapa do aço AISI 409 é anisotrópica (ΔR≠0), além disso, um valor de ΔR positivo indica que esse material tende a apresentar "orelhas" a 0°DL e a 90°DL;
- chapas do aço AISI 409 devem ser usadas preferencialmente na mesma direção de laminação de processos que envolvam esforços cisalhantes tais como furação e recorte por ter sido esta a direção de maior resistência ao afinamento da chapa;
- a adoção da rota de processamento do tipo ortogonal (Rota 01), composta pelos esforços de tração (0°DL) e de cisalhamento a (0°DL), ocasionou a queda inicial da tensão de fluxo durante o recarregamento em cisalhamento com posterior recuperação da capacidade de endurecimento com o aumento da quantidade de deformação plástica, sendo tal resposta dependente da quantidade de pré-deformação em tração;
- foi observada a presença de transientes na taxa de encruamento para o aço AISI 409 para a Rota 02, laminação/cisalhamento, de processamento, sendo tal efeito mais relevante para o cisalhamento conduzido a 45° em relação à direção de laminação prévia;
- para a rota de processamento do tipo Bauschinger, Rota 03, cisalhamento direto/cisalhamento reverso/cisalhamento direto, foi observado o amaciamento inicial do aço AISI 409 com posterior aumento da capacidade

- de encruamento, sendo percebida a dependência do acréscimo da ductilidade com a quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto;
- a introdução de uma etapa de pré-deformação em laminação a frio para a Rota 03 de processamento contribuiu para o aumento da ductilidade e da resistência mecânica do aço AISI 409, indicando que possíveis passes de laminação de encruamento ao término do processo de laminação na siderúrgica poderão contribuir para a posterior estampagem a frio desse material.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT - NBR 6892:2018. Materiais Metálicos: ensaio de tração à temperatura ambiente: 80 páginas. Associação Brasileira de Normas Técnicas.

APERAM made for life. **brasil.aperam.com**, 2017. Disponivel em: http://brasil.aperam.com/blog/aco-inox-409/>. Acesso em: 17 de Agosto de 2019.

ARMSTRONG, P. E; HOCKETT, J. E; SHERBY, O. D. Large Strain Multidirectional Deformation of 1100 Aluminum at 300 K. **Journal of Mechanical Physics and Solids**, Grã Bretanha, v. 30, p. 37-58, Junho de 1982.

ASM Metals Handbook. **Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**, v. 1, 1990.

ASM Metals Handbook. **Metallography and Microstructures**, v. 9, p. 2628, 2004.

BACROIX, B; HU, Z. Texture evolution induced by strain path changes in low carbon steel sheets. **Metallurgical and Materials Transactions A**, França, v. 26A, p. 601-613, Março de 1995.

BARLAT, F.; DUARTE, J. M. F; GRACIO, J. J; LOPES, A. B; RAUCH E. F. Plastic flow for non-monotonic loading conditions of an aluminium alloy sheet sample. **International Journal of Plasticity**, França, n. 19, p. 1215-1244, Março de 2003.

BATISTA, T. M. S.; LOPES, W. Estudo do comportamento mecânico do aço AISI 409 após uma operação de estampagem profunda. Trabalho de conclusão de curso, Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológia de Minas Gerais, 2015.

BAY, B.; HANSEN, N.; HUGHES, D. Evolution of FCC Deformation Structures in Polyslip. **Acta Metallurgica et Materialia**, Reino Unido, v. 40, n. 2, p. 205-219, Maio de 1992.

BOCK, M.; ARRAYAGO, I.; REAL, E. Experiments on cold-formed ferritic stainless steels slender sections. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 109, p. 13-23, 2015.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. S.; GILMAR, B. Conformação Plástica dos Metais. 6ª. ed. São Paulo: EPUSP, 2011.

BRYTAN, Z.; BOREK, W.; TÁNSKI, T. **Austenitic Stainless Steels - New Aspects**. Polônia: Intech Open, 2017. 1-6 p.

CARBÓ, H. M. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. ArcelorMittal. São Paulo, p. 1-29. 2008.

CHANDRA, K; KAIN, VIVEKANAND; SRINIVASAN, N; SAMAJDAR, I; BALASUBRAHMANIAN, A K. Temper embrittlement and corrosion behaviour of martensitic stainless steel 420. **Advanced Materials Research**, Suíça, n. 794, p. 757-765, 2013.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas**. 2ª. ed. São Paulo : Makron Books do Brasil Ltda, v. I, 1986.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7^a. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

- CHUNG, K.; WAGONER, R. H. Effect of Stress-Strain-Law Transients on Formability. **Metallurgical Transactions**, v. 17A, p. 1001-1009, Junho de 1986.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.
- CORRÊA, E. C. S. Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio. **233f. Tese (Doutorado) Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, Outubro de 2004.
- CORRÊA, E. S. C; 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**, n. 142, p. 282-288, Fevereiro de 2003.
- DAVENPORT, S. P.; 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. 2a. ed. Londres: McGraw-Hill, 1981.
- DIRRAS, G. F; DUVAL, J. L; SWIATNICKI, W. Macroscopic behaviour versus dislocation substructures development under cyclic shear tests on the aluminium-3004 alloy. **Materials Science and Engineering**, n. A263, p. 85-95, Março de 1999.
- GRACIO, J. J. The effect of grain size on the microstructural evolution of copper deformed in rolling. **Materials Science and Engineering**, Portugal, v. A196, p. 97-104, Maio de 1995.
- GRACIO, J. J; LOPES, A. B, RAUCH E. F. Analysis of plastic instability in commercially pure Al alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, França, v. 103, p. 160-164, 2000.
- IMAGE ProPlus 7.0: Media Cybernetics. **Media Cybernetics, Inc.**, 2020. Disponivel em: http://e.informer.com/mediacy.com/index.aspx%3Fpage%3DIPP. Acesso em: 12 de Janeiro 2020.
- JIA, W. P; FERNANDES, J. V. 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**, n. A348, p. 133-144, Fevereiro de 2003.
- KIM, J. K; KIM, Y. H; LEE, B. H; KIM, K. Y. New findings on intergranular corrosion mechanism of stabilized stainless steels. **Electrochimica Acta**, v. 56, p. 1701-1710, Agosto de 2011.
- KOCKS, U. F. Relation Between Polycrystal Deformation and Single-Crystal Deformation. Metallurgical and Materials Transactions, p. 1121-1143, 1970.
- KOLBASNIKOV, N. G; ZOTOV, O. G; MARTYASHOV, I. S; SULYAGIN, R. V. The Bauschinger effect and the formation of microalloyed-steel properties in pipe manufacture. **Steel in Translation**, Rússia, v. 42, n. 8, p. 657-662, 2012.
- KRAUSS, G. **Steel-Processing, Structure and Performance**. 2^a. ed. Estados Unidos: ASM International, 2015.
- LAI, J. K. L.; LO, H. K.; SHEK, C. H. **Stainless Steel:** An Introduction and Their Recent Developments. Estados Unidos: Bentham Science Publishers, 2012. 52-63 p.

- LIAO, J. et al. Mechanical, microstructural behaviour and modelling of dual phase steels under complex deformations paths. **International Journal of Plasticity**, v. 93, p. 269-290, 2017.
- LLOYD, D. J; SANG, H. The influence of Strain Path on Subsequent Mechanical Properties-Orthogonal Tensile Paths. **Metallurgical Transactions A**, Kingston, v. 10A, p. 1767-1777, Setembro de 1979.
- LOPES, W. Efeito da pré-deformação e direção de solicitação no comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 430E com uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação. **124f. Tese (Mestrado) Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, Fevereiro de 2006.
- LOPES, W. Estudo do Encruamento dos Aços AISI 304 e AISI 309 com Uso da Técnica de Cisalhamento Planar Simples. **207f. Tese (Doutorado) Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, Dezembro de 2009.
- LOPES, W; CORRÊA, E. C. S; CAMPOS, H. B; AGUILAR, M. T. P; CETLIN, P. R. Uso da Técnica de Cisalhamento Planar Simples para alterar a Trajetória de Deformação do Aço AISI 430, 2007.
- MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Edgar Blücher Ltda, 1982.
- 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**, França, v. A309-310, p. 495-499, 2001.
- NOONING, R. G. Effect of stabilizing elements on the precipitation behavior and phase stability of type 409 ferritic stainless steels. **102f. Tese (Mestrado) Ciência e Engenharia de Materiais, University of Pittsburgh**, Pitsburgo, Dezembro 2002.
- ORIGINLAB CORPORATION. **Origin(Pro)**. Disponivel em: http://www.originlab.com/demodownload.aspx. Acesso em: 28 de Janeiro de 2020.
- PHAM, C H; ADZIMA, F; COËR, J; MANACH, P Y. Anti-Buckling Device for Ultra-Thin Metallic Sheets Under Large and Reversed Shear Strain Paths. **Experimental Mechanics**, Janeiro 2017.
- PRAMANIK, A.; BASAK, A. K. Stainless Steel Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application. Nova York: Nova Science Publisher, v. I, 2015.
- PRASAD, S. N.; RAO, M. N. Stainless Steel A Versatile Engineering Material for Critical Applications. **Advanced Materials Research**, Suíça, v. 794, p. 44-49, 2013.
- QIN, J.; HOLMEDAL, B.; HOPPERSTAD, O. S. Experimental characterization and modeling of aluminum alloy AA3103 for complex single and double strain-path changes. **International Journal of Plasticity**, n. 112, p. 158-171, 2019.
- RAUCH, E F; GRACIO, J J; BARLAT, F; LOPES, A B; DUARTE, J F. Hardening behaviour and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys. **Scripta Materialia**, v. 46, p. 881-886, 2002.

- RAUCH, E F; J, GRACIO J; F, BARLAT; G, VINCZE. Modelling the plastic behaviour of metals under complex loading conditions. **Modelling and Simulation in Material Science and Engineering**, v. 19, p. 1-18, Março de 2011.
- RAUCH, E. F. The Flow Law of Mild Steel Under Monotonic or Complex Strain Path. **Solid State Phenomena**, França, v. 23 & 24, p. 317-334, 1992.
- RAUCH, E. F. Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. **Materials Science and Engineering**, n. A241, p. 179-183, Março de 1998.
- RAUCH, E. F. et al. Hardening behaviour and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys. **Scripta Materialia**, v. 46, p. 881-886, 2002.
- RAUCH, E. F. et al. Modelling the plastic behaviour of metals under complex loading conditions. **Modelling and Simulation in Material Science and Engineering**, v. 19, p. 1-18, Março de 2011.
- RAUCH, E. F; GRACIO, J. J; BARLAT, F. Work Hardening Model for Polycrystalline Metals Under Strain Reversal at Large Strains. **Acta Materialia**, v. 55, p. 2939-2948, 2007.
- REED-HILL, R. **Princípios de Metalurgia Física**. 2ª. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.
- RODRIGUES, G. D; MARIA, G. G. B; VIANA, N. A. L; SANTOS, D. B. Effect of low cold-rolling strain on microstructure, texture, phase transformation, and mechanical properties of 2304 lean duplex stainless steel. **Materials Characterization**, Belo Horizonte, n. 150, p. 138-149, Fevereiro de 2019.
- SCALISE, T. C; DE OLIVEIRA, M. C; SAYEG, I. J; ANTUNES, R. A. Sensitization Behaviour of Type 409 Ferritic Stainless Steel: Confronting DL-EPR Test and Practice W of ASTM A763. **Jounal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, p. 2164-2173, Junho de 2014.
- SCHMITT, J. H.; SHEN, E. L.; RAPHANEL, J. L. A Parameter for measuring the magnitude of change of strain path: validation and comparison with experiments on low carbon steel. **International Journal of Plasticity**, Estados Unidos, v. 10, p. 535-551, 1994.
- SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3ª. ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- SINHA, S.; GURAO, N. P. The role of crystallographic texture on load reversal and low cycle fatigue performance of commercially pure titanium. **Materials Science and Engineering A**, n. 691, p. 100-109, Março 2017.
- TANG, T; SHAO, Y; LI, D; PENG, L; PENG, Y; ZHANG, S; WU, P. Polycrystal plasticity simulation of extrusion of a magnesium alloy round bar: Effect of strain path non-uniformity. **Journal of Alloys and Compounds**, 2018. 161-181.
- VAN NIEKERK, C. J; DU TOIT, M. Sensitization behaviour of 11-12% Cr AISI 409 stainless steel during low heat input welding. **The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy**, v. 111, p. 243-255, Março de 2011.
- VIEIRA, M.F; FERNANDES, J.V. Complex Strain Path in Polycrystalline Coppers. **Materials Research**, v. 2, n. 3, p. 185-189, 1999.

WEISS, M; KUPKE, A; MANACH, P. Y; GALDOS, L; HODGSON, P. D. On the Bauschinger effect in dual phase steel at high levels of strain. **Materials Science and Engineering**, v. A 643, p. 127-136, Julho de 2015.

WILLIAN, D. C. J. **Materials Science and Engineering:** an Introduction. 5^a. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, 2002.

WU, W; WANG, Y W; MAKRYGIANNIS, P; ZHU, F; THOMAS, G A; HECTOR, L G; JR; HU, X; SUN, X; REN, Y. Deformation mode and strain path dependence of martensite phase transformation in a medium manganese TRIP steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 711, p. 611-623, 2018.

ZANDRAHIMI, M; PLATIAS, S; PRICE, D; BARRET, D; BATE, P. S; ROBERTS, W. T; WILSON, D. Effects of Changes in Strain Path on Work Hardening in Cubic Metals. **Metallurgical Transactions A**, Birmingham, v. 20 A, Outubro 1989.

ZAPFEE, C. Stainless Steel - The Miracle Metal. In: COBB, H. M. **The History of Stainless Steel**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010. Cap. 01, p. 01. Consultante metalúrgico.